

УДК 669.715:669.884

В.В. Антипов¹, Е.А. Ткаченко¹, Д.В. Зайцев¹,
А.А. Селиванов¹, Б.В. Овсянников²

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1441

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52

Приведены результаты исследования влияния температурно-временных параметров гомогенизации на структуру, фазовый состав и технологическую пластичность слитков из алюминий-литиевого сплава 1441 на основе системы Al–Li–Cu–Mg–Zr. Установлен фазовый состав гомогенизированных слитков. В структуре слитков после гомогенизации по различным режимам присутствуют вторичные микрочастицы фаз: β' (Al_3Zr), δ' (Al_3Li) и S' (Al_2CuMg). Размер частиц этих фаз составляет от 5 до 50 нм. Выбран режим двухступенчатой гомогенизации и установлен температурный интервал горячей прокатки слитков, которые рекомендованы для применения в производственных условиях металлургического завода.

Ключевые слова: алюминий-литиевые сплавы, алюминиевый сплав 1441, структура слитков, механические свойства, гомогенизация, технологическая пластичность, фазовый состав.

V.V. Antipov¹, E.A. Tkachenko¹, D.V. Zajtsev¹,
A.A. Selivanov¹, B.V. Ovsyannikov²

THE INFLUENCE OF HOMOGENIZING ANNEALING REGIMES ON THE STRUCTURAL PHASE STATE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM-LITHIUM ALLOY 1441 INGOTS

The article presents the results of the study of the influence of temperature-time parameters of homogenization on the structure, phase composition and technological plasticity aluminum-lithium alloy 1441 ingots based on the Al–Li–Cu–Mg–Zr system. The phase composition of homogenized ingots was observed. In the structure of ingots after homogenization in different regimes, there are secondary microparticles of the phases: β' (Al_3Zr), δ' (Al_3Li) and S' (Al_2CuMg). The particle size of these phases is from 5 to 50 nm. The two-stage homogenization regime was selected, and the temperature range of ingots hot rolling was specified, which are recommended for use in the production conditions of a modern metallurgical plant.

Keywords: Al–Li alloys, 1441 aluminum alloy, ingot structure, mechanical property, homogenizing annealing, technological plasticity, phase composition.

¹Федеральное 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

²Открытое акционерное общество «Каменск-Уральский металлургический завод» [Open Joint Stock Company «Kamensk-Uralsky metallurgical works»]; e-mail: any@kumw.ru

Введение

Алюминий-литиевые сплавы являются перспективным классом сплавов (в том числе для использования в металлополимерных композиционных материалах класса СИАЛ), отличающихся, прежде всего, низкой плотностью ($d \approx 2,47\text{--}2,59$ г/см³ по сравнению с $d \approx 2,78\text{--}2,87$ г/см³ у традиционных алюминиевых сплавов) и повышенным модулем упругости ($E \approx 78,5$ ГПа по сравнению с $E \approx 70\text{--}71$ ГПа у традиционных сплавов) при широком диапазоне значений прочности [1–7].

Однако присутствие в сплавах лития существенно ухудшает их технологичность при плавке и изготовлении деформированных полуфабрикатов в связи с повышенной растворимостью водорода и необходимостью защиты поверхности расплавов от потери лития. Кроме того, затруднена рулонная прокатка листов из большинства алюминий-литиевых сплавов – кроме сплавов 1441 и В-1469 [8, 9].

Для получения листов методом рулонной прокатки, в том числе тонких (толщиной приблизительно 0,3–0,4 мм), предназначенных для использования в слоистом металлополимерном композите, актуальна проблема выбора технологичных, деформируемых прокаткой алюминий-литиевых сплавов. Сплав 1441 обладает наиболее приемлемым комплексом прочностных и технологических характеристик. В сравнении с другим, более прочным алюминий-литиевым сплавом В-1469 (в состав которого входят добавки серебра и скандия), листы из которого (толщиной не менее 0,5 мм) можно получить также методом рулонной прокатки, сплав 1441, не содержащий добавки серебра и скандия, является более экономичным для получения листов.

При холодной прокатке рулонов из сплава 1441 на толщину менее 0,5 мм возникали значительные проблемы, связанные с многочисленными обрывами при прокатке листов из-за неоднородности структуры материала и недостаточной пластичности слитков, поэтому одной из важнейших задач была разработка температурно-временных параметров гомогенизации слитков, обеспечивающих получение оптимального структурно-фазового состояния и комплекса технологических свойств слитков.

Материалы и методы

Материалом для исследований служил отлитый в производственных условиях ОАО «КУМЗ» плоский слиток сечением 300×1100×3100 мм, полученный методом полунепрерывного литья из вакуумного миксера. Металл во время литья защищали от окисления слоем покровно-рафинирующего флюса [8, 9].

Химический состав исследованного слитка из сплава 1441 приведен в табл. 1 (соответствует требованиям ТУ1-804-402–2002), содержание водорода по твердой пробе составляло 0,4 см³ на 100 г металла.

Таблица 1

Химический состав слитка из сплава 1441

Содержание элементов*, % (по массе)										
Al	Cu	Mn	Mg	Ti	Ni	Zr	Be	Li	Na	Ga
Основа	1,7	0,05	0,8	0,05	0,06	0,11	0,04	1,8	0,001	0,001

* Примеси – менее 0,05% (по массе) каждого элемента, сумма примесей – менее 0,15% (по массе).

Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе Olympus GX 51 в соответствии с МР21-31, ММ1.2.028 и ММ1.2.085.

Электронно-микроскопические структурные исследования слитков проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа ТЕСНАИ F20 S-TWIN в соответствии с ММ1.595-17-344.

Результаты и обсуждение

Непосредственно после литья слитки подвергали отжигу (при температуре 380–420°C, выдержка 2 ч) для снижения значительных внутренних напряжений, возникающих в процессе литья при резком охлаждении слитка, которые создают опасность образования холодных трещин и даже разрушения слитков при дальнейшей резке.

Исследование структуры отожженных слитков показало, что она неоднородна (рис. 1) и состоит из дендритов твердого раствора переменного состава, между ветвей которых расположены скопления избыточных интерметаллидных фаз. Наличие неоднородной структуры, дендритной ликвации и грубых скоплений хрупких избыточных фаз затрудняет деформирование слитков, снижает их пластичность, а при значительных растягивающих напряжениях, возникающих в металле при прокатке листов из сплава 1441, может привести к появлению трещин из-за недостаточной пластичности слитков [10–13].

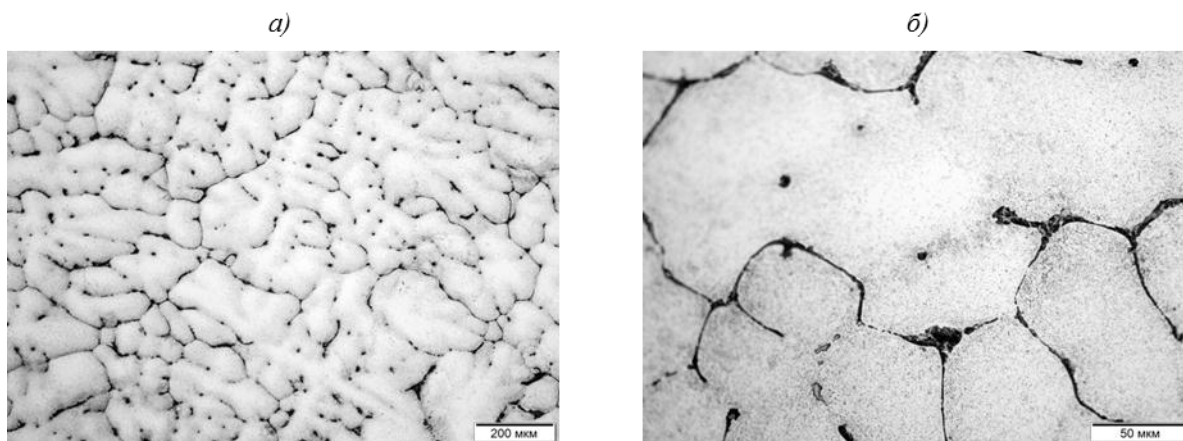


Рис. 1. Микроструктура слитка из сплава 1441, отожженного при температуре 380–420°C в течение 2 ч

Для устранения последствий неравновесной кристаллизации применяли гомогенизационный отжиг или гомогенизацию слитков.

При гомогенизационном отжиге вместе с растворением неравновесного избытка фаз происходит также гетерогенизация структуры за счет выделения из твердого раствора дисперсных частиц – алюминидов переходных металлов, вводимых в сплав в качестве элементов, – антирекристаллизаторов и/или модификаторов. В сплаве 1441, содержащем цирконий как элемент-антирекристаллизатор, в интервале температур гомогенизации и горячей деформации происходит распад пересыщенного при кристаллизации твердого раствора циркония в алюминии и образование вторичных дисперсных частиц Al_3Zr . Эти частицы оказывают значительное влияние на структуру, эксплуатационные и технологические свойства полуфабрикатов после гомогенизации и упрочняющей термической обработки [13–15].

В целях разработки оптимальных режимов гомогенизации слитков, обеспечивающих удовлетворительную технологичность полуфабрикатов при горячей деформации, исследовано влияние температурно-временных параметров гомогенизационного отжига на структурно-фазовое состояние и механические свойства слитков из сплава 1441: объемную долю частиц эвтектических избыточных фаз, размеры и плотность цирконийсодержащих вторичных дисперсоидов, сопротивление деформации и технологическую пластичность слитков в интервале температур прокатки.

В связи с тем, что при выборе температуры гомогенизации желательно избегать оплавления структурных составляющих в слитке, поскольку местное оплавление

слитка может привести к сегрегации водорода в расплавленные участки и к образованию пор и пузырей после затвердевания, что приведет к снижению свойств полуфабрикатов [16], определяли температуры ликвидус и солидус, а также температуры фазовых превращений при нагреве слитков.

Образцы для структурных исследований отбирали из центральной части отожженного слитка и подвергали гомогенизационному отжигу (в лабораторных условиях) по режимам, приведенным в табл. 2.

Таблица 2

Режимы гомогенизационного отжига образцов из слитков сплава 1441

Условный номер образца	Режим гомогенизации		Условия нагрева до температуры гомогенизации	Условия охлаждения с температуры гомогенизации
	температура, °С	продолжительность выдержки, ч		
Одноступенчатая гомогенизация				
1	400–450	4–8	Загрузка в печь при температуре 200°С, далее нагрев со скоростью не более 50°С/ч до температуры гомогенизации	Охлаждение в воде при 20–40°С
2	500–550	14–20		
3	520–570	20–24		
4	520–570	20–24		Охлаждение с печью до 200°С, далее на воздухе
Двухступенчатая гомогенизация				
5	1 ступень: 400–450 2 ступень: 500–550	4–8 ч+14–20 ч	Загрузка в печь при температуре 200°С, далее нагрев со скоростью не более 50°С/ч до температуры 1 ступени, выдержка, затем нагрев с печью до температуры 2 ступени	Охлаждение в воде при 20–40°С
6	1 ступень: 400–450 2 ступень: 500–550	4–8 ч+14–20 ч		Охлаждение с печью до 200°С, далее на воздухе

Выбор температурно-временных параметров гомогенизационного отжига осуществляли, принимая во внимание, что скорость диффузии легирующих элементов в алюминии, а следовательно, полнота растворения избыточных эвтектических фаз и степень устранения внутрикристаллитной ликвации возрастают с повышением температуры, увеличением длительности нагрева слитков до заданной температуры и продолжительности выдержки при температуре гомогенизации [10, 13].

Для оценки влияния различных режимов гомогенизации на полноту растворения первичных эвтектических фаз в слитке и исключения из расчетов объемной доли мелких вторичных эвтектических частиц, выделяющихся из пересыщенного твердого раствора в процессе медленного охлаждения слитка с печью, образцы 1, 2, 3 и 5 с температуры гомогенизации охлаждали в воде при 20–30°С. Это позволило зафиксировать структурное состояние слитка при температуре гомогенизации и увеличить точность определения объемной доли первичных эвтектических фаз, нерастворившихся при гомогенизационных отжигах.

В целях определения точек ликвидус и солидус сплава 1441 проведен дифференциально-термический анализ (ДТА) в процессе нагрева образцов, вырезанных из центральной зоны отожженного слитка (температура отжига 380–420°С, продолжительность выдержки 2 ч)*.

Из данных полученной термограммы установлено, что температура начала оплавления сплава (точка солидус) равна 573°С. В то же время на термограмме обнаружен эндотермический пик в интервале температур 530–550°С, свидетельствующий об интенсивном растворении в указанном интервале фазовых составляющих сплава – первичных неравновесных эвтектик, расположенных главным образом на границах дендритных ячеек.

* Дифференциально-термический анализ проведен сотрудниками ФГУП «ВИАМ» Ю.В. Лощининым и С.И. Пахомкиным.

С учетом погрешности определения температуры ($\pm 10^\circ\text{C}$) по объему печей, предназначенных для проведения гомогенизационного отжига слитков из алюминиевых сплавов на отечественных металлургических заводах, в целях исключения появления пережога в структуре слитков из сплава 1441, максимальную температуру гомогенизационного отжига ограничивали 550°C .

Эффективность режима гомогенизации оценивали по изменению объемной доли нерастворившихся эвтектических составляющих после гомогенизационного нагрева (рис. 2 и 3). Видно, что наиболее полное растворение избыточных первичных эвтектических фаз, расположенных главным образом в виде прослоек между ветвями дендритов в слитке, происходит при гомогенизации по режимам 3 и 4 (при $520\text{--}570^\circ\text{C}$ в течение 20–24 ч), а также по двухступенчатым режимам 5 и 6 (при $400\text{--}450^\circ\text{C}$, 4–8 ч + $500\text{--}550^\circ\text{C}$, 14–20 ч) по сравнению с образцами, подвергнутыми одноступенчатой гомогенизации по режиму 2 при $500\text{--}550^\circ\text{C}$ в течение 14–20 ч.

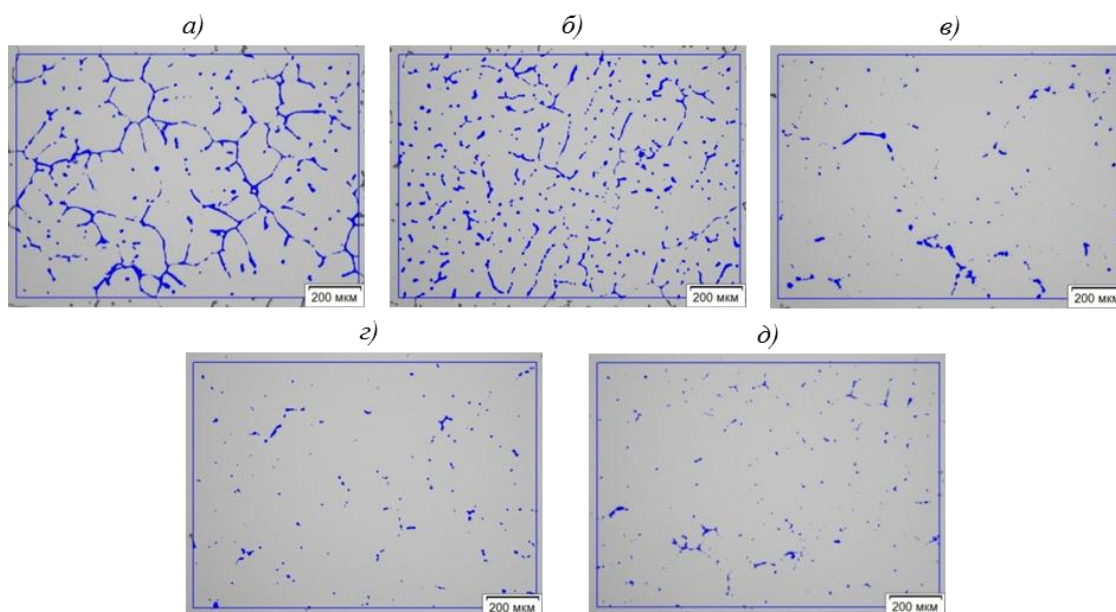


Рис. 2. Количественное определение объемной доли эвтектических фаз в слитке из сплава 1441 после гомогенизации по различным режимам (охлаждение в воде), приведенным в табл. 2: *a* – отжиг (при $380\text{--}420^\circ\text{C}$, 2 ч) без гомогенизации (4,2); *б* – 1 (3,95); *в* – 2 (1,1); *г* – 3 (1,0); *д* – 5 (0,9); в скобках приведена объемная доля фаз (в % (объемн.)), оставшихся в слитках после гомогенизации

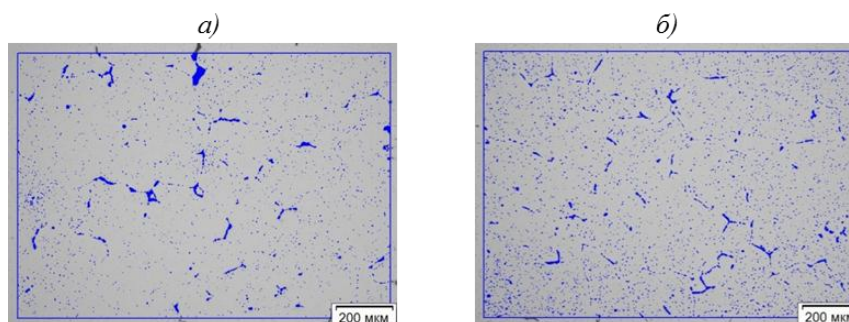


Рис. 3. Количественное определение объемной доли эвтектических фаз в слитке из сплава 1441 после гомогенизации по одно- и двухступенчатому режимам (охлаждение с печью), приведенным в табл. 2:

a – 4 (1,25); *б* – 6 (1,9); в скобках приведена объемная доля фаз (в % (объемн.)), оставшихся в слитках после гомогенизации

Объемная доля нерастворившихся фаз уменьшается с 4,2% (объемн.) в негомогенизированном слитке до 0,9–1,1% в гомогенизированных образцах. Большое количество избыточных фаз, обнаруженное в образцах 4 и 6 (рис. 3), связано с выделением вторичных мелкодисперсных частиц (S-фазы) при распаде твердого раствора в процессе медленного охлаждения этих образцов с температуры гомогенизации.

Для определения фазового состава слитков после различных режимов гомогенизации проведено исследование их тонкой структуры методом электронной микроскопии.

Электронно-микроскопические изображения выделений дисперсоидов (Al_3Zr) и частиц δ' -фазы и S' -фазы после различных режимов гомогенизации приведены на рис. 4–7.

Методом аналитической просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в структуре слитков из сплава 1441, подвергнутых гомогенизации по различным режимам, присутствуют вторичные микрочастицы фаз: β' (Al_3Zr), δ' (Al_3Li) и S' (Al_2CuMg). Размер частиц этих фаз зависит от режима гомогенизации и составляет от 5 до 50 нм.

Следует отметить, что в структуре исходного негомогенизированного слитка наблюдаются в основном микрочастицы S-фазы, цирконийсодержащий дисперсоид (β' -фаза) не обнаружен (рис. 4). По мере повышения температуры и продолжительности гомогенизации растет размер и увеличивается число частиц β' (Al_3Zr) сферической формы (рис. 5–7, табл. 3).

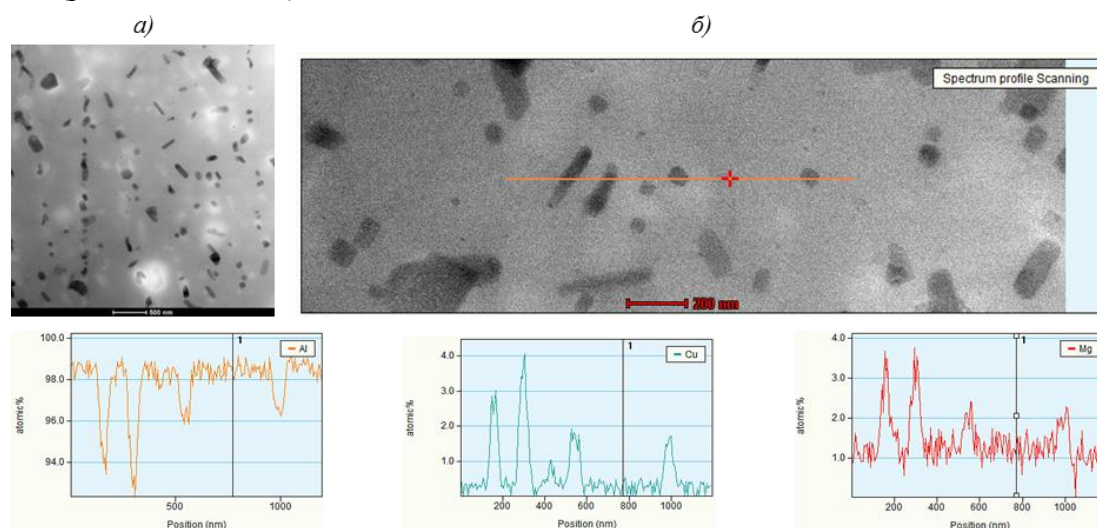


Рис. 4. Исследование микроструктуры негомогенизированного слитка из сплава 1441 методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии:

a – светлопольное изображение; *б* – светлопольное изображение микрочастиц S-фазы с профилями распределения элементов вдоль линии сканирования

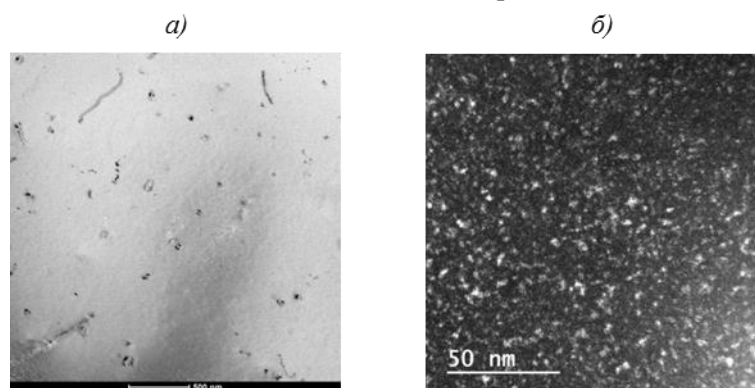


Рис. 5. Исследование методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры слитка из сплава 1441, гомогенизированного по режиму 1 (охлаждение в воде):

a – светлопольное изображение выделений частиц дисперсоидов β' (Al_3Zr); *б* – темнопольное изображение микрочастиц δ' -фазы

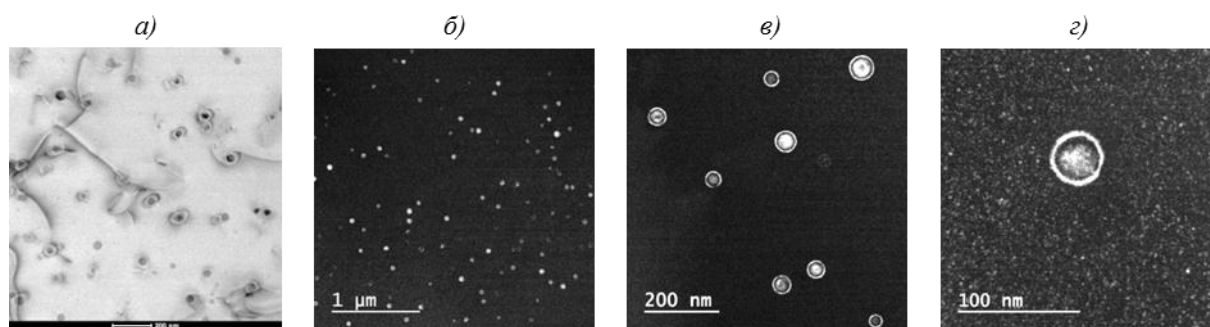


Рис. 6. Исследование методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры слитка из сплава 1441, гомогенизированного по режиму 4 (охлаждение с печью):

a – светлопольное изображение границы зерен и выделений частиц дисперсоидов β' (Al_3Zr) и дислокаций; *b–d* – темнопольное изображение микрочастиц δ' -фазы и дисперсоидов

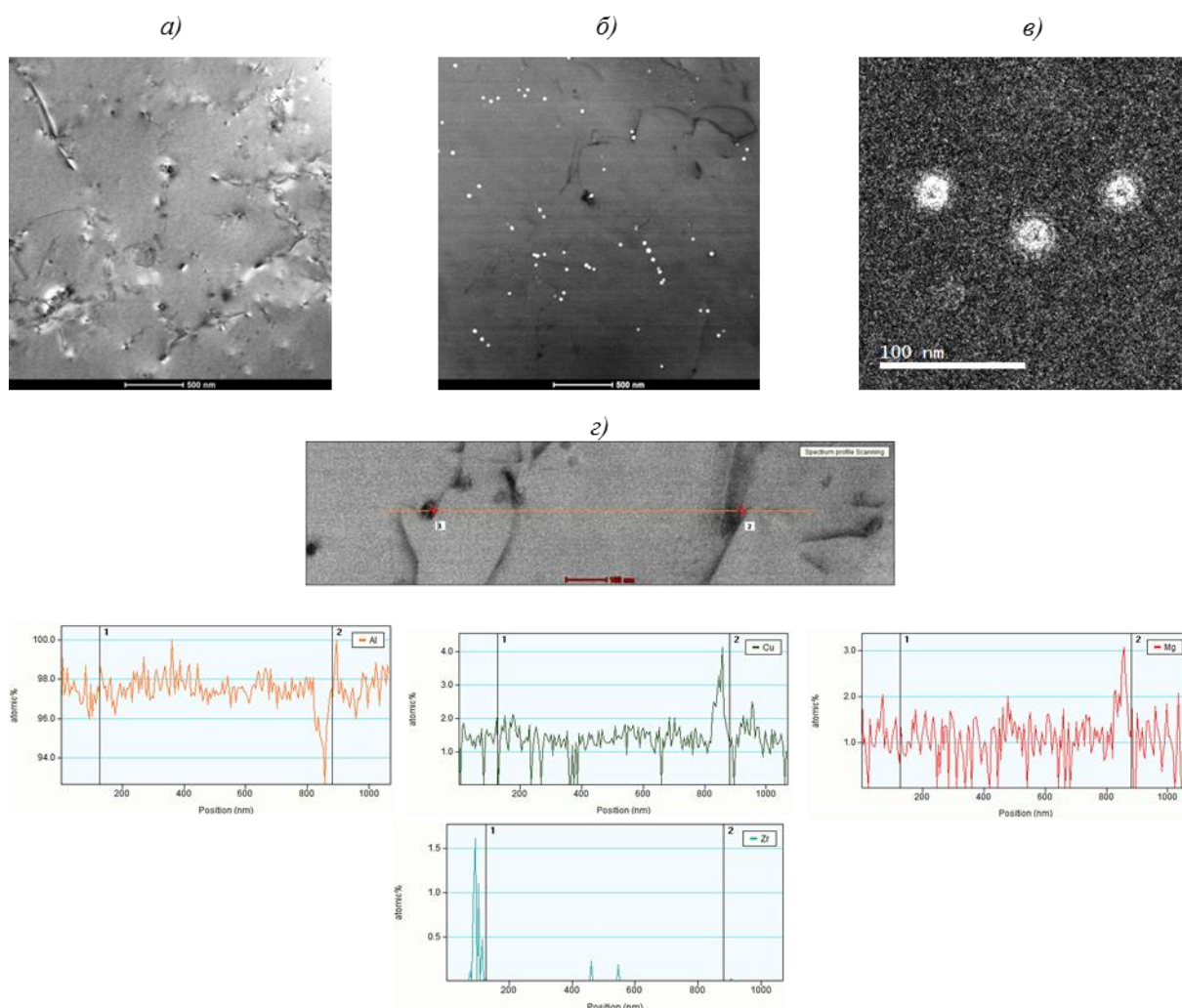


Рис. 7. Исследование методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры слитка из сплава 1441, гомогенизированного по режиму б (охлаждение с печью):

a – светлопольное изображение выделений частиц S' -фазы и дисперсоидов β' (Al_3Zr) на дислокациях; *b, c* – темнопольные изображения микрочастиц дисперсоидов β' (Al_3Zr) и δ' -фазы; *d* – светлопольное изображение микрочастиц β' - (1) и S' -фаз (2) с профилями распределения элементов вдоль линии сканирования

Таблица 3

**Средний размер и плотность частиц дисперсоидов ($Al_3Zr+\delta'$)
в слитке из сплава 1441 после гомогенизации по различным режимам**

Условный номер образца	Режим гомогенизации	Средний размер частиц*, нм	Плотность распределения $\rho \cdot 10^{-10}, 1/см^3$
1	Отжиг при 380–420°C, 2 ч (без гомогенизации)	Частицы отсутствуют	
2	400–450°C, 4–8 ч	5–10	0,6
3	500–550°C, 14–20 ч	25–31 (37)	1,66
4	520–570°C, 20–24 ч	36–45 (44–50)	12,1
5	400–450°C, 4–8 ч+500–550°C, 14–20 ч	25–32 (35–39)	5,9

* В скобках указан размер дисперсоида β' (Al_3Zr) с оболочкой из фазы δ' (Al_3Li).

Характерной особенностью дисперсоида в сплаве 1441, как и в других алюминий-литиевых сплавах [8], является его «композиционное» строение – сердцевина представляет собой фазу Al_3Zr , окруженную плотной оболочкой δ' -фазы (рис. 6, в, г и рис. 7, в). Количество и размер микрочастиц вторичных дисперсоидов, так же как и объемная доля первичных эвтектических частиц в слитках, оказывают заметное влияние на технологическую пластичность сплава при последующей деформации.

Установлено, что по уровню технологической пластичности слитка (относительного удлинения и сужения) в интервале температур 420–470°C преимущество обеспечивает двухступенчатый режим гомогенизации. Незначительное уменьшение технологической пластичности (по сравнению с двухступенчатым режимом) отмечается в слитке после одноступенчатой гомогенизации при 520–570°C в течение 20–24 ч. Структура этих образцов характеризуется наименьшим содержанием объемной доли первичных неравновесных эвтектических фаз, не растворившихся при гомогенизации, по сравнению с образцами, подвергнутыми одноступенчатой гомогенизации по режиму: 500–550°C в течение 14–20 ч (табл. 3).

Различия в структуре слитков по размеру частиц дисперсоидов – композиционных частиц $Al_3Zr+\delta'$ (Al_3Li) и их количеству, обнаруженные при электронно-микроскопическом исследовании после гомогенизации по различным режимам (табл. 3), не оказали заметного влияния на технологическую пластичность слитка при повышенных температурах (табл. 4).

Таблица 4

**Влияние режима гомогенизации на технологическую пластичность
слитка из сплава 1441 при повышенных температурах**

Температура испытания, °C	Значения механических свойств при режиме гомогенизации								
	520–570°C, 20–24 ч			500–550°C, 14–20 ч			400–450°C, 4–8 ч+ +500–550°C, 14–20 ч		
	σ_B , МПа	δ_5	ψ	σ_B , МПа	δ_5	ψ	σ_B , МПа	δ_5	ψ
		%			%			%	
360	44	58	97	49	56	95	40	90	97
380	39	70	97	43	60	95	31	98	97
400	35	93	96	33	64	96	28	105	98
420	30	110	97	31	77	98	27	115	98
440	28	115	97	26	77	98	21	122	99
460	26	120	98	23	82	99	20	125	99
480	20	100	97	20	90	97	20	125	99
500	15	100	90	19	76	85	18	115	95

Однако больший размер и более высокая плотность дисперсоидов, выделившихся при гомогенизации слитков из сплава 1441 по одноступенчатому режиму 3 (табл. 3), может привести к повышению сопротивления холодной деформации и снижению пластичности

материала по сравнению с материалом, который подвергнулся двухступенчатой гомогенизации (табл. 4). Кроме того, плотная оболочка из частиц δ' -фазы, окружающая частицы дисперсоида Al_3Zr , при холодной деформации в процессе изготовления листов может быть причиной неоднородности (слоистости) структуры деформированных полуфабрикатов.

Заключения

Установлено, что наиболее высокие показатели технологической пластичности плоских слитков из сплава 1441 обеспечивает применение двухступенчатого режима гомогенизации по сравнению с одноступенчатыми режимами.

Гомогенизированные слитки имеют следующий фазовый состав: α -твердый раствор алюминия, вторичные частицы β' (Al_3Zr), δ' (Al_3Li) и S' (Al_2CuMg). Размер частиц этих фаз зависит от режима гомогенизации и составляет от 5 до 50 нм.

По результатам исследования влияния температурно-временных параметров нагрева на структуру, фазовый состав и температуры фазовых превращений в слитках из сплава 1441, а также их влияния на характеристики технологической пластичности, разработан режим двухступенчатой гомогенизации (400–450°C, 4–8 ч + 500–550°C, 14–20 ч) и установлен температурный интервал горячей прокатки слитков (390–460°C).

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
2. Каблов Е.Н. ВИАМ: продолжение пути // *Наука в России*. 2012. №11. С. 16–21.
3. 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.
4. 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.
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: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-186-194.
6. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Шестов В.В., Сидельников В.В. Слоистые гибридные материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 212–224. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-212-224.
7. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З. Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2001. 187 с.
8. Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В. Алюминиево-литиевые сплавы: металлургия, сварка, материаловедение. М.: Наука, 2014. 206 с.
9. Комаров С.Б., Можаровский С.М., Овсянников Б.В., Макаров Г.С., Грушко О.Е. Защита и рафинирование алюминиево-литиевых сплавов флюсами // *Цветные металлы*. 1995. №10. С. 57–60.
10. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
11. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 639 с.
12. Альтман М.Б., Андреев Г.А., Балахонцев Г.А. и др. Плавка и литье алюминиевых сплавов: справочник. 2-е изд. перераб. и доп. М.: Металлургия, 1983. 351 с.
13. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Лукина Е.А., Селиванов А.А. Влияние гомогенизационного отжига на структуру и свойства слитков из сплава 1933 системы Al–Zn–Mg–Cu // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №11. Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2019) DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-11-1-1.
14. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010. 511 с.
15. Prasad N.E., Gokhale A.A., Wanhill R.J.H. Aluminum-Lithium Alloys, Processing, Properties, and Applications. Butterworth-Heinemann is an imprint of Elsevier, 2014. 531 p.
16. Добаткин В.И., Габидуллин Р.М., Колачев Б.А., Макаров Г.С. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. М.: Металлургия, 1976. 264 с.