

Научная статья

УДК 669.175

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-7-12-23

ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1163

А.И. Асташкин¹, Д.В. Зайцев¹, А.А. Селиванов¹, Е.А. Ткаченко¹

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

Аннотация. Гомогенизационный отжиг слитков алюминиевых деформируемых сплавов является ключевым процессом для дальнейшей горячей и холодной деформации ввиду повышения однородности структуры и технологической пластичности. Приведены результаты исследования взаимосвязи микроструктуры слитков из сплава 1163 после гомогенизации по различным режимам с параметрами технологической пластичности в интервале температур 350–470 °С. Структурные изменения исследованы с помощью оптической микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии.

Ключевые слова: алюминиевый сплав 1163, система Al–Cu–Mg, гомогенизационный отжиг, микроструктура, фазовый состав слитков, технологическая пластичность

Для цитирования: Асташкин А.И., Зайцев Д.В., Селиванов А.А., Ткаченко Е.А. Влияние гомогенизационного отжига на структурно-фазовое состояние и технологическую пластичность слитков из алюминиевого сплава 1163 // Труды ВИАМ. 2024. № 7 (137). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-7-12-23.

Scientific article

THE INFLUENCE OF HOMOGENIZATION ANNEALING ON THE STRUCTURAL PHASE EVOLUTION AND TECHNOLOGICAL PLASTICITY OF ALUMINUM ALLOY 1163 INGOTS

A.I. Astashkin¹, D.V. Zaitsev¹, A.A. Selivanov¹, E.A. Tkachenko¹

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

Abstract. Homogenization annealing of wrought aluminum alloys ingots is crucial for further processes such as hot and cold deformation due to the increasing uniformity of structure and technological plasticity. The paper presents the effects of homogenization parameters under various modes on microstructure evolution and technological plasticity of 1163 alloy (Al–Cu–Mg) ingots in the temperature range of 350–470 °C. The microstructure evolution in 1163 alloy was studied by optical microscopy, transmission electron microscopy and energy-dispersive X-ray spectroscopy.

Keywords: aluminum alloy 1163, Al–Cu–Mg system, homogenization annealing, microstructure, phase composition of ingots, technological plasticity

For citation: Astashkin A.I., Zaitsev D.V., Selivanov A.A., Tkachenko E.A. The influence of homogenization annealing on the structural phase evolution and technological plasticity of aluminum alloy 1163 ingots. *Trudy VIAM*, 2024, no. 7 (137), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-7-12-23.

Введение

Сплав 1163 системы Al–Cu–Mg–Mn является одним из основных конструкционных материалов, применяемых в планере современных самолетов в виде листов, плит, прессованных полуфабрикатов, которые по уровню прочностных и ресурсных характеристик, трещиностойкости и технологичности в сочетании с высокой экономической эффективностью сплава соответствуют требованиям, предъявляемым к материалам для конструкций перспективных самолетов [1–6]. Однако потенциальные возможности по улучшению комплекса служебных характеристик сплава благодаря применению усовершенствованных технологических процессов на всех этапах цикла изготовления полуфабрикатов еще не исчерпаны.

Гомогенизационный отжиг слитков, полученных методом полунепрерывного литья, является первым этапом в технологическом цикле изготовления деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов [7–10]. Его проводят для устранения в слитках значительной неоднородности структуры и остаточных напряжений, являющихся следствием неравновесной кристаллизации и неравномерного охлаждения, подвергая их длительному высокотемпературному нагреву при температуре ниже температуры солидус [11–13].

Структурные изменения, происходящие в процессе гомогенизационного отжига, оказывают существенное влияние не только на технологическую пластичность слитков при их дальнейшей горячей и холодной деформации, но и на служебные свойства деформированных полуфабрикатов и деталей [7, 11, 13, 14].

При высокотемпературном нагреве слитка протекают два основных процесса [7, 11, 12, 15]:

– гомогенизация за счет растворения в алюминиевом твердом растворе неравновесных первичных структурных составляющих, формирующихся в основном по границам дендритных ячеек и представляющих собой эвтектические фазы, образованные основными легирующими элементами сплава (Cu и Mg – в сплаве 1163);

– гетерогенизация – высокотемпературный распад пересыщенного твердого раствора элементов-антирекристаллизаторов и модификаторов (Mn и Cr) в алюминии с образованием мелкодисперсных вторичных частиц алюминидов переходных металлов, называемых дисперсоидами.

В данной статье приведены результаты исследования влияния температурно-временных параметров гомогенизации слитков из сплава 1163 на их структуру и технологическую пластичность в интервале температур деформации 350–470 °С с целью выбора оптимального режима отжига.

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

Материалы и методы

Материалом для исследований служил плоский слиток сечением 500×2000 мм из сплава 1163, полученный в производственных условиях металлургического завода методом полунепрерывного литья. Химический состав исследованного слитка из сплава 1163, % (по массе):

Al	Cu	Mn	Mg	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Ni
Основа	4,3	0,5	1,43	0,07	0,03	0,01	0,05	0,01	0,01

Из центральной зоны слитка, отожденного для устранения остаточных литейных напряжений при температуре 400 °С, отобраны темплеты и подвергнуты гомогенизационному отжигу по пяти режимам в интервале температур 350–495 °С при общей продолжительности выдержки от 4 до 36 ч.

Выбор экспериментальных режимов гомогенизации для проведения исследований осуществляли на основе анализа имеющихся в научно-технической литературе данных о структуре, фазовом составе и свойствах алюминиевых сплавов различных систем, фактически применяемых промышленных режимах гомогенизации серийных слитков [3, 4, 6–8, 15–21], а также результатов собственных исследований закономерностей изменения структуры и свойств слитков из алюминиевых сплавов различных систем легирования в широком температурно-временном интервале. Для двухступенчатых режимов гомогенизации температура первой ступени выбрана в области минимальной устойчивости твердого раствора марганца в алюминии. Эффективность режимов оценивали по изменению параметров микроструктуры и свойств слитков при повышенных температурах [13, 14, 22–25].

Микроструктуру гомогенизированных темплетов исследовали на микрошлифах с помощью металлографического микроскопа, оснащенного цифровой камерой.

Исследования тонкой структуры темплетов из слитка проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на фольгах, приготовленных методом электролитической струйной полировки в кислотном-спиртовом электролите, охлажденном до $-38\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Электронно-микроскопические исследования проведены на просвечивающем электронном микроскопе с термополевым катодом Шоттки при ускоряющем напряжении 200 кВ. Съемку проводили в сканирующем режиме на светлопольном детекторе и высокоугловом кольцевом темнопольном детекторе. Анализ химического состава структурных составляющих проводили методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС).

Для изучения параметров технологической пластичности – сопротивления деформации и пластичности при растяжении – определяли механические свойства (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ) и допустимую степень деформации (ϵ) при осадке (сжатии) образцов из слитков при температуре $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и температурах горячей деформации ($350\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$). Образцы отбирали в поперечном направлении (по ширине слитка), испытания проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 с применением универсальной электромеханической машины, оснащенной термокабинетом для проведения испытаний в диапазоне температур от 20 до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Результаты и обсуждение

Гомогенизационный отжиг проводили по пяти различным режимам на темплетах, отобранных от средней части слитков сплава 1163 (см. таблицу). Эффективность режимов оценивали по изменению параметров микроструктуры при комнатной температуре и свойств слитков при повышенных температурах.

Объемная доля неравновесных первичных фаз на границах дендритных ячеек слитка из сплава 1163 после гомогенизации по различным режимам

Условный номер режима	Режим гомогенизации		Объемная доля первичных эвтектических фаз, %
	Характеристика отжига	Продолжительность выдержки, ч	
0	Отжиг для снятия остаточных литейных напряжений при температуре $400\text{ }^{\circ}\text{C}$	2	7,5
1	Одноступенчатый серийный	12	4,1
2	Одноступенчатый серийный с удвоенным временем выдержки	24	3,8
3	Экспериментальный двухступенчатый с низкотемпературной первой ступенью	36	3,15
4	Экспериментальный двухступенчатый с высокотемпературной первой ступенью	24	4,4
5	Экспериментальный двухступенчатый с высокотемпературной первой ступенью и сокращенной второй ступенью	30	5,0

На рис. 1 представлена микроструктура слитков в литом состоянии (рис. 1, *а, б*) и после различных режимов гомогенизации (рис. 1, *в–м*).

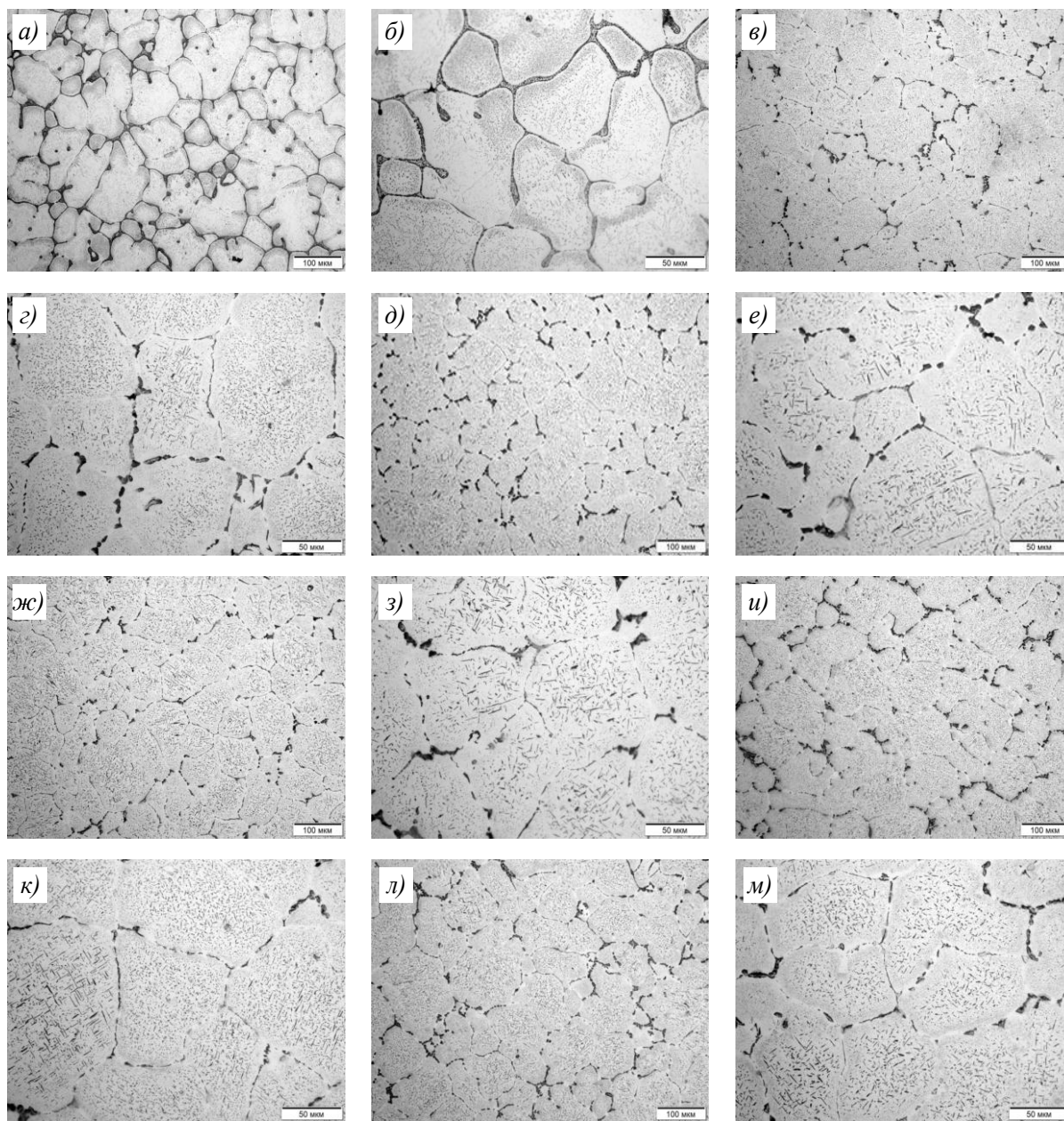


Рис. 1. Микроструктура ($\times 200$ – *а, в, д, ж, и, л*; $\times 500$ – *б, г, е, з, к, м*) образцов из слитка сплава 1163 в исходном состоянии и после гомогенизационного отжига по различным режимам: *а, б* – исходное состояние; *в, г* – режим 1; *д, е* – режим 2; *ж, з* – режим 3; *и, к* – режим 4; *л, м* – режим 5

Гомогенизация по всем исследованным режимам приводит к утонению эвтектических прослоек, залегающих по границам зерен, за счет их растворения (рис. 1, *в–м*). Как показал количественный анализ, объемная доля первичных неравновесных фаз на границах дендритных ячеек слитка в исходном состоянии, составляющая 7,5 %, снижается до 4,1% после гомогенизации по серийному режиму 1 (рис. 1, *в, г*; см. таблицу). Увеличение продолжительности выдержки (режим 2) приводит к уменьшению

объемной доли избыточных эвтектических фаз до 3,8 % (рис. 1, *д, е*; см. таблицу), что всего на 0,3 % меньше, чем при серийном режиме *1*. Это свидетельствует о наиболее полном прохождении диффузионных процессов на начальной стадии гомогенизационного отжига, а также о снижении эффективности процесса гомогенизации при дальнейшем увеличении продолжительности выдержки вследствие уменьшения поверхности контакта между оставшимися частицами фаз и твердым раствором, а также снижением скорости диффузии из-за уменьшения градиента концентрации легирующих элементов по объему дендритов. По результатам исследования установлено, что двухступенчатый режим гомогенизации *3* (с низкотемпературной первой ступенью) обеспечивает более полное растворение эвтектических прослоек и повышает однородность литой структуры. Объемная доля первичных эвтектических фаз снижается до 3,15 % (рис. 1, *ж, з*; см. таблицу). После двухступенчатых режимов гомогенизации *4* и *5* с высокотемпературной первой ступенью объемная доля неравновесных эвтектических фаз на границах зерен составляет 4,4–5,0 % (рис. 1, *и–м*; см. таблицу).

Уменьшение объемной доли избыточных фаз в слитке в результате гомогенизационного отжига по двухступенчатому режиму *3* может положительно повлиять на сокращение продолжительности выдержки при закалке изготавливаемых из них деформированных полуфабрикатов.

На рис. 2 приведены результаты исследований микроструктуры слитков методом ПЭМ на фольгах.

Исследование тонкой структуры слитков из сплава 1163 методом ПЭМ показало, что фазовый состав всех исследованных образцов, помимо α -твердого раствора алюминия, представлен несколькими фазами (рис. 2).

Имеющая форму реек Т-фаза ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) в исходном состоянии (первичная) длиной ~70 нм (рис. 2, *б*), после гомогенизации (вторичная): 300–700 нм (рис. 2, *г, е, з*). Соотношение размеров поперечного сечения к продольному для реек дисперсных частиц составляет в среднем 1:7–1:10. Состав Т-фазы, определенный методом ЭДС, следующий, % (атомн.): 84,2Al–9,2Mg–6,3Cu–0,3Si, что в близкой степени удовлетворяет стехиометрии $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. Дифракционный анализ также подтверждает соответствие орторомбической решетке Т-фазы с параметрами $a = 2,42$ нм, $b = 1,25$ нм, $c = 0,775$ нм.

Пластины S-фазы значительно крупнее, чем стержни Т-фазы, и имеют слоистую структуру (рис. 2, *б, в, з*). Пластины S-фазы, лежащие в плоскости фольги, наблюдаются как параллелограммы, что может быть связано с кристаллической структурой и особенностями зарождения частиц (рис. 2, *м*). Состав S-фазы, согласно ЭДС, следующий, % (атомн.): 53Al–27Cu–20Mg, что относительно близко к стехиометрии Al_2CuMg .

После гомогенизации по двухступенчатым режимам можно наблюдать мелкодисперсные пластинчатые выделения, содержащие Cu, которые по морфологии и стехиометрии соответствуют частицам θ' -фазы (Al_2Cu), обозначенной на рис. 2, *з, к*, а также интерметаллиды Al_2Cu и Al–Cu в виде крупных неограниченных частиц с размерами до 5 мкм, располагающихся преимущественно на границах дендритов (рис. 2, *и, л*). Вблизи границ дендритов обнаружены частицы неограниченной формы размером до 500 нм, содержащие Cu, Mn, Fe и Si (рис. 2, *ж*).

Присутствие частиц всех перечисленных фаз вдоль границ дендритов подтверждает карта распределения легирующих элементов в структуре слитка, приведенная на рис. 3.

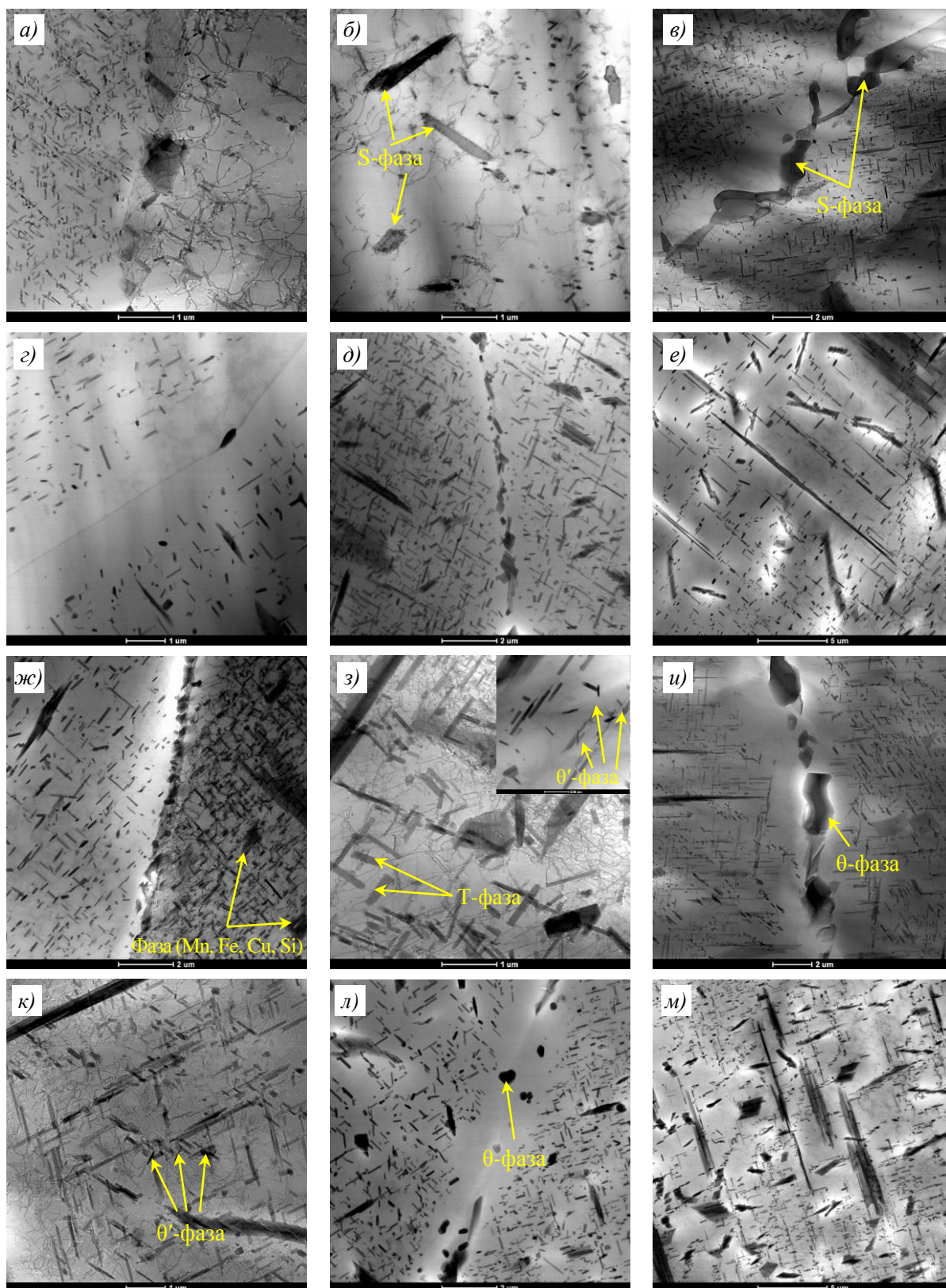


Рис. 2. Микроструктура слитков из сплава 1163 в исходном состоянии и после гомогенизации по различным режимам: *a, б* – исходное состояние; *в, г* – режим 1; *д, е* – режим 2; *ж, з* – режим 3; *и, к* – режим 4; *л, м* – режим 5; выделение фаз на границе (*a, в, д, ж, и, л*) и в объеме дендритов (*б, г, е, з, к, м*)

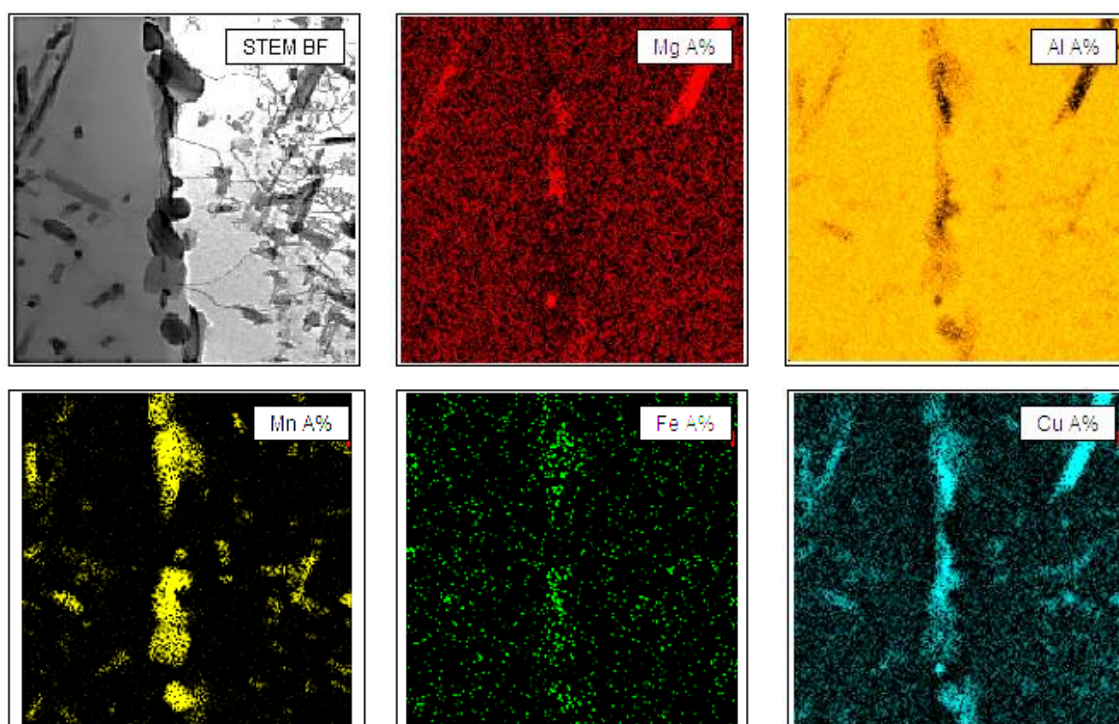


Рис. 3. Карта распределения легирующих элементов в микроструктуре слитка из сплава 1163

Вдоль границ зерен слитков, гомогенизированных по одноступенчатым режимам 1, 2 и по двухступенчатым режимам 4, 5, наблюдается зона, свободная от выделений, шириной 0,5–2,0 мкм (рис. 2, в, г, и, л). После гомогенизации по двухступенчатому режиму 3, зона, свободная от выделений, практически отсутствует (рис. 2, ж).

В результате исследования влияния режимов гомогенизационного отжига на структуру слитков из сплава 1163 установлено, что режимы гомогенизации в основном оказывают влияние на объемную долю частиц неравновесных эвтектик, расположенных по границам дендритных ячеек. Заметных различий по фазовому составу, морфологии и количеству частиц вторичных фаз (дисперсоидов), обнаруженных в теле дендритов слитков, гомогенизированных по исследованным режимам, не обнаружено. Однако при последующих нагревах в процессе горячей деформации слитков и термической обработки полуфабрикатов, могут произойти изменения размеров и количества частиц дисперсоидов, что может существенно повлиять на служебные свойства изделий, особенно на усталостные характеристики и вязкость разрушения [6, 12, 13].

Для исследования влияния режимов гомогенизационного отжига на технологическую пластичность слитков определены сопротивление деформации (σ_B), относительное удлинение (δ) при растяжении и допустимая степень деформации при осадке (ε) в интервале температур горячей деформации – от 350 до 470 °С (рис. 4).

При испытаниях на растяжение в интервале температур деформации 350–470 °С образцов из слитков сплава 1163, гомогенизированных по исследованным режимам, видно, что сопротивление деформации всех образцов плавно уменьшается с 60 МПа при температуре 350 °С до 30 МПа при 470 °С (рис. 4, а).

Установлено, что наиболее стабильные и высокие показатели технологической пластичности (от 95 до 105 %) в температурном интервале деформации 400–470 °С обеспечивает гомогенизация по двухступенчатому режиму 3 (рис. 4, б). Следует отметить, что стабильно высокая технологическая пластичность в широком температурном

интервале деформации имеет большое значение при производстве деформированных полуфабрикатов в связи с тем, что в процессе изготовления полуфабрикатов могут происходить значительные колебания температуры литой заготовки за счет ее подстуживания или разогрева в ходе деформации.

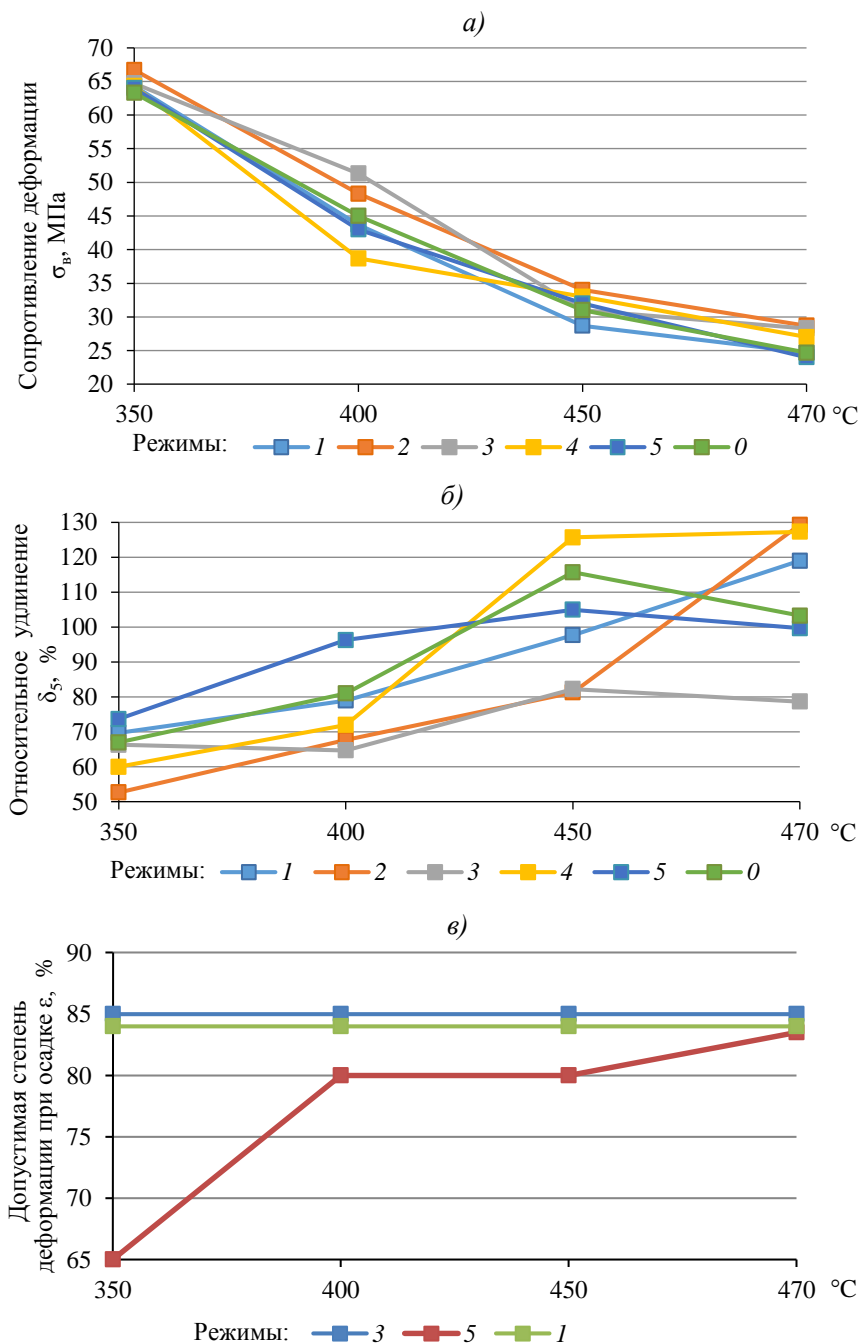


Рис. 4. Параметры технологической пластичности слитков из сплава 1163 при комнатной и повышенных температурах после различных режимов гомогенизации

После гомогенизации по двухступенчатому режиму 5 наблюдается ситуация, схожая с режимом 3 по стабильности параметров технологической пластичности в интервале температур 350–470 °C, однако уровень значений относительного удлинения значительно ниже (65–80 %).

После гомогенизационного отжига слитков по режимам 1, 2 и 4 показатели пластичности при растяжении достигают 80–125 % в интервале температур 450–470 °С, при температурах 350–400 °С пластичность значительно снижается (65–80 %) (рис. 4, б).

При испытании образцов на осадку в интервале температур 350–470 °С получены высокие значения (85 %) допустимой степени деформации после гомогенизации слитков по режимам 1 (серийный) и 3 (двухступенчатый экспериментальный). После гомогенизации по режиму 5 получены более низкие значения допустимой степени деформации 65–83 % (рис. 4, в).

Заключения

Исследовано влияние режимов гомогенизационного отжига на объемную долю избыточных неравновесных эвтектических фаз на границах дендритов, фазовый состав, технологическую пластичность при растяжении и допустимую степень деформации при осадке (сжати) слитков из сплава 1163.

При исследовании структуры слитка из сплава 1163 методом электронной микроскопии установлено, что после гомогенизации по пяти режимам фазовый состав всех исследованных образцов представлен (помимо α -твердого раствора алюминия) следующими фазами, присутствующими в виде агломератов на границах дендритов или мелкодисперсных выделений, в том числе вторичных, в теле дендритов:

- Т-фаза ($Al_{20}Cu_2Mn_3$), имеющая форму реек, в исходном состоянии (первичная) длиной ~70 нм, после гомогенизации (вторичная): 300–700 нм;
- S-фаза (Al_2CuMg), пластины которой значительно крупнее, чем рейки Т-фазы;
- θ' -фаза (Al_2Cu) – в виде мелкодисперсных пластинчатых выделений в теле дендритов или крупных неограниченных частиц с размерами до 5 мкм, располагающихся преимущественно на границах дендритов.

Вблизи границ дендритов обнаружены частицы неограниченной формы размером до 500 нм, содержащие Cu, Mn, Fe и Si.

Существенного различия по фазовому составу, морфологии и количеству частиц нерастворенных фаз в объеме дендритов слитков, гомогенизированных по исследованным режимам, не обнаружено.

Установлено, что наиболее заметное влияние режимы гомогенизационного отжига слитков из сплава 1163 оказывают на объемную долю частиц неравновесных эвтектик, расположенных по границам дендритных ячеек, которая снижается с 7,5 % в слитке до гомогенизации до 3,15–5,0 % после гомогенизации по режимам 1–5.

Показано, что интенсивность протекания диффузионных процессов растворения неравновесных эвтектических прослоек на границах дендритов снижается по мере увеличения продолжительности выдержки при температуре гомогенизации, поскольку уменьшается поверхность контакта между оставшимися частицами фаз и твердым раствором и снижается скорость диффузии вследствие уменьшения градиента концентрации по объему дендритов.

Определены механические свойства при растяжении и осадке образцов из слитков, гомогенизированных по различным режимам, в интервале температур от 350 до 470 °С. Для образцов, гомогенизированных по режиму 3, обеспечивающему наилучшую растворимость интерметаллидных фаз, достигаются максимальные значения характеристик пластичности ($\delta = 95$ –105 %). При этом допустимая степень деформации за один нагрев составляет 85 %, что дает возможность рекомендовать указанный режим гомогенизационного отжига для опробования в серийном производстве промышленных полуфабрикатов из сплава 1163 и деформации в этом интервале температур.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. № 3. С. 10–15.
2. 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.
3. Каблов Е.Н., Нечайкина Т.А., Сомов А.В., Иванов А.Л., Мурзабаева О.Ю. Влияние термической обработки на структуру и свойства прессованных полуфабрикатов из перспективного сверхпрочного алюминиевого сплава В-1977 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2023. № 1 (811). С. 28–33.
4. Нефедова Ю.Н., Шляпникова Т.А., Иванов А.Л., Сидельников В.В. Методы снижения остаточных напряжений при закалке высокопрочных алюминиевых сплавов // *Труды ВИАМ*. 2023. № 7 (125). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
5. Овсянников Б.В., Замятин В.М., Разинкин А.В., Мушников В.С. Влияние скорости литья на процесс кристаллизации и структуру крупногабаритного плоского слитка из сплава 1163 // *Технология легких сплавов*. 2020. № 1. С. 169–173.
6. Цукров С.Л., Исякаев К.Т. О результатах закалки листов из сплава 1163 на линии непрерывной термообработки // *Технология легких сплавов*. 2020. № 1. С. 35–38.
7. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: *Металлургия*, 1978. 392 с.
8. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: *МИСИС*, 2010. 511 с.
9. Фридляндер И.Н. *Металловедение алюминиевых сплавов*. М.: *Наука*, 1985. 238 с.
10. 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.
11. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цуканов С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов. М.: *АПРАЛ*, 2020. 552 с.
12. Замятин В.М., Грачев С.В., Гриненко М.А. и др. Рациональное легирование и модифицирование алюминиевых сплавов на основе систем Al–Cu–Mg–Mn и Al–Zn–Mg–Cu // *Нефть и газ*. 2011. № 3. С. 106–112.
13. Ткаченко Е.А., Латушкина Л.В. Влияние режимов гомогенизации на структуру и свойства слитков и прессовано-штампованных полуфабрикатов из сплава 1933 // *Технология легких сплавов*. 2003. № 4. С. 34–38.
14. Асташкин А.И., Бабанов В.В., Селиванов А.А., Ткаченко Е.А. Структура и свойства массивных поковок с пониженным уровнем остаточных напряжений из алюминиевого сплава 1933сб сбалансированного состава // *Труды ВИАМ*. 2021. № 7 (101). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-13-21.
15. 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*. 2015. № 11. Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 28.01.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-11-1-1.
16. Фридляндер И.Н. *Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы*. М.: *Металлургия*, 1979. 208 с.
17. Xiao Y.L., Qing L.P., Xi F. et al. Microstructural evolution of Al–Cu–Mg–Ag alloy during homogenization // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 484. P. 790–794.
18. Huang T., Qin Y., Chao D. et al. Study on homogenization process of large size Al–Cu–Mg–Mn alloy ingot // *Materials reports*. 2020. Vol. 24. Is. Z1. P. 325–327.
19. Lin H., Zhu K., Liu Q. et al. Microstructural characterization of the as-cast and homogenized Al–Cu–Mg–Ag alloy // *Materials*. 2023. Vol. 16. Is. 1. P. 433–441.

20. Liu Q., Li X., Li Z. et al. Effect of Cu content on microstructures of as-cast and homogenized Al–Cu–Mg–Ag alloys // *Key engineering materials*. 2022. Vol. 921. P. 59–64.
21. Jian Wang, Yalin Lu, Dongshuai Zhou et al. Influence of homogenization on microstructural response and mechanical property of Al–Cu–Mn alloy // *Materials (Basel)*. 2018. Vol. 11. Is. 6. P. 914–921.
22. Антипов В.В., Ткаченко Е.А., Зайцев Д.В., Селиванов А.А., Овсянников Б.В. Влияние режимов гомогенизационного отжига на структурно-фазовое состояние и механические свойства слитков из алюминий-литиевого сплава 1441 // *Труды ВИАМ*. 2019. № 3 (75). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
23. Оглодков М.С., Романенко В.А., Бенариб И., Рудченко А.С., Григорьев М.В. Исследование промышленных полуфабрикатов из перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
24. Liu X.Y., Pan Q.L., Fan X. et al. Microstructural evolution of Al–Cu–Mg–Ag alloy during homogenization // *Journal Alloys Compounds*. 2009. Vol. 484. P. 790–794.
25. Li H.Z., Ou Y.J., Liao H.J. et al. Microstructural evolution of high purity Al–Cu–Mg alloy during homogenization // *Materials Science Forum*. 2014. Vol. 788. P. 208–214.

References

1. Kablov E.N. Modern materials are the basis of innovative modernization of Russia. *Metally Evrazii*, 2012, no. 3, pp. 10–15.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Kablov E.N., Nechaikina T.A., Somov A.V., Ivanov A.L., Murzabaeva O.Yu. The influence of heat treatment on the structure and properties of pressed semi-finished products from the promising super-strong aluminum alloy V-1977. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2023, no. 1 (811), pp. 28–33.
4. Nefedova Yu.N., Shlyapnikova T.A., Ivanov A.L., Sedelnikov V.V. Methods for reducing residual stresses during hardening of high-strength aluminum alloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 28, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
5. Ovsyannikov B.V., Zamyatin V.M., Razinkin A.V., Mushnikov V.S. The influence of casting speed on the crystallization process and the structure of a large flat ingot of alloy 1163. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2020, no. 1, pp. 169–173.
6. Tsukrov S.L., Isyakaev K.T. On the results of hardening sheets of alloy 1163 on a continuous heat treatment line. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2020, no. 1, pp. 35–38.
7. Novikov I.I. *Theory of heat treatment of metals*. Moscow: Metallurgiya, 1978, 392 p.
8. Belov N.A. *Phase composition of industrial and advanced aluminum alloys*. Moscow: MISIS, 2010, 511 p.
9. Fridlyander I.N. *Metallurgy of aluminum alloys*. Moscow: Nauka, 1985, 238 p.
10. 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.
11. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukanov S.L. *Heat treatment of deformable aluminum alloys*. Moscow: APRAL, 2020, 552 p.
12. Zamyatin V.M., Grachev S.V., Grinenko M.A. et al. Rational alloying and modification of aluminum alloys based on the Al–Cu–Mg–Mn and Al–Zn–Mg–Cu systems. *Neft i gaz*, 2011, no. 3, pp. 106–112.
13. Tkachenko E.A., Latushkina L.V. The influence of homogenization modes on the structure and properties of ingots and pressed-stamped semi-finished products from alloy 1933. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2003, no. 4, pp. 34–38.

14. Astashkin A.I., Babanov V.V., Selivanov A.A., Tkachenko E.A. Structure and properties of massive forgings with a reduced level of residual stresses made of aluminum alloy 1933sb of balanced composition. *Trudy VIAM*, 2021, no. 7 (101), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-13-21.
15. Vakhromov R.O., Tkachenko E.A., Lukina E.A., Selivanov A.A. Influence of homogenization annealing on structure and properties of ingots from 1933 alloy of Al–Zn–Mg–Cu system. *Trudy VIAM*, 2015, no. 11, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 28, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-11-1-1.
16. Fridlyander I.N. *Aluminum wrought structural alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p.
17. Xiao Y.L., Qing L.P., Xi F. et al. Microstructural evolution of Al–Cu–Mg–Ag alloy during homogenization. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 484, pp. 790–794.
18. Huang T., Qin Y., Chao D. et al. Study on homogenization process of large size Al–Cu–Mg–Mn alloy ingot. *Materials reports*, 2020, vol. 24, is. Z1, pp. 325–327.
19. Lin H., Zhu K., Liu Q. et al. Microstructural characterization of the as-cast and homogenized Al–Cu–Mg–Ag alloy. *Materials*, 2023, vol. 16, is. 1, pp. 433–441.
20. Liu Q., Li X., Li Z. et al. Effect of Cu content on microstructures of as-cast and homogenized Al–Cu–Mg–Ag alloys. *Key engineering materials*, 2022, vol. 921, pp. 59–64.
21. Jian Wang, Yalin Lu, Dongshuai Zhou et al. Influence of homogenization on microstructural response and mechanical property of Al–Cu–Mn alloy. *Materials* (Basel), 2018, vol. 11, is. 6, pp. 914–921.
22. Antipov V.V., Tkachenko E.A., Zajtsev D.V., Selivanov A.A., Ovsyannikov B.V. The influence of homogenizing annealing regimes on the structural phase state and mechanical properties of aluminum-lithium alloy 1441 ingots. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
23. Oglodkov M.S., Romanenko V.A., Benarieb I., Rudchenko A.S., Grigoryev M.V. Study of industrial semi-finished products from advanced aluminum-lithium alloys for aircraft products. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 18, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
24. Liu X.Y., Pan Q.L., Fan X. et al. Microstructural evolution of Al–Cu–Mg–Ag alloy during homogenization. *Journal Alloys Compounds*, 2009, vol. 484, pp. 790–794.
25. Li H.Z., Ou Y.J., Liao H.J. et al. Microstructural evolution of high purity Al–Cu–Mg alloy during homogenization. *Materials Science Forum*, 2014, vol. 788, pp. 208–214.

Информация об авторах

Асташкин Александр Игоревич, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зайцев Денис Владимирович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Селиванов Андрей Аркадьевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ткаченко Евгения Анатольевна, старший научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexander I. Astashkin, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis V. Zaitsev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrew A. Selivanov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgenia A. Tkachenko, Senior Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.05.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 04.06.2024.
The article was submitted 30.05.2024; approved and accepted for publication after reviewing 04.06.2024.