



УДК 669.017.165

doi: 10.18577/2307-6046-2015-0-11-1-1

**ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА
СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА
1933 СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Cu**

Р.О. Вахромов

Е.А. Ткаченко

Е.А. Лукина
кандидат технических наук

А.А. Селиванов
кандидат технических наук

Ноябрь 2015

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.

Р.О. Вахромов¹, Е.А. Ткаченко¹, Е.А. Лукина¹, А.А. Селиванов¹

ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА 1933 СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Cu

Гомогенизационный отжиг слитков проводится для растворения неравновесных избыточных фаз, устранения внутрикристаллитной ликвации и уменьшения внутренних напряжений в слитках из алюминиевых сплавов. Одновременно происходит процесс распада алюминиевого твердого раствора присутствующих в сплавах малых добавок переходных металлов (марганца, хрома, циркония) с образованием дисперсоидов.

Проведено исследование влияния различных режимов гомогенизации на объемную долю неравновесных структурных составляющих, свойства слитка из сплава 1933 при повышенных температурах, плотность распределения и размер образующихся дисперсоидов Al₃Zr.

Ключевые слова: *сплав 1933 системы Al–Zn–Mg–Cu, гомогенизационный отжиг, слитки, микроструктура, дисперсоиды Al₃Zr, устойчивость пересыщенного твердого раствора.*

R.O. Vakhromov, E.A. Tkachenko, E.A. Lukina, A.A. Selivanov

Influence of homogenization annealing on structure and properties of ingots from 1933 alloy of Al–Zn–Mg–Cu system

Homogenizing annealing of ingots is held to dissolve the nonequilibrium excess phases, eliminating intergranular segregation and reduce internal stresses in the ingots of aluminum alloys. Simultaneously, there is a process of disintegration of solid solution of aluminum small additions of transition metals (manganese, chromium, zirconium) to form dispersoids.

The influence of different modes of homogenization on the volume fraction of nonequilibrium structural components, the properties of the 1933 alloy ingot at elevated temperatures, density of distribution and size of Al₃Zr dispersoid are represented.

Keywords: *1933 alloy of Al–Zn–Mg–Cu, homogenization annealing, ingots, microstructure, dispersoids Al₃Zr, quench sensitivity.*

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

Введение

На протяжении многих лет алюминиевые сплавы занимают доминирующее положение в конструкциях авиационной и космической техники. Одной из актуальных задач в области авиационной техники является повышение весовой и экономической эффективности самолетов новых поколений [1–3].

С этой точки зрения особый научно-практический интерес представляют высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu, которые имеют высокую удельную прочность, при этом они технологичны при изготовлении деформированных полуфабрикатов, а рациональное использование различных режимов термической обработки позволяет управлять комплексом их служебных характеристик в широком диапазоне применительно к требуемым условиям эксплуатации [4].

В настоящее время одним из основных конструкционных материалов для деталей силового набора планера современных изделий авиационной техники является высоко-

прочный алюминиевый ковочный сплав 1933 системы Al–Zn–Mg–Cu, разработанный во ФГУП «ВИАМ» [5–7]. Сплав применяют в виде массивных полуфабрикатов толщиной до 250 мм, для изготовления которых используют крупногабаритные слитки [8].

Структура промышленных слитков, отлитых методом непрерывного литья, неоднородна. Она состоит из дендритов твердого раствора переменного состава, между ветвей которых расположены скопления неравновесных избыточных интерметаллидных фаз, которые затрудняют деформирование слитка, а при значительных растягивающих напряжениях, возникающих в металле при ковке, приводят к образованию трещин. Для устранения последствий неравновесной кристаллизации применяют гомогенизацию слитков [9].

Гомогенизацию проводят при температуре полной или наибольшей растворимости интерметаллидных фаз, но не превосходящей температуры равновесного солидуса. В некоторых алюминиевых сплавах в результате неравновесных условий затвердевания слитка могут образовываться избыточные неравновесные эвтектики с температурой плавления ниже температуры равновесного солидуса сплава. В связи с этим при выборе температуры гомогенизации желательно избегать оплавления слитка, поскольку это может привести к снижению свойств полуфабрикатов [10].

При выборе режима гомогенизации для большинства современных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu также необходимо принимать во внимание то обстоятельство, что наряду с растворением неравновесных избыточных фаз при гомогенизации происходит процесс распада твердого раствора марганца, хрома и циркония, вводимых в сплав в качестве переходных элементов-антирекристаллизаторов [11]. Введение указанных элементов при этом приводит к снижению устойчивости пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, ускоряя тем самым его распад при низких скоростях охлаждения в процессе закалки. В результате этого увеличиваются разброс и анизотропия механических и коррозионных свойств по всему сечению полуфабрикатов после искусственного старения.

Марганец и хром, по сравнению с цирконием, в большей степени снижают устойчивость пересыщенного твердого раствора [12]. В связи с этим содержание примесей Mn и Cr в сплаве 1933, который используется в основном для изготовления массивных полуфабрикатов, ограничено ($\leq 0,1\%$ (по массе) и $\leq 0,05\%$ (по массе) соответственно). При содержании Mn и Cr в сплаве 1933 в указанной концентрации, они находятся исключительно в твердом растворе.

В качестве элемента-антирекристаллизатора в сплав 1933 введен цирконий в количестве 0,10–0,15% (по массе). Интерметаллид циркония Al_3Zr выпадает в виде осободисперсных частиц (около сотых долей микрометра), существенно меньших по размерам по сравнению с выделениями интерметаллидов хрома и марганца [13, 14].

При увеличении продолжительности гомогенизации средний размер дисперсоидов может достигать 30–40 нм. С увеличением размера дисперсоидов уменьшается их когерентность к матрице и они становятся центрами гетерогенного зарождения фазы $MgZn_2$ в процессе распада пересыщенного твердого раствора при низкой скорости охлаждения при закалке [15–22].

С учетом вышесказанного при выборе режима гомогенизации для сплава 1933 необходимо оценивать его эффективность не только по растворению неравновесных интерметаллидных фаз и устранению микроликвации, но и по плотности и размеру образующихся в процессе гомогенизации дисперсоидов Al_3Zr .

В данной работе проведено исследование влияния различных режимов гомогенизации на объемную долю неравновесных структурных составляющих, свойства слитка из сплава 1933 при повышенных температурах, распад пересыщенного твердого раствора циркония в алюминии.

Материалы и методы

Исследования проводили на цилиндрическом слитке диаметром 305 мм из сплава 1933, полученном в условиях металлургического производства ОАО «КУМЗ». Химический состав сплава соответствует требованиям ОСТ1 90026. От слитка были отобраны темплеты толщиной 50 мм, которые были подвергнуты гомогенизации по шести режимам в интервале температур 350–465°C с выдержкой от 4 до 36 ч.

Микроструктуру темплетов исследовали на закаленных с температуры гомогенизации шлифах при помощи металлографического микроскопа Olympus GX51, оснащенного цифровой камерой. Для проведения количественного анализа применяли программное обеспечение Olympus Stream Basic.

Исследования тонкой структуры темплетов проводили на фольгах методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Электронно-микроскопические исследования проведены при ускоряющем напряжении 200 кВ на просвечивающем электронном микроскопе Теснаі G2 F20 S-TWIN TMP-JEM 200 CX с термополевым катодом типа Шоттки, оснащенном системой для рентгеноспектрального микроанализа Oxford X-Max.

Механические свойства при растяжении (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ) при комнатной (20°C) и повышенных (330–450°C) температурах определяли на образцах, отобранных в осевом направлении, в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 с применением универсальной электромеханической машины компании Zwick/Roell (Германия), оснащенной термокабинетом для проведения испытаний в диапазоне температур от 20 до 600°C.

Результаты

Исследование макроструктуры слитка диаметром 305 мм из сплава 1933 показало, что структура равноосная и мелкозернистая по всему сечению. Пористости, неметаллических и интерметаллидных включений в исследуемых слитках не обнаружено (рис. 1, *а*). Микроструктура слитка дендритная с размером литого зерна 50–100 мкм (рис. 1, *б*).

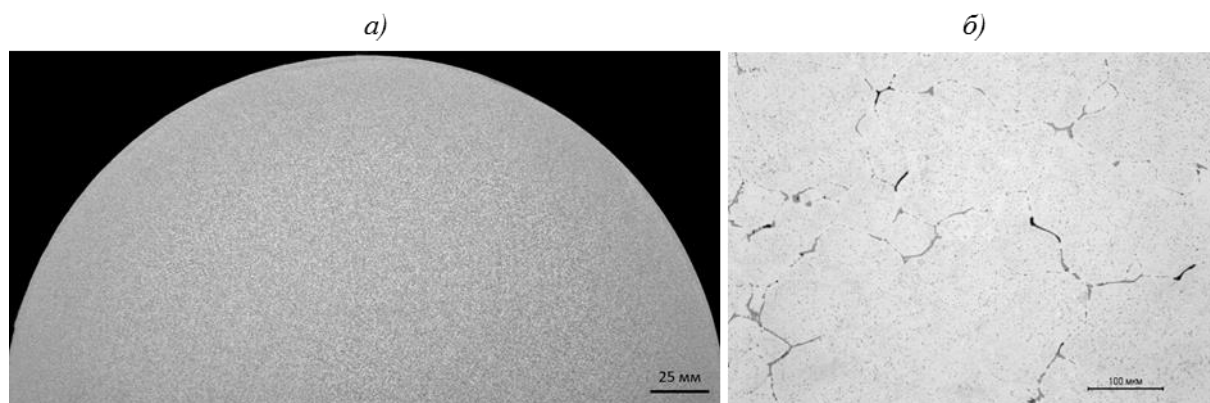


Рис. 1. Макро- (*а*, поперечное сечение) и микроструктура (*б*) слитка диаметром 305 мм из сплава 1933 в литом состоянии

Методом МРСА установлено, что по границам дендритных ячеек твердого раствора (α) находятся сложные неравновесные эвтектики, содержащие фазы Al_7Cu_2Fe и $Mg(Zn, Cu, Al)_2$ (рис. 2, табл. 1).

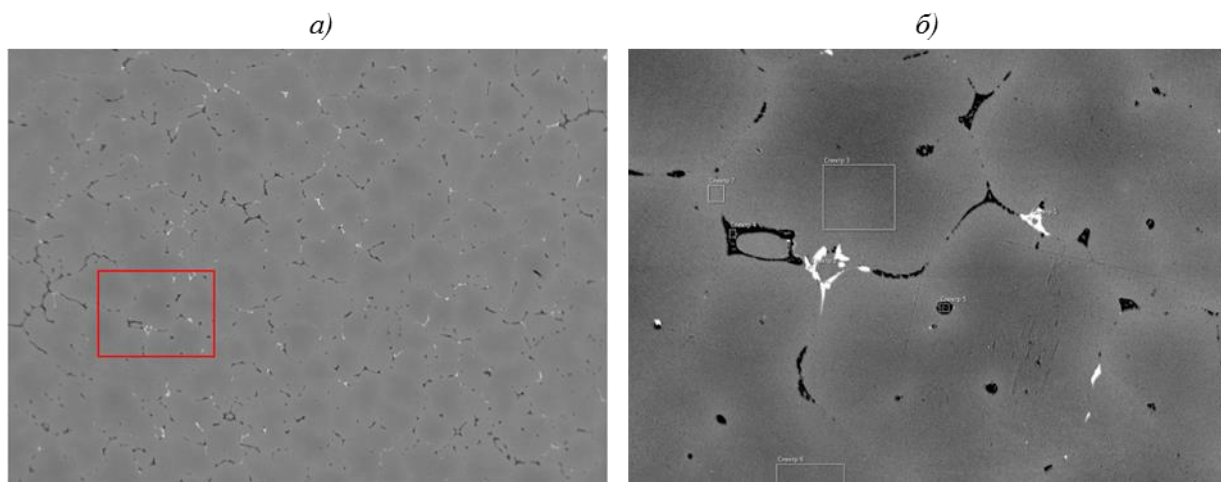


Рис. 2. Структура слитка из сплава 1933 в литом состоянии:
a – фрагмент микроструктуры (красным цветом обозначена область проведения локального химического анализа фаз и твердого раствора); *б* – анализируемые структурные элементы, состав которых приведен в табл. 1

Таблица 1

Химический состав эвтектических фаз и твердого раствора

Спектр	Содержание элементов, % (по массе)					Фаза
	Mg	Al	Fe	Cu	Zn	
1	–	55	25,5	14,6	2,8	Al ₇ Cu ₂ Fe
2	–	54,6	26,5	14,3	2,6	Al ₇ Cu ₂ Fe
3	1,5	90,5	–	0,8	7,1	α
4	2	86,6	–	2,8	8,6	Mg(Zn, Cu, Al) ₂
5	1,8	86,2	–	3,2	8	Mg(Zn, Cu, Al) ₂
6	1,5	90,2	–	1	7,3	α
7	2,1	87,1	–	1,9	8,9	Граница зерна

Для изучения влияния температуры и продолжительности выдержки при гомогенизации на процесс растворения неравновесных избыточных фаз и распад пересыщенного твердого раствора циркония выбраны режимы, приведенные в табл. 2.

Таблица 2

Выбранные режимы гомогенизации для проведения исследований

Условный номер режима	Режим гомогенизации
1	350°C, 26 ч
2	460°C, 4 ч
3	350°C, 26 ч+460°C, 4 ч
4	460°C, 24 ч (стандартный режим)
5	460°C, 36 ч
6	465°C, 12 ч

Режим 4 является стандартным для сплава 1933, режимы 3 и 5 выбраны для изучения влияния продолжительности гомогенизации на размер дисперсоидов Al₃Zr, режимы 1 и 3 – для изучения влияния двухступенчатой гомогенизации на структурно-фазовый состав слитка, режим 6 – для изучения эффективности проведения гомогенизации вблизи температур неравновесного солидуса.

Эффективность режима гомогенизации оценивалась по изменению объемной доли структурных составляющих и свойств темплетов из сплава 1933 при повышенных

температурах. После гомогенизации исследована микроструктура и определена объемная доля нерастворившихся фаз (рис. 3, табл. 3).

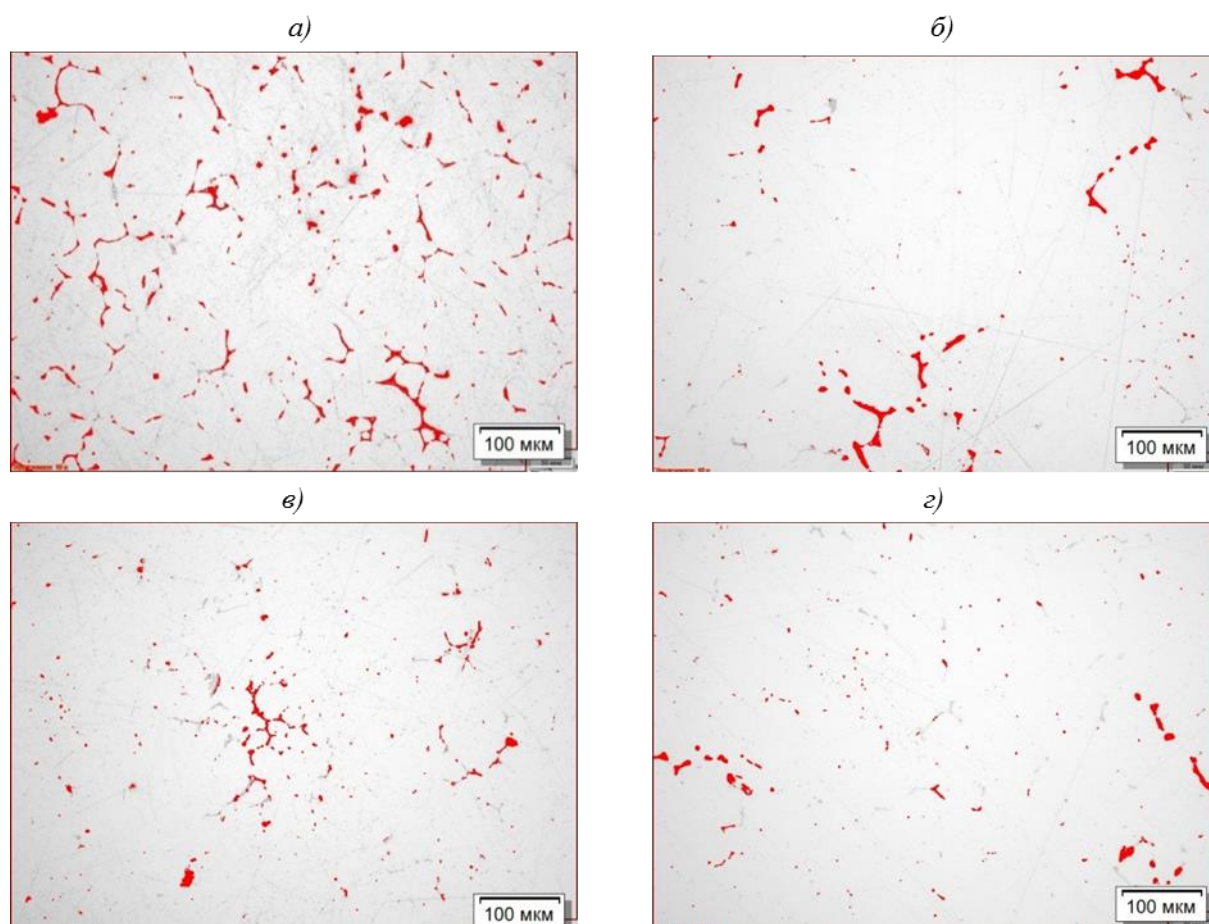


Рис. 3. Микроструктура слитка из сплава 1933 после различных режимов гомогенизации (охлаждение с температуры гомогенизации в холодной воде):

a – без гомогенизации (литое состояние); *б* – режим 2 (460°C, 4 ч); *в* – режим 4 (460°C, 24 ч); *г* – режим 5 (350°C, 26 ч+460°C, 4 ч)

Таблица 3

Объемная доля фаз в темплетях, вырезанных из слитка, после гомогенизации		
Условный номер режима	Режим гомогенизации	Изменение объемной доли фаз, %
1	350°C, 26 ч	2,37
2	460°C, 4 ч	1,46
3	350°C, 26 ч+460°C, 4 ч	0,80
4	460°C, 24 ч (стандартный режим)	0,96
5	460°C, 36 ч	0,78
6	465°C, 12 ч	1,05

Из данных табл. 3 видно, что наиболее интенсивно диффузионные процессы растворения протекают в первые 12 ч после начала гомогенизации, что обеспечивает уменьшение на 40–55% объемной доли интерметаллидных фаз (режимы 2 и б). Затем эффективность гомогенизации резко падает (на 12–17% за последующие 24–30 ч), поскольку уменьшается скорость диффузии вследствие уменьшения градиента концентрации по объему зерна. Режим 5 обеспечивает наилучшую растворимость интерметаллидных фаз благодаря большей продолжительности выдержки. Применение двухсту-

пенчатого режима 3 также обеспечивает эффективное растворение неравновесных фаз (0,80% (объемн.)) [23].

Проведен микрорентгеноспектральный анализ образца из слитка, гомогенизированного по двухступенчатому режиму 3 и охлажденного с температуры гомогенизации в воде. Установлено, что в структуре присутствуют исключительно светлые частицы нерастворимой фазы Al_7Cu_2Fe (рис. 4). Уменьшение объемной доли данной фазы возможно только при ограничении содержания примеси железа в сплаве 1933. Все остальные неравновесные фазы, содержащие атомы основных компонентов, растворены в процессе гомогенизации (табл. 4).

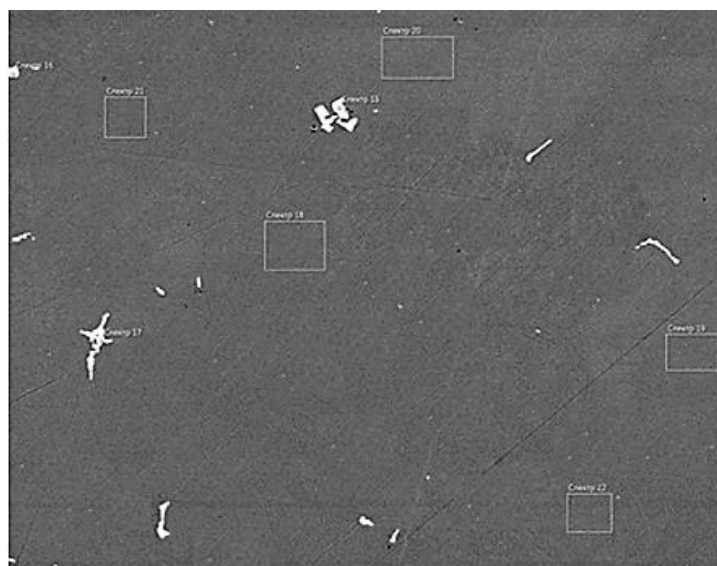


Рис. 4. Структура слитка из сплава 1933 в гомогенизированном (режим 3) состоянии (в рамках выделены области, химический состав которых приведен в табл. 4)

Таблица 4

Локальный химический состав фаз и твердого раствора

Спектр	Содержание элементов, % (по массе)					Фаза
	Mg	Al	Fe	Cu	Zn	
15	–	53,8	28,9	12,6	0,6	Al_7Cu_2Fe
16	–	53,9	27,1	14,3	0,7	Al_7Cu_2Fe
17	–	55,5	27,3	12,3	0,7	Al_7Cu_2Fe
18	1,9	88,4	–	1	7,1	α
19	1,9	88,5	–	1	7	α
20	1,9	88,2	–	1,1	7,1	α
21	1,8	88	–	1	7	α
22	1,9	88,5	–	1	7,1	α

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследован распад пересыщенного твердого раствора циркония в сплаве 1933 после различных режимов гомогенизации (рис. 5). Проведен количественный анализ тонкой структуры, определены средний размер и плотность выделений дисперсоидов Al_3Zr после различных режимов гомогенизационного отжига (табл. 5).

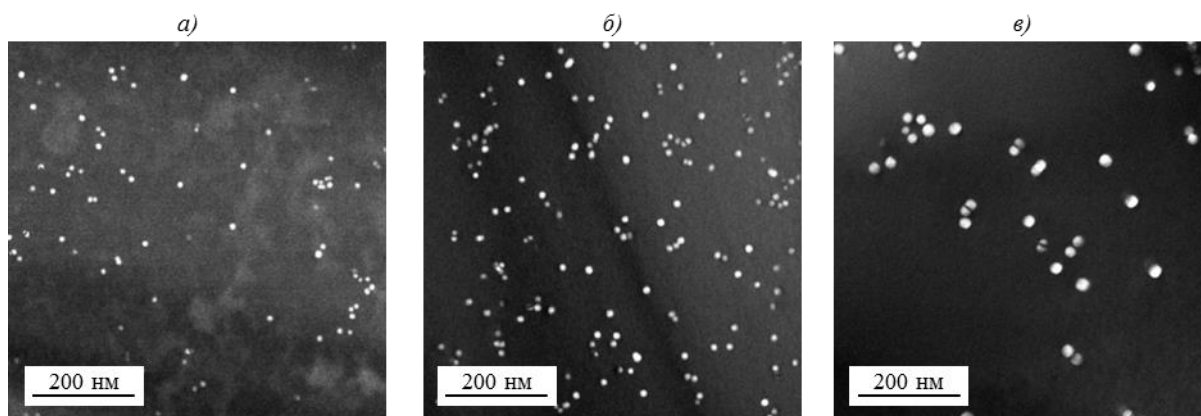


Рис. 5. Темнопольное изображение выделений метастабильной β' -фазы (Al_3Zr) в структуре слитка из сплава 1933 после различных режимов гомогенизации:
a – режим 1 (350°C , 26 ч); *б* – режим 3 (350°C , 26 ч+ 460°C , 4 ч); *в* – режим 5 (460°C , 36 ч)

Таблица 5

Количественные характеристики частиц Al_3Zr после различных режимов гомогенизации

Условный номер режима	Режим гомогенизации	Средний размер частиц, нм	Плотность, см^{-3}
1	350°C , 26 ч	11,04	$0,8 \cdot 10^{15}$
2	460°C , 4 ч	13,85	$3,8 \cdot 10^{14}$
3	350°C , 26 ч+ 460°C , 4 ч	14,60	$2,1 \cdot 10^{15}$
5	460°C , 36 ч	23,13	$1,4 \cdot 10^{15}$

Из данных табл. 5 и темнопольных изображений структуры (рис. 5) видно, что при температуре 460°C при увеличении продолжительности гомогенизации с 4 до 36 ч плотность выделений и их средний размер увеличиваются (с 13,85 до 23,13 нм соответственно). Максимальная плотность выделений при этом получена после двухступенчатой гомогенизации.

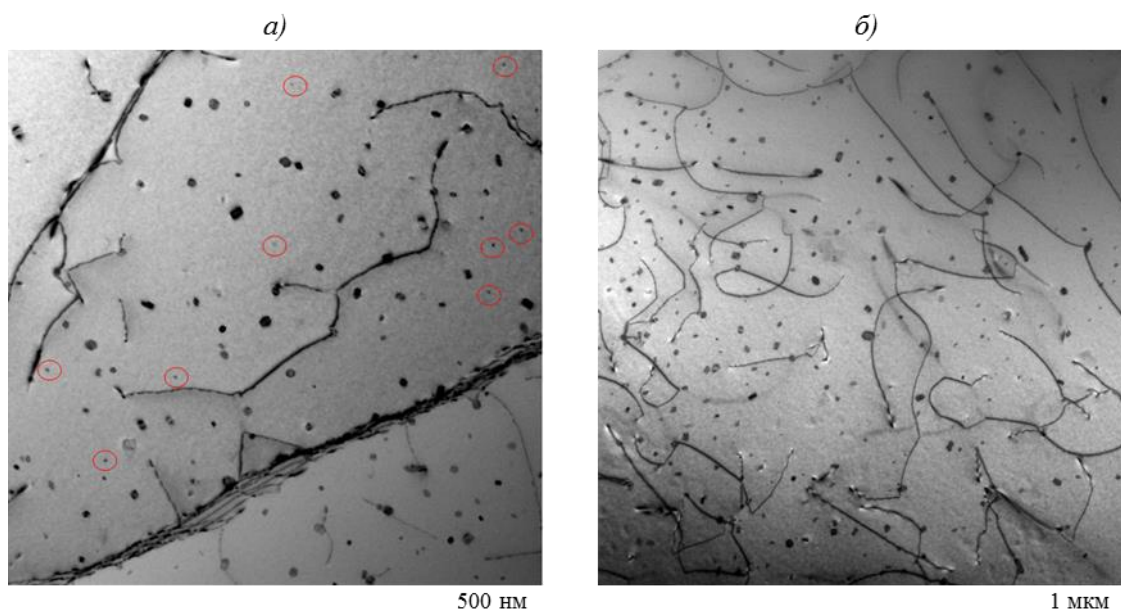


Рис. 6. Светлопольное изображение выделений Al_3Zr в структуре слитка из сплава 1933 после различных режимов гомогенизации:
a – режим 1 (350°C , 26 ч); *б* – режим 3 (350°C , 26 ч+ 460°C , 4 ч)

На первой ступени гомогенизации (350°C, 26 ч) интенсивно происходит зарождение частиц Al_3Zr различного размера (рис. 6, а), также предположительно образуются наноразмерные предвыделения (на рис. 6 выделены красным цветом), обогащенные цирконием. На второй ступени гомогенизации происходит рост зародившихся на первой ступени частиц Al_3Zr и предвыделений (рис. 6, б), что обеспечивает повышенную плотность распределения дисперсоидов по сравнению с другими одноступенчатыми режимами гомогенизации. Средний размер дисперсоидов при этом на 35% меньше, чем размер дисперсоидов после гомогенизации при 460°C в течение 36 ч вследствие меньшей продолжительности второй высокотемпературной ступени отжига.

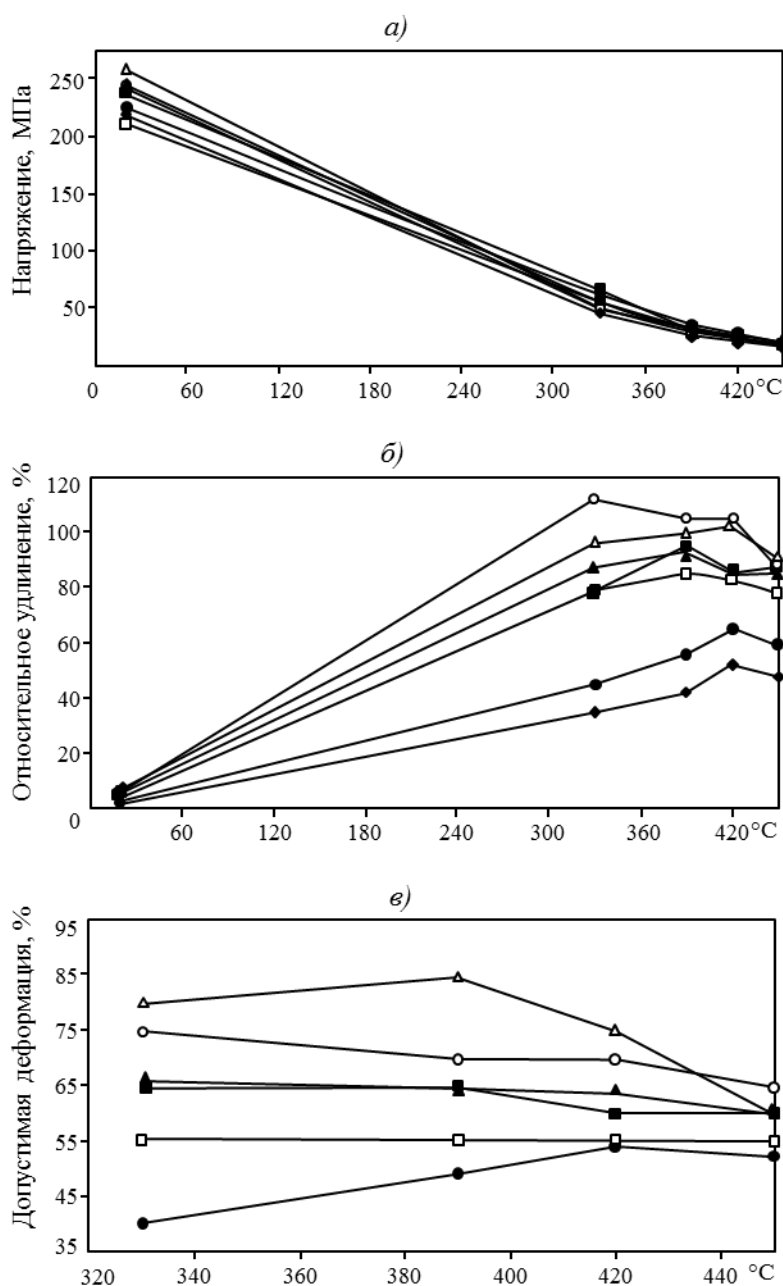


Рис. 7. Влияние температуры на сопротивление деформации (а) и технологическую пластичность при растяжении (б) и осадке (в) слитков из сплава 1933, гомогенизированных по различным режимам: ◆ – без гомогенизации (литое состояние); ● – режим 1 (350°C, 26 ч); ■ – режим 2 (460°C, 4 ч); ○ – режим 3 (350°C, 26 ч+460°C, 4 ч); ▲ – режим 4 (460°C, 24 ч); △ – режим 5 (460°C, 36 ч); □ – режим 6 (465°C, 12 ч)

Определены механические свойства при растяжении (σ_b , δ) и осадке образцов, вырезанных из темплетов слитка и гомогенизированных по шести режимам (образцы отобраны из зоны 1/2 радиуса слитка в осевом направлении). Проведена оценка влияния режима гомогенизационного отжига на технологические свойства слитков при комнатной (20°C) и повышенных (330–450°C) температурах. Зависимость механических свойств от температуры испытания приведена на рис. 7. Видно, что для слитков, гомогенизированных по режимам 3 и 5, обеспечивающим наилучшую растворимость интерметаллидных фаз (табл. 3), в температурном интервале 330–420°C достигаются максимальные значения характеристик пластичности ($\delta=90\text{--}110\%$). Допустимая степень деформации при осадке за один нагрев составляет 70–75%, что позволяет проводить горячую деформацию слитков при изготовлении поковок в указанном интервале температур.

На основании полученных результатов можно сделать вывод о взаимосвязи установленных структурных особенностей слитков после различных режимов гомогенизации с показателями их технологической пластичности в интервале температур горячей деформации сплава 1933.

Обсуждение и заключения

Исследовано влияние гомогенизационного отжига на растворение избыточных неравновесных фаз в слитке из сплава 1933. Наиболее интенсивно диффузионные процессы растворения протекают в первые 12 ч после начала гомогенизации, что обеспечивает уменьшение на 40–55% объемной доли интерметаллидных фаз (режимы 460°C, 4 ч и 465°C, 12 ч). Затем эффективность гомогенизации резко падает (на 12–17% за последующие 24–30 ч), поскольку уменьшаются поверхность контакта между оставшимися частицами фаз и твердым раствором и скорость диффузии вследствие снижения градиента концентрации по объему зерна. Режимы 3 и 5 (350°C, 26 ч+460°C, 4 ч и 460°C, 36 ч) обеспечивают наилучшую растворимость интерметаллидных фаз (объемная доля нерастворившихся фаз: 0,8 и 0,78% соответственно).

Исследовано влияние температурно-кинетических параметров гомогенизации на распад пересыщенного твердого раствора циркония в сплаве 1933. При увеличении продолжительности гомогенизации с 4 до 36 ч при температуре 460°C плотность выделений Al_3Zr и их средний размер увеличиваются (с 13,85 до 23,13 нм соответственно). Максимальная плотность выделений получена после двухступенчатой гомогенизации. На первой ступени гомогенизации (350°C, 26 ч) интенсивно происходит зарождение частиц Al_3Zr , видны наноразмерные предвыделения, обогащенные цирконием. На второй ступени гомогенизации (460°C, 4 ч) происходит рост зародившихся на первой ступени частиц Al_3Zr и предвыделений, что обеспечивает повышенную плотность выделений по сравнению с другими рассмотренными режимами гомогенизации.

В интервале температур 330–450°C определены механические свойства при растяжении и осадке образцов из слитков, гомогенизированных по различным режимам. Для слитков, гомогенизированных по режимам 3 и 5 (350°C, 26 ч+460°C, 4 ч и 460°C, 36 ч), которые обеспечивают наилучшую растворимость интерметаллидных фаз в температурном интервале 330–420°C, достигаются максимальные значения характеристик пластичности ($\delta=90\text{--}110\%$). Допустимая степень деформации за один нагрев составляет 70–75%, что позволяет проводить горячую деформацию слитков при изготовлении различных полуфабрикатов в указанном температурном интервале.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России //Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
2. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.

3. 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.
4. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Попова О.И. Влияние основных легирующих компонентов, микродобавок и примесей на свойства ковочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu //Цветные металлы. 2013. № 5 (845). С. 61–65.
5. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 167–182.
6. Тарасов Ю.Н., Вахромов Р.О. Применение алюминиевых сплавов, разработанных под руководством академика И.Н. Фридляндера, в отечественной авиационной технике //Цветные металлы. 2013. № 9 (849). С. 37–39.
7. Тарасов Ю.Н., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 5–6.
8. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Попова О.И., Милевская Т.В. Обобщение опыта применения и оптимизация технологии изготовления полуфабрикатов из высокопрочного алюминиевого сплава 1933 для силовых конструкций современной авиационной техники //Авиационные материалы и технологии. 2014. № 2. С. 34–39.
9. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы //Металлургия. 1979. 208 с.
10. Гомогенизация слитков алюминиевых сплавов. ТР 50-31-70. М.: ВИЛС.1970. 24 с.
11. Фридляндер И.Н. Металловедение алюминиевых сплавов. М.: Наука. 1985. 238 с.
12. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: Изд. дом МИСиС. 2010. 511 с.
13. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Антипов В.В. Закономерности формирования структуры и свойств ковочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu с различным содержанием основных легирующих компонентов, микродобавок и примесей //Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королева (Национального исследовательского университета). 2012. № 5–1 (36). С. 215–222.
14. Vakhromov R.O., Tkachenko E.A., Antipov V.V. Research and Development of High-Strength of Al–Zn–Mg–Cu Alloys //Proceedings 13th International Conference on Aluminum Alloys. 2012. P. 1514–1520.
15. Lima S.T., Yun S.J., Namb S.W. Improved quench sensitivity in modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications //Materials Science and Engineering, A. 2004. V. 371 (1–2). P. 82–90.
16. Robinson J.S., Cudd R.L., Tanner T.D. Quench sensitivity and tensile property inhomogeneity in 7010 forgings //Journal of Materials Processing Technology. 2001. V. 119 (1–3). P. 261–267.
17. Li Pei-yue, Bai-qing Xiong, Yong-an Zhang, Zhi-hui Li, Bao-hong Zhu, Feng Wang, Hong-wei Liu. Quench sensitivity and microstructure character of high strength AA7050 //Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2012. V. 22 (2). P. 268–274.
18. Yu-lin Zheng, Cheng-bo Li, Sheng-dan Liu, Yun-lai Deng, Xin-ming Zhang. Effect of homogenization time on quench sensitivity of 7085 aluminum alloy //Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. V. 24. P. 2275–2281.
19. Xin-ming Zhang, WenJun Liu, ShengDan Liu, MingZhe Zhou. Effect of processing parameters on quench sensitivity of an AA7050 sheet //Materials Science and Engineering, A. 2011. V. 528. P. 795–802.
20. Li X.M., Starink M.J. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al–Zn–Mg–Cu alloys//Alloys Compd. 2011.V. 509. P. 471–476.
21. Marlaud T., Deschamps A., Bley F., Lefebvre W., Baroux B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al–Zn–Mg–Cu alloys //Acta Materialia. 2010. V. 58 (1). P. 248–260.
22. Conserva M., DI Russo E., Caloni O. Comparison of the Influence of Chromium Zirconium on the Quench Sensitivity of Al–Zn–Mg–Cu Alloys //Metallurgical Transactions. 1971. V. 2. 1227 p.
23. Способ изготовления изделий из алюминиевых деформируемых сплавов: пат. 2284367. Рос. Федерация; опубл. 27.01.05.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Sovremennye materialy – osnova innovacionnoj modernizacii Rossii [Modern materi-

- als – a basis of innovative modernization of Russia] //Metally Evrazii. 2012. №3. S. 10–15.
2. Kablov E.N. Aviakosmicheskoe materialovedenie [Aerospace materials science] //Vse materialy. Jenciklopedicheskij spravochnik. 2008. №3. S. 2–14.
 3. Kablov E.N. Innovacionnye razrabotki FGUP «VIAM» GNC RF po realizacii «Strategicheskikh napravlenij razvitiya materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda» [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. №1 (34). S. 3–33.
 4. Vahromov R.O., Tkachenko E.A., Popova O.I. Vliyanie osnovnyh legirujushhih komponentov, mikrodoavok i primesej na svojstva kovochnyh splavov sistemy Al–Zn–Mg–Cu [Influence of the main alloyng elements, microadditives and impurities on the properties of forging alloys of Al–Zn–Mg –Cu system] //Tsetnye Metally. 2013. №5 (845). S. 61–65.
 5. Antipov V.V., Senatorova O.G., Tkachenko E.A., Vahromov R.O. Alyuminievye deformiruemye splavy [Aluminum deformable alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 167–182.
 6. Tarasov Yu.N., Vahromov R.O. Primenenie alyuminievyh splavov, razrabotannyh pod rukovodstvom akademika I.N. Fridlyandera, v otechestvennoj aviacionnoj tehnike [Application of aluminum alloys, developed under the guidance of academician I. N. Fridlyander, in Russian aviation engineering] //Tsvetnye Metally. 2013. № 9 (849). S. 37–39.
 7. Tarasov Yu.M., Antipov V.V. Novye materialy VIAM – dlya perspektivnoj aviacionnoj tehniky proizvodstva OAO «OAK» [The VIAM new materials – for perspective aviation engineering of production of JSC «OAK»] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №2. S. 5–6.
 8. Vahromov R.O., Tkachenko E.A., Popova O.I., Milevskaya T.V. Obobshhenie opyta primeneniya i optimizaciya tehnologii izgotovleniya polufabrikatov iz vysokoprochnogo alyuminievogo splava 1933 dlya silovyh konstrukcij sovremennoj aviacionnoj tehniki [Summarizing of the experience of usage and optimization of manufacturing technology semi-fished product of high strength aluminum alloy 1933 for the primary structures of modern aircraft] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2014. № 2. S. 34–39.
 9. Fridlyander I.N. Alyuminievye deformiruemye konstrukcionnye splavy [Aluminum deformable constructional alloys] //Metallurgiya. 1979. 208 s.
 10. Gomogenizaciya slitkov alyuminievyh splavov [Homogenization of ingots of aluminum alloys]. TR 50-31-70. M.: VILS.1970. 24 s.
 11. Fridlyander I.N. Metallovedenie alyuminievyh splavov [Metallurgical science of aluminum alloys]. M.: Nauka. 1985. 238 s.
 12. Belov N.A. Fazovyy sostav promyshlennyh i perspektivnyh alyuminievyh splavov [Phase structure of industrial and perspective aluminum alloys]. M.: Izd. dom MISiS. 2010. 511 s.
 13. Vahromov R.O., Tkachenko E.A., Antipov V.V. Zakonomernosti formirovaniya struktury i svojstv kovochnyh splavov sistemy Al–Zn–Mg–Cu s razlichnym sodержaniem osnovnyh legiruyushhih komponentov, mikrodoavok i primesej [Regularities of formation of structure and properties of forging alloys of Al–Zn–Mg–Cu system with various maintenance of the main alloyng components, microadditives and impurity] //Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo ajerokosmicheskogo universiteta im. akademika S.P. Koroleva (Nacional'nogo issledovatel'skogo universiteta). 2012. № 5–1 (36). S. 215–222.
 14. Vakhromov R.O., Tkachenko E.A., Antipov V.V. Research and Development of High-Strength of Al–Zn–Mg–Cu Alloys //Proceedings 13th International Conference on Aluminum Alloys. 2012. P. 1514–1520.
 15. Lima S.T., Yun S.J., Namb S.W. Improved quench sensitivity in modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications //Materials Science and Engineering, A. 2004. V. 371 (1–2). P. 82–90.
 16. Robinson J.S., Cudd R.L., Tanner T.D. Quench sensitivity and tensile property inhomogeneity in 7010 forgings //Journal of Materials Processing Technology. 2001. V. 119 (1–3). P. 261–267.
 17. Li Pei-yue, Bai-qing Xiong, Yong-an Zhang, Zhi-hui Li, Bao-hong Zhu, Feng Wang, Hong-wei Liu. Quench sensitivity and microstructure character of high strength AA7050 //Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2012. V. 22 (2). P. 268–274.
 18. Yu-lin Zheng, Cheng-bo Li, Sheng-dan Liu, Yun-lai Deng, Xin-ming Zhang. Effect of homogenization time on quench sensitivity of 7085 aluminum alloy //Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. V. 24. P. 2275–2281.
 19. Xin-ming Zhang, WenJun Liu, ShengDan Liu, MingZhe Zhou. Effect of processing parameters on

- quench sensitivity of an AA7050 sheet //Materials Science and Engineering, A. 2011. V. 528. P. 795–802.
20. Li X.M., Starink M.J. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al–Zn–Mg–Cu alloys//Alloys Compd. 2011.V. 509. P. 471–476.
 21. Marlaud T., Deschamps A., Bley F., Lefebvre W., Baroux B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al–Zn–Mg–Cu alloys //Acta Materialia. 2010. V. 58 (1). P. 248–260.
 22. Conserva M., DI Russo E., Caloni O. Comparison of the Influence of Chromium Zirconium on the Quench Sensitivity of Al–Zn–Mg–Cu Alloys //Metallurgical Transactions. 1971. V. 2. 1227 p.
 23. Cposob izgotovleniya izdelij iz aljuminievyh deformiruemyh splavov [A way of production of products from aluminum deformable alloys]: pat. 2284367. Ros. Federaciya; opubl. 27.01.05.