

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ19

© 2017 г. А.В. Колтыгин, В.Е. Баженов, Н.В. Лetyагин, В.Д. Белов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 28.07.17 г., доработана 05.09.17 г., подписана в печать 11.09.17 г.

Исследованы образцы сплава МЛ19, содержащие, мас. %: $(0,1 \pm 0,6)\text{Zn} - (0,4 \pm 1,0)\text{Zr} - (1,6 \pm 2,3)\text{Nd} - (1,4 \pm 2,2)\text{Y}$. По результатам расчета диаграмм состояния в программе Thermo-Calc установлено влияние содержаний Nd, Y, Zn и Zr на температуры фазовых превращений и фазовый состав в равновесных условиях и при использовании модели полностью неравновесной кристаллизации Шейла–Гулливера. Показано, что при концентрации циркония в сплаве более 0,8–0,9 мас. % происходит значительное повышение температуры ликвидуса сплава и требуется увеличение температуры плавки выше 800 °С, что нежелательно при использовании стальных плавильных тиглей. Рассчитано изменение массовой доли равновесных фаз в сплаве МЛ19 с минимальным и максимальным количествами легирующих компонентов при различных температурах. С помощью сканирующей электронной микроскопии исследованы микроструктуры сплавов с различным содержанием легирующих компонентов в литом и термообработанном состояниях. Изучено распределение Nd, Y, Zn и Zr в дендритной ячейке сплава в литом состоянии. Выявлено повышенное содержание неодима и цинка по границам дендритных ячеек, а иттрия – как в центре дендритной ячейки, так и по ее границам. Цирконий концентрируется в основном в центре дендритных ячеек. Его частицы, в которых также присутствует иттрий, служат центрами кристаллизации магниевого твердого раствора (Mg). Рассмотрено влияние температуры старения (200 и 250 °С) на твердость закаленных образцов и показано, что старение при 200 °С позволяет получить более высокую твердость. Термообработка сплава, включающая в себя двухступенчатую изотермическую выдержку в режиме 400 °С, 2 ч + 500 °С, 8 ч с последующей закалкой в воде и старение при 200 °С в течение 16 ч, позволила достичь прочности сплава 306 ± 8 МПа и предела текучести 161 ± 1 МПа при относительном удлинении $8,7 \pm 1,6$ %.

Ключевые слова: литейные магниевые сплавы, МЛ19, Mg–Zr–PЗМ, Mg–Zr–Nd–Y–Zn, кристаллизация, термообработка, фазовый состав, Thermo-Calc.

Колтыгин А.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТИХОМ) НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр., 4). E-mail: misistlp@mail.ru.

Баженов В.Е. – канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Лetyагин Н.В. – магистрант той же кафедры. E-mail: n.v.letyagin@gmail.com.

Белов В.Д. – докт. техн. наук, заведующий той же кафедрой. E-mail: vdbelov@mail.ru.

Для цитирования: Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Лetyагин Н.В., Белов В.Д. Влияние химического состава и режимов термической обработки на фазовый состав и механические свойства магниевого сплава МЛ19 // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2017. No. 6. С. 20–30. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-6-20-30.

Koltygin A.V., Bazhenov V.E., Letyagin N.V., Belov V.D.

The influence of composition and heat treatment on the phase composition and mechanical properties of ML19 magnesium alloy

The samples of ML19 magnesium alloy with composition, wt. %: $(0,1 \pm 0,6)\text{Zn} - (0,4 \pm 1,0)\text{Zr} - (1,6 \pm 2,3)\text{Nd} - (1,4 \pm 2,2)\text{Y}$ was investigated. The influence of Nd, Y, Zn and Zr on the equilibrium phase transitions temperatures and phase composition using the Thermo-Calc software is established. The Scheil–Gulliver solidification model was also used. We show the significant liquidus temperature increase if zirconium content in alloy is higher than 0,8–0,9 wt.%. Thus, the higher temperature of melting is required (more than 800 °C). This is undesirable if melting in a steel crucibles. The change of equilibrium fractions of phases at different temperatures in ML19 magnesium alloy with a minimum and maximum amount of alloying elements are calculated. A microstructures of the alloys with different amount of the alloying elements in as-cast and heat-treated condition has been studied using scanning electron microscopy (SEM). We investigate the concentration profile of Nd, Y, Zn and Zr in the dendritic cell of as-cast alloy. An amount of neodymium and zinc on the dendritic cell boundaries is increased. High concentration of yttrium is observed both in center and on the boundaries of the dendritic cell. High zirconium concentration mainly observed in the center of the dendritic cells. A small amount of yttrium is also present in

a zirconium particles. These particles acting as the nucleation sites for the magnesium solid solution (Mg) during the solidification. The effect of aging temperature (200 and 250 °C) on the hardness of a samples after quenching was studied. Aging at 200 °C provides a higher hardness. Investigated the change of the hardness quenched samples during the aging at 200 °C. The maximum hardness is observed in samples aged for 16–20 hours. The two-stage solution heat treatment for 2 h at 400 °C and 8 h at 500 °C with water quenching and aging at 200 °C for 16 h was performed. This heat treatment enable us to get tensile strength 306 ± 8 MPa and yield strength 161 ± 1 MPa with elongation $8,7 \pm 1,6$ %.

Keywords: magnesium cast alloys, ML19, Mg–Zr–RE, Mg–Zr–Nd–Y–Zn, solidification, heat treatment, phase composition, Thermo-Calc.

Koltygin A.V. – Cand. Sci. (Tech.), Assistant prof., Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4).
E-mail: misistlp@mail.com.

Bazhenov V.E. – Cand. Sci. (Tech.), Assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS».
E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Letyagin N.V. – Student, Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: n.v.letyagin@gmail.com.

Belov V.D. – Dr. Sci. (Tech.), Head of Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: vdbelov@mail.ru.

Citation: Koltygin A.V., Bazhenov V.E., Letyagin N.V., Belov V.D. Vliyanie khimicheskogo sostava i rezhimov termicheskoi obrabotki na fazovyi sostav i mekhanicheskie svoystva magnievogo splava ML19. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2017. No. 6. P. 20–30. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-6-20-30.

Введение

Магний является самым легким из всех металлов, используемых в качестве основы для конструкционных материалов, поэтому его сплавы чаще всего используются в областях, где ценится легкость деталей, — авиации, приборо- и автомобилестроении [1, 2]. Особое внимание привлекают сплавы на основе системы Mg–Zr–PЗМ (PЗМ — Nd, Y, Gd, Dy и др.). Они имеют благоприятное сочетание высоких механических свойств при комнатной и повышенной до 250 °C (кратковременно до 300 °C) температурах с достаточно хорошей коррозионной стойкостью и технологичностью [3, 4].

В промышленности наиболее распространены сплавы, содержащие Nd и Y [5]. Неодим является одним из самых эффективных упрочнителей магния среди PЗМ цериевой группы [3, 6]. Эти материалы хорошо упрочняются в ходе термической обработки [7]. Упрочнение происходит за счет высокой растворимости иттрия и неодима в твердом растворе на основе магния при температуре, близкой к солидусу, которая сильно уменьшается при снижении температуры сплава [3, 8–10]. Обычно промышленные сплавы с неодимом и иттрием (WE54 и WE43) содержат примерно 5 %¹ Y, 2 % Nd и 2 % тяжелых редкоземельных элементов. Некоторые авторы отмечают, что добавка иттрия в сплав МЛ10 системы Mg–Zn–Zr–Nd повышает

длительную прочность при повышенной температуре за счет образования соединений (MgZn)Y и Mg₂₄Y₅, но немного снижает прочность при комнатной температуре [11]. Поэтому основное направление использования таких материалов — это изготовление отливок, работающих при повышенных температурах. Благодаря присутствию циркония в сплавах системы Mg–Zr–PЗМ отливки из них имеют однородную, мелкозернистую структуру [12, 13].

Наиболее распространенные сплавы магния с неодимом и иттрием WE54 и WE43 (табл. 1) в состоянии T6 имеют предел прочности на растяжение при комнатной температуре 275 МПа, предел текучести 200 МПа и относительное удлинение 4 % [14]. Режим упрочнения T6 включает высокотемпературный отжиг в течение 8 ч при 525 °C с охлаждением в воде и последующее старение в течение 16 ч при 250 °C [15]. Механизм упрочнения сплавов магния с иттрием и неодимом связан с образованием из твердого раствора на основе магния (Mg) метастабильных фаз, имеющих форму пластинок и сфероидов [16, 17]. Некоторые авторы утверждают, что для достижения максимального упрочнения при комнатной температуре необходимо снизить температуру старения с 250 до 210 °C, что приведет к образованию большего количества дисперсных выделений упрочняющих метастабильных фаз [18, 19].

Сплав МЛ19 (ГОСТ 2856-79) содержит меньшее количество иттрия (см. табл. 1), чем WE54 и

¹ Здесь и далее, если не указано иное, содержание элементов в сплавах приводится в мас. %.

Таблица 1

Химический состав сплава МЛ19 и его аналогов

Сплав	Содержание элементов, мас. %				
	Zn	Zr	Nd	Y	Прочие
МЛ19	0,1–0,6	0,4–1,0	1,6–2,3	1,4–2,2	
Elektron WE54	–	≥0,4	1,5–2,0	4,75–5,5	1,0–2,0 тяж. РЗМ (Yb, Er, Dy, Gd)
Elektron WE43B	–	≥0,4	–	3,7–4,3	2,4–4,4 Σ РЗМ

WE43, но при этом в нем присутствует небольшое количество цинка, которого в других распространенных сплавах с иттрием нет. Наличие цинка положительно сказывается на прочности сплава МЛ19. Установлено, что нахождение Zn в сплавах с РЗМ, когда массовое отношение Zn/РЗМ составляет около 1,7, позволяет добиться при старении выпадения высокодисперсных частиц $MgZn_2$ и $Mg_{12}Nd$, что повышает прочность сплава [20]. Однако и малое количество Zn в сплавах Mg–Zr–РЗМ повышает сопротивление ползучести [11, 21]. Кроме того, присутствие цинка также немного увеличивает прочность [11] и твердость материала после старения [6], поэтому его использование в составе сплава позволяет снизить содержание дорогого иттрия.

Таким образом, сплав МЛ19 во многих случаях представляет собой дешевую альтернативу материалам типа WE43, WE54 и в этой связи весьма интересен для промышленного использования. Однако за пределами России он практически не известен и не имеет стандартизованных аналогов, поэтому сведений о нем немного. Настоящая работа имеет целью описание кристаллизации данного сплава, его структуры и свойств в литом и термообработанном состояниях.

Материалы и методики исследования

В качестве шихты использовались чистые материалы: магний Мг90 (99,9 % Mg) (производства «СМЗ», г. Соликамск), цинк Ц0 (99,98 % Zn) и лигатура Mg–15%Zr («СОМЗ», г. Соликамск), готовый магниевый сплав МЛ10, содержащий 2,36% Nd, 0,27% Zn и 0,51%Zr («СОМЗ»), лигатуры Mg–20%Nd и Mg–20%Y (ООО «ПК Метатран», г. Москва). Масса сплава для каждой плавки составляла 300 г. Плавка велась под флюсом на основе карналлита ($KCl \cdot MgCl_2$) в высокочастотной индукционной печи в стальных тиглях. После расплавления магниевый сплав МЛ10 вводились другие компоненты шихты для получения требуе-

мого химического состава. В последнюю очередь добавлялась лигатура Mg–Zr, после чего расплав выдерживался в течение 15 мин при температуре 760–780 °С. При $t = 760$ °С расплав заливался в металлическую форму для получения слитков диаметром 35 мм и высотой 140 мм, из которыхготавливались образцы для определения твердости и металлографические шлифы.

Микроструктура сплавов и содержание элементов в фазах исследовались с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega SBH3 с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford.

Химический состав выплавленных сплавов определялся методом микрорентгеноспектрального анализа (EDS) на площади 1×1 мм и представлен в табл. 2.

Твердость по Бринеллю оценивалась на универсальном твердомере Nemesis 9001 фирмы «Innovatest». Использовались следующие параметры испытания: шарик диаметром 2,5 мм, нагрузка 62,5 кгс ($\approx 61,3$ кН), время выдержки под нагрузкой 30 с.

Образцы исследовались в литом и термообработанном состояниях. Для определения механических свойств сплава проводилась отдельная плавка по технологии, описанной выше. Она осуществлялась в печи сопротивления с использованием стального тигля большей вместимости. Заготовки для вырезки образцов по ГОСТ 1583-93

Таблица 2

Состав выплавленных сплавов

Сплав	Содержание элементов, мас. %				
	Mg	Zn	Y	Zr	Nd
Y1Nd2	Осн.	0,1	1,2	0,6	1,9
Y2Nd3	Осн.	0,7	2,0	0,7	2,6
Y2Nd2*	Осн.	0,5	1,8	0,5	2,0

*Из сплава Y2Nd2 получали образцы для механических испытаний.

диаметром 20 мм отливались в кокиль. Механические свойства определялись на цилиндрических образцах диаметром 5 мм (тип III по ГОСТ 1497-84), выточенных из литых заготовок после их термообработки. Испытания на растяжение проводились на универсальной испытательной машине Instron 5569.

Политермические разрезы диаграмм состояния, фазовый состав и кристаллизация сплавов по модели Шейла—Гулливера рассчитывались с использованием программы Thermo-Calc 2016a [22]

и термодинамической базы TTMG3 (Magnesium alloys database, version 3) [23].

Результаты и их обсуждение

Равновесная кристаллизация сплава

На рис. 1 представлены политермические разрезы диаграммы состояния Mg—Zn—Zr—Nd—Y в области существования сплава МЛ19. Показано влияние изменения концентрации каждого из легирующих элементов (ЛЭ) в пределах, определен-

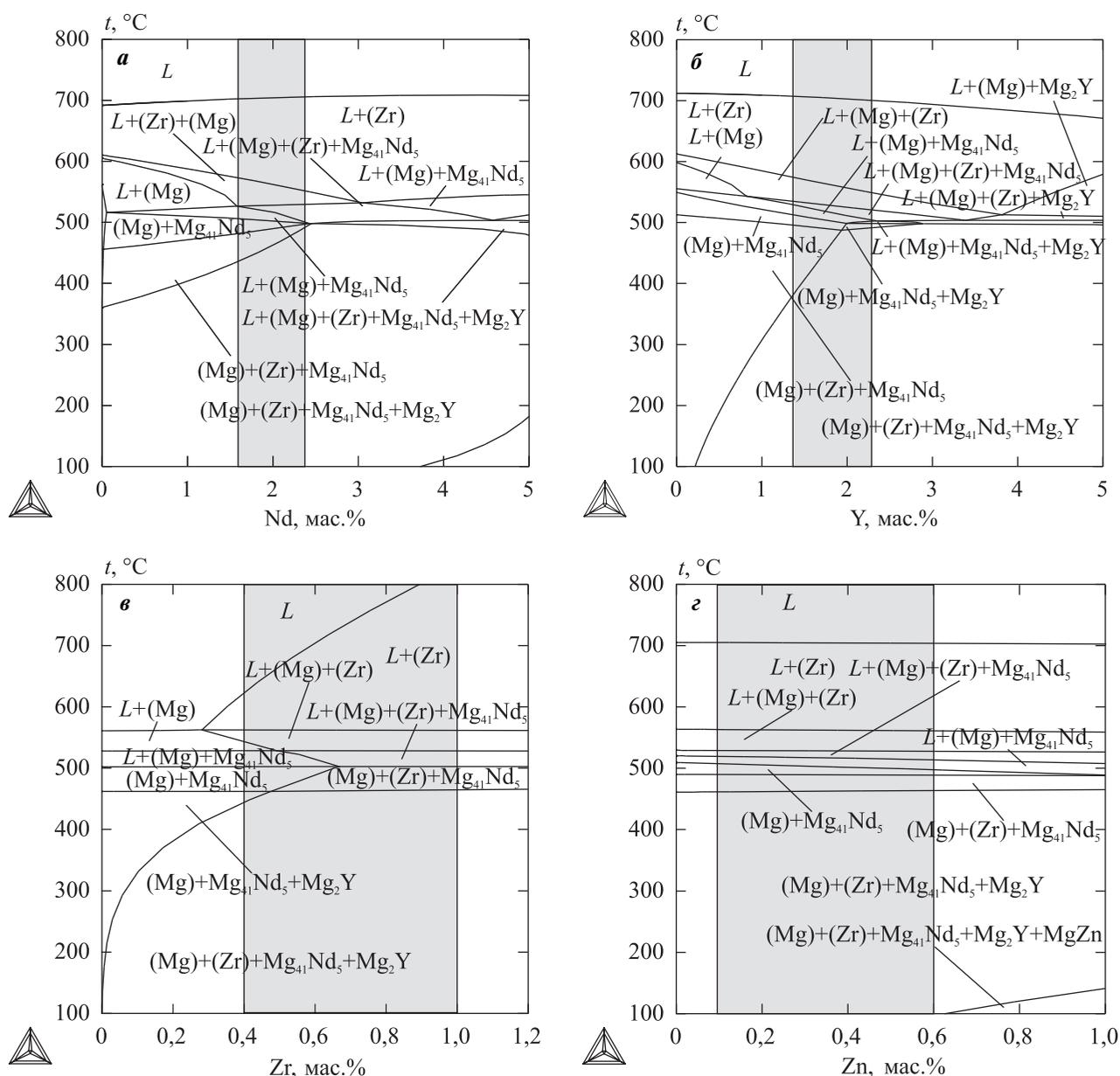
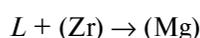


Рис. 1. Политермические сечения диаграммы состояния Mg—Zn—Zr—Nd—Y
 а — Mg—0,35%Zn—0,6%Zr—1,8%Y—(0+5)%Nd; б — Mg—0,35%Zn—0,6%Zr—2%Nd—(0+5)%Y;
 в — Mg—0,35%Zn—2%Nd—1,8%Y—(0+1,2)%Zr; г — Mg—0,6%Zr—2%Nd—1,8%Y—(0+1)%Zn

ных стандартом (серые области), на температуры фазовых превращений при среднем (относительно марочного) содержании остальных легирующих компонентов.

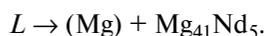
Равновесная кристаллизация начинается при достижении сплавом температуры равновесного ликвидуса ($t \sim 700$ °С при содержании 0,6 % Zr) с выпадения из жидкости первичных кристаллов практически чистого циркония (рис. 1, а) с незначительной примесью других ЛЭ (Zr). Затем при понижении температуры до 573–552 °С (в зависимости от содержания неодима) из жидкости по перитектической реакции



начинают появляться кристаллы твердого раствора на основе магния (Mg). При достижении $t \sim 530$ °С протекает перитектическая реакция



в результате которой наряду с (Mg) образуется интерметаллическая фаза $\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5$. В ходе этого процесса кристаллы на основе циркония (Zr) полностью растворяются в диапазоне $t = 530 \div 500$ °С, причем повышение концентрации Nd в сплаве (см. рис. 1, а) расширяет температурный интервал протекания перитектической реакции. Кристаллизация сплава заканчивается эвтектическим превращением



При этом температура равновесного ликвидуса несколько уменьшается с 507 °С до 500 °С с увеличением содержания неодима.

Повышение концентрации иттрия в сплаве в пределах его марочного состава (см. табл. 1) не оказывает существенного влияния на температуру ликвидуса сплава (см. рис. 1, б). При среднем содержании в нем других ЛЭ и увеличении до 2 % Y сплав попадает в область образования соединения Mg_2Y непосредственно из жидкости при $t \sim 520$ °С. При меньшей концентрации иттрия эта фаза образуется только в твердом состоянии.

Содержание циркония очень сильно влияет на температуру ликвидуса сплава (см. рис. 1, в). При максимально допустимом его количестве в сплаве МЛ19 (1 % Zr) она превышает 800 °С. Обычно такая температура не применяется при плавке магниевых сплавов из-за опасности загрязнения их нежелательными примесями и повышенных технологических потерь металла. Поэтому тех-

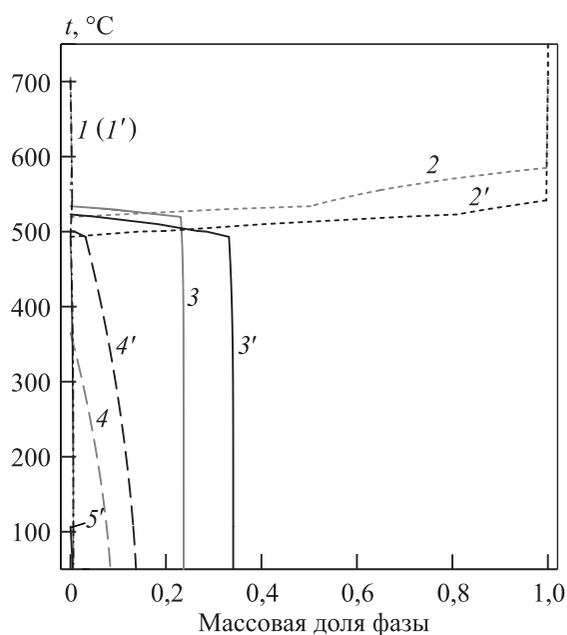


Рис. 2. Изменение массовой доли фаз в сплавах $\text{Mg}-0,1\% \text{Zn}-0,6\% \text{Zr}-1,6\% \text{Nd}-1,4\% \text{Y}$ (I–4) и $\text{Mg}-0,6\% \text{Zn}-0,6\% \text{Zr}-2,3\% \text{Nd}-2,2\% \text{Y}$ (I'–5') в зависимости от температуры
I, I' – (Zr); 2, 2' – L; 3, 3' – $\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5$; 4, 4' – Mg_2Y ; 5' – MgZn

нологически возможное содержание циркония в сплаве ограничено величиной 0,8 %. На температуру ликвидуса концентрация циркония в сплаве не влияет.

Наличие цинка в сплаве МЛ19 в количестве, определенном стандартом, практически не влияет на температуру ликвидуса и очень незначительно понижает температуру ликвидуса сплава (см. рис. 1, г). При этом цинк не образует самостоятельных равновесных фаз.

Рассчитанное в программе Thermo-Calc изменение массовой доли фаз в сплаве МЛ19 в зависимости от температуры представлено на рис. 2. Видно, что из-за переменной растворимости иттрия в твердом растворе (Mg) при повышении t количество фазы Mg_2Y снижается. Массовая доля остальных фазовых составляющих с изменением температуры меняется не так заметно.

Неравновесная кристаллизация сплава

Неравновесная кристаллизация была рассмотрена с использованием расчетов по модели Шейла–Гулливера в программе Thermo-Calc [24, 25]. Поскольку в соответствии с этой моделью диффузия в твердой фазе отсутствует, результаты расчета могут не соответствовать реальному процессу, од-

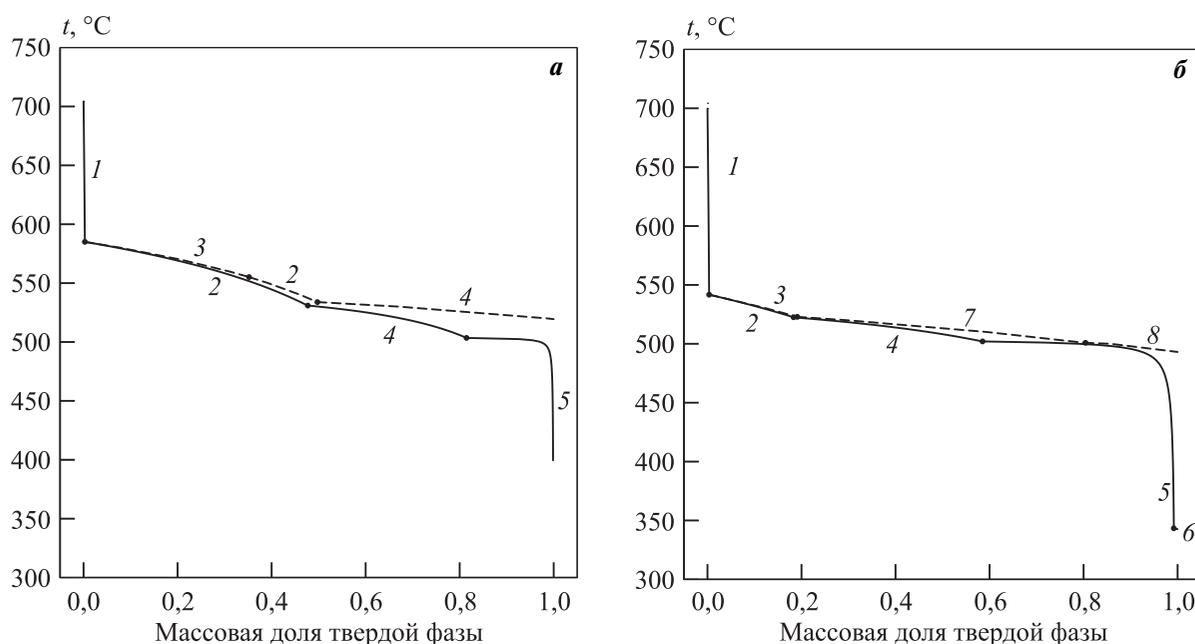


Рис. 3. Кривые кристаллизации сплавов Mg–0,6%Zr–0,1%Zn–1,5%Nd–1,4%Y (*а*) и Mg–0,6%Zr–0,6%Zn–2,3%Nd–2,2%Y (*б*)

Фазовые области при равновесной (штриховая линия) и неравновесной (сплошная) кристаллизациях:

1 – $L + (Zr)$; 2 – $L + (Mg)$; 3 – $L + (Mg) + (Zr)$; 4 – $L + (Mg) + Mg_{41}Nd_5$; 5 – $L + (Mg) + Mg_{41}Nd_5 + Mg_2Y$; 6 – $L + (Mg) + Mg_{41}Nd_5 + Mg_2Zn_3$; 7 – $L + (Zr) + (Mg) + Mg_{41}Nd_5$; 8 – $L + (Zr) + (Mg) + Mg_{41}Nd_5 + Mg_2Y$

нако дадут представление о неравновесных фазах и температуре неравновесного солидуса, что важно для определения возможной температуры термообработки.

На рис. 3 представлена зависимость доли твердой фазы от температуры при равновесной и неравновесной кристаллизациях сплава МЛ19, содержащего легирующие компоненты Nd, Y, Zn по нижнему (Mg–0,6%Zr–0,1%Zn–1,5%Nd–1,4%Y) и верхнему (Mg–0,6%Zr–0,6%Zn–2,3%Nd–2,2%Y) пределам, определенным ГОСТ. Содержание Zr в обоих сплавах одинаково — 0,6 %, что является средним его значением согласно стандарту.

В обоих сплавах (рис. 3) как равновесная, так и неравновесная кристаллизации начинаются с выпадения первичных кристаллов циркония (Zr). Затем из жидкости выделяется твердый раствор на основе магния (Mg). По достижении температур 531 °C и 523 °C для сплавов с низким (рис. 3, *а*) и высоким (рис. 3, *б*) содержаниями легирующих компонентов соответственно наряду с (Mg) из жидкости начинает выпадать интерметаллическая фаза $Mg_{41}Nd_5$. Затем при $t \sim 500$ °C из жидкости начинают образовываться кристаллы фазы Mg_2Y . Для сплава с малыми добавками ЛЭ (см. рис. 3, *а*) эта стадия завершает кристаллизацию. Кристаллиза-

ция сплава с содержанием ЛЭ по нижнему пределу заканчивается при $t \sim 400$ °C, а для сплава с ЛЭ по верхнему пределу (рис. 3, *б*) — при 343 °C с выпадением незначительного количества неравновесной эвтектической фазы Mg_2Zn_3 .

Таким образом, при полностью неравновесной кристаллизации температура солидуса примерно на 120–150 °C (при минимальном и максимальном содержаниях ЛЭ соответственно) ниже, чем в равновесных условиях. Это необходимо учитывать при термообработке сплавов в литом состоянии во избежание оплавления неравновесной эвтектики.

Микроструктура сплава

Микроструктура образцов сплавов Y1Nd2 и Y2Nd3 (табл. 2) в литом состоянии представлена на рис. 4. Видно, что она состоит из дендритов твердого раствора на основе магния (Mg), а также фаз белого цвета, располагающихся по границам и в центре дендритных ячеек.

В центре и по границам дендритных ячеек встречаются частицы циркония (Zr), чаще всего связанные с иттрием. Кроме того, фазы с цирконием обычно загрязнены железом, кремнием, марганцем и реже — другими примесями.

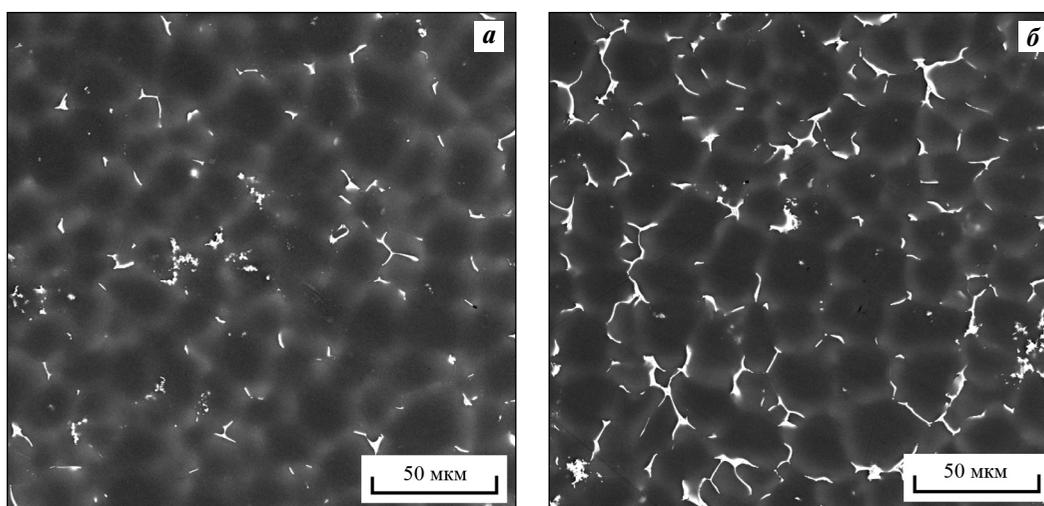
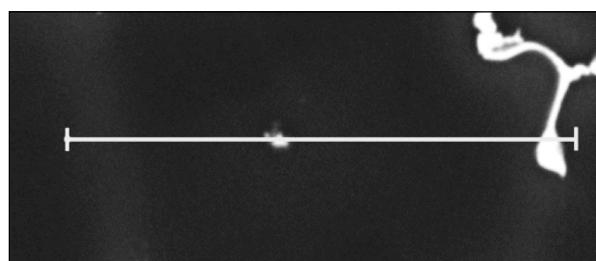


Рис. 4. Микроструктура сплавов Y1Nd2 (а) и Y2Nd3 (б) в литом состоянии (СЭМ)

По результатам микрорентгеноспектрального анализа светлая фаза, расположенная по границам дендритных ячеек в сплаве Y1Nd2, имеет сред-



Содержание элемента, мас.%

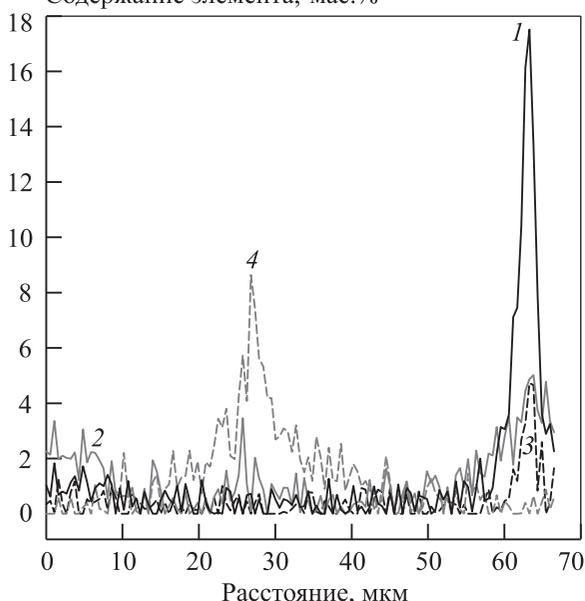


Рис. 5. Распределение легирующих компонентов по сечению дендритной ячейки твердого раствора на основе магния (Mg)

1 – Nd, 2 – Y, 3 – Zn и 4 – Zr

ний состав, ат. %: Mg—4,9%Nd—0,9%Zn—1,0%Y, а в образце Y2Nd3 — Mg—4,0%Nd—2,4%Zn—1,7%Y. То есть светлая фаза по границам дендритных ячеек представляет собой эвтектическую смесь из нескольких интерметаллических соединений, содержащую Mg, Nd, Y и Zn. В соответствии с расчетами неравновесной кристаллизации в программе Thermo-Calc помимо фазы $Mg_{41}Nd_5$ возможно присутствие соединений Mg_2Y и Mg_2Zn_3 . В литературе [26, 27] фазы в сплавах типа WE43 идентифицируются как $Mg_{24}Y_5$ и $Mg_{14}Nd_2Y$, и их присутствие также возможно в сплаве МЛ19.

Распределение легирующих компонентов по сечению дендритной ячейки (Mg) представлено на рис. 5. Видно, что в центре дендритной ячейки имеется включение, содержащее Zr и Y, на ее границе (светлая область слева) наблюдаются повышенные концентрации Y и Nd, а справа, в фазе эвтектического происхождения, помимо Nd и Y присутствует Zn.

Выбор режима термообработки

В качестве режима термообработки (ТО) для сплавов системы Mg—Zn—Zr—PЗМ традиционно используют искусственное старение после предварительной закалки при повышенной температуре (табл. 3). Предварительную закалку с последующим старением или без такового обычно проводят для максимального растворения легирующих компонентов в магниевом твердом растворе (Mg), чтобы достичь его максимального упрочнения за счет большего количества выделившихся при искусственном старении частиц упрочняющей фазы. Термическая обработка по режиму Т6 (табл. 3)

Таблица 3
Экспериментальные режимы термообработки для сплава МЛ19

ТО	Рекомендован для сплава	Режим нагрева под закалку	Среда для закалки	Режим старения	Среда для охлаждения	Источник
ТО1	МЛ19	430 °С, 2 ч + 535 °С, 4 ч	Вода	205 °С, 12 ч	Воздух	[3]
ТО2	МЛ19	400 °С, 2 ч + 500 °С, 8 ч	Вода	200 °С, 16 ч	Воздух	Наст. работа
ТО3	WE 43	525 °С, 8 ч	Вода	250 °С, 16 ч	Воздух	[13]
ТО4	МЛ19	535 °С, 8 ч	Вода	205 °С, 16 ч	Воздух	ОСТ 1 90121-90

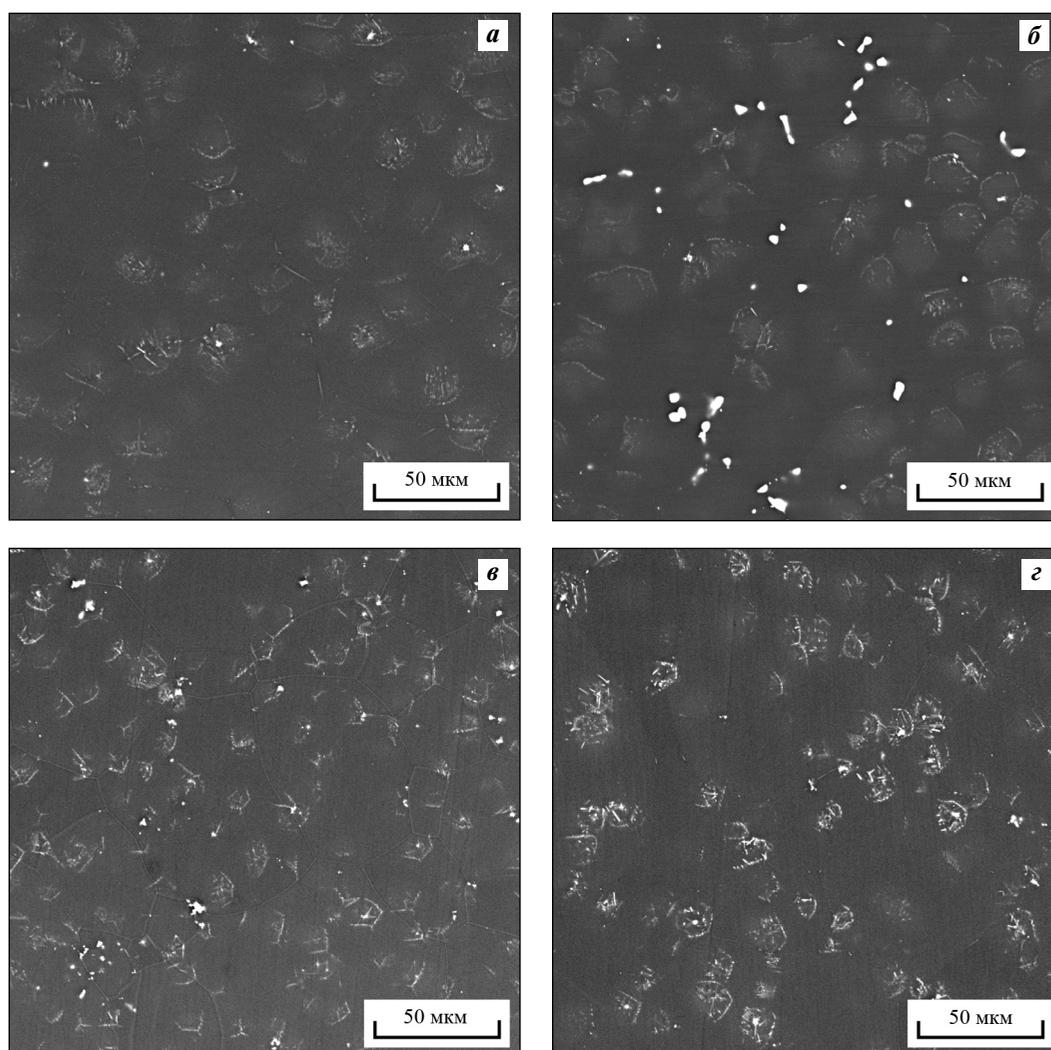


Рис. 6. Микроструктура сплава Y2Nd2 (состав см. в табл. 2) в термообработанном состоянии (табл. 3)
а – ТО1, *б* – ТО2, *в* – ТО3, *г* – ТО4

увеличивает механические свойства литого сплава в основном за счет распада пересыщенного твердого раствора цинка, РЗМ и циркония в магнии, формирующегося в результате высокотемпературной выдержки отливки с последующим быстрым охлаждением.

Исходя из рассмотренных особенностей равновесной и неравновесной кристаллизаций сплава МЛ19, было исследовано несколько режимов ТО с целью оценки их влияния на структуру и свойства сплава (табл. 3). Авторами предложен альтернативный режим термической обработки сплава,

направленный на постепенное растворение неравновесных фаз, который заключается в двухступенчатом нагреве сплава под закалку и старении (см. табл. 3, режим ТО2). Режимы ТО1, ТО3 и ТО4 рекомендуются в литературе для термической обработки сплавов МЛ19 и WE43. Поскольку их фазовые составы и температуры солидуса схожи, использование режимов ТО, рекомендованных для WE43, возможно и для МЛ19.

Микроструктуры сплавов после обработки по режимам ТО1—ТО4 (табл. 3) представлены на рис. 6. Видно, что все образцы после ТО имеют схожую структуру. Она состоит из зерен твердого раствора на основе магния (Mg), внутри которых присутствуют частицы богатой цирконием фазы (Zr), а вокруг нее как инициирующего центра сформировались области выделившихся из твердого раствора фаз игольчатой формы. Исключение составляет образец, обработанный по режиму ТО2 (см. рис. 6, б), в котором наблюдаются не до конца растворившиеся области интерметаллидов по границам зерен, что является следствием более низкой (500 °С против 525—535 °С) температуры термической обработки сплава под закалку. Кроме того, заметно, что в сплавах, состаренных при $t = 200 \div 205$ °С (рис. 6, а, б, з), границы зерен выражены не так четко, как в образце, состаренном при 250 °С (рис. 6, в).

Полученные экспериментальные результаты показывают, что график изменения массовой доли фаз в сплавах Mg—0,1%Zn—0,6%Zr—1,6%Nd—1,4%Y (кр. 1—4 на рис. 2) и Mg—0,6%Zn—0,6%Zr—2,3%Nd—2,2%Y (кр. 1'—5' на рис. 2) в зависимости от температуры и данные по температуре фазовых превращений (см. рис. 1) не совсем верны. По результатам расчетов при температуре термообработки 535 °С в сплаве МЛ19 должно наблюдаться оплавление зерен, что экспериментально не обнаружено.

Механические свойства сплава

Оптимальное время старения определяли на образцах Y1Nd2 и Y2Nd3 из сплава МЛ19, подвергнутых изотермической выдержке с последующей закалкой в воде. Выдержку проводили при температуре 400 °С в течение 2 ч (для растворения неравновесных фаз) и при 500 °С в течение 8 ч. После закалки сплавы Y1Nd2 и Y2Nd3 подвергали старению при 200 °С с замером их твердости через равные промежутки времени. Результаты определения *НВ* представлены на рис. 7. Видно, что

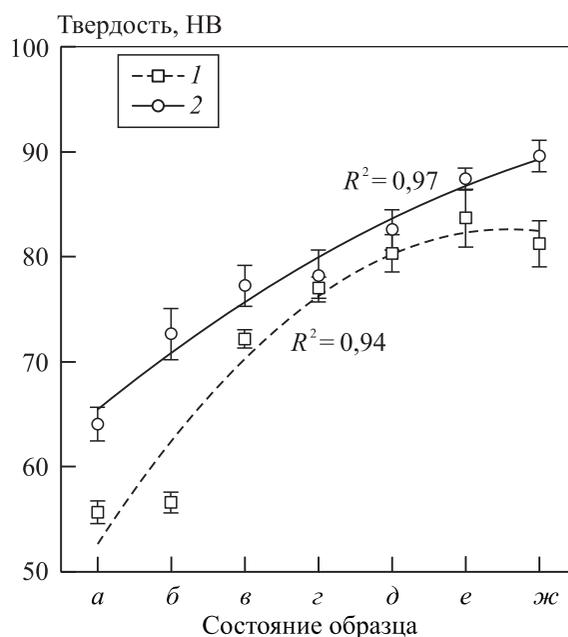


Рис. 7. Изменение твердости сплавов Y1Nd2 (1) и Y2Nd3 (2) в процессе термообработки

а — литое состояние; б — выдержка 400 °С, 2 ч + 500 °С, 8 ч с последующей закалкой в воде;

в, г, д, е, ж — старение в течение 4, 8, 12, 16 и 20 ч соответственно

максимальной твердости сплавы достигают при продолжительности старения 16—20 ч, которую и использовали при термообработке сплава по режиму ТО2 (см. табл. 3).

Твердость образцов, термообработанных по режимам ТО1, ТО2 и ТО3, представлена на рис. 8. Испытания для сплава после ТО4 не проводили, так как этот режим сходен с ТО1 и, скорее всего, образцы будут иметь похожие значения *НВ* после термической обработки. Видно, что максимальную твердость сплава Y1Nd2 можно наблюдать при использовании режима ТО2, а минимальную — после ТО3. Для сплава Y2Nd3 с повышенным содержанием легирующих компонентов твердость, полученная при термообработке по режиму ТО1, наибольшая. Отметим, что твердость сплава Y2Nd3 при ТО по всем режимам выше, чем у Y1Nd2. Низкая величина *НВ* образцов, обработанных по режиму ТО3, указывает на слишком высокую температуру старения. Эти данные совпадают с результатами, полученными другими авторами [18, 19], и объясняются превращением метастабильных фаз, выделяющихся при старении сплава, в стабильные.

Испытания на разрыв образцов сплава Y2Nd2 после ТО по различным режимам (рис. 9) показали, что наибольшая прочность была достигнута

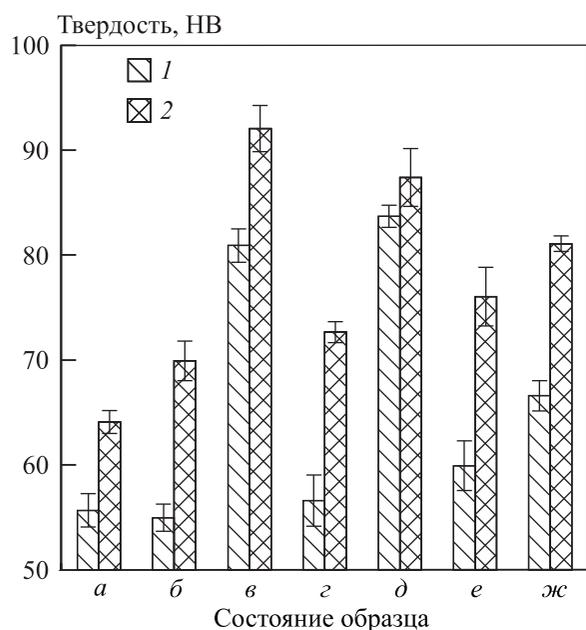


Рис. 8. Изменение твердости сплавов Y1Nd2 (1) и Y2Nd3 (2) в процессе термообработки
 а — литое состояние; б, г, е — закалка по режимам ТО1, ТО2 и ТО3;
 в, д, жс — старение по режимам ТО1, ТО2 и ТО3 (см. табл. 3)

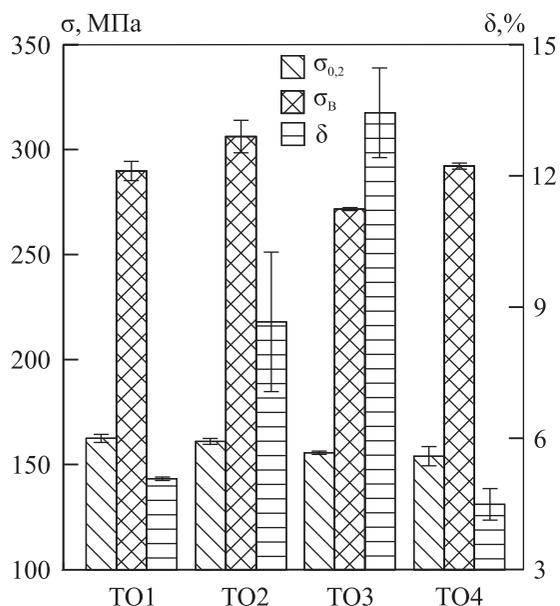


Рис. 9. Результаты механических испытаний на разрыв сплава Y2Nd2, термообработанного по различным режимам (см. табл. 3)

при использовании ТО2 (см. табл. 3). Применение для сплава МЛ19 режима ТО3, рекомендуемого для WE43, WE54, ведет к снижению прочности материала и увеличению его относительного удлинения при комнатной температуре. Обработка по ре-

жимам ТО1 и ТО4 показала примерно одинаковый результат при несколько большем относительном удлинении, достигаемом при использовании режима ТО1.

Таким образом, увеличение температуры старения сплава до 250 °С уменьшает его прочность при комнатной температуре, но увеличивает относительное удлинение, что подтверждает выводы, сделанные для сплава WE43 в работах [18, 19]. Даже в случае, когда за счет уменьшения температуры отжига сплава до 500 °С не происходит полного растворения интерметаллической фазы, возможно достичь высоких показателей прочности и пластичности.

Выводы

1. Повышение содержания циркония в сплаве МЛ19 более 0,8–0,9% требует увеличения температуры плавки выше 800 °С, что нежелательно с технологической точки зрения при плавке сплава в стальном тигле, а следовательно, в промышленных условиях нецелесообразно.

2. Температура неравновесного солидуса сплава МЛ19 примерно на 120–150 °С (при минимальном и максимальном содержаниях легирующих компонентов соответственно) ниже, чем в равновесных условиях. Это необходимо учитывать при термообработке сплава во избежание оплавления неравновесной эвтектики. Было установлено, что выдержка сплава при температуре 400 °С в течение 2 ч полностью исключает опасность оплавления.

3. Наилучшие механические свойства сплава МЛ19 при комнатной температуре были достигнуты при использовании термической обработки, заключавшейся в двухступенчатом нагреве (400 °С, 2 ч + 500 °С, 8 ч) и закалке в воде с последующим старением при температуре 200 °С в течение 16 ч. При этом достигались: прочность 306±8 МПа, относительное удлинение 8,7±1,6 % и предел текучести 161±1 МПа. Однако применение этого режима может привести к образованию в структуре сплава после ТО остаточных интерметаллических фаз.

4. Использование для сплава МЛ19 повышенной температуры старения (250 °С) приводит к снижению прочности сплава до 272±1 МПа при увеличении относительного удлинения до 13±1 %.

Статья подготовлена по материалам работы, выполняемой в рамках Постановления Правительства Российской Федерации № 218 от 09.04.2010 г. (госконтракт № 03.G25.31.0274).

Литература/References

1. Friedrich H.E., Mordike B.L. Magnesium technology: metallurgy, design data, applications. New York: Springer, 2006.
2. Mordike B.L., Ebert T. Magnesium: properties—applications—potential. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2001. Vol. 302. No. 1. P. 37—45.
3. Rokhlin L.L. Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties. London: Taylor & Francis, 2003.
4. Antion C., Donnadieu P., Deschamps A., Tassin C., Pisch A. Hardening precipitation in a Mg—4Y—3RE alloy. *Acta Mater*. 2003. Vol. 51. No. 18. P. 5335—5348.
5. Polmear I.J. Magnesium alloys and applications. *Mater. Sci. Technol*. 1994. Vol. 10. No. 1. P. 1—16.
6. Penghuai F., Liming P., Haiyan J., Jianwei C., Chunquan Z. Effects of heat treatments on the microstructures and mechanical properties of Mg—3Nd—0.2Zn—0.4Zr (wt.%) alloy. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2008. Vol. 486. No. 1-2. P. 183—192.
7. Nie J. F., Muddle B. C. Characterisation of strengthening precipitate phases in a Mg—Y—Nd alloy. *Acta Mater*. 2000. Vol. 48. P. 1691—1703.
8. Zhao H.D., Qin G.W., Ren Y.P., Pei W.L., Chen D., Guo Y. The maximum solubility of Y in α -Mg and composition ranges of Mg₂₄Y_{5-x} and Mg₂Y_{1-x} intermetallic phases in Mg—Y binary system. *J. Alloys and Compnd*. 2011. Vol. 509. No. 3. P. 627—631.
9. Chia T.L., Easton M.A., Zhu S.M., Gibson M.A., Birbilis N., Nie J.F. The effect of alloy composition on the microstructure and tensile properties of binary Mg-rare earth alloys. *Intermetallics*. 2009. Vol. 17. No. 7. P. 481—490.
10. Rokhlin L.L., Dobatkina T.V., Tarytina I.E., Timofeev V.N., Balakhchi E.E. Peculiarities of the phase relations in Mg-rich alloys of the Mg—Nd—Y system. *J. Alloys and Compnd*. 2004. Vol. 367. No. 1-2. P. 17—19.
11. Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Фролов А.В., Уридия З.П. Влияние легирования РЗМ на жаропрочность литейных магниевых сплавов. *Металлургия машиностроения*. 2014. No. 5. С. 34—38; Mukhina I.Yu., Dyuonova V.A., Frolov A.V., Uridiya Z.P. Vliyanie legirovaniya RZM na zharoprochnost' liteinykh magnievykh splavov [Effect of RE alloying on the high-temperature strength of casting magnesium alloys]. *Metallurgiya mashinostroyeniya*. 2014. No. 5. С. 34—38.
12. Vinotha D., Raghukandan K., Pillai U.T.S., Pai B.C. Grain refining mechanisms in magnesium alloys—An overview. *Trans. Indian Inst. of Metals*. 2009. Vol. 62. P. 521—532.
13. Changjiang S., Qingyou H., Qijie Z. Review of grain refinement methods for as-cast microstructure of magnesium alloy. *China Foundry*. 2009. Vol. 6. P. 93—103.
14. Polmear I.J. Light Alloys, fourth ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005.
15. Chandler H. (Ed.) Heat treater's guide: practices and procedures for nonferrous alloys. Ohio: ASM International, 1996.
16. Nie J.F., Muddle B.C. Precipitation in magnesium alloy WE54 during isothermal ageing at 250 °C. *Scripta Mater*. 1999. Vol. 40. No. 10, P. 1089—1094.
17. Nie J.F. Effects of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in magnesium alloys. *Scripta Mater*. 2003. Vol. 48. No. 8. P. 1009—1015.
18. Mengucci P., Barucca G., Riontino G., Lussana D., Masazza M., Ferragut R., Hassan Aly E. Structure evolution of a WE43 Mg alloy submitted to different thermal treatments. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2008. Vol. 479. No. 1-2. P. 37—44.
19. Kumar N., Choudhuri D., Banerjee R., Mishra R.S. Strength and ductility optimization of Mg—Y—Nd—Zr alloy by microstructural design. *Int. J. Plasticity*. 2015. Vol. 68. P. 77—97.
20. Feng H., Liu H., Cao H., Yang Y., Xu Y., Guan J. Effect of precipitates on mechanical and damping properties of Mg—Zn—Y—Nd alloys. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2015. Vol. 639. P. 1—7.
21. Suzuki M., Kimura T., Koike J., Maruyama K. Effects of zinc on creep strength and deformation substructures in Mg—Y alloy. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2004. Vol. 387-389. P. 706—709.
22. Andersson J.O., Helander T., Höglund L., Shi P.F., Sundman B. Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science. *CALPHAD*. 2002. Vol. 26. P. 273—312.
23. Thermo-Calc Software TTMG3 Magnesium alloys database version 3 (accessed 1 June 2017).
24. Gulliver G.H. The quantitative effect of rapid cooling upon the constitution of binary alloys. *J. Inst. of Metals*. 1913. Vol. 9. P. 120—157.
25. Scheil E. Bemerkungen zur Schichtkristallbildung. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1942. Bd. 34. S. 70—72.
26. Zhang H., Fan J., Zhang L. Wu G., Liu W., Cui W., Feng S. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and fracture behaviors of sand-cast Mg—4Y—3Nd—1Gd—0.2Zn—0.5Zr alloy. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2016. Vol. 677. P. 411—420.
27. Rzychoń T., Kietbus A. Microstructure of WE43 casting magnesium alloys. *J. Achievements Mater. Manufactur. Eng*. 2007. Vol. 21. P. 31—34.