

УДК 669.721.5

Е.Н. Каблов¹, М.В. Акинина¹, Е.Ф. Волкова¹, И.В. Мостяев¹, А.А. Леонов¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ9 В ЛИТОМ И ТЕРМООБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ

DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24

Изложены результаты сравнительного исследования микроструктуры и особенностей фазового состава серийного литейного жаропрочного магниевого сплава МЛ9 в литом и термообработанном (закалка с последующим искусственным старением) состояниях. Рассмотрены особенности фазовых превращений в структуре, происходящих в процессе распада пересыщенного твердого раствора. Определены основные механические характеристики сплава МЛ9 после проведения термической обработки. Установлено влияние наноразмерных выделений интерметаллидных фаз, богатых неодимом, на прочностные и пластические характеристики сплава.

Ключевые слова: литейные магниево-алюминиевые сплавы, термическая обработка, микроструктура, фазовый состав, распад твердого раствора.

E.N. Kablov¹, M.V. Akinina¹, E.F. Volkova¹, I.V. Mostyaev¹, A.A. Leonov¹

THE RESEARCH OF ASPECTS OF PHASE COMPOSITION AND FINE STRUCTURE OF MAGNESIUM ALLOY ML9 IN THE AS-CAST AND HEAT-TREATED CONDITIONS

The paper presents the results of the comparative investigation of microstructure and characteristic features of the phase composition of ML9 high-temperature commercial magnesium alloy in the as-cast and heat-treated (quenching and further artificial aging) conditions. The features of phase transformations in the structure that occur during the decomposition of a supersaturated solid solution have been examined. The basic mechanical characteristics of ML9 alloy after heat treatment have been determined. There also has been studied the influence of nanoscale precipitates of intermetallic phases rich in neodymium on the strength and plastic characteristics of the alloy.

Keywords: casting magnesium alloys, heat-treatment, microstructure, phase composition, decomposition of solid solution.

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

Условия эксплуатации изделий авиационной и космической техники предопределяют жесткие требования к материалам, от качества которых в существенной мере зависят надежность и конкурентоспособность летательных аппаратов. Они должны обеспечить прочность конструкции при воздействии значительных силовых нагрузок, повышенных и пониженных температур, обладая при этом минимальной плотностью. Поэтому при разработке материалов ключевыми параметрами являются: весовая эффективность (отношение прочности к плотности), надежность и ресурс, объединенные понятием «качество авиационных материалов» [1].

Магниево-алюминиевые сплавы обладают существенными преимуществами по сравнению с про-

чими сплавами на металлической основе: высокими удельными прочностью и жесткостью, хорошим сопротивлением усталости; стабильностью механических свойств при длительном хранении благодаря отсутствию способности естественно стариться; способностью работать в широком диапазоне температур – от криогенных (-70÷-196 °С) до высоких (кратковременно – до 300–350 °С, длительно – до 200–250 °С); высокой демпфирующей способностью, хорошим тепловым и противозумным экранированием и др. [2]. Практическую значимость имеет тот факт, что замена деталей и узлов из алюминиевых сплавов на магниево-алюминиевые позволяет снизить их массу на 25–30%.

Уровень механических свойств сплава зависит от особенностей его структуры и фазового

состава [2]. Актуальным направлением повышения служебных характеристик магниевых сплавов является использование для их легирования редкоземельных элементов (РЗЭ), которые в настоящее время наряду с лантаном отнесены к побочной подгруппе III группы Периодической системы элементов Д.И. Менделеева и достаточно хорошо изучены. Большинство РЗЭ имеют высокую температуру плавления (>1400 °С). В свою очередь, все РЗЭ подразделяют дополнительно, в соответствии с наиболее характерными химическими свойствами, на две подгруппы:

- подгруппу цериевых РЗЭ (лантан, церий, празеодим, неодим, самарий и европий);
- подгруппу иттриевых элементов (гадолиний, тербий, диспрозий, гольмий, эрбий, тулий, иттербий и лютеций) [3].

К иттриевой подгруппе также относят иттрий и частично – скандий.

Введение РЗЭ дает возможность улучшить прочностные характеристики сплавов как при комнатной, так и при повышенных температурах, а в ряде случаев – повысить их коррозионные свойства [4–16].

Прочностные свойства во многом определяются возможностью образования пересыщенных твердых растворов на основе магния и их распада с выделением дисперсных частиц богатых РЗЭ фаз. Способность образовывать пересыщенный твердый раствор связана с растворимостью РЗЭ в твердом магнии, которая снижается с уменьшением температуры [6]. Сплав МЛ9, выбранный в данной работе в качестве материала для исследования, относится к группе жаропрочных литейных магниевых сплавов системы Mg–РЗЭ–Zr, где в качестве редкоземельного элемента используется неодим, который относится к цериевой подгруппе РЗЭ, сплав также дополнительно содержит иттрий. Растворимость РЗЭ в твердом растворе на основе магния повышается с увеличением их атомного номера, а вот скорость распада пересыщенного твердого раствора в сплавах, содержащих РЗЭ цериевой подгруппы, при этом несколько уменьшается, в связи с чем для сплавов, содержащих неодим, наблюдается более высокий уровень прочностных характеристик по сравнению с другими РЗЭ цериевой подгруппы. Добавка в сплав иттрия также уменьшает скорость распада твердого раствора и замедляет коагуляцию продуктов распада [6, 7].

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 8.4. «Высокопрочные коррозионноустойчивые свариваемые магниевые и литейные алюминиевые сплавы для изделий авиакосмической техники нового поколения» («Стратегические направления

развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [17].

Цель данной работы – сравнительное исследование тонкой структуры серийного литейного магниевых сплава МЛ9 в литом и термообработанном состояниях и определение ее влияния на механические свойства сплава.

Материалы и методы

В качестве материала для исследования выбран литейный магниевый сплав МЛ9 системы Mg–Nd–Zr (состав соответствует ГОСТ 2856–79) в литом и термообработанном состояниях.

Сплав МЛ9 выплавляли без применения флюсов в защитной газовой атмосфере в индукционной установке ИСТ-0,05/0,1-Г-УХЛ4. В качестве шихтовых материалов использовали магний чистотой 99,95%, иттрий – чистотой 99,998%, промышленные лигатуры магний-неодим и магний-цирконий. Расплавы производили в стальные изложницы диаметром 160 и высотой 200 мм.

Химический анализ слитков осуществляли методом атомно-эмиссионной спектроскопии с использованием индуктивно связанного плазменного поля на приборе Agilent 5100 ICP-OES.

Термическую обработку слитков проводили по режиму Т6 (закалка на воздухе и последующее искусственное старение) согласно ОСТ1 90121–90. Закалку, проводимую с целью получения пересыщенного твердого раствора, осуществляли в высокотемпературной камерной печи ПК 3.3.4/9. Старение сплава осуществляли в термостате разработки ФГУП «ВИАМ». Температуру в камере печи и термостате поддерживали с точностью не более ± 5 °С.

Растровую электронную микроскопию структуры сплава проводили на растровом электронном микроскопе Verios 460 XHR с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) X-Max. Фотографии выполнены в режиме композиционного контраста (СОМРО), изображение в котором формируется обратноотраженными электронами. Контраст изображения определяется средним атомным номером области (фазы), и чем выше средний атомный номер исследуемой области (фазы), тем светлее данный участок выглядит на фотографии. Травление шлифов осуществляли в реактиве состава: 0,5–1,0 мл азотной кислоты и 99,5–99,0 мл этилового спирта. После воздействия реактива, нанесенного на поверхность, в течение 3–6 с шлиф промывали спиртом и высушивали.

Подготовку образцов для проведения просвечивающей электронной микроскопии

проводили на электроэрозионном станке с последующим механическим утонением на SiC-бумаге до 100 мкм и струйной электрополировкой в кислотном-спиртовом электролите при температуре -40°C . Окончательное утонение проводили на установке ионного утонения PIPS II в среде аргона при ускоряющем напряжении 2 кВ. Исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе Tescan G2 F20 S-TWIN TMP фирмы FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ. Локальный химический анализ структурных составляющих проводили рентгеноспектральным методом с использованием энергодисперсионного спектрометра X-max^N 80T фирмы Oxford.

Фазовый анализ образцов выполнен с применением дифрактометра Empyrean методом рентгеновской дифракции в монокроматическом $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении ($\lambda=0,15418$ нм) в диапазоне углов $2\theta=20\text{--}110$ градусов с шагом $\Delta 2\theta=0,016$ градусов и выдержкой 40 с. Расшифровка дифрактограмм проведена с применением специализированной программы HighScore и базы данных PDF-2.

Механические свойства сплава определены на образцах, вырезанных из термообработанных темплетов, отобранных от донной, средней и литниковой частей слитка сплава МЛ9, при одноосном растяжении по ГОСТ 1497–84 при комнатной температуре на испытательной машине Zwick/Roell Z030.

Результаты и обсуждение*

Микроструктура сплава МЛ9 в литом состоянии представляет собой зерна твердого раствора на основе магния, легированного неодимом, индием и цирконием (рис. 1, а, б; спектр 1 на рис. 2). По границам зерен присутствуют частицы интерметаллидной фазы на основе магния и неодима, содержащей индий $\text{Mg}_{12}(\text{Nd}, \text{In})$ (рис. 1, в–д; спектр 2 на рис. 2). Наблюдается ликвационная неоднородность легирующих элементов в пределах каждого зерна: около границ содержание легирующих элементов больше, чем в центре зерен, – на фотографиях в режиме COMPO участки около границ светлее, чем в центре зерна (рис. 1, а, б). Эти результаты согласуются с данными научно-технических литературных источников [5, 6, 18–28].

В объеме зерна обнаружены интерметаллиды на основе магния размерами 3–5 мкм, представляющие собой агломераты мелкодисперсных частиц (рис. 3, а–в), в составе которых по результатам микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) присутствуют неодим и индий – до 22 и 8% (атомн.) соответственно. Кроме того, интерметаллиды на основе магния присутствуют в объеме зерна в виде строчечных выделений – предположительно β -фаза (рис. 3, з). Рентгеновский фазовый анализ позволил определить стехиометрию β -фазы как $\text{Mg}_{12}(\text{Nd}, \text{In})$. В структуре сплава также присутствуют скопления частиц фазы Mg_2Zr (рис. 3, д; спектр 3 на рис. 4).

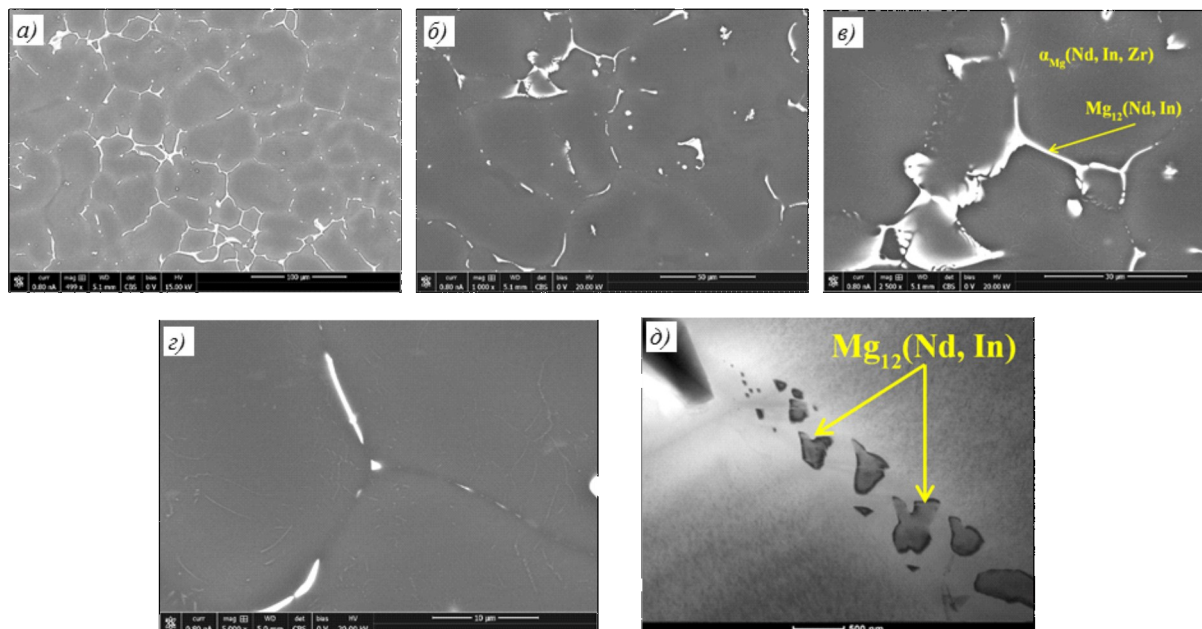


Рис. 1. Микроструктура образца из сплава МЛ9 в литом состоянии:
а, б – общий вид; в–д – границы зерен, интерметаллидная фаза

* В работе принимали участие Е.В. Филонова и А.В. Заводов.

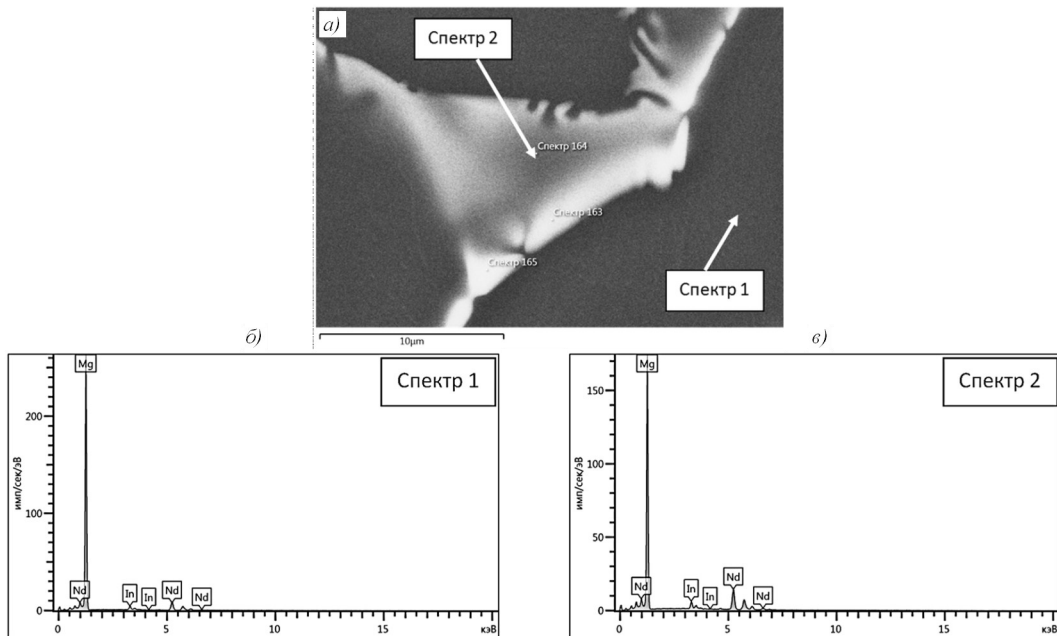


Рис. 2. Точки исследования электронным лучом (а); результаты микрорентгеноспектрального анализа образца из сплава МЛ9 в литом состоянии (б, в)

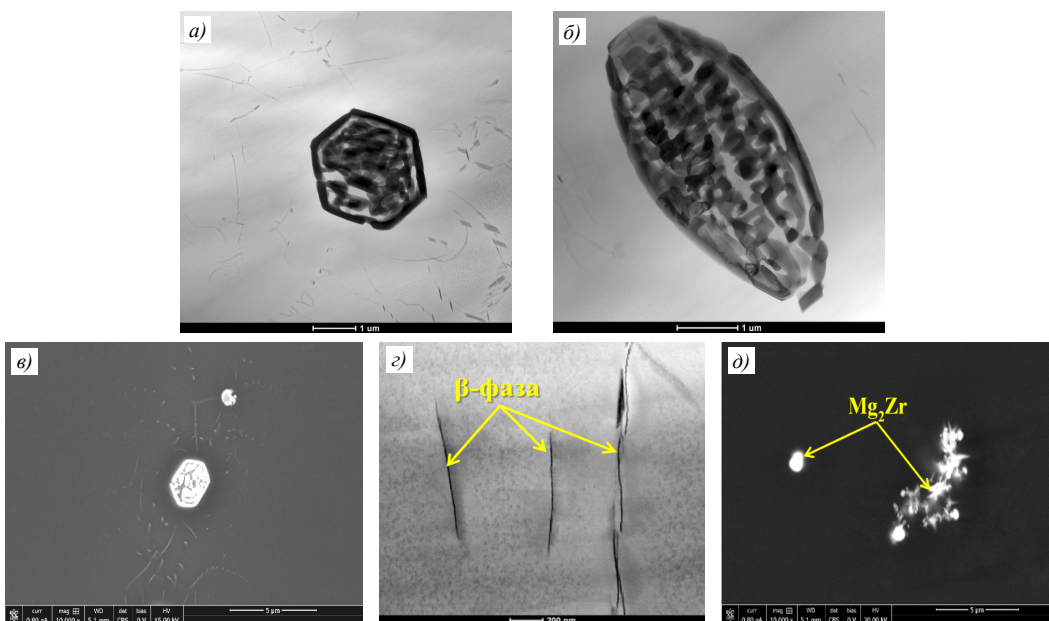


Рис. 3. Микроструктура образца из сплава МЛ9 в литом состоянии:
 а–в – интерметаллиды на основе магния, содержащие неодим и индий; г – строчечные выделения интерметаллидов на основе магния, содержащие неодим и индий (β-фаза); д – скопления интерметаллидной фазы Mg₂Zr

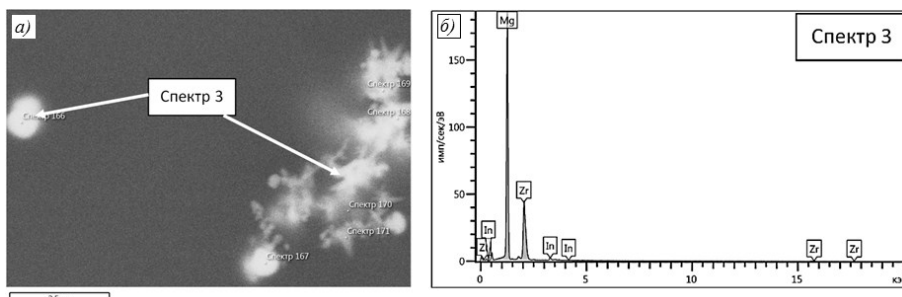


Рис. 4. Точки исследования электронным лучом (а); результаты микрорентгеноспектрального анализа образца из сплава МЛ9 в литом состоянии (б)

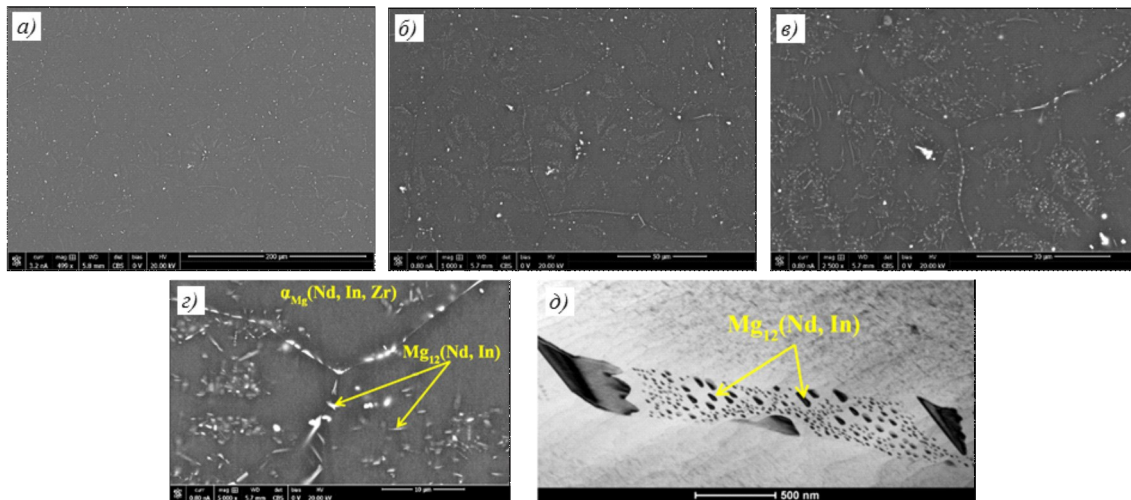


Рис. 5. Микроструктура образца из сплава МЛ9 в термообработанном состоянии: а, б – общий вид; в, г – границы зерен, частицы вторичных фаз внутри зерен; д – частицы интерметаллидной фазы на границе зерна

После проведения термической обработки по полному циклу (закалка и последующее искусственное старение) в структуре сплава МЛ9 интерметаллидная фаза $Mg_{12}(Nd, In)$ частично растворяется, в объеме зерна наблюдаются выделения мелкодисперсных частиц вторичных фаз (рис. 5, а–г), по границам зерен происходит измельчение интерметаллидной фазы с 500 до 100 нм по сравнению с литым состоянием (рис. 5, д). В объеме зерен частицы вторичных фаз распределены неравномерно, что может свидетельствовать о протекании локализованного непрерывного распада пересыщенного твердого раствора на основе магния и гетерогенной природе зарождения этих фаз [29]. Присутствие частиц фазы Mg_2Zr в структуре сплава сохраняется (спектр 1 на рис. 6).

Распад пересыщенного твердого раствора сопровождается образованием наноразмерных выделений, отличающихся морфологией, плотностью распределения и ориентировкой относительно кристаллографических направ-

лений матрицы (рис. 7, а). Первый тип выделений – иглы толщиной в 1–2 атомных слоя, располагающиеся в призматических плоскостях $\{110\}_{Mg}$, носящие название зон Гинье–Престона (зоны ГП) (рис. 7, б, в). Причиной образования этих выделений является наличие некоторого локального избытка растворенного элемента – скопления атомов в пересыщенном твердом растворе [29]. Зоны ГП в дальнейшем играют роль центров зарождения метастабильной сверхструктурной β'' -фазы Mg_3Nd , когерентно связанной с матрицей. При большой разнице в атомных диаметрах растворителя и растворимого (магний и неодим соответственно) вокруг зон ГП создается поле значительных упругих напряжений, которое вносит свой вклад в торможение дислокаций и в упрочнение сплава при старении [29].

Второй тип – пластинчатые выделения, которые располагаются в других кристаллографических плоскостях, с плотностью распределения 15–50 нм между пластинами,

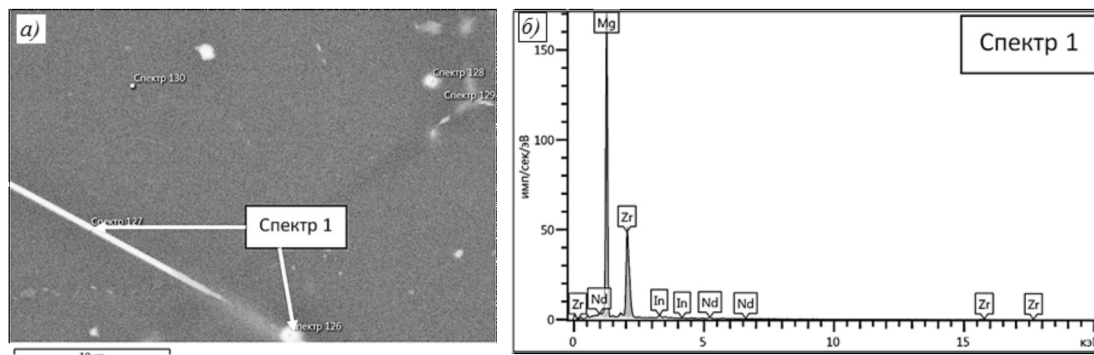


Рис. 6. Точки исследования электронным лучом (а); результаты микрорентгеноспектрального анализа образца из сплава МЛ9 в термообработанном состоянии (б)

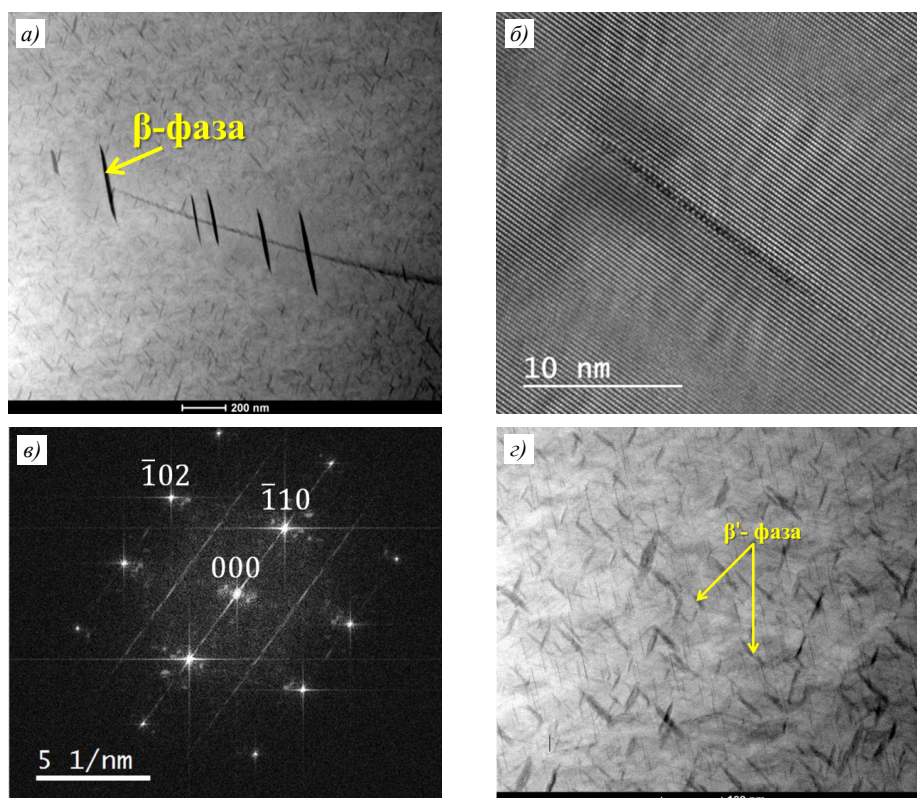


Рис. 7. Микроструктура образца из сплава МЛ9 в термообработанном состоянии: *a* – распад твердого раствора с образованием β' - и β -фаз; *b* – зоны Гинье–Престона; *в* – электронограмма от зоны Гинье–Престона (ось зоны $\langle 221 \rangle_{Mg}$); *г* – распад твердого раствора с образованием β' -фазы

и являются метастабильной β' -фазой (рис. 7, *г*). В объеме зерна наблюдаются дополнительное образование и рост стабильной β -фазы (рис. 7, *a*). Выделения стабильной фазы некогерентны матрице и вокруг них нет полей упругих напряжений, расстояния между выделениями достаточно велики и дислокации под действием сравнительно небольших напряжений могут их обходить. Поэтому выделения стабильных фаз обычно вызывают значительно более слабое упрочнение при старении, чем зоны ГП и выделения метастабильных фаз [29].

Таким образом, процесс распада пересыщенного твердого раствора на основе магния включает несколько стадий, характеризующихся последовательностью появления выде-

лений в сплаве: $\alpha_{Mg} \rightarrow$ зоны ГП $\rightarrow \beta''$ -фаза $\rightarrow \beta'$ -фаза $\rightarrow \beta$ -фаза, и во многом определяет уровень его механических свойств, так как величина упрочнения зависит от типа выделений, их строения, свойств, размера, характера, плотности распределения и степени соответствия решеток матрицы и выделения [29].

Анализ результатов испытаний механических свойств образцов из сплава МЛ9 в термообработанном по полному циклу (закалка и последующее искусственное старение) состоянии подтвердил рассмотренные ранее данные исследований микроструктуры. Следует отметить значительное упрочнение сплава при сохранении достаточного запаса пластичности (см. таблицу). Это можно объяснить протеканием процесса распада

Механические свойства образцов из сплава МЛ9

Свойства	Вид термической обработки	Значения свойств	
		по ГОСТ2856–79	исследуемых образцов*
Предел прочности при растяжении, МПа	Закалка и искусственное старение (Т6)	Не менее 230	$\frac{260-265}{265}$
Предел текучести, МПа		Не менее 110	$\frac{225-230}{230}$
Относительное удлинение, %		Не менее 4	$\frac{4,1-4,5}{4,5}$

* В числителе – минимальные и максимальные значения, в знаменателе – средние.

пересыщенного твердого раствора, сопровождающимся образованием наноразмерных выделений фаз, богатых неодимом, а также диспергированием агломератов частиц интерметаллидной фазы, характерных для литого состояния.

Заключения

В магниевом сплаве МЛ9 в литом состоянии частицы интерметаллидной фазы $Mg_{12}(Nd, In)$ располагаются не только по границам, но и в виде строчечных выделений в объеме зерен. В объеме зерен также обнаружены агломераты мелкодисперсных частиц интерметаллидов на основе магния размерами 3–5 мкм, содержащие неодим и индий.

После проведения термической обработки по полному циклу (закалка и последующее искусственное старение) в сплаве МЛ9

наблюдается распад твердого раствора на основе магния с последовательным образованием наноразмерных выделений: $\alpha_{Mg} \rightarrow$ зоны ГП $\rightarrow \beta''$ -фаза $\rightarrow \beta'$ -фаза $\rightarrow \beta$ -фаза; в структуре сплава интерметаллидная фаза $Mg_{12}(Nd, In)$ частично растворяется, в объеме зерна наблюдаются выделения мелкодисперсных частиц вторичных фаз – агломератов интерметаллидных частиц не обнаружено, по границам зерен происходит измельчение интерметаллидной фазы с 500 до 100 нм.

Испытания механических свойств показали, что сплав МЛ9 значительно упрочняется в процессе термической обработки. Наноразмерные выделения рассмотренных фаз и их морфология способствуют повышению основных механических характеристик сплава МЛ9 до уровня: $\sigma_B \geq 260$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 225$ МПа, $\delta_5 \geq 4\%$.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение: итоги и перспективы // Вестник Российской академии наук. 2002. Т. 72. №1. С. 3–12.
2. Акинина М.В. Исследование структуры и фазового состава серийного магниевых сплава МЛ19 в литом и термообработанном состояниях // Материалы Всерос. науч.-техн. конф. «Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и антикоррозионной защиты легких сплавов». М., 2019. С. 7–20.
3. Филянд М.А., Семенова Е.И. Свойства редких металлов: справочник. 3-е изд., перераб. М.: Металлургия, 1964. 911 с.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.К. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2013. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.10.2019).
5. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. М.: Машиностроение, 2001. Т. 3, кн. 1. 294 с.
6. Рохлин Л.Л. Магниево-редкоземельные сплавы, содержащие редкоземельные металлы. М.: Наука, 1980. 192 с.
7. Волкова Е.Ф., Рохлин Л.Л., Бецофен С.Я., Акинина М.В. Исследование влияния РЗЭ иттриевой и цериевой подгрупп на свойства магниевых сплавов // Технология легких сплавов. 2014. №2. С. 42–48.
8. Мостяев И.В. РЗЭ – фактор качественного повышения свойств магниевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2015. №7. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-7-2-2.
9. Николас А., Рольник С. Применение магниевых компонентов в аэрокосмической индустрии // Аэрокосмический курьер. 2011. №1. С. 42–44.
10. Shresta S. Magnesium and surface engineering // Technology vision. 2010. Vol. 26. No. 5. P. 313–316.
11. Рохлин Л.Л. Структура и свойства сплавов системы Mg–PЗМ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. №11. С. 18–22.
12. Лукьянова Е.А. Исследование магниевых сплавов с редкоземельными металлами для создания новых легких конструкционных материалов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: ИМЕТ РАН, 2014. 26 с.
13. Лукьянова Е.А., Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В. Новые исследования магниевых сплавов с редкоземельными металлами // Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-техн. журн. 2013. №6. Ст. 04. URL: <http://materialsnews.ru> (дата обращения: 18.11.2019).
14. Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Фролов А.В., Уридия З.П. Влияние легирования РЗМ на жаропрочность литейных магниевых сплавов // Металлургия машиностроения. 2014. №5. С. 34–38.
15. Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Перспективные литейные магниевые сплавы // Литейное производство. 2013. №5. С. 2–5.
16. Каблов Е.Н., Волкова Е.Ф., Филонова Е.В. Влияние РЗЭ на фазовый состав и свойства нового жаропрочного магниевых сплава системы Mg–Zn–Zr–PЗЭ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. №7. С. 19–26.

17. 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.
18. Трофимов Н.В., Леонов А.А., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Литейные магниевые сплавы (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2016. №12 (48). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1.
19. Landelli A. Intermetallic Compounds of the Rare Earth Metals // *The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds: Proceedings of Symposium held at National Physical Laboratory (London, June 4–6, 1958)*. 1959. Vol. 1. P. 3F-2-3F11.
20. Морозова Г.И., Ибрагимов И.П., Лашко Н.Ф. Методы разделения фаз в магниевых сплавах // *Заводская лаборатория*. 1978. №4. С. 1154–1159.
21. *Магниевые сплавы: справочник*. М.: *Металлургия*, 1978. Ч. I: *Металловедение магния и его сплавов. Области применения* / под ред. М.Б. Альтмана, М.Е. Дрица, М.А. Тимонова и др. С. 46–118.
22. Rzychoń T., Keiřbus A., Bierska-Piech B. Characterisation of β Phase in WE54 Magnesium Alloy // *Solid State Phenomena*. 2007. Vol. 130. P. 155–158.
23. Фролов А.В., Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Влияние легирующих элементов и структурных факторов на жаропрочность магниевых сплавов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2015. №9. Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-7-7.
24. Уридия З.П., Мухина И.Ю. Закономерности взаимодействия легирующих элементов и формирование наноструктурированного состояния литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr–Nd // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2017. №6 (54). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-6-1-1.
25. Уридия З.П. Закономерности взаимодействия легирующих компонентов и их влияние на структуру, фазовый состав и свойства литейных магниевых сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: ВИАМ, 2013. 24 с.
26. Морозова Г.И., Мухина И.Ю., Лукина Е.А. Фазовый состав, структура и свойства литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr // *Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-техн. журн.* 2013. №6. Ст. 08. URL: <http://materialsnews.ru> (дата обращения: 18.11.2019).
27. Рохлин Л.Л., Лукьянова Е.А., Добаткина Т.В., Королькова И.Г. Упрочнение магниевых сплавов систем Mg–Sm–Tb ультрадисперсными частицами, образовавшимися при распаде пересыщенного твердого раствора // *Письма о материалах*. 2013. Т. 3. №2 (10). С. 64–67.
28. Rokhlin L.L. Properties, structure and phase relations in the systems magnesium – rare-earth metals // *Metal Science and Heat Treatment*. 2006. No. 11. P. 18–22.
29. Новиков И.И. *Теория термической обработки металлов: учеб. 3-е изд., испр. и доп.* М.: *Металлургия*, 1978. 392 с.