

УДК 669.018.28:669.721.5

З.П. Уридия¹, И.Ю. Мухина¹

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЛИТЕЙНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Zn–Zr

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-6-1-1

Изложены результаты исследования в области разработки перспективных литейных магниевых сплавов для изделий авиакосмической техники нового поколения.

На основании анализа общих закономерностей взаимодействия легирующих элементов с магнием выбраны компоненты сплава, обеспечивающие формирование наноструктурированного состояния и повышение удельной прочности. Предложены и исследованы композиции сплавов.

По результатам дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) скорректированы режимы гомогенизации и старения исследуемых композиций.

Изучено влияние количественного содержания легирующих элементов: цинка, кадмия, ниобия, титана, висмута, индия, РЗЭ на механические и коррозионные свойства исследуемых композиций сплавов.

Установлено влияние химического состава и структурных составляющих сплава на механические свойства и коррозионную стойкость литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr.

Ключевые слова: магниевый сплав, легирующие элементы, термическая обработка, предел прочности, коррозионная стойкость.

The given article presents the results of the potentially productive magnesium casting alloy elaboration for the new-generation aerospace engineering.

On the basis of the analysis of the general regularities of interaction of the alloying elements with magnesium are chosen components of the alloy, which form the nanostructured state and increase strength ratio. There are compositions of alloys offered and investigated.

By results of differential scanning calorimetry (DSC) are corrected the homogenization modes and aging of the studied compositions.

There is Influence of the quantitative content of the alloying elements: Zn, Cd, Nb, Ti, Bi, In, REE on the mechanical and corrosion characteristic of the studied alloy compositions examined.

There is Influence of the chemical composition and structural alloy components on mechanical properties and magnesium ligature Mg–Zn–Zr corrosion resistance established.

Keywords: magnesium alloy, the alloying elements, heat treatment, ultimate resistance, corrosion resistance.

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

Литейные магниевые сплавы – один из наиболее легких конструкционных материалов. Страны Европы, Китай, Канада, Израиль в настоящее время расширяют использование магния, что обусловлено специальными свойствами сплавов и возможностью снижения массы конструкции [1–7].

Основные преимущества литейных магниевых сплавов – это малая плотность (1800–1900 кг/м³), высокая удельная прочность, жесткость, виброустойчивость, позволяющие применять литые детали в конструкциях авиакосмической и военной техники, спутниковых систем, энергетических и газоперекачивающих установок, оптических приборов и др. [8–14].

Ввиду того, что магниевые сплавы в 1,5 раза легче алюминиевых сплавов, в 4 раза легче стали и чугуна, их применение дает снижение весовых характеристик изделий на 25–30%.

Необходимость увеличения ресурса современных изделий связана с увеличением нагрузок на отдельные узлы и детали, изготовленные из литейных магниевых сплавов. Создание высокопрочных конструкционных литейных магниевых сплавов, имеющих более высокую удельную прочность (16–17 км (усл. ед.)), чем у серийных сплавов (12,5–13 км (усл. ед.)), позволит обеспечить эксплуатационную надежность и ресурс изделий, повысить весовую эффективность и долговечность деталей благодаря повышению прочностных свойств в сочетании с высокими коррозионными характеристиками [15–26].

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») [27].

Материалы и методы

Объекты исследований – многокомпонентные композиции сплавов на основе магния, легированные Zn, Zr, Cd, Bi, In, Ti, Nb, В, РЗЭ в широком диапазоне концентраций. Сплавы выплавляли по технологии, принятой для получения литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr. Плавку проводили в лабораторных условиях в тиглях из низкоуглеродистой стали (Ст. 3) емкостью 10 кг.

Исследования механических свойств (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ) и коррозионной стойкости проводили на образцах, отлитых в формы из песчано-глинистой смеси (ПГС), в литом и термообработанном состоянии.

Химический состав композиций сплавов по основным легирующим элементам (Mg, Zn, Zr, Cd, In, Bi, Nb, В, РЗЭ) и примесям (Al, Si, Fe, Ni, Cu) определяли спектральным методом на атомно-эмиссионном спектрометре Varian730-ES, рентгенофлуоресцентном спектрометре S4 Explorer и оптико-эмиссионном спектрометре Q8 Magellan.

Температуры фазовых превращений исследуемых композиций сплавов на основе системы Mg–Zn–Zr определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при нагреве образцов со скоростью 10°C/мин в среде гелия в соответствии с РТМ 1.2.032–83 и ММ 1.595-36-403–2009.

Физико-химический фазовый анализ выполняли рентгеноструктурным методом на дифрактометре фирмы Rigaku марки D/MAX-2500 в Cu K α -излучении. Расшифровку дифрактограмм проводили с применением специализированного программного обеспечения и базы данных PDF-2. Изолированные частицы фаз исследовали с помощью светового (Neophot-32) и электронного микроскопов, а также на микроанализаторе JСМА-733 фирмы Jeol и растровом электронном микроскопе GCM-840.

Механические свойства при растяжении (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ) при комнатной температуре определяли в соответствии с ГОСТ 1497.

Испытания на общую коррозионную стойкость образцов из сплавов в литом и термообработанном состоянии по режимам Т6 и Т61 проводили при полном погружении образцов в 3%-ный раствор NaCl при комнатной температуре. Коррозионную стойкость оценивали по количеству выделившегося водорода за 48 ч в соответствии с ГОСТ 9.913.

Результаты и обсуждение

На основании результатов расчетов взаимодействия легирующих элементов с магнием в жидком состоянии с использованием критерия Гильдебранда–Скотта, а также числа Мотта сделано предположение о возможном взаимодействии компонентов:

– полная взаимная смешиваемость в жидком состоянии имеет место для 41 системы магния со следующими элементами: Li, Ca, Sr, Ba, Sc, La, Ce, Pr, Nd, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Yb, Er, Tu, Yb, Lu, Pd, Th, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Ag, Au, Zn, Cd, Hg, Al, Ga, In, Tl, Si, Ge, Sn, Pb, Sb, Bi;

– частичная смешиваемость имеет место для 15 систем магния со следующими элементами: Na, Y, Ti, Zr, V, Mo, W, Tc, Re, Fe, Ru, Rh, Os, Ir, Pt;

– полная несмешиваемость имеет место для 7 систем магния со следующими элементами: K, Rb, Cs, Be, Hf, Nb, Ta.

Полученные расчетные значения для прогнозирования взаимодействия легирующих элементов с магнием в жидком состоянии приблизительно на 90% совпадают с экспериментально установленными. Результаты анализа иллюстрируются рис. 1.



Рис. 1. Распределение двойных систем магния с учетом взаимодействия легирующих элементов с магнием в жидком состоянии, полученное расчетным путем с использованием критерия Гильдебранда–Скотта, а также числа Мотта

Сложнолегируемые твердые растворы образуются в результате растворимости элементов в магнии при определенной близости их атомных диаметров. Для оценки способности легирующих элементов образовывать твердые растворы с магнием использованы закономерности:

– Юм-Розери – размеры атомных диаметров должны отличаться не более чем на 15%;

– Даркена–Гурри и Гшнейднера – разность электроотрицательности магния и легирующего элемента должна составлять $E_n=0,2-0,4$.

Образование относительно широкой области твердых растворов в магнии других элементов можно прогнозировать при благоприятном размерном факторе $P \leq 15\%$ и при разности электроотрицательности $E_n \leq 0,4$ (см. таблицу).

**Значения размерного и электрохимического факторов
элементов Периодической системы по отношению к магнию**

Группа Периодической системы	Элемент	Электронная конфигурация	Атомный радиус, нм	Размерный фактор P*, %	E_n , (по формуле Горди)	$E_{n\text{ Mg}}-E_{n\text{ эл}}$
IB	Cu	$3d^{10}5s^1$	0,128	20,0	0,96	0,2
	Ag	$4d^{10}5s^1$	0,144	10,0	0,91	0,25
	Au	$5d^{10}6s^1$	0,144	10,0	0,92	0,24
IIA	Be	$2s^2$	0,113	29,375	1,38	-0,22
	Mg	$3s^2$	0,160	–	1,16	–
	Ca	$4s^2$	0,197	-23,125	1,03	0,13
	Sr	$5s^2$	0,215	-34,375	0,98	0,18
IIIB	Zn	$3d^{10}4s^2$	0,139	13,125	1,31	-0,15
	Cd	$4d^{10}5s^2$	0,156	2,5	1,13	0,03
IIIA	Sc	$3d^14s^2$	0,164	-2,5	1,27	-0,11
	Y	$4d^15s^2$	0,181	-13,125	1,21	-0,05
	La	$5d^16s^2$	0,187	-16,875	1,17	-0,01
	Ce	$4f^15d^16s^2$	0,183	-14,375	1,21	-0,05
	Pr	$4f^25d^16s^2$	0,182	-13,75	1,19	-0,03
	Nd	$4f^35d^16s^2$	0,182	-13,75	1,19	-0,03
	Pm	$4f^45d^16s^2$	0,181	-13,125	1,20	-0,04
	Sm	$4f^55d^16s^2$	0,180	-12,50	1,18	-0,02
	Eu	$4f^65d^16s^2$	0,202	-26,25	0,97	0,19
	Gd	$4f^75d^16s^2$	0,179	-11,875	1,20	-0,04
	Tb	$4f^85d^16s^2$	0,177	-10,625	1,21	-0,05
	Dy	$4f^95d^16s^2$	0,177	-10,625	1,21	-0,05
	Ho	$4f^{10}5d^16s^2$	0,176	-10,00	1,21	-0,05
	Er	$4f^{11}5d^16p^2$	0,175	9,375	1,22	-0,06
	Tu	$4f^{12}5d^16p^2$	0,174	-8,75	1,22	-0,06
Yb	$4f^{13}5d^16p^2$	0,193	-20,625	0,99	0,17	
Lu	$4f^{14}5d^16p^2$	0,174	-8,75	1,22	-0,06	
IIIB	Al	$3s^23p^1$	0,143	10,625	1,48	-0,32
	In	$5s^25p^1$	0,166	-3,75	1,36	-0,20
IVA	Ti	$3d^24s^2$	0,146	8,75	1,57	-0,41
	Zr	$4d^25s^2$	0,160	0	1,48	-0,32
	Hf	$5d^26s^2$	0,159	0,625	1,47	-0,31
IVB	Si	$3s^23p^2$	0,134	16,25	1,82	-0,66
VA	Nb	$4d^45s^1$	0,145	9,375	1,76	-0,60
VB	Bi	$6s^26p^3$	0,182	-13,75	1,83	-0,67
VIIA	Mn	$3p^53d^54s^2$	0,130	18,75	2,6	-1,44
VIIIA	Fe	$3d^64s^2$	0,126	23,125	2,22	-1,06
	Ni	$3d^84s^2$	0,124	22,50	2,25	-1,09

* $P = \frac{A_{r\text{ Mg}} - A_{r\text{ эл}}}{A_{r\text{ Mg}}} \cdot 100\%$, где $A_{r\text{ Mg}}$ и $A_{r\text{ эл}}$ – атомные радиусы Mg и элемента соответственно.

Из рассмотренных элементов лишь немногие, такие как Zn, Cd, Sc, Y, In, PЗМ (Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tu, Lu), – имеют благоприятный размерный фактор ($P \leq 15\%$) и электроотрицательность ($E_n \leq 0,4$), т. е. способны образовывать твердые растворы с магнием.

При сочетании благоприятного размерного $P \leq 15\%$ и электрохимического ($E_n \leq 0,4$) факторов наблюдается ограниченная растворимость в твердом магнии для элементов: Al, Ti, Zr, Hf.

При благоприятном значении размерного фактора ($P \leq 15\%$) различие в электроотрицательности ($\Delta E_n > 0,4$) приводит также к незначительной растворимости элементов: Nb, Bi.

На основании закономерностей взаимодействия легирующих элементов: значений критерия Гильдебранда–Скотта, числа Мотта, структурного, размерного, электрохимического и температурного факторов – установлено, что положительное влияние на повышение уровня прочностных свойств сплавов системы Mg–Zn–Zr могут оказать следующие элементы: кадмий, ниобий, титан, висмут, индий, РЗЭ. Для дальнейших исследований выбраны следующие композиции сплавов:

- Mg–Zn–Zr–Cd–Bi с микродобавками Nb и Ti;
- Mg–Zn–Zr–In с микродобавками Cd, РЗЭ, В и Ti.

В выбранных композициях основным легирующим элементом является цинк, который образует с магнием значительную область ограниченных твердых растворов, уменьшающуюся с понижением температуры, что делает возможным применение термической обработки – закалки и старения. Для достижения наиболее высокого значения предела прочности при удовлетворительной пластичности сплава, с учетом принципа структурного и размерного соответствия, содержание основного легирующего элемента выбрано близким к пределу растворимости. Достижению высоких значений предела прочности, и особенно пластичности, способствует мелкозернистая структура сплавов, что достигается модифицированием цирконием ввиду близости параметров его кристаллической решетки к параметрам кристаллической решетки магния.

Для дополнительного легирования основы сплавов с целью повышения механических свойств выбраны кадмий, ниобий, титан, висмут, индий, РЗЭ. Элементы имеют небольшую растворимость в твердом магнии (кроме кадмия и индия), а размеры их атомных радиусов находятся в пределах благоприятных значений объемных факторов, вследствие чего при легировании возможно образование ультрадисперсных частиц стабильных фаз сложного состава, способных вызывать появление микрогетерогенности внутри зерен твердого раствора.

Высокопрочный литейный магниевый сплав марки МЛ8 с пределом прочности ≥ 265 МПа разработан на основе системы Mg–Zn–Zr. Анализ результатов исследования механических свойств сплава МЛ8 показал, что при содержании цинка 7–8% (по массе), циркония 0,7–0,8% (по массе) и кадмия 0,6–1,0% (по массе) прочностные характеристики имеют следующие значения: Т6 – $\sigma_b=269\text{--}287$ МПа, $\sigma_{0,2}=216\text{--}225$ МПа, $\delta=1,7\text{--}3,5\%$; Т61 – $\sigma_b=280\text{--}286$ МПа, $\delta=2,4\text{--}3,0\%$. Дополнительное микролегирование композиции титаном приводит к незначительному повышению предела прочности: $\sigma_b=290\text{--}295$ МПа при сохранении уровня относительного удлинения. Введение ниобия в количестве 0,35–1,0% (по массе) и РЗЭ в количестве 0,03–1,5% (по массе) приводит к значительному повышению предела прочности и относительного удлинения: Т6 – $\sigma_b=297\text{--}310$ МПа, $\delta=7,2\text{--}10,6\%$ при уровне предела текучести $\sigma_{0,2}=210\text{--}220$ МПа; Т61 – $\sigma_b=309\text{--}330$ МПа, $\delta=7,0\text{--}11,0\%$ при уровне предела текучести: $\sigma_{0,2}=214\text{--}240$ МПа. Легирование висмутом в количестве 0,3–0,5% (по массе) повышает предел текучести до уровня $\sigma_{0,2}=240\text{--}250$ МПа. Легирование композиции индием в количестве 2,0–2,5% (по массе) при микролегировании бором и титаном повышает пределы прочности и текучести: Т61 – $\sigma_b=330$ МПа, $\sigma_{0,2}=290$ МПа при сохранении относительного удлинения на уровне $\delta=4\%$.

Термическую обработку образцов исследуемых композиций сплавов проводили по режимам Т6 и Т61, принятым для высокопрочного литейного магниевых сплава МЛ8, который упрочняется термообработкой – закалкой с последующим старением. Однако проведенная дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) и определенные температуры фазовых превращений показали необходимость изменения режимов гомогенизации и старения композиций сплавов.

Анализ графического изображения линий ДСК исследуемых систем, представленных на рис. 2, показал, что ширина интервала закалочных температур должна определяться между точками солидус и сольвус, но при этом необходимо учитывать

температуру плавления неравновесной эвтектики (Mg_7Zn_3) и выделения метастабильной фазы ($MgZn$), которая является промежуточной между матричным раствором и стабильной фазой (Mg_2Zn_3).

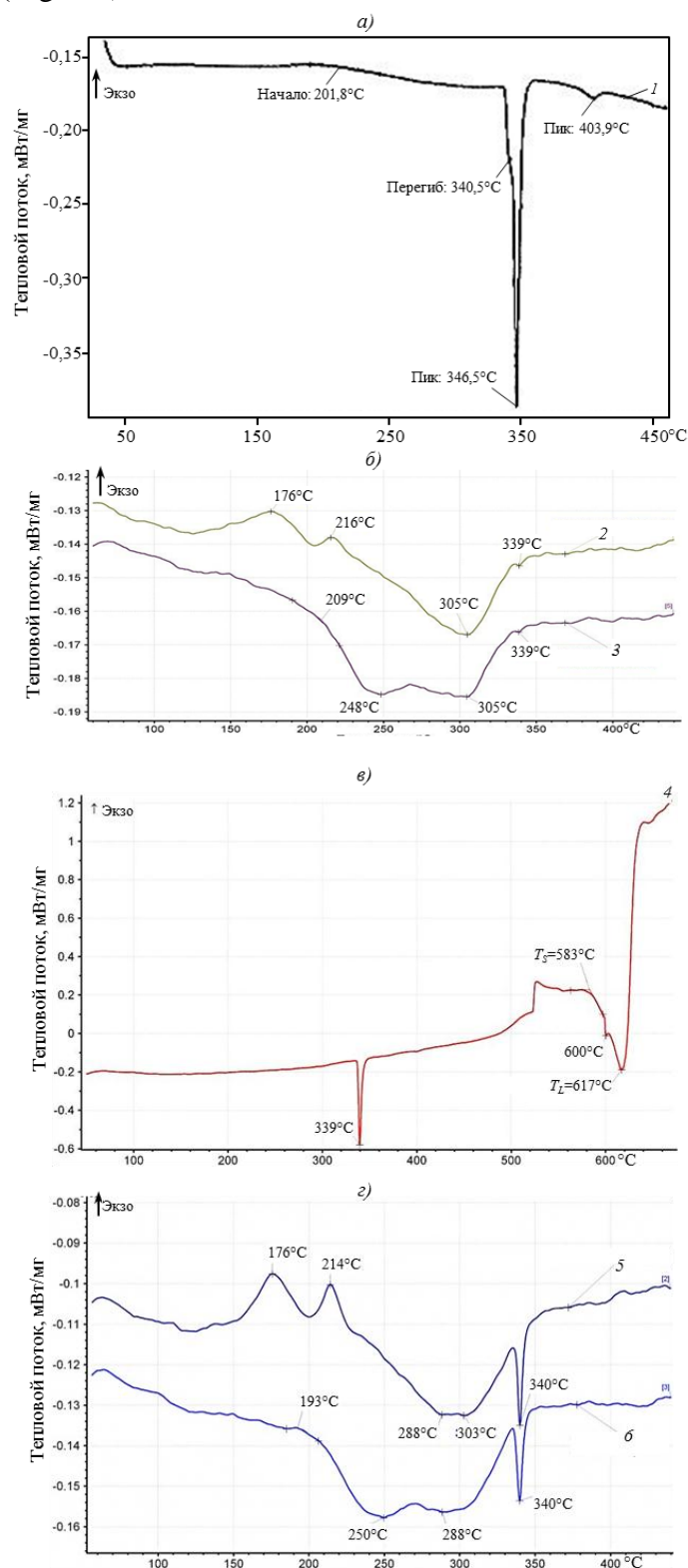


Рис. 2. Кривые изменения ДСК сигнала образцов композиций сплавов систем Mg-Zn-Zr-Cd-Bi-Nb-Ti (а, б) и Mg-Zn-Zr-In-B-Ti (в, з) в литом состоянии (1, 4) и в закаленном состоянии после термической обработки по режиму T4 (2, 5) и после закалки+старения по режиму T61 (3, 6)

На основании результатов ДСК выбраны двухступенчатые температурные режимы гомогенизации и искусственного старения исследуемых композиций сплавов:

- I ступень – нагрев под закалку до температуры на 55–75°C выше температуры перехода сплава в однофазное состояние, т. е. линии сольвус;
- II ступень – выдержка при температуре на 130–160°C ниже температуры солидус сплава, охлаждение на воздухе или в горячей воде;
- искусственное старение при температуре на 40–90°C выше температуры выделения метастабильной фазы.

Установлено влияние режимов термообработки на механические и коррозионные свойства исследуемых композиций (рис. 3 и 4).

Для композиции сплава системы Mg–Zn–Zr–Cd с микродобавками ниобия, висмута и титана термическая обработка, разработанная по результатам ДСК (режимы T6 и T61), обеспечивает уровень прочностных характеристик: $\sigma_b=300\text{--}320$ МПа, $\sigma_{0,2}=200\text{--}240$ МПа, $\delta=4,5\text{--}5,0\%$. Коррозионная стойкость сплава в 3%-ном растворе хлористого натрия по выделению водорода достаточно высокая и составляет 3,0–4,5 см³/см².

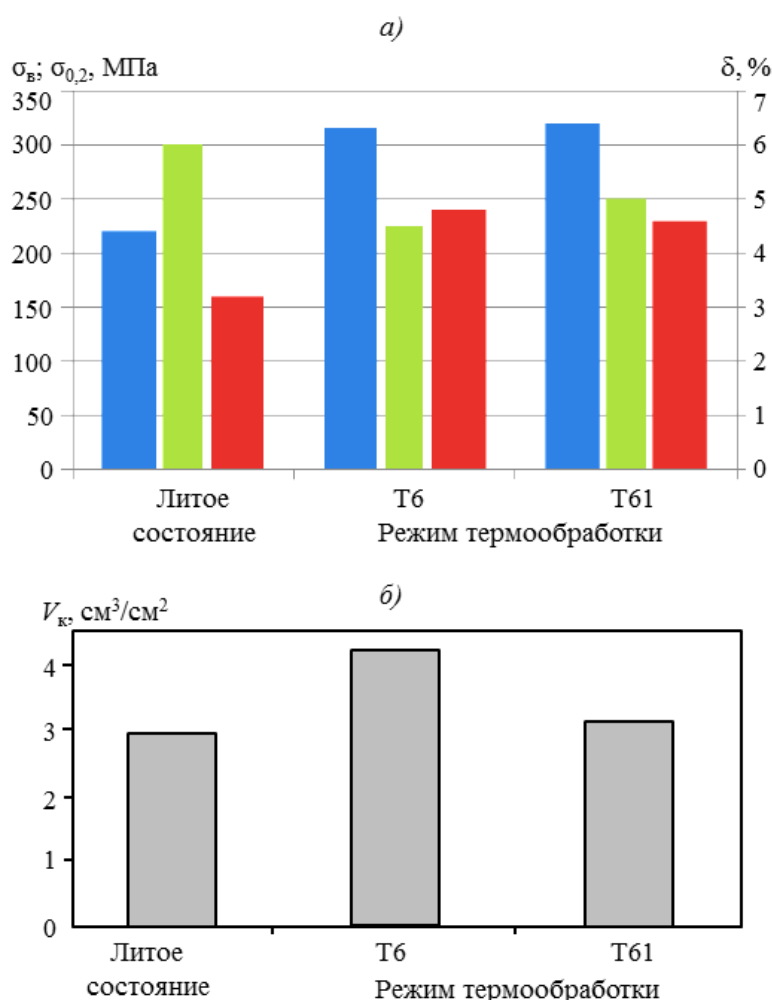


Рис. 3. Влияние оптимального режима термической обработки на прочностные характеристики (а – σ_b (■); $\sigma_{0,2}$ (■); δ (■)) и скорость коррозии (б) по выделению водорода в 3%-ном растворе NaCl за 48 ч композиции сплава системы Mg–Zn–Zr–Cd–Bi с микродобавками Ti и Nb

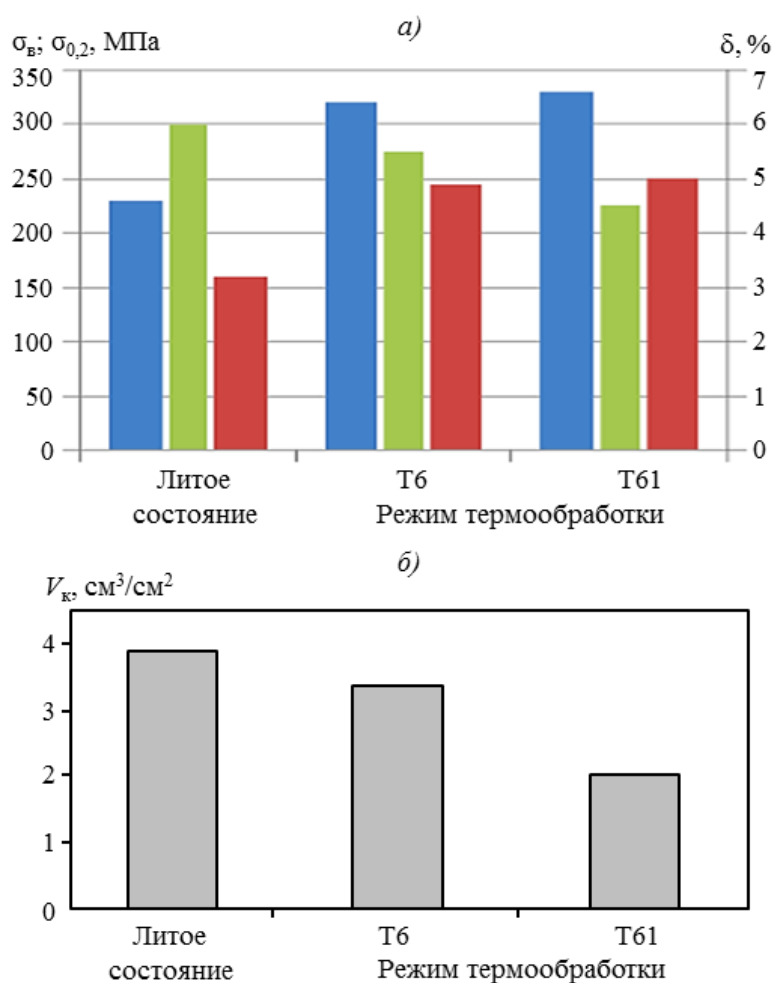


Рис. 4. Влияние оптимального режима термической обработки на прочностные характеристики (а – $\sigma_{\text{в}}$ (■); $\sigma_{0,2}$ (■); δ (■)) и скорость коррозии (б) по выделению водорода в 3%-ном растворе NaCl за 48 ч композиции сплава Mg–Zn–Zr–In с микродобавками Cd и В

Для композиции сплава системы Mg–Zn–Zr–In с микродобавками кадмия и бора термическая обработка, разработанная по результатам ДСК (режимы T6 и T61), обеспечивает уровень прочностных характеристик: $\sigma_{\text{в}}=320\text{--}330$ МПа, $\sigma_{0,2}=250\text{--}260$ МПа, $\delta=4,5\text{--}5,0\%$ при достаточно высокой коррозионной стойкости сплава в 3%-ном растворе хлористого натрия по выделению водорода $2,2\text{--}4,5$ $\text{см}^3/\text{см}^2$.

Проведено исследование фазового состава композиций сплавов в литом и термообработанном состоянии по режимам T6 и T61.

На основании проведенных исследований фазового состава установлено, что в высокопрочных литейных магниевых сплавах систем Mg–Zn–Zr–Cd–Bi (с микродобавками Ti и Nb) и Mg–Zn–Zr–In (с микродобавками Cd и В) цирконий образует фазы Zn_2Zr_3 , ZnZr и Zn_2Zr . Рост зерна ограничивается выделениями цирконидов. Высокая прочность сплава связана как с упрочнением твердого раствора магния, так и с образованием высокодисперсных частиц гексагональной фазы Лавеса (Zn_2Zr) в процессе термической обработки. В результате термической обработки формируется наноструктурированное состояние сплавов.

Заключения

Теоретически обоснован выбор легирующих элементов, способствующих упрочнению твердого раствора и образованию ультрадисперсных частиц, вызывающих появление микрогетерогенности внутри зерен твердого раствора. Полученные значения критерия Гильдебранда–Скотта, числа Мотта, металлохимические свойства и размерный фактор сплавляемых компонентов использованы при разработке составов сплавов с целью повышения уровня прочностных свойств сплава системы Mg–Zn–Zr.

Исследовано влияние легирования на механические и коррозионные свойства композиций системы Mg–Zn–Zr. При легировании магния цинком, цирконием, кадмием, висмутом, индием и, возможно, микродобавками ниобия, титана и бора с большими и меньшими размерами атомов, чем атомы магния, создается устойчивое состояние кристаллической решетки. При этом мелкодисперсные фазы, образующиеся в процессе распада твердого раствора, затрудняют сдвиговые и диффузионные процессы и тем самым достигается эффект упрочнения твердого раствора магния, что хорошо согласуется с теорией упрочнения твердого раствора.

Установлено (методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа), что разработанные двухступенчатые режимы термической обработки Т6 и Т61 обеспечивают формирование наноразмерной (15–20 нм) фазы Лавеса Zn_2Zr , что является определяющим фактором упрочнения литейных магниевых сплавов на основе системы Mg–Zn–Zr с содержанием цинка в пределах 7,0–8,5% (по массе) и циркония 0,65–0,8% (по массе).

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №2 (35). С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
2. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Там же. С. 157–167.
3. Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Развитие алюминийлитиевых сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки // Там же. С. 183–195.
4. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Алексеев Е.Б., Кочетков А.С. Пути оптимизации эксплуатационных свойств сплавов на основе интерметаллидов титана // Там же. С. 196–206.
5. Мухина И.Ю. Исследование металлических систем на основе магния и разработка принципов создания коррозионностойких магниевых сплавов // *МиТОМ*. 2014. №1. С. 8–12.
6. Сплав на основе магния и изделия, выполненные из него: пат. 2198234 Рос. Федерация; опубл. 10.02.03, Бюл. №4.
7. Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Перспективные литейные магниевые сплавы // *Литейное производство*. 2013. №5. С. 2–5.
8. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов <001> высокорениевого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. №4. С. 25–31.
9. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2013. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.09.2016).
10. Морозова Г.И., Мухина И.Ю. Наноструктурное упрочнение литейных магниевых сплавов системы Mg–Zn–Zr // *МиТОМ*. 2011. №11. С. 3–7.
11. Тимонова М.А. Коррозия и защита магниевых сплавов. М. Машиностроение, 1964. С. 295–300.
12. Мухина И.Ю. Структура и свойства новых литейных магниевых сплавов // *Литейное производство*. 2011. №12. С. 12–14.
13. Способы получения магниевых сплавов: пат. 2188873 Рос. Федерация; опубл. 10.09.02, Бюл. №25.

14. Волкова Е.Ф., Мухина И.Ю. Новые материалы на магниевой основе и высокоресурсные технологии их производства // Технология легких сплавов. 2007. №2. С. 28–34.
15. Садков В.В., Лапонов Ю.Л. и др. Перспективные условия применения магниевых сплавов в самолетах ОАО «Туполев» // Металлургия машиностроения. 2007. №4. С. 19–23.
16. Мухина И.Ю., Бобрышев Б.Л., Антипов В.В., Кошелев А.О., Бобрышев Д.Б. Структура и свойства сплавов системы Mg–Al–Zr при литье в кокиль и формы из ХТС // Литейное производство. 2014. №8. С. 6–10.
17. Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Александров Д.А., Горлов Д.С. Исследование возможности повышения служебных характеристик лопаток компрессора ГТД методом ионного модифицирования поверхности // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №1. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.09.2016).
18. Каблов Е.Н., Морозов Г.А., Крутиков В.Н., Муравская Н.П. Аттестация стандартных образцов состава сложнолегированных сплавов с применением эталона // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 9–11.
19. 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.
20. Уридия З.П., Мухина И.Ю. О герметизации отливок из магниевых и алюминиевых сплавов // Литейное производство. 2012. №2. С. 34–38.
21. Мухина И.Ю., Уридия З.П. Магний – основа сверхлегких материалов // Металлургия машиностроения. 2005. №6. С. 29–31.
22. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Зайцев Д.В., Горюнов А.В. Формирование наноструктурированного состояния в литейном жаропрочном сплаве при микролегировании его лантаном // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №1. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.09.2016).
23. Мухина И.Ю., Кошелев А.О., Леонов А.А., Бобрышев Д.Б. Устранение литейных дефектов отливок из магниевых сплавов методом заварки // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2016. №2. С. 22–27.
24. Фролов А.В., Мухина И.Ю., Леонов А.А., Уридия З.П. Влияние легирования редкоземельными металлами на свойства и структуру литейного магниевого сплава экспериментального состава системы Mg–Zr–Zn–Y–Nd // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №3. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.09.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-3-3.
25. Леонов А.А., Дуюнова В.А., Ступак Е.В., Трофимов Н.В. Литье магниевых сплавов в разовые формы, полученные новыми методами // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №12. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.09.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-12-1-1.
26. Уридия З.П., Мухина И.Ю., Фролов А.В., Леонов А.А. Исследование микроструктуры магниевое-циркониевой лигатуры и жаропрочного литейного магниевого сплава МЛ10 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №10. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-6-6.
27. 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.