

УДК 669.721.5

*Е.Ф. Волкова<sup>1</sup>, И.В. Мостяев<sup>1</sup>, М.В. Акинина<sup>1</sup>***СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ  
ФАЗОВОГО СОСТАВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ  
И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МА20-СП И МА2-1**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-5-5

*Приведены результаты сравнительного исследования влияния фазового состава нового экономнолегированного магниевого сплава МА20-СП и серийного сплава МА2-1 на их основные свойства при комнатной и повышенных температурах. Определены характеристики листов при операциях гибки и вытяжки. Показано, что в сплаве МА20-СП наличие церия и циркония (до 0,25–0,30% (по массе)) способствует формированию высокодисперсных упрочняющих частиц фаз, мелкозернистой структуры и получению более высокого уровня механических и технологических свойств по сравнению со свойствами сплава МА2-1.*

**Ключевые слова:** магниевые сплавы, фазовый состав, высокодисперсные упрочняющие фазы, микроструктура, редкоземельные металлы (РЗМ), гибка, вытяжка, механические и технологические свойства.

*E.F. Volkova<sup>1</sup>, I.V. Mostyaev<sup>1</sup>, M.V. Akinina<sup>1</sup>***COMPARATIVE RESEARCHES OF PHASE COMPOSITION INFLUENCE  
ON MECHANICAL AND TECHNOLOGICAL PROPERTIES  
OF MA20-SP AND MA2-1 MAGNESIUM ALLOYS**

*The paper presents the comparative investigation results of phase composition influence of new economically alloying MA20-SP alloy and commercial MA2-1 alloy on their based properties under room and elevated temperatures. It was found out the parameters of bending and deep drawing of sheets. It was showed, that alloying MA20-SP alloy by zirconium and cerium (0,25–0,30 mass %) promotes the forming of high dispersed hardening precipitates of phases, the emergence of uniaxial and refine structure and helps to achieve the higher level of mechanical and technological properties in comparison with MA2-1 alloy.*

**Keywords:** magnesium alloys, phase composition, high dispersed hardening phases, microstructure, rare earth metals (REM), bending, deep drawing, mechanical and technological properties.

<sup>1</sup>Федеральное 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 могут успешно использоваться в элементах конструкций летательных аппаратов (самолетов, ракет, снарядов и др.), что обеспечивает снижение массы изделий и повышает тем самым их летные характеристики (дальность и скорость полета, увеличение массы полезной нагрузки и т. д.).

При разработке и эксплуатации ответственных по назначению изделий весьма важным является обеспечение надежности и высокой работоспособности. Повышение качества конструкций в немалой степени зависит от правильного выбора материала

(сплава) и полуфабриката, предназначенного для изготовления деталей и узлов конструкции [1–4]. Так, особого внимания заслуживает группа среднепрочных экономнолегированных сплавов. Известно, что введение РЗМ (редкоземельных металлов) способствует заметному повышению ответственных служебных характеристик магниевых сплавов (прочностных, жаропрочных, коррозионных и т. д.) [5–10]. Во многом положительное воздействие РЗМ при легировании даже в малых количествах связано с появлением интерметаллидных фаз и их особой морфологией [5, 10–13].

За рубежом большое внимание уделяется развитию недорогих серийных магниевых сплавов известных систем (Mg–Al–Zn, Mg–Al–Zn–Mn, Mg–Zn–Mn), в состав которых вводят небольшие, но весьма эффективные добавки РЗМ – в частности Y, Gd, Nd и Ce. Это очень незначительно удорожает сплавы, но дает возможность заметно улучшить их технологические и механические свойства, что существенно повышает их конкурентоспособность. В странах с развитой экономикой магниевые сплавы с небольшими добавками РЗМ рассматриваются как перспективный конструкционный материал для современных отраслей техники (для изделий авиационной и автомобильной промышленности, ракетной техники).

Представители отрасли автомобилестроения в США, странах Евросоюза и Юго-Восточной Азии (Япония, Южная Корея, Китай и др.) постепенно наращивают объем применения магниевых сплавов в конструкциях своих изделий [9, 11, 13, 14].

Так, Совет США по стратегии исследований для автомобильной промышленности (United States Council for Automotive Research – USCAR) поставил к 2020 г. задачу: увеличить долю магниевых сплавов в конструкции легкового автомобиля до ~158 кг. Это позволит заменить 283,5 кг деталей из стали и алюминиевых сплавов на магниевые сплавы и уменьшит массу автомобиля на 126 кг [10, 11].

Сплав MA20-СП относится к современным отечественным экономнолегированным магниевым сплавам средней прочности системы Mg–Zn–Zr–Ce, в малом количестве содержит церий – недорогой РЗМ. Серийный сплав MA2-1 – аналог зарубежного сплава марки AZ31 (система Mg–Al–Zn–Mn) – известен давно и имеет свою сферу применения.

Цель данной работы заключается в сравнительном исследовании влияния фазового состава сплава MA20-СП, разработанного на основе серийного сплава MA20, и известного сплава MA2-1 на их механические и технологические свойства.

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») [1].

### **Материалы и методы**

Листы из сплава MA20-СП системы Mg–Zn–Zr–Ce изготовлены в опытно-промышленных условиях ФГУП «ВИАМ»: плоские слитки сечением 45×250 мм отлиты в металлическую изложницу, затем после механической обработки и гомогенизирующего отжига заготовки прокатаны на стане Дуо-400 на листы толщиной 2 мм.

Листы толщиной 2 мм из сплава MA2-1 изготовлены в промышленных условиях.

Сплав содержит следующие компоненты, % (по массе): Mg+4,3Al+1,07Zn+0,58Mn, основные примеси – 0,025Fe+0,004Ni+0,08Si. Состав сплава MA2-1 соответствует ГОСТ 14957–76.

Исследования микроструктуры сплавов проведены на оптическом инвертированном микроскопе DM IRM фирмы Leica. Изображения получали при помощи

видеокамеры VEC 335, подсоединенной к компьютеру (разрешение – 3 мегапикселя). Для анализа и обработки видеоизображений использована отечественная программа Image Expert Pro 3x, разработанная фирмой «НЭКСИС».

Изучение фазового состава выполнено методом физико-химического фазового анализа [15]. В основе метода лежит принцип химического изолирования фаз с последующим рентгеноструктурным анализом изолята по методу порошков на дифрактометре D/MAX-2500 фирмы Rigaku. Съемка изолята и монолитных образцов проведена в  $Cu K\alpha$  монохроматическом излучении. Интерпретация полученных результатов осуществлена при помощи программы Gade.

Механические свойства сплавов при одноосном растяжении определены в соответствии с ГОСТ 1497–84, модуль упругости при растяжении – по ГОСТ 9551–84; свойства при растяжении при повышенных температурах – по ГОСТ 9651–84; предел ползучести при повышенных температурах – по ГОСТ 11150–84; предел текучести при сжатии – по ГОСТ 25503–80, значения малоциклового усталости получены при испытании по ГОСТ 25.502–79.

### Результаты и обсуждение

Результаты фазового анализа сплава МА20-СП свидетельствуют о том, что качественно его фазовый состав весьма близок к фазовому составу сплава МА20. В сплаве МА20-СП обнаружены первичные фазы:  $Mg_2Zn_3$  и цирконид  $Zn_2Zr_3$ , присутствующие как в литом состоянии, так и в состояниях после термической обработки и деформации.

Следует отметить, что цирконид цинка  $Zn_2Zr_3$  образуется в незначительном количестве (следы) в виде дисперсных частиц. Размеры этих частиц, как правило, не превышают 0,2–0,7 мкм, что подтверждается результатами микроструктурного исследования (рис.1, а). Эти соединения выделяются в объеме всего зерна, реже – по границам зерен.

В составе сплава установлено также присутствие незначительного количества гидридов церия и циркония –  $CeH_2$  и  $\epsilon-ZrH_2$  (следы). При этом количество циркония, связанного в гидридах, как правило, не превышает 5–10% от общей массы введенного циркония и составляет не более нескольких десятых долей объемного процента.

За исключением указанного гидрида  $CeH_2$ , церий практически не образует в сплаве МА20 самостоятельных фаз. Этот металл, входящий в цериевую подгруппу РЗМ, по отношению к магнию ведет себя как поверхностно-активный элемент – так же, как и цирконий, он препятствует росту зерен при повышенных температурах в процессе деформации, блокируя их границы. Это создает предпосылки для повышения температуры рекристаллизации сплава и роста уровня прочностных свойств при повышенных температурах.

Цинк, как легирующий компонент в сплаве МА2-1, не образует самостоятельных фаз с легирующим компонентом – марганцем. В сплаве МА2-1 образуется известная  $\gamma$ -фаза ( $Mg_{17}Al_{12}$ ). При рекристаллизации сплава, инициированной горячей деформацией или термической обработкой, а также в процессе распада пересыщенного твердого раствора эта фаза выделяется, входя в состав псевдоэвтектики.

Псевдоэвтектика в основном располагается по границам зерен (рис. 1, б). Первичная фаза  $Mg_{17}Al_{12}$  является упрочняющей, сохраняется в сплаве и после деформации.

Ранее авторами установлено, что  $\gamma$ -фаза  $Mg_{17}Al_{12}$  обладает способностью обогащаться цинком и дополнительно алюминием, образуя интерметаллидную фазу  $[Mg_{17}(Al; Zn)_{12}]$ .

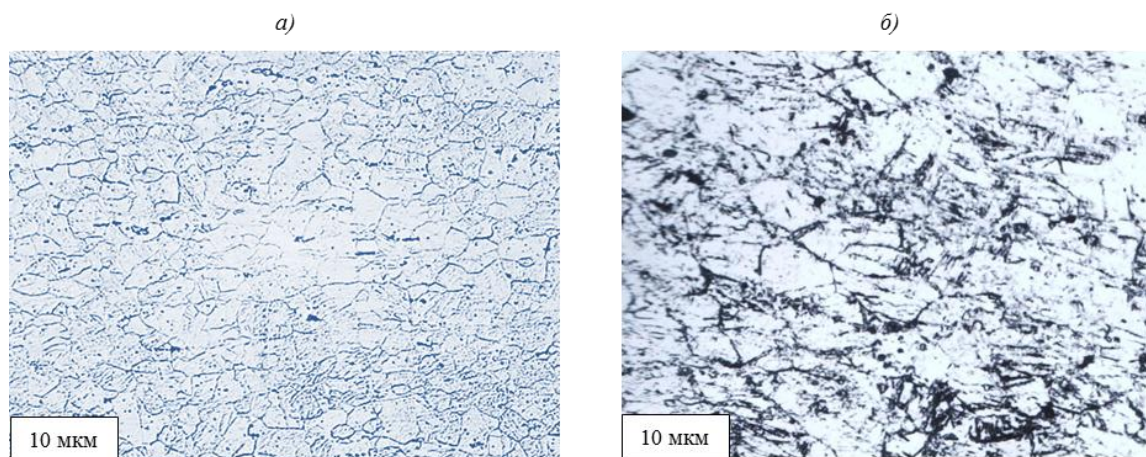


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 500$ ) листов толщиной 2 мм из сплавов МА20-СП (а) и МА2-1 (б) в горячекатаном состоянии

Сравнение особенностей микроструктуры сплавов (лист толщиной 2 мм, состояние после отжига) свидетельствует о том, что средний размер зерна (5–8 мкм) у сплава МА20-СП меньше, чем у сплава МА2-1 (12–15 мкм). Зерна достаточно округлые, но для сплава МА2-1 характерна их большая вытянутость в направлении деформации (прокатки). Кроме того, видно, что границы зерен у сплава МА2-1 несколько более утолщенные, а  $\gamma$ -фаза представлена в виде более грубых выделений, чем упрочняющие интерметаллидные фазы в сплаве МА20-СП, формирующиеся в форме высокодисперсных частиц, хаотически вкрапленных в объеме и по границам зерен.

Исследование изменений характеристик пластичности сплавов МА20-СП и МА2-1 в состоянии после гомогенизации проведено в интервале температур 250–450°C (рис. 2). Видно, что для обоих сплавов максимальные значения основных характеристик пластичности (относительные удлинение и сужение) располагаются в очень близких температурных областях: 340–420°C – для сплава МА2-1, 360–410°C – для сплава МА20-СП. По абсолютным значениям величина относительных удлинения ( $\delta=118\%$ ) и сужения ( $\varphi=82\%$ ) у сплава МА20-СП несколько выше, чем соответственно максимальные значения этих характеристик для сплава МА2-1 ( $\delta=110\%$ ;  $\varphi=74\%$ ).

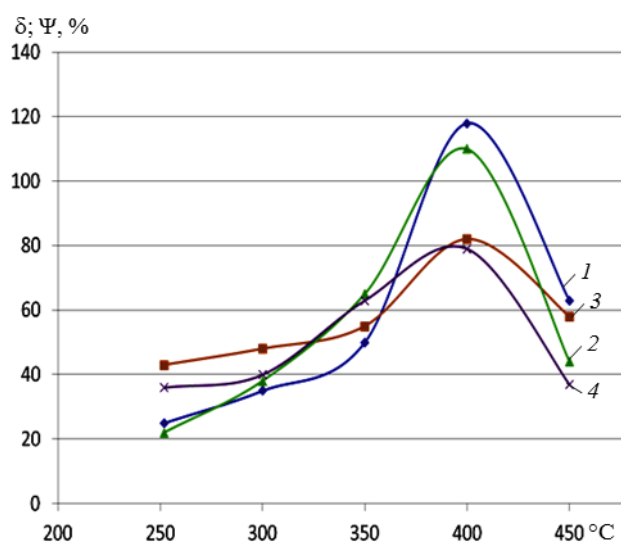


Рис. 2. Технологическая пластичность магниевых сплавов МА20-СП (1, 3) и МА2-1 (2, 4) с относительными удлинением  $\delta$  (1, 2) и сужением  $\psi$  (3, 4)

Представляло интерес сравнить такие значимые характеристики технологической пластичности сплавов, как степень вытяжки и минимальный радиус изгиба листа толщиной 2 мм при повышенных температурах испытания (табл. 1 и 2).

Таблица 1

Сплав	Температура испытания, °С	Коэффициент вытяжки $K_{\text{выт}}$
МА20-СП	250	1,75–1,80
	300	1,90–1,95
	350	2,10–2,15
МА2-1	250	1,80–1,90
	300	1,85–1,90
	350	2,0–2,05

Таблица 2

Сплав	Температура испытания, °С	Минимальный радиус изгиба $r_s$
МА20-СП	250	$(1,5-1,7)s^*$
	300	$(1,7-1,8)s$
	350	$(1,7-2,0)s$
МА2-1	250	$(1,8-1,9)s$
	300	$(1,5-1,9)s$
	350	$(1,3-1,7)s$

\*  $s$  – толщина листа, мм.

Анализ приведенных в табл. 1 и 2 результатов испытаний свидетельствует о том, что исследованные технологические свойства сплавов достаточно близки по значениям. Некоторое преимущество значений характеристик сплава МА20-СП можно отметить при температуре 350°С, при температурах 250 и 300°С сплав МА2-1 незначительно превосходит сплав МА20-СП.

Более заметные различия наблюдаются при сравнении физико-механических свойств исследуемых сплавов (табл. 3). Для наиболее полного сравнения в табл. 3 приведены также данные по зарубежному аналогу сплава МА20-СП – сплаву марки ZE10 А системы Mg–Zn–P3Э [16].

Результаты, представленные в табл. 3, показывают, что из рассмотренных сплавов сплав МА20-СП имеет преимущества не только при комнатной температуре, но и при температуре 150°С.

Таблица 3

**Сравнительные физико-механические свойства магниевых экономнолегированных сплавов (лист толщиной 1,5–2,0 мм)**

Сплав	Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Удельная прочность, км (усл. ед.)	Вид термической обработки	Значения свойств при температуре испытания, °С						
				20				150		
				$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,2\text{сж}}$	$\delta$ , %	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %
МА20-СП	1755	15,9	М	275	250	153 (подкат 8 мм)	13	189	147	48
МА2-1	1790	14,5	М	255	157	98 (полоса)	10	158	95	65
ZE10 А О*	1760	12,0	М	207	124	–	15	Нет данных		
ZE10A24*	1760	14,2	H24 (нагартовка+ частичный отжиг)	248	172	–	6			

\* Сведения из ASTM B90/B90M-90 и B90/B90M-98 [16].

Так, по значениям предела прочности сплав МА20-СП превосходит сплав МА2-1 на 8 и 20% при температурах 20 и 150°C соответственно. По значениям предела текучести квоты превосходства сплава МА20-СП составляют 37 (при 20°C) и 20% (150°C).

Сплав МА20-СП имеет высокий уровень значений предела текучести при сжатии – на 58% превосходящий значения этой характеристики для сплава МА2-1 (при 20°C).

Как следует из анализа данных, представленных в табл. 3, сплав МА20-СП обладает и более высокими прочностными свойствами по абсолютному значению по сравнению с аналогами. Наряду с этим, у сплава МА20-СП самый высокий уровень значимой для конструкционных материалов характеристики – удельной прочности (15,9 км), и высокие значения относительного удлинения (табл. 3).

Обращает на себя внимание тот факт, что зарубежный аналог сплава МА20-СП – сплав марки ZE10 А даже в состоянии Н24, т. е. после нагартовки и частичного отжига, уступает сплаву МА20-СП по значениям предела прочности на 10–11%; по пределу текучести – на 45% [16]. При этом сплав МА20-СП сохраняет большой запас пластичности ( $\delta=13\%$ ), чем сплав марки ZE10 А ( $\delta=6\%$ ).

По-видимому, эти различия связаны с модифицирующей и фазообразующей ролью циркония в сплаве МА20-СП, поскольку именно наличие десятых долей циркония (% по массе) в составе отличает сплав МА20-СП от сплава марки ZE10 А.

Присутствием легирующего элемента циркония (и частично – церия) в сплаве МА20-СП также можно объяснить проявление большей стабильности при повышенных температурах (табл. 3), смещение максимума на кривой относительного удлинения в область более высоких температур в сравнении со сплавом МА2-1 системы Mg–Al–Zn–Mn (рис. 2).

Формирование высокодисперсных упрочняющих частиц интерметаллидов (в первую очередь цирконида цинка  $Zn_2Zr_3$ ) и наличие мелкозернистой равноосной структуры в сплаве МА20-СП во многом объясняются модифицирующей и фазообразующей ролью циркония, что сказывается на достижении повышенных значений механических свойств сплава МА20-СП.

Известно, что большое значение для успешного применения сплава имеют его динамические характеристики. В частности, конструктивно значимой является такая характеристика, как малоцикловая усталость.

Малоцикловую усталость (МЦУ) при осевой нагрузке определяли для листов из сплава МА20-СП (толщиной 2 мм) при  $K_f=2,6$  и  $\sigma_{max}=98$  МПа. В этом случае долговечность составила  $N=43202–54830$  циклов.

Для сравнения на листах толщиной 2 мм из сплава МА2-1 при  $\sigma_{max}=125$  МПа и прочих равных условиях испытания долговечность не превысила величины  $N=6500$  циклов [17].

Таким образом, при нагрузке всего на 30% большей, чем у сплава МА20-СП, величина циклов у сплава МА2-1 меньше в 6,6–8,4 раза по сравнению со сплавом МА20-СП. Это определенным образом свидетельствует о лучших показателях МЦУ для сплава МА20-СП.

Оба анализируемых отечественных сплава рекомендованы для эксплуатации при температурах до 150°C (длительно) и до 200°C – кратковременно. Однако значение предела текучести для сплава МА20-СП (лист толщиной 2 мм) при 150°C в течение 100 ч (состояние после отжига) составляет:  $\sigma_{0,2;100}^{150}=40$  МПа. Лист толщиной 2 мм из сплава МА2-1 при аналогичных условиях испытания обладает пределом ползучести в 2 раза меньше –  $\sigma_{0,2;100}^{150}=20$  МПа).

По-видимому, это объясняется большей термостабильностью фазового состава и основного  $\alpha$ -твердого раствора сплава МА20-СП. Присутствие высокодисперсных упрочняющих частиц интерметаллидов в сплаве МА20-СП и наличие мелкой равноосной структуры объясняют достижение комплекса повышенных механических свойств для сплава МА20-СП.

### Заключения

Таким образом, результаты проведенного сравнительного исследования влияния фазового состава магниевого сплава МА20-СП и серийного сплава МА2-1 на их механические и технологические свойства позволяют сделать следующие выводы.

1. Присутствие в сплаве МА20-СП легирующих элементов циркония и РЗМ церия (в количестве – до 0,25–0,30% (по массе)) сдерживает протекание диффузионных процессов при повышенной температуре и оказывает благоприятное влияние на формирование мелкого зерна и морфологию фаз.

2. Отличительной особенностью сплава МА20-СП в деформированном состоянии является наличие равноосной мелкозернистой (5–8 мкм) структуры с высокодисперсными частицами упрочняющих фаз  $Mg_2Zn_3$  и цирконида цинка  $Zn_2Zr_3$ .

3. Сплав МА2-1 характеризуется более грубой и крупнозернистой структурой (12–15 мкм); основной упрочняющей фазой является  $\gamma$ -фаза  $Mg_{17}Al_{12}$ , а также ее модификация, обогащенная цинком и алюминием, –  $[Mg_{17}(Al; Zn)_{12}]$ .

4. Благодаря особенностям морфологии упрочняющих фаз, сформированной мелкозернистой структуре, модифицирующему и фазообразующему эффекту циркония, сплав МА20-СП обладает более высоким уровнем технологических свойств в интервале температур  $\sim(340\text{--}420)^\circ\text{C}$  и механических характеристик (до  $150^\circ\text{C}$  включительно) по сравнению со сплавом МА2-1.

### ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 157–167.
3. Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В. Пути повышения основных механических характеристик магниевых деформируемых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №10 (58). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.11.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-2-2.
4. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А. О современных тенденциях развития магниевых сплавов // Технология легких сплавов. 2016. №3. С. 94–105.
5. Каблов Е.Н., Волкова Е.Ф., Филонова Е.В. Исследование влияния РЗЭ на фазовый состав и свойства нового жаропрочного магниевого сплава системы Mg–Zn–Zr–РЗЭ // МиТОМ. 2017. №7. С. 19–26.
6. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.К. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Авиационные материалы и технологии. 2013. №S2. С. 3–10.
7. Добаткин С.В., Рохлин Л.Л., Добаткина Т.И. Исследование магниевых сплавов системы Mg–Sm–Y, подвергнутых интенсивной пластической деформации и последующей термической обработке // Металлы. 2011. №4. С. 32–37.

8. Furro R., Saccone A., Delfino S. Magnesium alloys of the rare earth metals systematics and properties // *Metallurgical Science and Technology*. 1998. Vol. 16 (1–2). P. 25–44.
9. Kainer K.U. Magnesium alloys for structural application // *Miner. Metals and Mater. Soc.*, 2000. Vol. 52. No. 11. P. 198–199.
10. Sankaranarayanan Seetharaman, Zi Hao Lennon Loy, Sravya Tekumalla et al. Development and characterization of new Magnesium–Yttrium–Calcium alloys // *Proceedings of the 10<sup>th</sup> International Conference on Magnesium Alloys and Their Applications (Mg–2015)*. 2015. P. 31–37.
11. Luyao Jiang, Dingfei Zhang, Xiaowei Fan. et al. Influence of 0-2 wt.% Sn addition on the microstructure and mechanical properties of extruded AZ80 alloy // *Proceedings of the 10<sup>th</sup> International Conference on Magnesium Alloys and Their Applications (Mg–2015)*. P. 128–136.
12. Shao X.H., Yang Z.Q., Ma X.L. Strengthening and toughening mechanism in Mg–Zn–Y alloy with a long period stacking ordered structure // *Acta Mater*. 2010. Vol. 58. No. 14. P. 4760–4771.
13. Watanabe H., Mukai T., Higashi K. Grain refinement in superplasticity in magnesium alloys // *Ultrafine Grained Materials II*. TMS, Warrendale, PA, 2002. P. 469–476.
14. Sharon J.A., Zhang Y., Momprou F., Legros M., Hemker K.J. Discerning size effect strengthening in ultrafine grained Mg thin films // *Scripta Mater*. 2014. Vol. 75. P. 10–13.
15. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: *Металлургия*, 1978. 336 с.
16. Эмли Е.Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов. М.: *Металлургия*, 1972. С. 203–204.
17. Магниевые сплавы: справочник / под ред. М.Б. Альтмана, М.Е. Дрица, М.А. Тимонова и др. М.: *Металлургия*, 1978. Т. I. С. 116–118.