



Применение диаграмм фазовых превращений при старении для оптимизации режимов старения в Al–Li-сплавах в1469, 1441

Е.А. Лукина

А.А. Алексеев

В.В. Антипов

Д.В. Зайцев

Ю.Ю. Клочкова

Июль 2009

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Статья подготовлена для опубликования в журнале «Металлы»,
№ 6, 2009 г.

Электронная версия доступна по адресу: www.viam.ru/public

Применение диаграмм фазовых превращений при старении для оптимизации режимов старения в Al–Li-сплавах В1469, 1441

Е.А. Лукина, А.А. Алексеев, В.В. Антипов,
Д.В. Зайцев, Ю.Ю. Ключкова

Всероссийский институт авиационных материалов

Для описания изменений фазового состава сплавов в процессе старения удобно строить ТТТ-диаграммы в координатах температура–длительность старения, на которых указывать температурно-временные области существования неравновесных фаз, образующихся при старении. Как правило, построение таких диаграмм фазовых превращений при старении (ДФПС) сопровождается построением температурно-временных карт свойств. Сопоставление ДФПС с картами свойств позволяет анализировать влияние структуры на свойства. В настоящей работе анализируются ДФПС сплавов В1469 (состав Al–1,2Li–0,46Ag–3,4Cu–0,66Mg) и 1441 (Al–1,8Li–1,1Mg–1,6Cu, $C_{Mg}/C_{Cu} \approx 1$). Приведены примеры использования ДФПС для разработки ступенчатых режимов старения.*

Алюминиевые сплавы с литием занимают особое положение среди других стареющих алюминиевых сплавов, что обусловлено их более высоким модулем упругости и меньшей плотностью – свойствами, открывающими широкие возможности применения металлических легких материалов для аэрокосмической техники. Кроме того, Al–Li-сплавы на стадии максимального упрочнения отличаются от алюминиевых сплавов повышенной объемной долей упрочняющих выделений. Однако при этом им свойствен один недостаток – пониженная пластичность в состоянии максимальной прочности. Как одна из мер обеспечения повышения пластичности используется легирование (в первую очередь медью и магнием), влияющее на характер распада твердого раствора [1].

* Здесь и далее по статье состав сплавов в мас. %.

Все промышленные Al–Li-сплавы отличаются высоким содержанием легирующих элементов и сложностью фазовых превращений при старении. Структура полуфабрикатов из Al–Li-сплавов, которая характеризуется высокой плотностью выделений стабильных фаз на границах зерен, наличием пограничных свободных от выделений зон и строчечным расположением избыточных фаз, влияет на уровень коррозионной стойкости, пластичности и вязкости разрушения данных сплавов.

На формирование той или иной структуры в Al–Li-сплавах особенно сильное влияние оказывают температура нагрева, скорость охлаждения при закалке и режим искусственного старения. При этом, учитывая сложные фазовый состав, морфологию и характер выделения фаз при распаде твердого раствора в высоколегированных Al–Li-сплавах, достаточно проблематично получить режим старения, обеспечивающий оптимальное сочетание прочности, пластичности, вязкости разрушения и коррозионной стойкости [1].

Для большинства Al–Li-сплавов основной упрочняющей фазой является δ' (Al₃Li)-фаза. В многокомпонентном сплаве 1441 для оптимального сочетания прочностных и ресурсных характеристик подбор ступенчатых режимов старения необходимо осуществлять таким образом, чтобы основная упрочняющая δ' -фаза находилась в оптимальном сочетании также с упрочняющей S'(Al₂CuMg)-фазой и T₂(Al₆Cu(Li,Mg)₃)-фазой, которая выделяется гетерогенно по границам [2].

Сплав В1469 принадлежит к классу сплавов, содержащих серебро. Установлено, что серебро в сплавах этой системы оказывает влияние на кинетику процессов термической обработки, способствуя значительному повышению прочностных характеристик. Известно, что основной фазой в сплаве В1469, отвечающей за формирование комплекса его свойств, является Ω' -фаза [3], в состав которой входят атомы меди, серебра и лития. Согласно паспортному составу в сплаве В1469 содержится 1–1,5% Li. Это означает, что при низкотемпературном старении данного сплава возможно образование небольшого количества литийсодержащей упрочняющей фазы (δ' -фаза). При

получении комплекса свойств, обеспечивающего возможность расширения области применения полуфабрикатов из сплава В1469 в современном самолетостроении, существует проблема оптимизации ступенчатых режимов старения.

При разработке и оптимизации режимов старения необходимо знать температурно-временные области существования отдельных фаз, образующихся при старении. Для этого удобно использовать диаграммы фазовых превращений при старении (ДФПС), построенные в координатах температура t – длительность старения τ [4, 5]. Эти диаграммы удобно использовать совместно с температурно-временными картами основных механических свойств ($\sigma_{0,2}$; σ_B ; δ), построенными в том же температурно-временном диапазоне.

Настоящая работа посвящена исследованию фазового состава сплавов 1441 и В1469 и построению ДФПС этих сплавов с целью оптимизации одноступенчатых режимов старения и выработки критериев построения многоступенчатых режимов старения.

Материалы и методика эксперимента

В работе исследованы листы сплава 1441 (Al–1,8Li–1,1Mg–1,6Cu) толщиной 2 мм и сплава В1469 (Al–1,2Li–0,46Ag–3,4Cu–0,66Mg) толщиной 3 мм.

Рентгеноструктурные исследования проведены с использованием рентгеновского дифрактометра D/MAX-2500 фирмы RIGAKU с монохроматическим $\text{CuK}\alpha$ -излучением. Проведен стандартный рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) при рабочем режиме дифрактометра 30 кВ, 10 мА. Диапазон сканирования для РФА $2\theta=15-90^\circ$. Электронно-микроскопические исследования проведены с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-200СХ фирмы JEOL (метод ПЭМ). Для выявления морфологии и кристаллографических параметров применялись темнопольные дифракционные методики.

Построение ДФПС во всех случаях проводилось по единой схеме:

- термическая обработка по сетке режимов старения (выбраны область температур $t=85-225^{\circ}\text{C}$ для сплава 1441 и $120-225^{\circ}\text{C}$ для сплава В1469 с шагом 25°C и временная область $\tau=1-256$ ч с кратностью 2 в логарифмическом масштабе, т.е. 1; 2; 4; 8; 16; 32; 64; 128 и 256 ч);
- испытания на растяжение при температуре $20\pm 2^{\circ}\text{C}$ с определением механических свойств: $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{в}}$ и δ (по ГОСТ 1497–84);
- построение карт механических свойств (карты представляют собой линии одинаковых значений механических свойств, построенные в виде трехкоординатных диаграмм (программы EXEL, STATISTICA));
- проведение РФА поздних режимов старения для выявления фаз, характерных для перестаривания; выявление температурно-временных областей существования этих фаз в координатах $t-\tau$;
- сопоставление карт свойств и данных РФА для уточнения областей, в которых имеют место фазовые особенности;
- электронно-микроскопические исследования образцов, состаренных по режимам, соответствующим границам фазовых областей и максимальному количеству упрочняющих фаз (с помощью этого метода определяются кристаллографические характеристики фаз, их морфология и характер выделения);
- построение ДФПС по полученным результатам.

Результаты исследований и их обсуждение

ДФПС для сплава В1469

Для данного сплава определены механические свойства и построены температурно-временные карты (рис. 1, а–в). Линии равных свойств $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{в}}$ и δ представляют собой С-кривые. Области так называемого топографического хребта, или области максимальных прочностных свойств ($\sigma_{\text{в}}\approx 640$ МПа и $\sigma_{0,2}\approx 550$ МПа), совпадают с положением области топографической впадины (см. рис. 1, в), или области минимальной пластичности ($\delta < 7\%$).

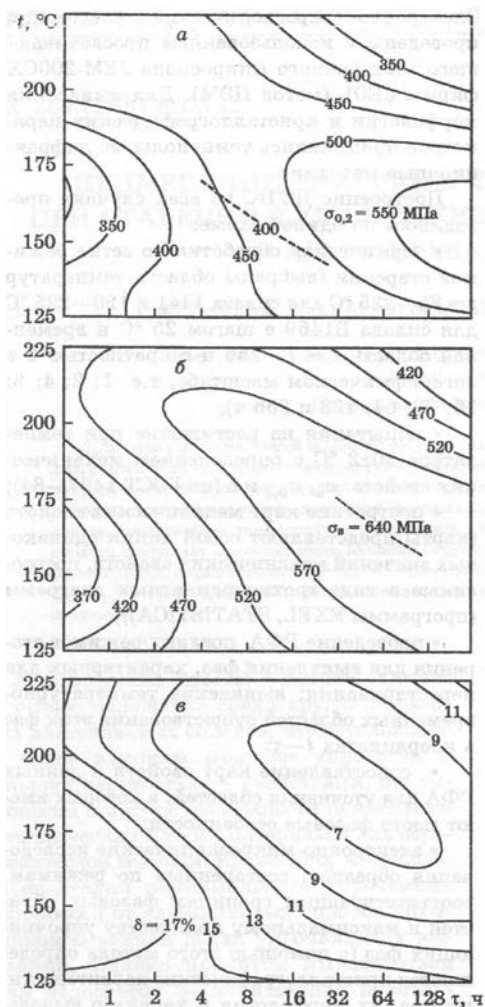


Рисунок 1. Карты механических свойств листов сплава В1469:
a–в – линии равных значений (С-кривые) соответственно предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела кратковременной прочности $\sigma_{\text{в}}$ и удлинения δ . Штриховые линии – уровень значений прочностных характеристик для образцов после длительного естественного старения

Образцы, состаренные при температурах ниже 140°C после вылеживания в течение 1 года, имеют меньшее значение предела текучести, чем образцы, состаренные по тем же режимам из свежезакаленного состояния (см. С-кривые $\sigma_{0,2}=400$ и 500 МПа). Следовательно, на уровень механических свойств сплава В1469, состаренного в низкотемпературной области старения (до 140°C), влияет предварительное естественное старение.

Анализ кинетики старения сплава В1469 при температурах выше 150°C , принадлежащих высокотемпературной области, показал, что при увеличении длительности старения предел прочности изменяется немонотонно (рис. 2).

Характер кинетических кривых старения указывает на протекание возвратных процессов при старении.

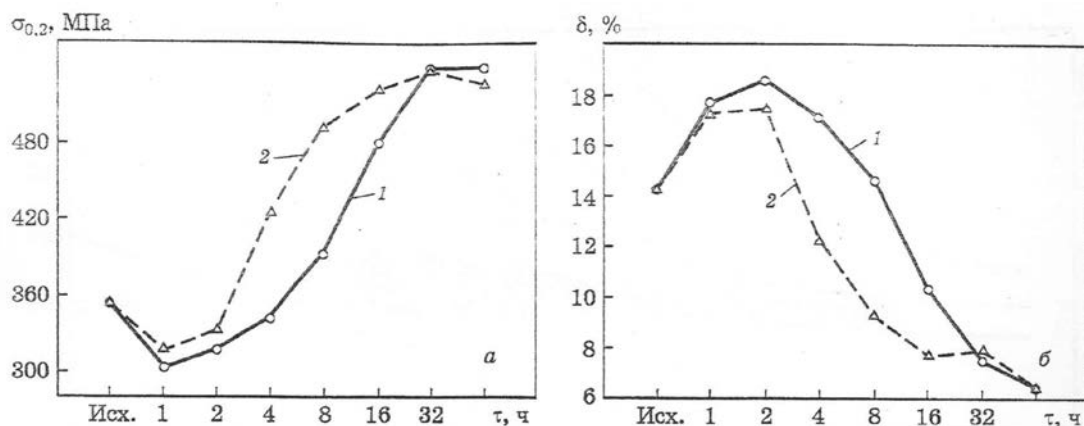


Рисунок 2. Кинетические кривые старения образцов сплава В1469 при 160 (кр. 1) и 170°C (кр. 2): а, б – изменение во времени соответственно предела текучести $\sigma_{0,2}$ и пластичности (удлинения δ)

Свойства материала в областях низко- и высокотемпературного старения формируются по-разному. В настоящей статье приводятся результаты исследования структуры и свойств листов сплава В1469, полученные при высокотемпературном старении. Особенности изменения предела текучести и пластичности в ходе старения, характерные для низкотемпературной области, не учитывались при построении карт свойств. Процессы, протекающие при низкотемпературном старении, требуют дополнительного исследования.

С помощью рентгеноструктурного анализа листов сплава В1469 был определен фазовый состав сплава на стадии перестаривания. Например, для режимов старения при температурах 225°C, 128 ч; 200°C, 256 ч; 150°C, 32 ч и 150°C, 64 ч характерны следующие фазы: $T_2(Al_6LiCu)$, $T'_1(Al_2LiCu)$, $\theta(Al_2Cu)$, а также на всех рентгенограммах присутствуют рентгеновские линии, соответствующие фазе $Al_3(Zr,Sc)$, интенсивность которых меняется только по причине неравномерного распределения в объеме листа циркония и скандия при легировании. Объемная доля этой фазы не зависит от режима старения.

Для уточнения температурно-временных областей существования неравновесных фаз проведены электронно-микроскопические исследования структуры сплава, состаренного по режимам, выбранным с учетом температурно-временных карт в окрестности максимума свойств, в областях перестаривания и недостаривания.

В Al–Li-сплавах (1,2%), к которым можно отнести сплав В1469, при температуре 200°C [1, 6] литий в основном находится в твердом растворе. Часть лития, не перешедшая в твердый раствор, остается в составе композитных частиц $Al_3(Zr,Sc,Li)$, $Al_3(Sc,Li)$. Поэтому типичная для всех Al–Li-сплавов δ' -фаза в сплаве В1469 образуется только на стадии низкотемпературного старения. Выделяется она преимущественно гетерогенно на частицах $Al_3(Zr,Sc,Li)$ и $Al_3(Sc,Li)$, образуя на них тонкий ободок из отдельных выделений δ' -фазы (рис. 3, а).

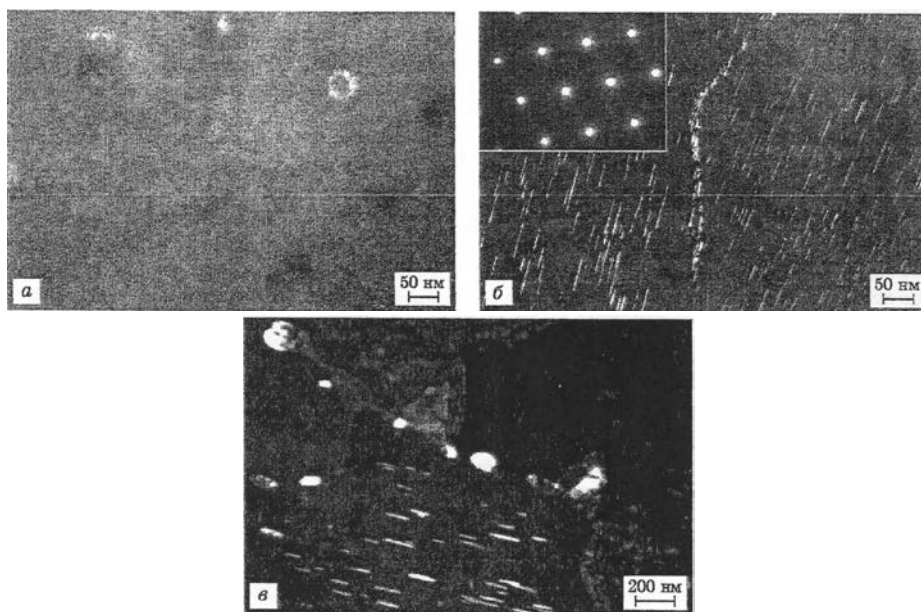


Рисунок 3. Темнопольное изображение выделений, образующихся в процессе распада твердого раствора сплава В1469: а – δ' -фаза, старение при 150°C, 4 ч ($g=1/2[200]$); б – Ω' -фаза, старение при 200°C, 4 ч ($g=1/2 [111]$); в – $T_2(Al_6LiCu)$ -фаза, старение при 225°C, 32 ч ($g=2/2[220]$)

В области высокотемпературного старения δ' -фаза практически отсутствует. Основные особенности высокотемпературного старения сплава В1469 определяются интенсивным распадом твердого раствора внутри зерна

и по границам субзерен с образованием Ω' -фазы. Эта фаза содержит серебро [7] (рис. 3, б).

Дифракционные исследования Ω' -фазы показали, что вдоль всех направлений семейства $\langle 111 \rangle_\alpha$ на оси зоны $\langle 110 \rangle$ и $\langle 112 \rangle$ видны тонкие диффузные тяжи, соответствующие пластинчатым выделениям, толщиной в несколько моноатомных слоев (см. электронограмму на рис. 3, б).

Аналогичные дифракционные эффекты характерны для $T'_1(\text{Al}_2\text{LiCu})$ -фазы, выделяющейся при старении сплавов системы Al–Li–Cu [6]. Температурно-временная область существования Ω' -фазы имеет широкие пределы: после старения при 150°C, 1 ч; 125°C, 32 ч и 150°C, 4 ч частицы Ω' -фазы наблюдаются в виде отдельных тонких пластин толщиной 1–5 нм с габитусом $\{111\}$, очевидно, эту область можно считать началом зарождения Ω' -фазы. Области существования Ω' - и δ' -фаз различны и пересекаются только в узком температурно-временном интервале. После старения при 225°C, 32 ч Ω' -фаза имеет вид пластин толщиной 10–15 нм. Внутри зерна также наблюдаются выделения крупной фазы, имеющей мозаичное строение, частицами этой же фазы декорированы высокоугловые границы и границы субзерен. По-видимому, эти выделения соответствуют $T_2(\text{Al}_6\text{LiCu})$ -фазе (рис. 3, в).

Таким образом, на основании карт механических свойств, рентгеноструктурных и электронно-микроскопических данных установлены температурно-временные области существования ряда фаз ($(\alpha+\delta')$; $(\alpha+\delta'+\Omega'+\Omega'_{\text{гетеро}})$, $(\alpha+\Omega'+\Omega'_{\text{гетеро}})$, $(\alpha+T_2+T_{2\text{гетеро}}+\Omega'(T'_1)+T'_{1\text{гетеро}}+\theta)$) и построена ДФПС сплава В1469 (рис. 4).

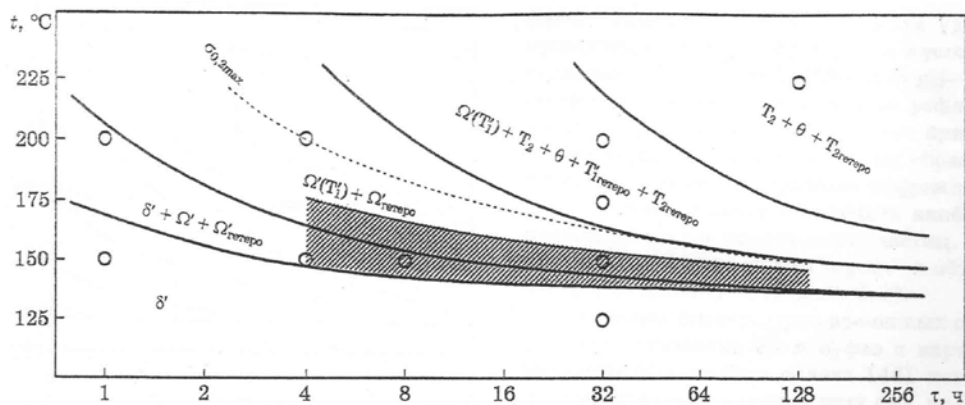


Рисунок 4. Диаграмма фазовых превращений при старении сплава В1469: точки – контрольные режимы для исследования структуры; линии – границы фазовых областей; заштрихована область уменьшения пластичности

ДФПС сплава 1441

Для данного сплава также определены механические свойства и построены температурно-временные карты (рис. 5, а–в).

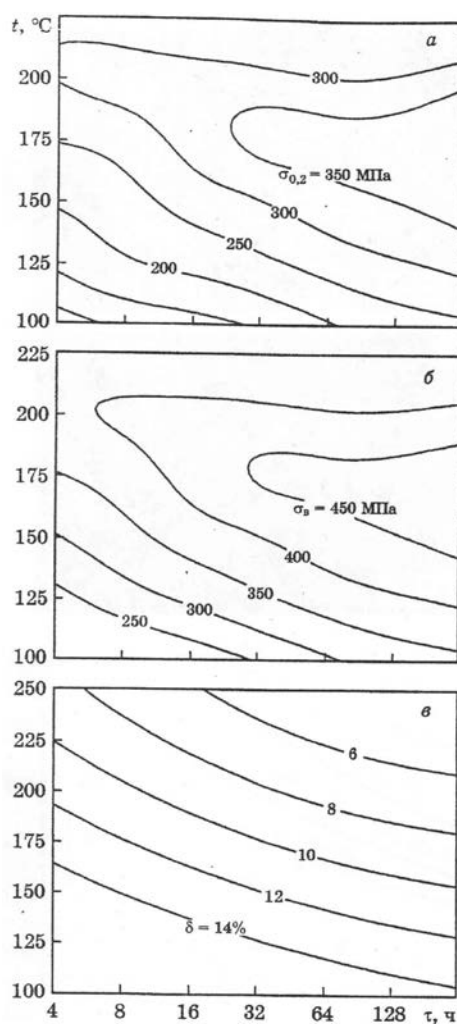


Рисунок 5. Карты механических свойств листов сплава 1441: $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{в}}$, δ – линии равных значений (С-кривые) соответственно предела текучести (а), предела кратковременной прочности (б), удлинения (в)

Показано, что область достижения максимальных свойств ($\sigma_{\text{в}} \approx 430$ МПа и $\sigma_{0,2} \approx 370$ МПа), или топографический хребет, находится в зоне падения пластичности ($\delta < 7\%$). Режимы перестаривания исследованы методами рентгеноструктурного анализа. Фазовый состав, характерный для этой температурно-временной области, следующий: $S'(Al_2CuMg)$, $T_1(Al_2LiCu)$, $T_2(Al_6Cu(Li,Mg)_3)$. Для проведения темнопольных электронно-

микроскопических исследований, опираясь на данные карт механических свойств сплава 1441, выбраны режимы старения, принадлежащие области максимальных прочностных свойств, области недостаривания и перестаривания, а именно нагревы при 150°C, 32 ч; 175°C, 4 ч; 200°C, 4 ч; 100°C, 8 ч; 125°C, 32 ч; 200°C, 256 ч. Проведено уточнение фазового состава, характера распада (гомогенный или гетерогенный) и определены границы температурно-временных областей существования неравновесных фаз.

Основной упрочняющей фазой для сплава 1441 является δ' (Al₃Li)-фаза, характерная для большинства Al–Li-сплавов. Во всех изученных состояниях присутствуют сферические частицы δ' -фазы, гомогенно распределенные в объеме зерна. По мере увеличения продолжительности старения и повышения температуры старения размер частиц возрастает, распределение их по объему остается равномерным. На более поздних стадиях старения (нагрев при 200°C, 256 ч) наблюдаются укрупнение выделений δ' -фазы и ее частичное растворение.

Кроме того, в сплаве 1441 в ходе старения образуется S'(Al₂CuMg)-фаза [8]. Наиболее удобной ориентировкой для темнопольных исследований S'-фазы является кристаллографическая ось зоны $\langle 001 \rangle$. Частицы этой фазы имеют вид реек, вытянутых вдоль направлений $\langle 200 \rangle_\alpha$ с габитусом $\{120\}$, и выделяются как в объеме зерна, так и на дислокациях. На кристаллографической оси $\langle 100 \rangle$ наблюдаются тяжи вдоль направлений типа $\langle 200 \rangle_\alpha$, характерные для этой фазы. Темнопольные исследования удобно проводить, соблюдая дифракционные условия, согласно которым $g=1/4[240]$, где g – расстояние от нулевого рефлекса до рефлекса фазы. В данном случае рефлексов, принадлежащих фазе, множество, и они образуют диффузные тяжи. Выбранные дифракционные условия позволяют получить наиболее представительное изображение частиц. Выделения S'-фазы видны «в торец» в объеме зерна и на дислокациях (рис. 6, а).

Сравнение температурно-временных областей существования S' и δ' -фаз с картами механических свойств сплава 1441 показало благоприятное влияние этих фаз на формирование свойств сплава.

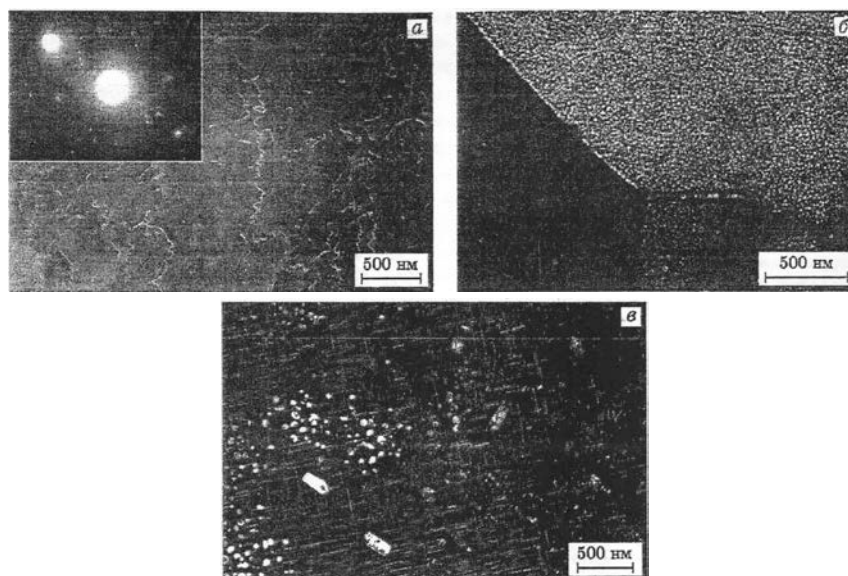


Рисунок 6. Темнопольное изображение частиц S'-фазы ($g=1/4[240]$) с соответствующей дифракционной картиной $\langle 100 \rangle$ (см. левый верхний угол) в случае старения при 150°C , 32 ч (а), T_2 -фазы на границах зерен с зоной, свободной от выделений δ' -фазы ($g=1/2[200]$) в случае старения при 150°C , 32 ч (б), равновесной T_1 -фазы и δ' -фазы в случае старения при 200°C , 256 ч (в)

Для высокотемпературного старения также характерно выделение частиц T'_1 (Al_2LiCu)-фазы пластинчатой формы с габитусом $\{111\}$ [2]. Наиболее удобной ориентировкой для темнопольных исследований T'_1 -фазы является кристаллографическая ось зоны $\langle 110 \rangle$, которая содержит диффузные тяжи вдоль направлений $\langle 111 \rangle_\alpha$. По мере увеличения толщины пластин в ходе старения на тяжах формируются утолщения. Для выделений этой фазы характерна склонность к гетерогенному зарождению на границах зерен и субграницах.

Сравнение результатов фазового анализа и построения карт свойств показывает, что падение пластичности δ связано с интенсификацией образования T'_1 -фазы по границам зерен и субзерен.

Основной гетерогенной фазой для сплава 1441 является T_2 -фаза. После старения при 150°C , 32 ч наблюдался распад по высокоугловым границам с образованием выделений T_2 -фазы размером ~ 50 нм и зоны, свободной от

выделений δ' -фазы вдоль границы (рис. 6, б). Для более поздней стадии старения (при 200°C, 256 ч) были отмечены отдельные частицы равновесной T_1 -фазы с небольшим количеством крупной δ' -фазы (рис. 6, в).

Таким образом, на основании карт механических свойств и структурных исследований установлены температурно-временные области существования фаз $(\alpha+\delta')$, $(\alpha+\delta'+T_{2\text{гетеро}})$, $(\alpha+\delta'+S'+T_{2\text{гетеро}})$, $(\alpha+\delta'+S'+T_1+T_{2\text{гетеро}})$, $(\alpha+S'+T_1+T_1+T_{2\text{гетеро}})$ и построена ДФПС сплава 1441 (рис. 7).

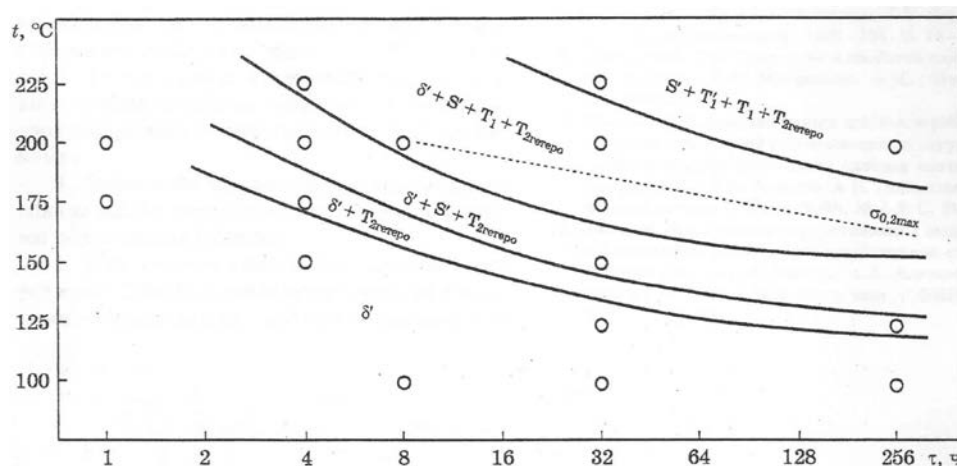


Рисунок 7. Диаграмма фазовых превращений при старении сплава 1441:
 точки – контрольные режимы для исследования структуры;
 линии – границы фазовых областей

По данным построенной ДФПС и карт механических свойств сплава 1441 установлено, что используемый на практике режим его старения при 150°C, 30 ч находится в температурно-временной области недостаривания. При одноступенчатом старении максимальные прочностные свойства сплава 1441 достигаются при пониженной пластичности.

Использование ДФПС обеспечивает оптимизацию свойств сплава 1441 с помощью разработки многоступенчатых режимов старения. В данной работе предложен трехступенчатый режим старения 150°C, 32 ч + 175°C, 10 ч + 120°C, 48 ч, при котором на первой ступени старения в объеме сплава формируется большое количество δ' -фазы и достаточное количество S'-фазы, на второй ступени обеспечивается увеличение количества S'-фазы, что важно для повышения эффективности упрочнения выделениями δ' -фазы без

образования частиц T'_1 -фазы. Избыток равновесного лития убирается низкотемпературным режимом старения на третьей ступени, который выбирается из температурно-временной области существования только δ' -фазы. Выбранный по построенной диаграмме режим старения позволил повысить свойства сплава, что подтверждается сравнением механических свойств после паспортного режима старения и режима старения, выбранного по построеннойДФПС сплава 1441:

	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Режим старения:			
паспортный (150°C, 30 ч)	430	300	13,0
ступенчатый	464	334	13,3

Выводы

Для сплава В1469 на основании построенной диаграммы фазовых превращений при старении (ДФПС) определено, что области существования Ω' и δ' -фаз различны и пересекаются только в узком температурно-временном интервале, что является особенностью сплава В1469 по сравнению с другими Al–Li-сплавами.

Установлены низкотемпературная и высокотемпературная области, в которых свойства сплава В1469 формируются по-разному.

Сочетание прочности и пластичности сплава В1469 определяется закономерностями образования Ω' -фазы.

Для сплава 1441 на основании построеннойДФПС при сопоставлении ее с картами механических свойств показано, что S'- и δ' -фазы благоприятны для формирования его свойств.

С помощью фазового анализа и построения карт механических свойств сплава 1441 доказано, что падение пластичности δ связано с интенсификацией образования T'_1 -фазы по границам зерен и субзерен.

Список литературы:

1. Фридляндер, И.Н. Al–Li сплавы (структура и свойства) / И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. – Киев: Наук. думка, 1992. 192 с.
2. Алексеев, А.Л. Фазовые превращения при старении сплавов Al–Li–Cu–Mg–(Zr) / А.А. Алексеев, В.Н. Ананьев, Л.Б. Бер, А.Д. Шестаков // ФММ. 1994. Т. 77. Вып. 4. С. 120–130.
3. Chester, R.J. Precipitation in Al–Cu–Mg–Ag alloys / R.J. Chester, I.J. Polmear // The Metallurgy of Light Alloys: Spring Residential Conf. L.: The Institution of Metallurgists, 1983. V. 18. № 6. P. 75–81.
4. Davydov, V.G. TTP and TTT diagrams for quench sensitivity and ageing of 1424 alloy / V.G. Davydov, L.B. Ber, E.Ya. Kaputkin, V.I. Komov, O.G. Ukolova, E.A. Lukina // Mater. Sci. Eng. 2000. V.A280. P. 76–82.
5. Алексеев, А.А. Диаграммы фазовых превращений при старении сплавов систем Al–Zn–Mg–(Cu), Al–Li–Cu и Al–Li–Cu–Mg / А.А. Алексеев, Л.Б. Бер // Технология легких сплавов. 1991. №5. С. 15–19.
6. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л.Ф. Мондольфо. – М.: Металлургия, 1979. 639 с.
7. Телешов, В.В. Влияние малых добавок серебра и параметров технологии изготовления на структуру и свойства полуфабрикатов из сплавов системы Al–Cu–Mg–Ag– X_i / В.В. Телешов, А.П. Головлева // Технология легких сплавов. 2006. № 12. С. 99–119.
8. Алексеев, А.А. Структура упрочняющих выделений, образующихся при высокотемпературном старении в сплавах системы Al–Cu–Mg / А.А. Алексеев, В.Н. Ананьев, Л.Б. Бер, Е.Я. Капуткин // ФММ. 1993. Т. 3. С. 81–90.