

УДК 669.721.5

Е.Ф. Волкова¹, М.В. Акинина¹, И.В. Мостяев¹

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ОСНОВНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАГНИЕВЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-2-2

Изложены результаты исследования воздействия нестандартной технологии деформации с использованием эффекта сверхпластичности на структуру, фазовый состав и свойства серийного сплава МА14. Предложено решение проблемы снижения анизотропии прочностных свойств сплава МА14 и увеличения коэффициента использования материала путем применения технологии объемного деформирования в изотермических условиях. Показан эффект повышения механических свойств сплава за счет структурных и фазовых изменений, которые имели место при легировании редкоземельными элементами магниевого сплава базовой системы Mg–Zn–Zr.

Ключевые слова: деформируемые магниевые сплавы, технология, микроструктура, фазовый состав, редкоземельные металлы.

The paper presents the investigation results of the influence of non-standard deformation technology with the using of superplastic deformation upon the microstructure, phase composition and properties of commercial MA14 alloy. It was suggested the solution of the problem connected with anisotropy of strengthening properties of MA14 alloy and increasing the material utilization coefficient using the technology of volumetric deformation under isothermal conditions. It was showed the effect of rising of alloy mechanical properties according to the changes in microstructure and in phase composition, that took place with alloying the basic Mg–Zn–Zr system alloy with RE elements.

Keywords: wrought magnesium alloys, technology, microstructure, phase composition, rare earth elements.

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

Деформируемые магниевые сплавы – наиболее легкий конструкционный материал на металлической основе. Благодаря своей малой плотности (~67% от плотности алюминиевых сплавов), высокой удельной прочности, хорошим механическим характеристикам, демпфирующей способности магниевые сплавы находят применение в изделиях авиационной техники – детали управления и посадочных устройств, детали внутреннего набора, корпуса двигателей и т. д. [1].

При выполнении масштабных отечественных программ XX века в конструкции космических аппаратов «Восток», «Восход», «Союз», «Луна», «Венера» были также успешно применены деформируемые магниевые сплавы.

С учетом современных требований конструкторов для расширения внедрения материалов на магниевой основе необходимо решить ряд практических задач, к которым следует отнести освоение новых эффективных технологий деформации и изыскание перспективных композиций сплавов [1–8].

Целью данной работы является исследование возможности повышения основных механических характеристик магниевых сплавов путем разработки оригинальной

технологии деформации (на примере серийного сплава марки МА14) и за счет введения в качестве легирующих компонентов определенных редкоземельных элементов (РЗЭ) в магниевый сплав базовой системы Mg–Zn–Zr.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.4. «Высокопрочные коррозионностойкие 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») [2].

Материалы и методы

В качестве материалов для исследования выбраны деформируемый сплав МА14 системы Mg–Zn–Zr (состав соответствует ГОСТ 14957) и новый сплав ВМД16 той же системы при дополнительном легировании РЗЭ.

При получении поковок из сплава МА14 использован вертикальный штамповый пресс с усилием 1600 тс с изотермическим штамповым блоком УИДИН-500, оснащенный специальным индукционным подогревом, обеспечивающим поддержание постоянства температуры в процессе деформации сплава и снабженным системой компьютерного мониторинга и управления параметрами деформации.

Опытно-промышленная партия поковок из сплава ВМД16 изготовлена на вертикальном гидравлическом прессе с усилием 5000 тс.

Механические свойства сплавов определены при одноосном растяжении по ГОСТ 1497 и ГОСТ 9651; по ГОСТ 11150 – на испытательной машине Instron; предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2сж}$, МПа – по ГОСТ 25.503–97.

Микроструктура сплавов исследована на оптическом инвертированном микроскопе DM IRM фирмы Leica, на растровом электронном микроскопе JSM6490-LV с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа INCA450.

Фазовый состав сплавов изучен методом физико-химического фазового анализа [9]. Химическое изолирование фаз с последующим рентгеноструктурным и химическим анализом изолята по методу порошков проведено на дифрактометре D/MAX-2500 фирмы Rigaku. Интерпретация полученных результатов выполнена при помощи программы Gade. Форма частиц отдельно выделенных фаз дополнительно изучена на электронном микроскопе.

Результаты и обсуждение

Как известно, уровень механических свойств сплава зависит от особенностей его структуры и фазового состава [10]. Основные функции воздействия на свойства сплава принадлежат технологическим факторам и факторам легирования. На примере сплава МА14 рассмотрено влияние технологии деформации с использованием эффекта сверхпластичности на изменения структуры и основных свойств конечного деформированного полуфабриката.

Серийный сплав МА14 относится к группе высокопрочных магниевых деформируемых сплавов. Как правило, деформируемые полуфабрикаты из этого сплава рекомендуется применять в состоянии после искусственного старения (Т1) [11]. Следует отметить, что уровень механических свойств сплава МА14 в состаренном состоянии недостаточно стабилен, проявляется значительная анизотропия прочностных характеристик. Кроме того, процесс старения сплава весьма энергозатратен. Другая особенность сплава МА14 состоит в том, что обычной горячей штамповкой невозможно получить детали с высоким значением соотношения площади поверхности к объему, так как теплоотвод от заготовки в штамп и внешнее трение на контактной поверхности «металл–инструмент» препятствуют проведению такой деформации.

Наиболее результативным решением проблемы повышения и стабилизации прочностных свойств, снижения их анизотропии, увеличения КИМ (коэффициента использования материала) является применение технологии объемного деформирования с использованием изотермической штамповки и проведением процесса деформации в состоянии сверхпластичности (СПД). Эта технология рассчитана на получение точных штамповок без механической обработки по несопрягаемым поверхностям [12].

На основе анализа результатов патентно-технических исследований и с учетом данных собственных предварительных экспериментов авторами предложен вариант двухступенчатой объемной деформации магниевого высокопрочного сплава МА14.

Температурный интервал деформации магниевого сплава установлен по результатам исследований и с учетом формулы

$$T_{\text{деф}} \geq 0,5T_{\text{пл}},$$

где $T_{\text{деф}}$ – температура деформации заготовок, К; $T_{\text{пл}}$ – температура плавления сплава, К [13].

Рассмотрена технологическая цепочка обработки (объемной деформации) сплава, включающая нагрев литой заготовки, двухступенчатую деформацию и охлаждение на воздухе.

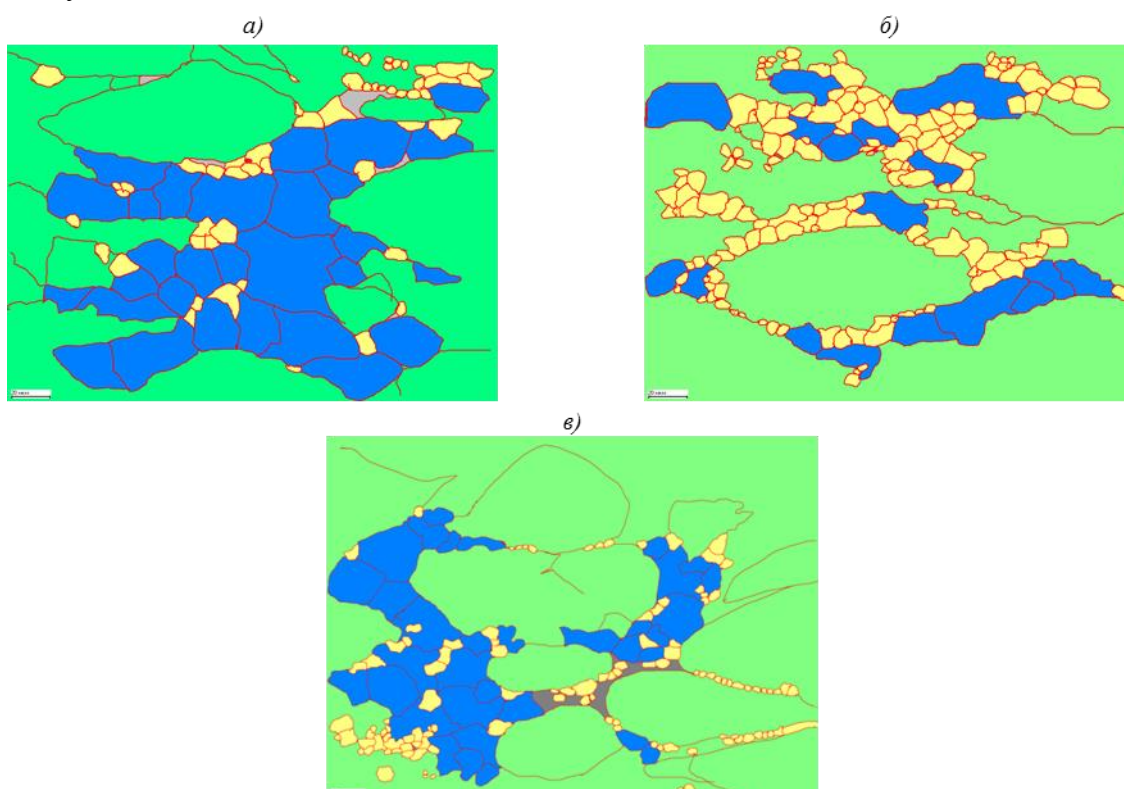


Рис. 1. Структура ($\times 600$) образцов из сплава МА14 после первой ступени деформации при температурах 370 (а), 400 (б) и 450°C (в) (рекристаллизованные зерна в разной стадии роста выделены желтым и синим цветами, остальное – деформированная нерекристаллизованная структура)

В процессе отработки *первой ступени деформации* (осадки) исследованы различные температурно-скоростные режимы, их эффективность оценивали по результатам изучения микроструктуры (рис. 1). Осадка проведена с предварительным нагревом заготовок при температурах в интервале 250–450°C, с изменением скорости деформации от 0,5 до 100 мм/мин, степени деформации ϵ – от 10 до 80%. На основе анализа микроструктуры для первой ступени деформации выбраны оптимальные параметры, включая температуру нагрева 400°C. После проведения первой ступени деформации по

оптимальным параметрам структура характеризуется наиболее сбалансированным соотношением рекристаллизованных и деформированных зерен, их большей округлостью (рис. 1, б). Рекристаллизованные зерна отличаются наименьшими отклонениями по значениям среднего диаметра мелких (6,7 мкм) и крупных зерен (24,3 мкм).

Вторая ступень деформации сплава МА14 проведена в изотермических условиях с малыми скоростями в состоянии сверхпластичности. С использованием оптимизированного режима изготовлена опытная партия модельных штамповок сложной геометрической формы. Определенная форма этих штамповок позволила изучить структуру и уровень основных механических характеристик в четырех направлениях: X, Y, V, Z (рис. 2, табл. 1). Наиболее высокие значения прочностных свойств определены для направлений Z и X, а наименьшие – для направления V. Установлено, что значения предела прочности модельных штамповок отличаются стабильностью, их разброс по величине для каждого направления – не более 5–7%. Характерно, что анизотропия предела текучести (наиболее структурно чувствительной характеристики) также невелика и не превышает 7–12%.

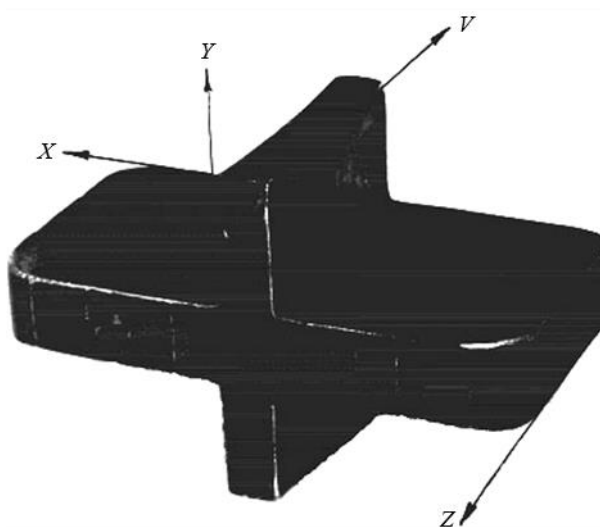


Рис. 2. Внешний вид штамповки, изготовленной по разработанной технологии (масштаб 1:3)

Таблица 1

**Механические свойства* модельных штамповок из сплава МА14
(оптимальный режим деформации)**

Направление вырезки образца (в соответствии с рис. 2)	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ , %
	МПа		
X (вдоль волокна)	<u>302–312</u> 306	<u>245–263</u> 253	<u>10–17</u> 13
Y (поперек волокна)	<u>296–299</u> 297	<u>235–238</u> 237	<u>11–14</u> 12
Z (вдоль волокна по толщине)	<u>298–301</u> 300	<u>237–244</u> 240	<u>10–14</u> 12
V (поперек волокна по толщине)	<u>295–298</u> 296	<u>236–241</u> 239	<u>11–14</u> 12

* В числителе – минимальные и максимальные значения по результатам испытания более 5 образцов, в знаменателе – средние.

Следует отметить, что для штампованных и кованных полуфабрикатов из сплава МА14, изготовленных по серийной технологии, анизотропия значений предела текучести может достигать 30–40%.

Запас пластичности модельных штамповок сохраняется на хорошем стабильном уровне для всех направлений модельных штамповок: величина относительного удлинения находится в интервале 10–13% (табл. 1). Уменьшение анизотропии и стабилизация механических свойств модельных штамповок в данном случае объясняется структурными изменениями, происходящими в сплаве МА14 при изотермической деформации в состоянии, близком к состоянию сверхпластичного течения. При использовании серийной технологии структура сплава МА14 характеризуется выраженной направленностью как зерен, так и упрочняющих интерметаллидов, – параллельно оси деформации (рис. 3, *а*). Эта особенность наглядно проявляется при исследовании структуры в поляризованном свете (рис. 3, *б*).

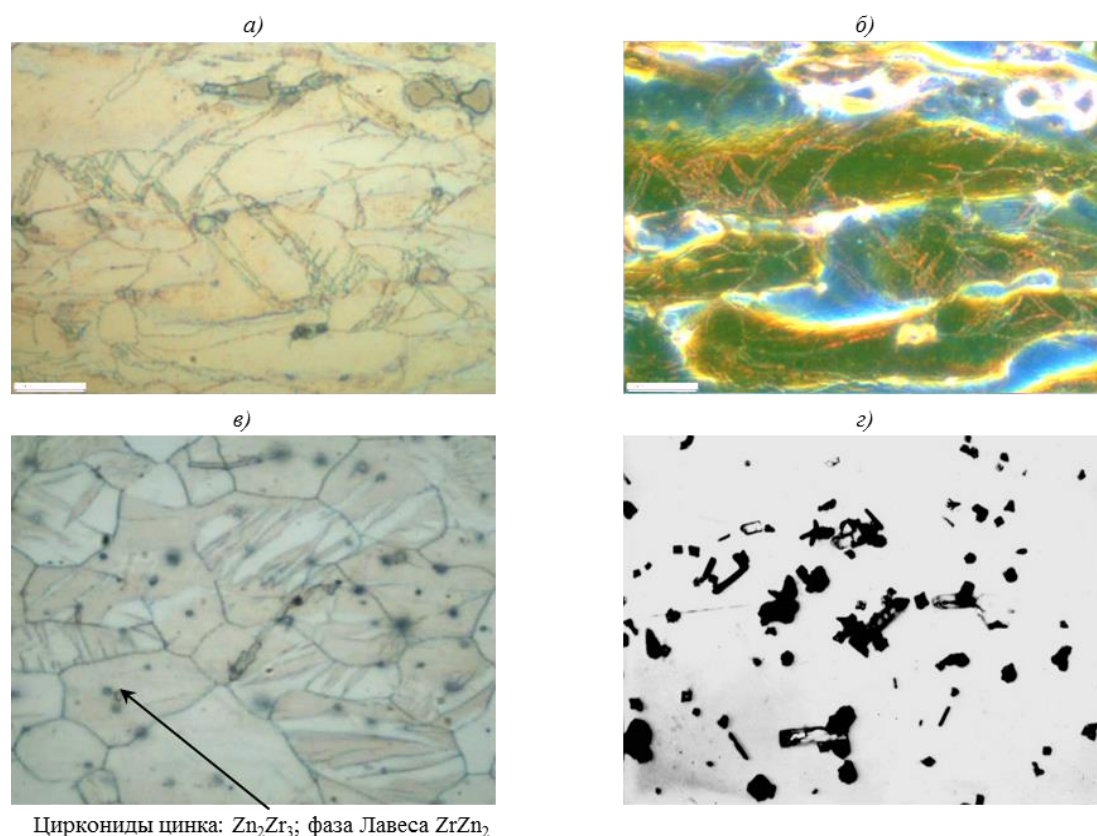


Рис. 3. Микроструктура (*а–в* – $\times 1000$; *г* – $\times 10000$) сплава МА14 после деформации в продольном направлении:

а, б – по серийной технологии (*б* – в поляризованном свете); по разработанной технологии (*в*); *г* – отдельно выделенные циркониды цинка

Структура модельной штамповки является по большей части рекристаллизованной, мелкозернистой, равноосной, не содержит явных строчечных выделений, обычно свойственных сплаву МА14 при деформации по серийной технологии. Объемная доля рекристаллизованных зерен близка к 90%, средний диаметр зерна $\sim 7,5$ мкм (рис. 3, *в*). Подобный характер микроструктуры свойственен образцам модельных штамповок из сплава МА14, которые вырезаны во всех исследованных направлениях.

Сравнение уровня основных механических свойств модельных штамповок из сплава МА14 с уровнем свойств объемных штамповок из сплава МА14, полученных по серийной технологии, свидетельствует о преимуществах разработанной технологии (табл. 2).

**Сравнительные механические свойства штамповок из сплава МА14,
изготовленных по разным технологиям**

Состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	Примечание
	МПа			
Без термической обработки	<u>295–312</u>	<u>235–263</u>	<u>10–17</u>	В соответствии с разработанной технологией*
	308	255	13	
Т1	275	220	8	Серийные ТУ (не менее)
	295	230	7	

* В числителе – минимальные и максимальные значения по результатам испытания не менее 5 образцов, в знаменателе – средние.

Доказана возможность повышения предела прочностных характеристик модельных штамповок в нетермообработанном состоянии до уровня значений, полученных при термообработке по режиму Т1 для серийных штамповок, при одновременном снижении их анизотропии до 7–12% и повышении относительного удлинения в 1,4 раза.

Кроме того, разработанная технология объемной штамповки высокопрочного серийного сплава МА14 обеспечивает возможность изготовления деталей сложной конфигурации безоблойным методом, что, согласно известным данным, сопровождается значительным повышением КИМ – с 0,3–0,4 до 0,7–0,8 [14].

Другим перспективным направлением повышения свойств магниевых сплавов является легирование сплавов РЗЭ. Введение РЗЭ в магниевые сплавы благодаря формированию благоприятных структуры и фазового состава способствует повышению прочностных характеристик (при комнатной и при высоких температурах), а также улучшению коррозионных свойств и свариваемости сплавов [4, 5, 11, 12]. Исследования показали, что сплавы системы Mg–Zn–Zr имеют хорошую перспективу и являются наиболее подходящими для легирования РЗЭ. Значительное повышение жаропрочных и прочностных свойств магниевых сплавов достигается за счет легирования такими РЗЭ, как Y, Nd, Gd и др. [15, 16].

В результате большого объема исследований авторами разработан сплав марки ВМД16 на основе системы Mg–Zn–Zr при дополнительном легировании элементами иттриевой и цериевой подгрупп РЗЭ. Введение РЗЭ в качестве легирующих элементов в сплав базовой системы Mg–Zn–Zr привело к существенному повышению основных механических свойств (табл. 3). К преимуществам разработанного сплава следует отнести высокие жаропрочные свойства и повышенный предел текучести при сжатии. Детали из сплава могут быть рекомендованы для эксплуатации длительно – до 200°C, кратковременно – до 250–300°C.

Таблица 3

Механические свойства* поковок из сплава ВМД16

Направление вырезки образца	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %
	МПа		
Вдоль волокна	<u>330–350</u>	<u>250–275</u>	<u>12–16</u> 14
	340	260	
Поперек волокна	<u>305–320</u>	<u>230–240</u>	<u>8,4–11,0</u> 9,5
	310	235	

* В числителе – минимальные и максимальные значения по результатам испытания более 5 образцов, в знаменателе – средние.

Для сравнения: предел ползучести поковок из сплава ВМД16 при 150°C на базе 100 ч ($\sigma_{0,2;100}^{150} = 190$ МПа) на 47% выше, чем у отечественного жаропрочного сплава МА12 ($\sigma_{0,2;100}^{150} = 127$ МПа), и в 12,9 раза больше, чем у сплава МА14 при 125°C

($\sigma_{0,2;100}^{125^\circ} = 14,7$ МПа). Предел текучести при сжатии у поковок из сплава ВМД16: $\sigma_{0,2сж} \geq 250$ МПа, что в $\sim 1,66$ раза больше, чем у поковок из сплава МА14 ($\sigma_{0,2сж} = 150$ МПа).

Повышение рассмотренных характеристик объясняется специфическими особенностями структуры и фазового состава сплава ВМД16.

В ходе проведенных исследований выявлены следующие закономерности:

– в сплаве формируется термостабильный фазовый состав, первичные фазы обнаружены в сплаве после гомогенизации и горячей деформации (рис. 4);

– фрагменты эвтектической составляющей $(Mg, Zn)_5P3Э$ препятствуют активному протеканию диффузионных процессов в сплаве и могут блокировать перемещение дислокаций при повышенных температурах (рис. 5, а);

– высокодисперсные частицы интерметаллидов типа $Zn_2(Zr, P3Э)_3$ округлой формы, включающих P3Э (La, Nd, частично Y), наряду с мелкозернистой (8–12 мкм) и равноосной структурой (рис. 6), повышают прочность и технологичность сплава, способствуют выравниванию уровня свойств по объему металла и служат одной из причин пониженной анизотропии прочностных свойств.

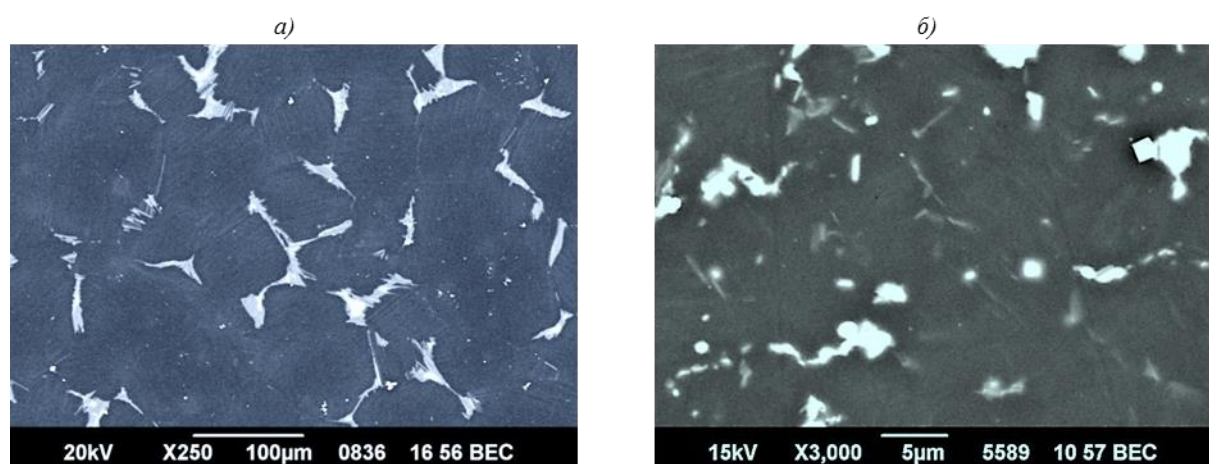


Рис. 4. Микроструктура сплава ВМД16 (растровая микроскопия) – фрагменты эвтектической составляющей $(Mg, Zn)_5P3Э$ по границам зерен:

а – слиток после гомогенизации; б – поковка после деформации в продольном направлении

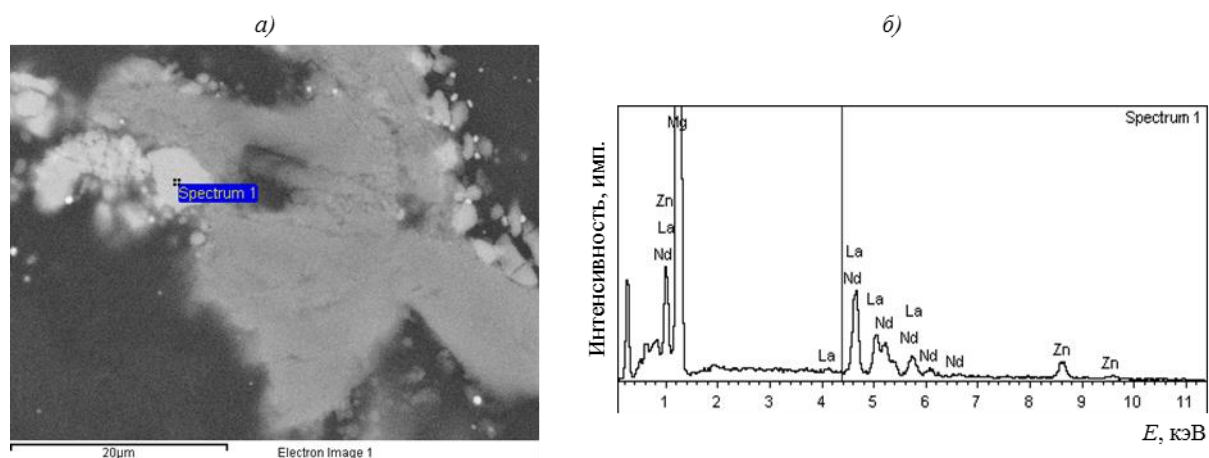


Рис. 5. Исследование структурной области поковки из сплава ВМД16 (растровая микроскопия): а – светлая зона фрагмента эвтектической составляющей; б – результаты МРСА светлой зоны

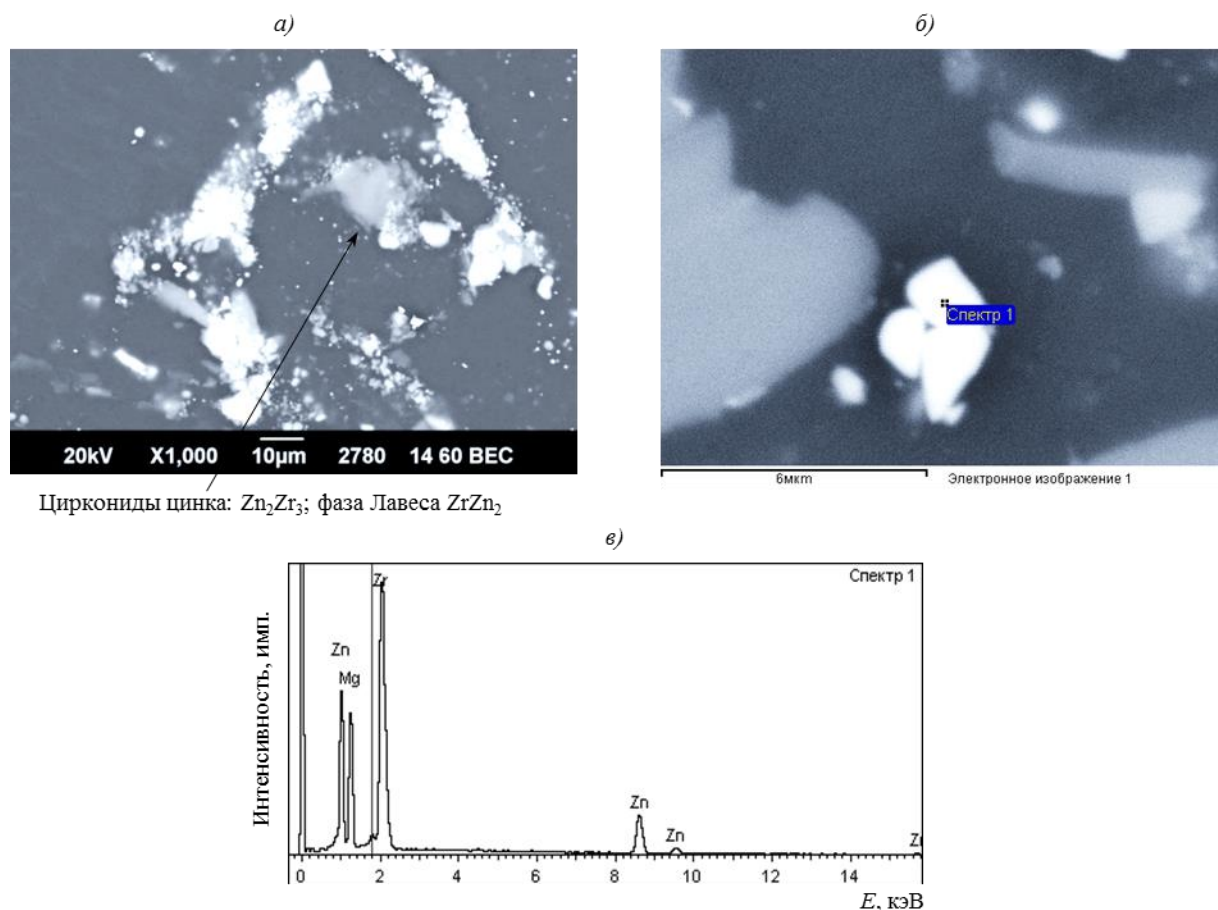


Рис. 6. Исследование микрообласти поковки из сплава ВМД16, обогащенной цирконидами цинка (растровая микроскопия):

a – общий вид расположения дисперсных частиц цирконидов цинка; *б* – область МРСА исследования; *в* – результаты МРСА цирконидов цинка

Заключения

1. Основными факторами воздействия на механические характеристики магниевых деформируемых сплавов остаются структура и фазовый состав, формирующиеся в зависимости от легирующих компонентов сплава и от технологических параметров его изготовления.

2. Исходя из конструктивных требований, предъявляемых к сплаву на магниевой основе, для повышения его характеристик в ряде случаев целесообразно использование нестандартной технологии – в частности, СПД.

3. Эффективным способом достижения высокого уровня свойств в магниевых сплавах является сбалансированное легирование РЗЭ, что приводит к повышению комплекса механических характеристик (прочностных свойств при растяжении и сжатии, жаропрочности, снижению анизотропии, стабилизации свойств и т. д.) и расширяет сферу возможного применения этих сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Машиностроение: энциклопедия в 40 т. М.: Машиностроение, 2001. Том II-3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / Волкова Е.Ф., Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Каблов Е.Н., Колобнев Н.И. С. 365–382.
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. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
 4. Корнышева И.С., Волкова Е.Ф., Гончаренко Е.С., Мухина И.Ю. Перспективы применения магниевых и литейных алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 212–222.
 5. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А. О современных тенденциях развития магниевых сплавов // Технология легких сплавов. 2016. №3. С. 94–105.
 6. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 157–167.
 7. Каблов Е.Н. Наука как отрасль экономики // Наука и жизнь. 2009. №10. С. 7–8.
 8. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А. Эффект применения нестандартной технологии деформации к некоторым серийным магниевым сплавам // Авиационные материалы и технологии. 2016. №3. С. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-03-17-23.
 9. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 336 с.
 10. Волкова Е.Ф., Антипов В.В., Морозова Г.И. Особенности формирования структуры и фазового состава деформированных полуфабрикатов из серийного сплава МА14 // Авиационные материалы и технологии. 2011. №3. С. 8–15.
 11. Волкова Е.Ф., Исходжанова И.В., Тарасенко Л.В. Структурные изменения в магниевом сплаве МА14 под воздействием технологических факторов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. №12. С. 19–23.
 12. Волкова Е.Ф., Моисеев Н.В., Акинина М.В. Развитие эффекта сверхпластичности в серийных сплавах систем Mg–Al–Zn–Mn и Mg–Zn–Zr // Технология легких сплавов. 2014. №4. С. 52–57.
 13. Эмли Е.Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов. М.: Металлургия, 1972. 488 с.
 14. Кайбышев Р.О., Галиев А.М. Использование явления сверхпластичности для создания технологии изготовления изделий из магниевых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. №11. С. 23–25.
 15. 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.
 16. Каблов Е.Н., Волкова Е.Ф., Филонова Е.В. Исследование влияния РЗЭ на фазовый состав и свойства нового жаропрочного магниевых сплава системы Mg–Zn–Zr–РЗЭ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. №7. С. 19–26.