

УДК 669.721'859'864.5:539.27

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ЦИНКА И СКАНДИЯ НА СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-Y-Gd-Sm-Zr¹

©2024 г. Е.А. Лукьянова^{1*}, И.Е. Тарытина^{1*}, О.В. Рыбальченко^{1*},
Н.С. Мартыненко^{1*}, Г.В. Рыбальченко^{2*}, Д.Р. Темралиева^{1*},
Т.Н. Пенкина^{1*}, Т.В. Добаткина^{1*}, С.В. Добаткин^{1*}

^{1*}ФГБУН Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова (ИМЕТ) РАН, Москва
E-mail: helenelukyaynova@gmail.com

^{2*}ФГБУН Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва

Поступила в редакцию 15 апреля 2024 г.

После доработки 4 июня 2024 г. принята к публикации 7 июня 2024 г.

Исследовано влияние добавок раздельно цинка (до 1 мас.%) , скандия (до 2 мас.%) и совместно цинка и скандия на структуру и механические свойства магниевого сплава ИМВ7-1 системы Mg-Y-Gd-Zr, содержащего 2 мас.% Sm. Изучена кинетика распада пересыщенного твердого раствора на основе магния в процессе старения при 175, 200, 225 и 250 °С. Установлено, что при введении цинка в структуру образуется пластинчатая фаза, соответствующая тройному соединению магния, редкоземельных металлов и цинка, тогда как в случае введения скандия он только растворяется в магневом твердом растворе. Добавка цинка приводит к необходимости снижения температуры обработки на твердый раствор, а скандий ее повышает. Сплавы с добавками совместно цинка и скандия упрочняются при старении, при этом цинк способствует упрочнению при более низких температурах старения, а скандий — при более высоких. Цинк и скандий повышают устойчивость магниевого твердого раствора и приводят к замедлению его распада при старении.

Ключевые слова: магневые сплавы; редкоземельные металлы; распад твердого раствора; механические свойства.

Магневые сплавы — одни из наиболее перспективных конструкционных материалов с превосходной удельной прочностью, низкой плотностью и возможностью энергопоглощения. Использование изделий из магневых сплавов позволяет увеличить весовую эффективность, снизить расход топлива и улучшить динамические характеристики транспортных средств, особенно в автомобильной, авиационной и космической отраслях [1—6]. Ожидается, что потребность в применении магневых сплавов продолжит расти, поэтому важны исследования и разработки, направленные на улучшение их свойств и производственных технологий.

Высокие прочностные свойства магневых сплавов, в том числе при повышенных температурах, могут быть обеспечены легированием магния редкоземельными металлами (РЗМ) [5]. В настоящее время большое внимание уделяется исследованию магневых сплавов с иттрием и гадолинием [7—17], при добавке которых достигается наилучший комплекс свойств. Одним из сплавов системы Mg-Y-Gd-Zr, который был разработан в ИМЕТ РАН совместно с ВИЛС и ВИАМ (Все-российские научно-исследовательские институты легких сплавов и авиационных материалов соответственно), является высокопрочный сплав ИМВ7-1, содержащий² 5,0—6,5% Y, 3,5—5,5% Gd и 0,15—0,7% Zr [18]. Однако для дальнейшего улучшения свойств сплавов, технологии их обработки и снижения содержания дорогостоящих иттрия и гадолиния следует считать целесообразным

¹Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 075-00320-24-00. Исследование распределения элементного состава образцов выполнено с использованием оборудования Центра коллективного пользования ФИАН «Центр по исследованию высокотемпературных сверхпроводников и других сильнокоррелированных электронных систем»

²Здесь и далее в статье содержание элементов в мас.%.

использование и других РЗМ в качестве дополнительных легирующих элементов. Для сплава ИМВ7-1 такой добавкой может стать самарий. Самарий хорошо упрочняет магний [19, 20], сокращает длительность упрочняющей термической обработки (ТО) старением сплава ИМВ7-1 [21, 22] и имеет меньшую, чем у иттрия и гадолиния, максимальную в нем растворимость [5], что позволяет использовать его в малых количествах. Исследованиями системы Mg-Y-Gd-Sm, ее фазовых равновесий [23, 24] и свойств сплавов на ее основе доказана целесообразность введения в сплав ИМВ7-1 добавки самария до 2%.

Настоящее исследование проводилось с целью изучения действия дополнительных легирующих элементов на сплав системы Mg-Y-Gd-Sm-Zr, отличных от тех, что входят в его состав, по их влиянию на прочностные свойства сплава и характер его упрочнения при ТО. В качестве дополнительных элементов рассматривались цинк и скандий. Цинк — одна из наиболее распространенных легирующих добавок, которая совместно с РЗМ может обеспечивать высокие механические свойства магниевых сплавов в результате образования упорядоченной фазы с длинным периодом упаковки атомов (LPSO) [25—33]. К настоящему времени проведено большое число исследований иттриево-гадолиниевых сплавов с цинком Mg-Y-Gd-Zn-(Zr) [29—35], также известны работы по сплавам с совместным содержанием самария, иттрия и цинка — Mg-Y-Sm-Zn-Zr [36—38], самария, гадолиния и цинка — Mg-Gd-Sm-Zn-Zr [39, 40]. Цинк входит в состав ранее разработанных высокопрочных сплавов ИМВ10, ВМД16. Влияние добавки скандия изучено мало. Скандий снижает скорость коррозии [41], а в сочетании с марганцем упрочняет магни-

евые сплавы, содержащие РЗМ [42—44]. Скандий входит в состав разработанных сплавов ИМВ5, ИМВ5-1 [45].

Материалы и методы исследования. В качестве основного выбран сплав типа ИМВ7-1 с добавкой самария номинального состава Mg-5% Y-5% Gd-2% Sm-0,5% Zr, в котором содержание РЗМ находится в пределах их совместной максимальной растворимости в магниевом твердом растворе [24]. На выбранный сплав рассматривалось влияние отдельных добавок 0,5 и 1% Zn, 1 и 2% Sc, а также их совместной добавки, содержащей 1% Zn + 1% Sc.

Выплавку сплавов осуществляли в электрической печи сопротивления в железном тигле в защитной среде из смеси $N_2 + SF_6$ для предотвращения возгорания расплава. В качестве шихтовых материалов использовали магний Мг96 (>99,96% Mg), иттрий ИтМ-1 (>99,83% Y), гадолиний ГдМ-1 (>99,85% Gd), самарий СмМ-1 (>99,83% Sm), скандий СкМ-1 (>99,99% Sc), цинк Ц0 (99,975% Zn). В расплав РЗМ вводили в виде предварительно выплавленных лигатур: Mg-28,5% Y, Mg-39,2% Gd, Mg-36,4% Sm, Mg-9,3% Sc; цинк — в чистом виде; цирконий — в виде промышленной лигатуры Mg-9,6% Zr. Отливки получали в стальной изложнице диаметром 36 мм, которую предварительно перед заполнением расплавом нагревали до 350 °С.

Химический анализ отливок выполняли на оптическом эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой Plasma 3500 (NCS Testing Technology Co., Ltd, Пекин, Китай). Для растворения образцов использовали смесь соляной и азотной кислот в соотношении 1:3. Номинальный и фактический (по химическому анализу) составы сплавов представлены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплавов Mg-Y-Gd-Sm-Zr с добавками цинка и скандия: в числителе состав по шихте; в знаменателе состав по химическому анализу

№ п.п.	Содержание элемента, мас. %					
	Y	Gd	Sm	Zn	Sc	Zr
1	5/4,19	5/4,42	2/2,01	—/—	—/—	1/0,33
2	5/4,74	5/4,52	2/2,11	0,5/0,59	—/—	1/0,84
3	5/5,02	5/4,44	2/1,98	1/1,00	—/—	1/1,07
4	5/4,85	5/4,50	2/1,78	—/—	1/1,19	1/0,91
5	5/4,90	5/4,45	2/1,80	—/—	2/2,09	1/0,72
6	5/5,06	5/4,31	2/2,22	1/1,08	1/1,34	1/0,84

Для проведения ТО полученных слитков сплавов определяли температуры фазовых превращений методом дифференциально-термического анализа (ДТА) на дифференциальном сканирующем калориметре DSC 404 F3 Pegasus® фирмы NETZSCH (Зельб, Германия) в защитной среде аргона высокой чистоты в корундовых (Al_2O_3) тиглях. Масса исследуемых образцов составляла ~10 мг. Образцы нагревали в диапазоне температур от 20 до 600 °С со скоростью 10 °С/мин.

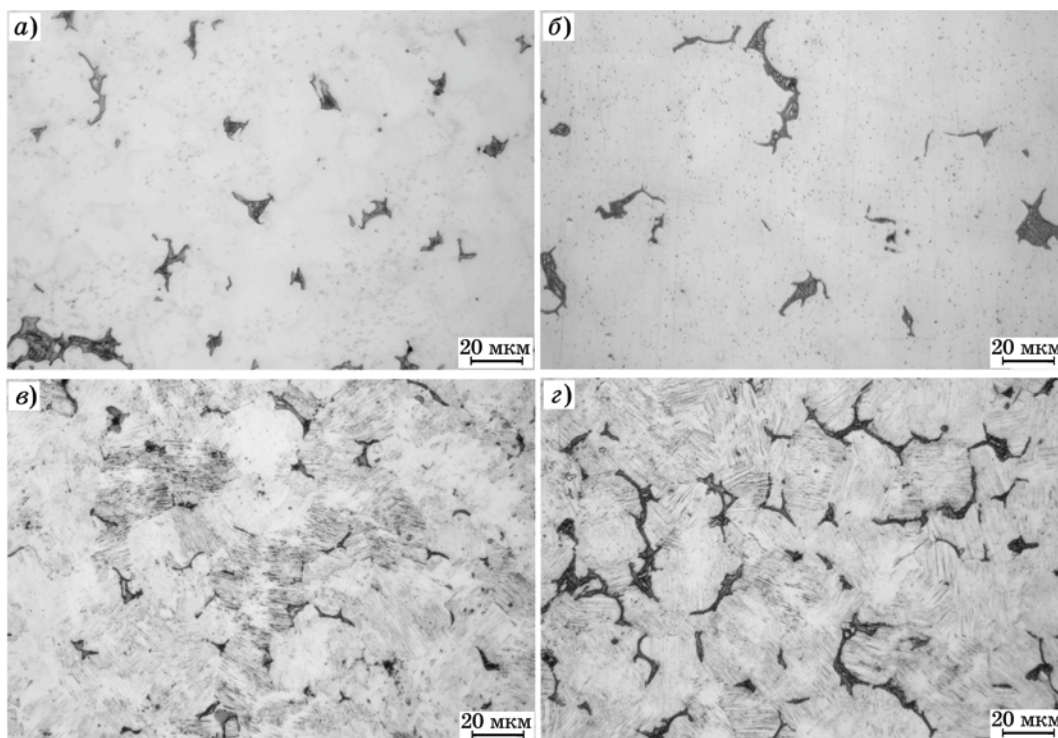
Микроструктуру сплавов исследовали в литом, гомогенизированном, а также в дополнительно состаренном состояниях на оптическом микроскопе ADF I350 (ADF OPTICS Co. Ltd, Ханчжоу, Китай) в световом поле после химического травления с использованием 30%-ной H_3PO_4 в спирте для выявления структурных составляющих. Распределение элементного состава изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-7001F (JEOL, Япония), оборудованного энергодисперсионным спектрометром.

Кинетику распада магниевого твердого раствора сплавов после гомогенизации изучали методами измерения твердости и удельного электросопротивления в процессе изотермического старения при температурах 175, 200, 225 и 250 °С с выдержками длительно-

стью до 216 ч. Твердость определяли по методу Бринелля (ГОСТ 9012—59) на твердомере ИТ 5010-01М (ООО «НТ» ЗИП, Иваново, Россия) под нагрузкой 612,9 Н (62,5 кгс) с использованием в качестве индентора стального шарика диаметром 2,5 мм. Удельное электросопротивление сплавов измерялось с помощью микроомметра БСЗ-010-2 (АО «НИИЭМП», Пенза, Россия) при комнатной температуре на цилиндрических образцах диаметром 6 мм. Расстояние между клеммами, на которых устанавливался образец, составляло 21,8 мм, погрешность измерений не превышала $\pm 0,7\%$.

Механические свойства исследуемых сплавов определяли после гомогенизации. Испытания проводили при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 3382 (Instron, Illinois Tool Works Inc., Хай-Уиком, Великобритания) со скоростью нагружения 1 мм/мин путем растяжения цилиндрических образцов диаметром 5 и рабочей длиной 28 мм.

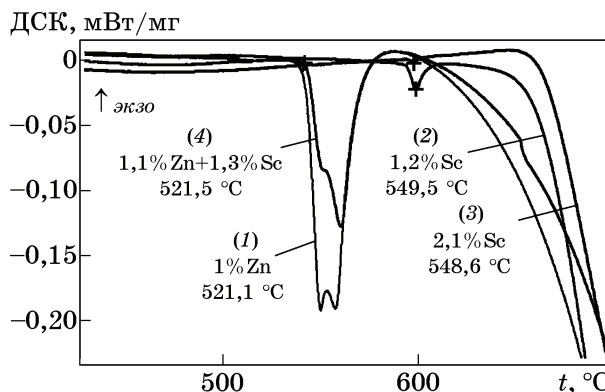
Результаты исследования и их обсуждение. На фиг. 1 показаны микроструктуры сплавов в литом состоянии. Наряду со светлым магниевым твердым раствором (Mg) во всех сплавах присутствовала неравновесная интерметаллидная фаза темного цвета,



Фиг. 1. Микроструктуры сплавов в литом состоянии: а — Mg-4,2% Y-4,4% Gd-2% Sm-0,3% Zr; б — Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr; в — Mg-4,7% Y-4,5% Gd-2,1% Sm-0,6% Zn-0,8% Zr; з — Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr

богатая РЗМ и имеющая морфологию «fish bone» эвтектического типа. Как установлено при изучении фазовых равновесий в системе Mg-Y-Gd-Sm [23], в равновесии с магниевым твердым раствором могут находиться соединения $Mg_{41}Sm_5$ и $Mg_{24}(Y,Gd)_5$; иттрий, гадолиний и самарий при этом растворяются в их соединениях между собой и с магнием. Учитывая количество РЗМ и морфологию фазы, предположили, что в сплаве без добавок цинка и скандия (см. фиг. 1, а) совместно с магниевым твердым раствором (Mg) присутствует интерметаллидная фаза $Mg_{24}(Y,Gd,Sm)_5$. На фиг. 1, б представлена микроструктура литого сплава с добавкой 1,2% Sc. Различий в структурах сплавов с добавками скандия в количестве 1,2 и 2,1%, а также сплава без дополнительных добавок не наблюдалось. При исследовании системы Mg-Y-Sc [46] показано, что скандий имеет значительную растворимость в твердом магнии и практически не растворяется в соединении $Mg_{24}Y_5$. Вероятно, что в этих сплавах скандий присутствует лишь в составе твердого раствора (Mg). В сплавах же с добавкой цинка, в том числе совместно со скандием, помимо магниевых твердого раствора (Mg) и соединения $Mg_{24}(Y,Gd,Sm)_5$, в котором также может растворяться цинк, присутствовала пластинчатая фаза (фиг. 1, в, г). На основании данных работы [34] можно полагать, что эта пластинчатая фаза обогащена цинком и является тройным соединением $Mg_{12}Zn(Y, Gd, Sm)$, или так называемой LPSO-фазой.

Для приведения структуры литых сплавов в равновесное состояние путем гомогенизации слитков необходимо было определить температуры фазовых превращений,



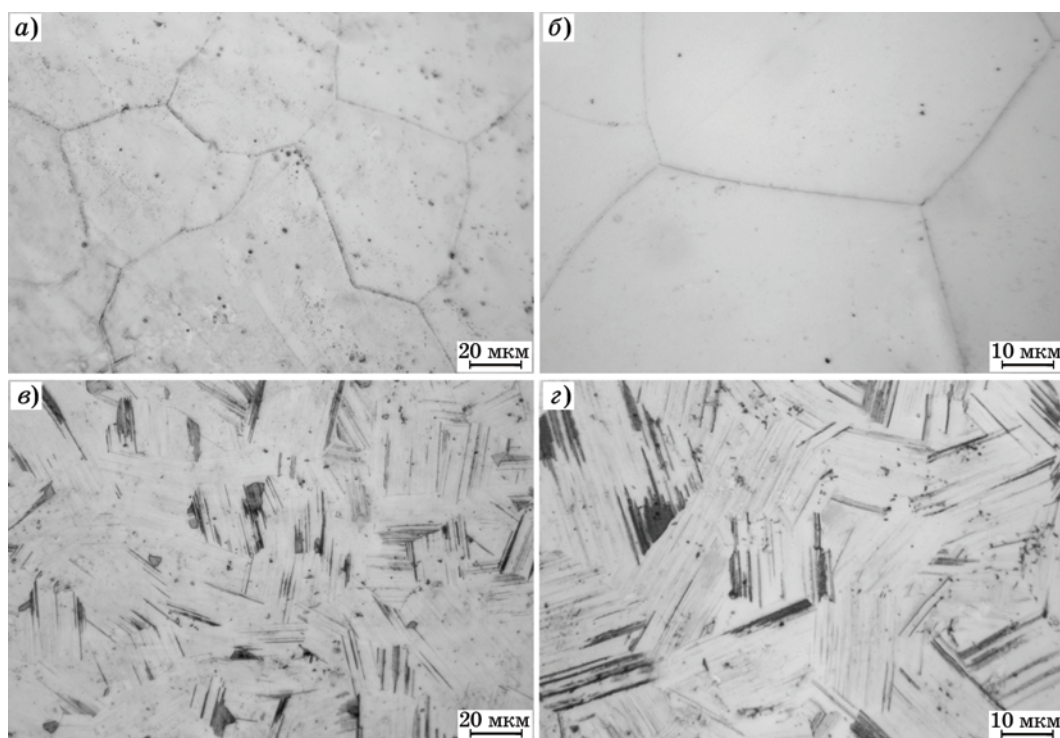
Фиг. 2. Дифференциальные кривые с эндотермическим эффектом, записанные для сплавов: Mg-5% Y-4,4% Gd-2% Sm-1% Zn-1,1% Zr (1); Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr (2); Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-2,1% Sc-0,7% Zr (3); Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr (4)

протекающих в сплаве. На фиг. 2 представлены результаты ДТА сплавов с цинком, скандием и совместной добавкой (Zn + Sc). Температуру гомогенизации следовало рассматривать на ~ 20 °C ниже установленных температур фазового перехода. Ранее было установлено [23], что в системе Mg-Y-Gd-Sm в области сплавов, богатых магнием, при 536 °C имеет место четырехфазное инвариантное превращение переходного типа. Из полученных дифференциальных кривых можно видеть, что в сплавах с добавкой цинка, в том числе совместной со скандием, температура фазового превращения понижается, тогда как в сплавах только со скандием она возрастает. В табл. 2 приведены результаты определения температур фазовых превращений и выбранные в соответствии с ними температуры гомогенизации. Для сплава Mg-4,7% Y-4,5% Gd-2,1% Sm-0,6% Zn-0,8% Zr с меньшей добавкой цинка (0,6%) ДТА

Таблица 2

Температуры фазовых превращений $t_{ф.п}$ в сплавах и выбранные температуры гомогенизации $t_{гом}$

Сплав	$t_{ф.п}$, °C	$t_{гом}$, °C
Mg-4,2% Y-4,4% Gd-2% Sm-0,3% Zr	536 [23]	515
Mg-4,7% Y-4,5% Gd-2,1% Sm-0,6% Zn-0,8% Zr	—	500
Mg-5% Y-4,4% Gd-2% Sm-1% Zn-1,1% Zr	521,1	500
Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr	549,5	530
Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-2,1% Sc-0,7% Zr	548,6	530
Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr	521,5	500



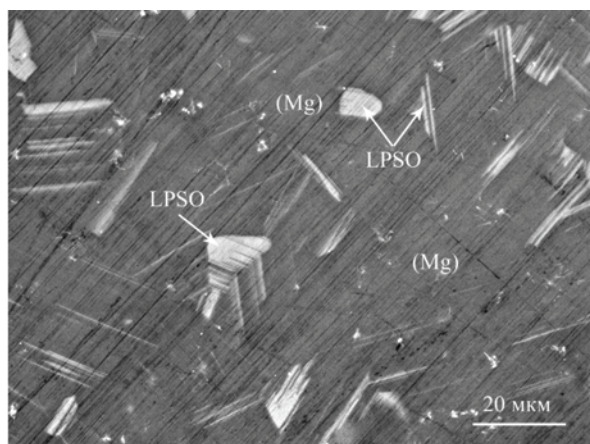
Фиг. 3. Микроструктуры сплавов после гомогенизации: *а* — Mg-4,2% Y-4,4% Gd-2% Sm-0,3% Zr; *б* — Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr; *в* — Mg-5% Y-4,4% Gd-2% Sm-1% Zn-1,1% Zr; *г* — Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr

не проводили, однако температура гомогенизации была выбрана такой же (500 °C), как и для сплава с большим его содержанием (1%). Длительность выдержки при гомогенизации для всех сплавов составляла 12 ч с последующим охлаждением на воздухе. В сплавах магния с РЗМ охлаждение на воздухе обеспечивает скорость охлаждения, препятствующую протеканию распада пересыщенного твердого раствора.

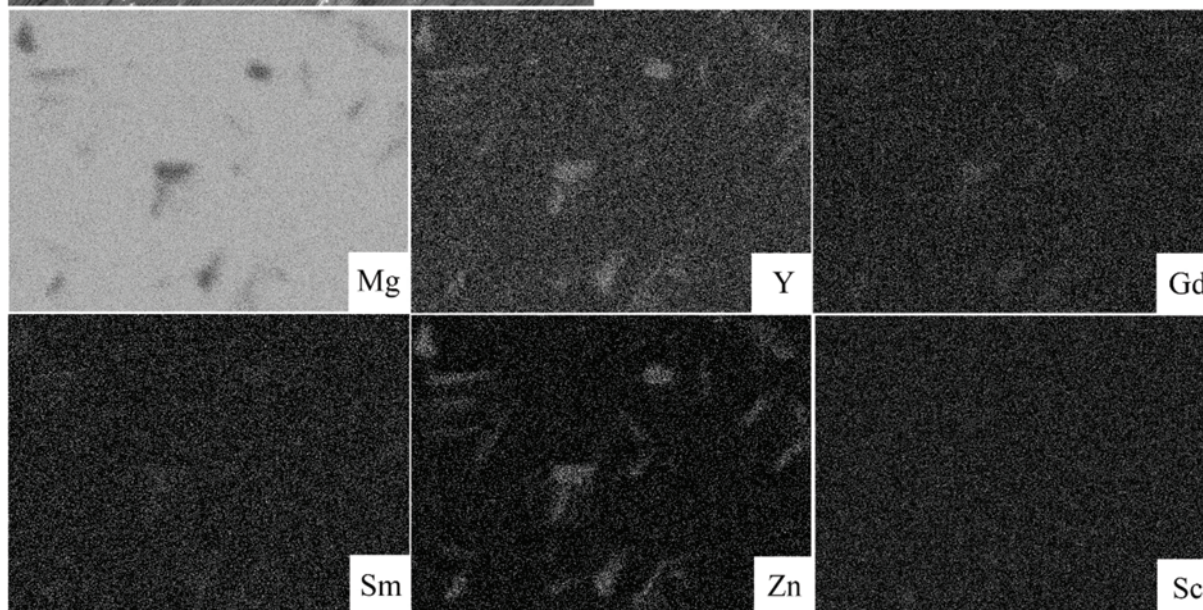
На фиг. 3 показана микроструктура сплавов в гомогенизированном состоянии. Гомогенизация при выбранных температурах привела к полному растворению богатой РЗМ фазы эвтектического типа $Mg_{24}(Y,Gd,Sm)_5$ во всех сплавах. В сплаве без добавок цинка и скандия (фиг. 3, *а*) и в сплавах только с добавкой скандия (фиг. 3, *б*) структура состояла из светлых зерен магниевого твердого раствора (Mg) с отдельными небольшими черными кристаллами α -Zr, другие фазы отсутствовали. В сплавах с цинком (фиг. 3, *в*) после гомогенизации сохранилась пластинчатая LPSO-фаза, которая стала крупнее, более четко очерченной и местами имела блочную морфологию. Стоит отметить, что присутствие скандия в сплаве, содержащем цинк (фиг. 3, *г*), не привело к видимым изменениям в

структуре: сплавы Mg-5% Y-4,4% Gd-2% Sm-1% Zn-1,1% Zr (фиг. 3, *в*) и Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr (фиг. 3, *г*) выглядят идентичными.

Для многокомпонентного сплава Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr с помощью сканирующего электронного микроскопа проводили построение карт элементного состава и определяли состав видимых фаз. На фиг. 4 представлены микроструктура сплава в гомогенизированном состоянии в режиме вторичной электронной эмиссии, средний состав фаз, определенный по пяти спектрам, и распределение элементов в исследуемой области. На микроструктуре магниевый твердый раствор (Mg) имеет темный цвет, тогда как вторая фаза (LPSO), богатая более тяжелыми РЗМ и цинком, — светлая. Согласно полученным результатам в обеих фазах присутствовал каждый из компонентов сплава, за исключением α -Zr, дисперсные кристаллы которого существуют отдельно. В твердом растворе на основе магния (Mg) наибольшую растворимость имеет иттрий (~1,27 ат.%), немного меньше растворяются гадолиний (~0,77 ат.%) и скандий (~0,51 ат.%), а затем самарий (~0,37 ат.%) и цинк (~0,30 ат.%); доля магния составила



	(Mg)		LPSO	
	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
Mg	87,81	96,79	70,84	90,26
Y	4,22	1,27	10,12	3,54
Gd	4,54	0,77	7,40	1,46
Sm	2,07	0,37	3,40	0,70
Zn	0,50	0,30	7,77	3,70
Sc	0,85	0,51	0,48	0,33



Фиг. 4. Микроструктура сплава Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr, полученная в режиме вторичной электронной эмиссии; состав фаз по результатам рентгеноспектрального микроанализа и картирование элементного состава

96,79 ат.%. Указанный состав магниевого твердого раствора (Mg) после гомогенизации можно считать предельно насыщенным. В фазе LPSO больше всего растворились цинк (~3,70 ат.%) и иттрий (~3,54 ат.%), затем гадолиний (~1,46 ат.%) и менее всего — самарий (~0,70 ат.%) и скандий (~0,33 ат.%). Стоит отметить, что растворимость скандия выше именно в магневом твердом растворе, чем в богатой РЗМ и цинком фазе, тогда как иттрий, гадолиний и самарий в ней растворяются в ~2 раза больше, а цинк — в ~12 раз.

В гомогенизированном состоянии определяли механические свойства сплавов при испытаниях на растяжение при комнатной температуре. Результаты механических испытаний представлены в табл. 3. С увеличением содержания цинка предел прочности и относительное удлинение возрастали, так

что добавка цинка в целом могла способствовать повышению предела прочности и пластичности сплава Mg-Y-Gd-Sm-Zr в гомогенизированном состоянии. Скандий с повышением его содержания скорее снижал как прочностные, так и пластические характеристики. Сплав, содержащий как цинк, так и скандий, показал такой же уровень механических характеристик, как и сплав, не содержащий добавок цинка и скандия.

Поскольку в целом гомогенизация обеспечила образование пересыщенного магниевого твердого раствора, предполагался возможным его распад при последующем старении, который должен сопровождаться дополнительным упрочнением. Влияние цинка, скандия и их совместной добавки (Zn + Sc) на упрочнение сплава Mg-Y-Gd-Sm-Zr за счет распада пересыщенного магниевого твердо-

Таблица 3

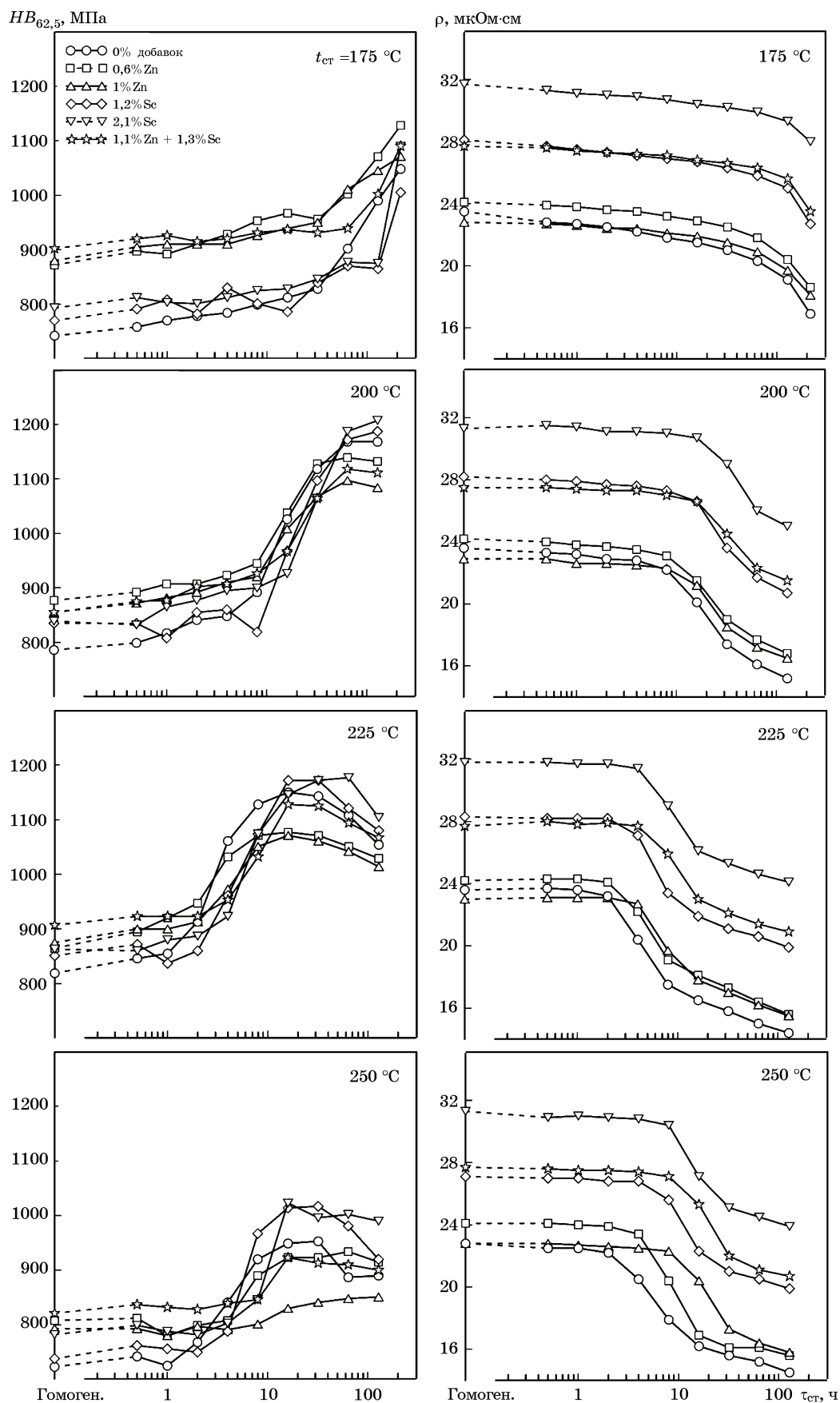
**Механические свойства сплавов в гомогенизированном состоянии
при испытаниях на растяжение при комнатной температуре**

Сплав	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %
	МПа		
Mg-4,2% Y-4,4% Gd-2% Sm-0,3% Zr	215±7	182±4	2,4±0,9
Mg-4,7% Y-4,5% Gd-2,1% Sm-0,6% Zn-0,8% Zr	231±3	188±5	2,8±0,4
Mg-5% Y-4,4% Gd-2% Sm-1% Zn-1,1% Zr	245±18	187±1	5,2±2,9
Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr	215±2	182±17	1,9±0,2
Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-2,1% Sc-0,7% Zr	181±16	177±14	0,6±0,3
Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr	220±27	178±1	2,1±1,1

го раствора изучали методами измерения твердости и удельного электросопротивления в процессе старения при температурах 175, 200, 225 и 250 °C (фиг. 5). При всех рассматриваемых температурах старения наблюдалось упрочнение сплавов с повышением твердости и снижением удельного электросопротивления. Ход кривых изменения твердости являлся типичным для магниевых сплавов с РЗМ иттриевой подгруппы [5]. Он характеризовался небольшим повышением твердости на начальной стадии старения и резким ее повышением до максимума при увеличении длительности старения. При самой низкой температуре старения 175 °C максимум твердости всех сплавов в рассматриваемом интервале выдержек до 216 ч не достигался. Значения твердости для сплавов с 0,6 и 1% Zn мало различались между собой, но были больше, чем в сплаве без добавок. При этом добавка цинка не меняла характер кинетики старения и длительность каждой из ее стадий. Значения удельного электросопротивления в сплавах с цинком были достаточно близки между собой как для сплавов с разным его содержанием, так и для сплава без добавок. Это говорит о том, что цинк мало насыщает магниевый твердый раствор и в основном присутствует в тройном соединении LPSO-фазы. По мере увеличения длительности старения удельное электросопротивление плавно снижалось, свидетельствуя об обеднении матрицы магниевых твердого раствора в результате его распада при формировании богатых РЗМ выделений. В сплавах с добавками 1,2 и 2,1% Sc при 175 °C стадия небольшого повышения твердости была более длительной,

твердость начинала значительно возрастать лишь после выдержки 128 ч. В то же время в сплаве Mg-Y-Gd-Sm-Zr без дополнительных добавок вторая стадия повышения твердости начиналась с выдержки 32 ч. Удельное электросопротивление возрастало в зависимости от содержания скандия последовательно от сплава без добавок к сплаву с 1,2% Sc и от сплава с 1,2% Sc к сплаву с 2,1% Sc, однако в общем снижалось с увеличением длительности старения в результате распада пересыщенного твердого раствора. Поведение сплава с совместной добавкой (Zn + Sc) при старении сочетало в себе характер упрочнения сплавов с цинком и скандием. Уровень твердости соответствовал твердости сплава с 1% Zn, но стадия заметного ее повышения смещалась в сторону более длительных выдержек. Значения удельного электросопротивления сплава с 1,1% Zn и 1,3% Sc были практически одинаковыми со значениями ρ для сплава с 1,2% Sc.

При температуре старения 200 °C в обоих сплавах с добавкой цинка на кривых изменения твердости достигался максимум, который соответствовал выдержке 64 ч. Значения твердости сплава с меньшим содержанием цинка (0,6%) оказались несколько выше, чем в сплаве с добавкой 1% Zn. В целом цинк не обеспечил дополнительного упрочнения сплава Mg-Y-Gd-Sm-Zr в области значительного возрастания твердости. Твердость сплавов с цинком была несколько выше, чем у сплава без добавок, лишь при небольших значениях выдержки при старении (до 8 ч), когда упрочнение сплавов в результате распада невелико. В сплавах со скандием максимум твердости при 200 °C в



Фиг. 5. Влияние добавок Zn, Sc и (Zn + Sc) на изменение твердости $HB_{62.5}$ и удельного электросопротивления ρ сплава Mg-Y-Gd-Sm-Zr в процессе старения при температурах 175, 200, 225 и 250 °C

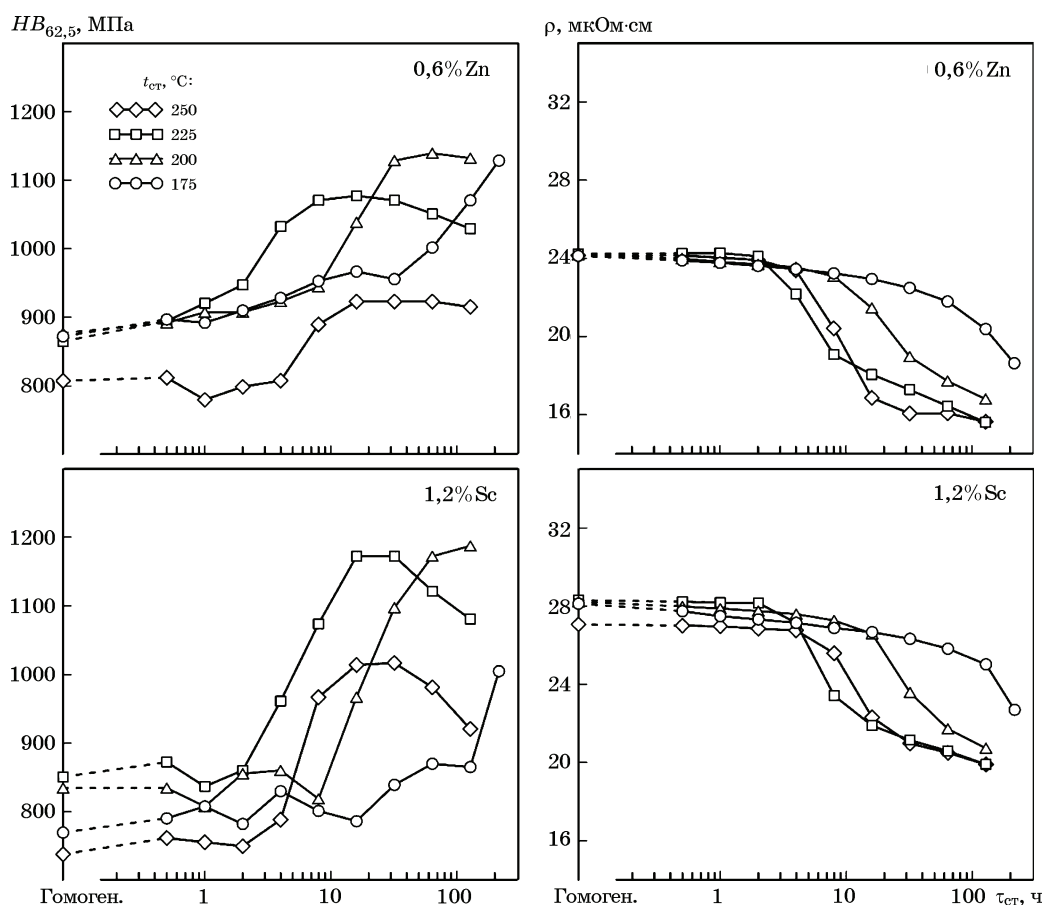
исследуемом интервале длительности старения не достигался. Дополнительного увеличения твердости также не наблюдалось, но присутствие скандия в сплавах сместило стадию значительного возрастания твердости в сторону больших выдержек при старении, причем с увеличением содержания скандия смещение проявилось в большей степени. Сплав, легированный (Zn + Sc), упрочнялся по кривой, близкой к кривой твердости сплава с 1% Zn, но значения удельного электросопротивления соответствовали значениям сплава с 1,2% Sc.

Во всех сплавах, состаренных при более высокой температуре 225 °C, на кривых изменения твердости присутствовал максимум. Сплавы упрочнялись при старении, стадия значительного возрастания твердости началась раньше. Сплавы с цинком уже не упрочнялись в той степени, как сплав Mg-Y-Gd-Sm-Zr, не содержащий каких-либо дополнительных элементов. Сплавы со скандием имели более высокие максимальные значения твердости, но участок кривой, где твердость не имела значительного повышения, по-прежнему оставался продолжительным. Добавка двух элементов (Zn + Sc) обеспечивала большую твердость при старении на начальных этапах длительностью до 2 ч, однако затем характер кривой занимал промежуточное положение между кривой для сплава с цинком и кривой для сплава со скандием, а сами значения твердости не превышали значений для сплава без добавок.

При наиболее высокой температуре старения 250 °C сплав с добавкой 0,6% Zn упрочнялся схожим со сплавом без добавок образом, но не превосходил наибольших для него значений, в то время как у сплава с большим содержанием цинка упрочнение в результате старения было незначительным. По зависимости от длительности старения удельного электросопротивления можно видеть, что с увеличением содержания цинка распад в сплаве Mg-Y-Gd-Sm-Zr замедлялся. Скандий по-прежнему обеспечивал значительное упрочнение сплавов, которое превышало его в сплаве без добавок. При этом также прослеживалась следующая зависимость: по мере повышения содержания скандия стадия значительного возрастания твердости смещалась в сторону больших выдержек. Сплав с цинком и скандием, как и при температуре старения 225 °C, при температуре

250 °C занимал промежуточное положение между сплавами, содержащими отдельно цинк и скандий соответственно, но в общем его твердость не превосходила твердости сплава без добавок. По кривым удельного электросопротивления при температурах старения 225 и 250 °C заметно, что добавка цинка к сплаву, содержащему скандий, замедляла распад твердого раствора еще в большей степени, нежели добавка скандия.

В целом для всех шести исследованных сплавов наибольшие упрочнение и значения твердости достигались при температуре старения 200 °C. Поскольку при температуре старения 175 °C в рассматриваемом диапазоне выдержек (до 216 ч) не был достигнут максимум твердости, то возможно высокие значения твердости могли быть достигнуты и при этой температуре, но при еще более продолжительных выдержках. Однако рассматривать длительные выдержки старения уже нецелесообразно с учетом проведения ТО. Также с повышением температуры старения от 175 вплоть до 225 °C во всех исследуемых сплавах стадия заметного повышения твердости смещалась последовательно в сторону более коротких выдержек, тогда как для температуры старения 250 °C она снова начиналась позже. Наглядно это можно увидеть на фиг. 6, где показаны кривые изменения твердости и удельного электросопротивления при разных температурах старения на примере сплавов с 0,6% Zn и 1,2% Sc. С повышением температуры старения сплавы упрочнялись быстрее, достигая наиболее быстрого упрочнения при 225 °C, а при более высокой температуре упрочнение замедлялось снова. Таким же образом менялось и удельное электросопротивление, характеризующее распад пересыщенного магниевого твердого раствора. Как видно на фиг. 6, медленнее всего распад происходил при температуре старения 175 °C, где кривая удельного электросопротивления в зависимости от длительности старения занимала самое правое положение. При температуре 200 °C резкое снижение удельного электросопротивления начиналось раньше, а при 225 °C оно снижалось еще быстрее, когда обеднение магниевого твердого раствора происходит в большей степени, чем при других температурах. Однако при самой высокой температуре старения 250 °C распад снова замедлялся, а кривая удельного электросопротивления зани-



Фиг. 6. Влияние температуры старения на изменение твердости $HB_{62,5}$ и удельного электросопротивления ρ сплавов Mg-4,7% Y-4,5% Gd-2,1% Sm-0,6% Zn-0,8% Zr и Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr

мала промежуточное положение между кривыми, построенными при 225 и 200 °C.

Такая задержка распада при более высокой температуре старения может характеризовать устойчивость сплавов к распаду твердого раствора, что является важным для их практического применения. Низкая устойчивость к распаду твердого раствора требует высоких скоростей охлаждения с температур ТО на твердый раствор. Напротив, высокая устойчивость к распаду позволяет получать пересыщенные твердые растворы при низких скоростях охлаждения без специальных охлаждающих сред, что, следовательно, может легко использоваться в промышленных условиях.

Для оценки устойчивости твердого раствора к распаду могут применяться ТТТ-диаграммы (time-temperature-transformation). Степень распада магниевого твердого раствора X , %, связана с изменением удельного электросопротивления и определяется величиной:

$$X = [(\rho_0 - \rho) / (\rho_0 - \rho_k)] 100,$$

где ρ_0 , ρ , ρ_k — удельные электросопротивления соответственно после обработки на твердый раствор (гомогенизации), в текущий момент времени старения и после полного распада твердого раствора [5].

Учитывая, что в рассматриваемом в данной работе диапазоне выдержек старения полный распад магниевого твердого раствора, когда удельное электросопротивление становится постоянным, не достигался, за величину ρ_k приняли наименьшее значение удельного электросопротивления, достигнутое при наибольшей выдержке старения для всех его температур. В табл. 4 приведены значения степени распада твердого раствора, рассчитанные при каждой температуре старения в зависимости от его длительности для каждого сплава. С учетом данных табл. 4 построены ТТТ-диаграммы (фиг. 7), отображающие степень распада магниевого твердого раствора в координатах длительности и температуры старения и фактически характеризующие скорость его протекания. Можно видеть, что кривые имеют сложную форму, у

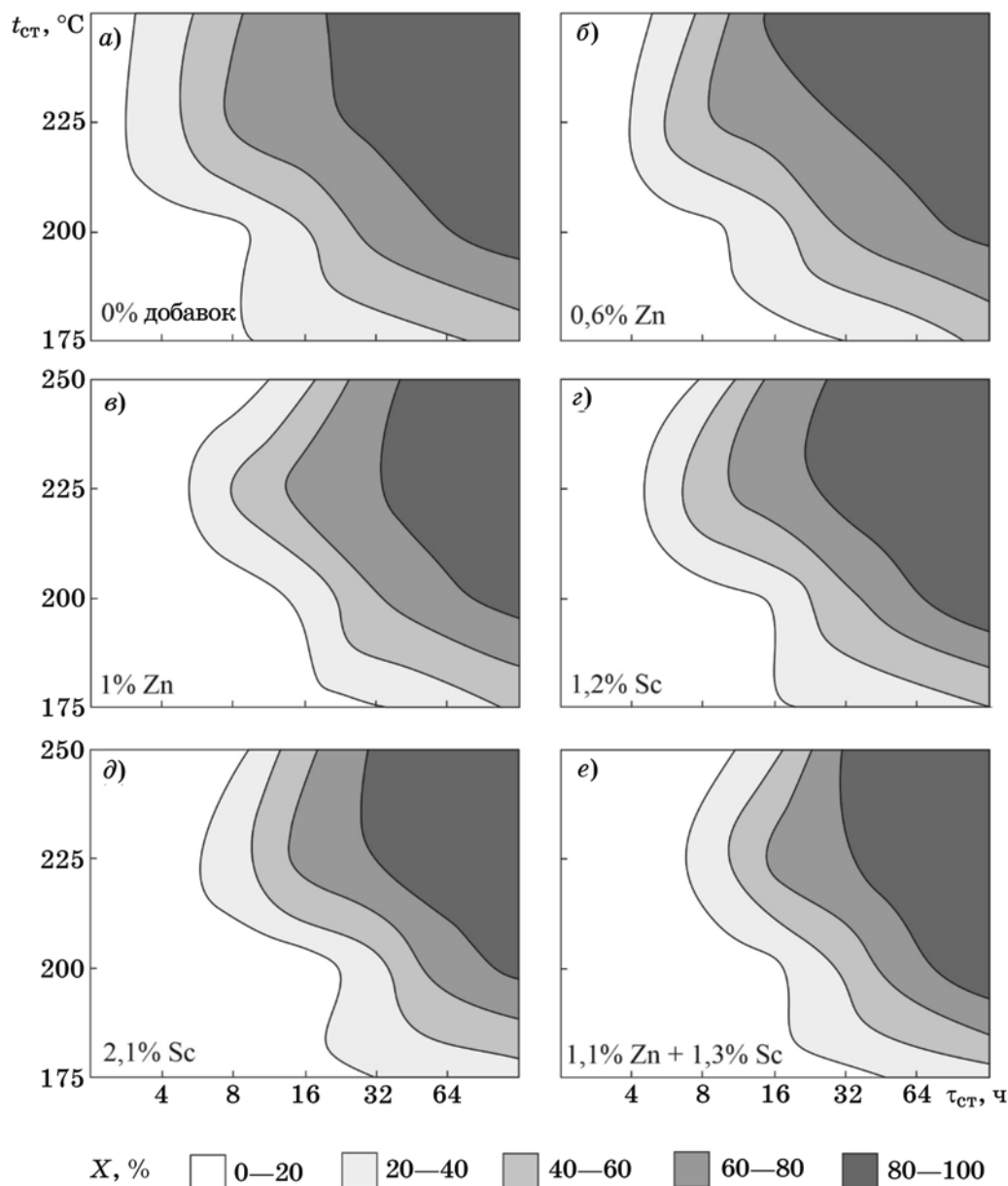
Таблица 4

Значения степени распада магниевого твердого раствора X , %, в зависимости от длительности $\tau_{\text{ст}}$ и температуры $t_{\text{ст}}$ старения

$t_{\text{ст}}$, °C	Длительность старения $\tau_{\text{ст}}$, ч									
	гомоген.	0,5	1	2	4	8	16	32	64	128
Mg-4,2% Y-4,4% Gd-2% Sm-0,3% Zr										
175	0	8	9	11	14	19	22	28	35	48
200	0	3	5	7	9	15	38	67	81	91
225	0	0	0	4	35	66	76	84	93	100
250	0	3	3	7	27	57	78	85	90	98
Mg-4,7% Y-4,5% Gd-2,1% Sm-0,6% Zn-0,8% Zr										
175	0	3	4	6	8	11	14	19	27	44
200	0	2	4	6	7	13	32	61	75	86
225	0	0	0	2	24	60	72	81	90	100
250	0	0	1	3	9	44	85	95	95	100
Mg-5% Y-4,4% Gd-2% Sm-1% Zn-1,1% Zr										
175	0	0	2	5	6	9	12	17	26	43
200	0	0	3	4	5	8	22	59	77	87
225	0	0	0	0	4	44	70	81	91	100
250	0	1	2	2	4	7	33	76	88	97
Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr										
175	0	5	8	10	12	15	18	22	28	38
200	0	3	4	6	8	11	20	56	78	99
225	0	1	1	2	14	58	76	85	92	99
250	0	1	1	3	4	21	66	85	92	99
Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-2,1% Sc-0,7% Zr										
175	0	5	7	9	11	13	17	20	23	30
200	0	0	0	2	2	3	7	31	71	85
225	0	0	1	1	4	35	72	82	90	97
250	0	4	4	5	6	11	56	83	91	100
Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr										
175	0	2	4	5	7	9	13	15	21	30
200	0	1	2	4	4	7	14	44	77	99
225	0	0	0	0	1	26	68	80	90	99
250	0	1	3	3	4	9	34	82	94	99

которой имеется максимум при температуре 225 °C. Это означает, что при температуре старения 225 °C обеспечивается наиболее быстрый распад магниевого твердого раствора в сплавах. При этом с повышением температуры старения до 250 °C, которая должна ускорять распад твердого раствора, наоборот, наблюдаются минимум на кривой и задержка распада магниевого твердого раствора. Задержка распада при температуре 250 °C может быть связана с трудностью зародышеобразования в полях упругих напряжений из-за возможной потери когерентности выделившихся частиц. В этом случае для образования зародыша необходима более высокая поверхностная энергия, чем для когерентных выделений. При температуре 250 °C

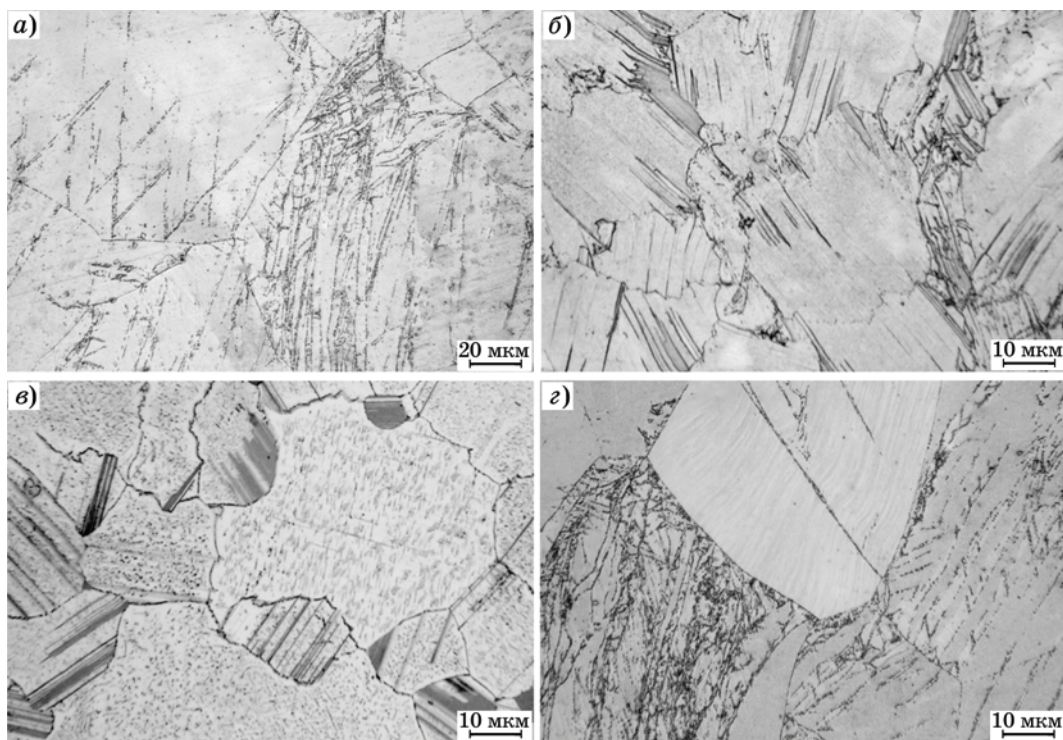
этой энергии может быть недостаточно для ускорения механизмов диффузии, обеспечивающих быстрое зарождение и рост некогерентных частиц. Оценка устойчивости твердого раствора к распаду связана с положением дугообразных кривых на ТТТ-диаграммах. Чем больше они сдвинуты в сторону больших выдержек (вправо), тем более устойчив твердый раствор. Заметно, что с увеличением содержания цинка кривые смещаются вправо, а значит цинк повышает устойчивость магниевого твердого раствора, содержащего РЗМ. Такое же смещение кривых наблюдается и в сплавах со скандием, по мере увеличения его содержания в сплаве Mg-Y-Gd-Sm-Zr магниевый твердый раствор становится более устойчивым.



Фиг. 7. ТТТ-диаграммы распада магниевого твердого раствора для сплавов: *а* — Mg-4,2% Y-4,4% Gd-2% Sm-0,3% Zr; *б* — Mg-4,7% Y-4,5% Gd-2,1% Sm-0,6% Zn-0,8% Zr; *в* — Mg-5% Y-4,4% Gd-2% Sm-1% Zn-1,1% Zr; *г* — Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-1,2% Sc-0,9% Zr; *д* — Mg-4,9% Y-4,5% Gd-1,8% Sm-2,1% Sc-0,7% Zr; *е* — Mg-5,1% Y-4,3% Gd-2,2% Sm-1,1% Zn-1,3% Sc-0,8% Zr

На фиг. 8 представлены микроструктуры исследуемых сплавов в состаренном состоянии после выдержки 128 ч. После старения при 225 °C (фиг. 8, *а*) в структуре сплава без добавок цинка и скандия видны дисперсные выделения богатых РЗМ вторых фаз, образовавшиеся при распаде пересыщенного магниевого твердого раствора. Они располагаются по границам зерен магния и по границам двойников деформации внутри зерен. Появление этих фаз возможно связано с деформацией, возникшей при изготовлении образцов. В сплаве с добавкой 1% Zn

наблюдались изменения в структуре в зависимости от температуры старения 200, 225 и 250 °C. После старения при 200 °C структура практически не отличалась от структуры сплава в гомогенизированном состоянии и состояла из пластинчатой и блочной LPSO-фаз с еле заметными следами выделений по границам зерен магния. После более высокой температуры старения 225 °C (фиг. 8, *б*) в зернах появился рябой контраст, выделения по границам стали очевидными и более четкими. Также отдельные выделения присутствовали и в теле зерна. С повышением



Фиг. 8. Микроструктуры состаренных сплавов: *а* — Mg-4,2%Y-4,4%Gd-2%Sm-0,3%Zr при 225 °C, 128 ч; *б* — Mg-5%Y-4,4%Gd-2%Sm-1%Zn-1,1%Zr при 225 °C, 128 ч; *в* — Mg-5%Y-4,4%Gd-2%Sm-1%Zn-1,1%Zr при 250 °C, 128 ч; *г* — Mg-4,9%Y-4,5%Gd-1,8%Sm-1,2%Sc-0,9%Zr при 225 °C, 128 ч

температуры старения до 250 °C (фиг. 8, *в*) наблюдались более крупные продукты распада как по границам зерен, так и в теле зерен магниевого твердого раствора. Видимые мелкодисперсные выделения имели пластинчатую форму и располагались по определенным кристаллографическим плоскостям. Кроме того, около границ с выделившимися частицами наблюдались зоны, свободные от выделений. Структура сплава с 1,2% Sc при 225 °C (фиг. 8, *г*) выглядела идентично сплаву без дополнительных элементов с выделением предположительно таких же продуктов распада, в которых скандий не растворяется, а присутствует лишь в магнелии. Сплав, легированный совместно цинком и скандием, при всех температурах старения имел структуру, подобную сплаву, содержащему только цинк. Хотя определение состава и морфологии продуктов распада не входило в задачу данной работы, в общем установлено, что старение сплавов Mg-Y-Gd-Sm-Zr, содержащих цинк и (или) скандий, сопровождается упрочнением в результате распада пересыщенного магниевого твердого раствора с выделением мелкодисперсных частиц, очевидно богатых РЗМ и цинком.

Выводы. 1. Установлено, что цинк снижает, а скандий повышает температуру фазового превращения, протекающего в сплаве Mg-Y-Gd-Sm-Zr. Сплавы Mg-Y-Gd-Sm-Zr с разными добавками цинка и скандия упрочняются в процессе старения в результате распада пересыщенного магниевого твердого раствора. При этом с повышением температуры старения до 225 °C распад ускоряется, но при более высокой температуре (250 °C) снова замедляется. Цинк способствует упрочнению сплавов при более низких температурах старения 175 и 200 °C, а скандий при 175 и 200 °C существенно не влияет на кинетику старения, но может упрочнять сплавы при более высоких температурах старения — 225 и 250 °C.

2. Как цинк, так и скандий повышают устойчивость магниевого твердого раствора к распаду, поэтому упрочнение сплавов при старении с добавками этих металлов за счет распада пересыщенного магниевого твердого раствора замедляется. Добавка цинка может способствовать повышению предела прочности и пластичности сплавов Mg-Y-Gd-Sm-Zr в гомогенизированном состоянии, в то время как скандий с повышением его содержания скорее снижает как прочностные, так и пластические характеристики.

1. Li, Y.Q. Recent research and advances in extrusion forming of magnesium alloys : A review / Y.Q. Li, F. Li, F.W. Kang, H.Q. Du, Z.Y. Chen // *J. Alloys and Compounds*. 2023. V.953. Art.170080. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170080>
2. Liu, B. Development and application of magnesium alloy parts for automotive OEMs : A review / B. Liu, J. Yang, X. Zhang, Q. Yang, J. Zhang, X. Li // *J. Magnesium and Alloys*. 2023. V.11. Is.1. P.15—47. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.12.015>
3. Волкова, Е.Ф. Новые исследования в области легирования и деформации современных магниевых сплавов. Обзор / Е.Ф. Волкова, М.В. Акинина, И.В. Мостяев, В.А. Дуюнова, А.А. Алиханян // *Металлы*. 2022. №2. С.3—13. — (Volkova, E.F. New studies in the field of alloying and deformation of modern magnesium alloys. Review / E.F. Volkova, M.V. Akinina, I.V. Mostyaev, V.A. Duyunova, A.A. Alikhanyan // *Russian Metallurgy (Metally)*, 2022. V.3. P.191—199. <https://doi.org/10.1134/S0036029522030120>)
4. You, S. Recent research and developments on wrought magnesium alloys / S. You, Y. Huang, K.U. Kainer, N. Hort. // *J. Magnesium and Alloys*. 2017. V.5. P.239—253. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2017.09.001>
5. Rokhlin, L.L. Magnesium alloys containing rare earth metals : structure and properties / L.L. Rokhlin // *Ser. Advances in Metallic Alloys (Publ. CRC Press)*. 2003. V.3 (February 20). 256 p.
6. Mordike, B.L. Magnesium: properties-applications-potential / B.L. Mordike, T. Ebert // *Mater. Sci. Eng. A*. 2001. V.302. P.37—45. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01351-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01351-4)
7. Deng, Y. Enhancing strength and ductility of low RE content Mg-Gd-Y-Zr alloy via a novel thermo-mechanical treatment based on multi-directional forging / Y. Deng, H. Yan, Q. Li, J. Chen, W. Xia, B. Su, M. Wu, Y. Yu, M. Song // *J. Alloys and Compounds*. 2023. V.958. Art.170535. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170535>
8. Dong, J. Advances in degradation behavior of biomedical magnesium alloys : A review / J. Dong, T. Lin, H. Shao, H. Wang, X. Wang, K. Song, Q. Li // *J. Alloys and Compounds*. 2022. V.908. Art.164600. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164600>
9. Lei, B. Role of Y on the microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Zr alloy / B. Lei, C. Wang, B. Jiang, S. Bai, Z. Dong, X. Qian, C. He, J. Xu, H. Yang, Q. Wang, F. Pan // *Mater. Sci. Eng. : A*. 2022. V.861. Art.144371. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144371>
10. Ren, X. Formation of nanocrystalline grain structure in an Mg-Gd-Y-Zr alloy processed by high-pressure torsion / X. Ren, X. An, S. Ni, Y. Huang, M. Song // *Mater. Characterization*. 2022. V.191. Art.112088. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112088>
11. Zhao, S. High temperature mechanical properties and strain hardening mechanism of directionally solidified Mg-Gd-Y alloy / S. Zhao, Y. Xu, C. Geng, X. Lin, Q. Tang, Y. Dong // *Mater. Sci. Eng. : A*. 2022. V.833. Art.142337. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142337>
12. Wang, X. Effect of Gd content on microstructure and dynamic mechanical properties of solution-treated Mg-xGd-3Y-0.5Zr alloy / X. Wang, Y. Wang, C. Ni, Y. Fang, X. Yu, P. Zhang // *Trans. of Nonferrous Metals Soc. of China*. 2022. V.32. Is.7. P.2177—2189. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(22\)65939-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(22)65939-9)
13. Zhang, Q. Dynamic precipitation and recrystallization mechanism during hot compression of Mg-Gd-Y-Zr alloy / Q. Zhang, Q. Li, X. Chen, J. Zhao, J. Bao, Z. J. Chen // *J. Mater. Res. Technol.* 2021. V.15. P.37—51. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.013>
14. Li, J. Twin evolution in cast Mg-Gd-Y alloys and its dependence on aging heat treatment / J. Li, Z. Dong, X. Yi, D. Wu, R. Chen // *J. Magnesium and Alloys*. 2023. V.11. Is.7. P.2285—2298. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.09.023>
15. Liu, J. Study on microstructure and mechanical property in Mg-Gd-Y alloy by secondary extrusion process / J. Liu, J. Sun, Q. Chen, L. Lu, Y. Zhao. *Crystals*. 2021. V.11. Art.939. <https://doi.org/10.3390/cryst11080939>
16. Wang, B. Dislocation arrays, precipitate bands and free zones in forged Mg-Gd-Y-Zr alloy / B. Wang, B. Tang, C. You, Y. Wan, Y. Gao, Z. Chen, L. Lu, C. Liu, J. Wang // *Mater. Sci. Eng. : A*. 2020. V.775. Art.138789. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138789>
17. Yu, S. Age-hardening and age-softening in nanocrystalline Mg-Gd-Y-Zr alloy / S. Yu, Wan Y., C. Liu, J. Wang // *Mater. Characterization*. 2019. V.156. Art.109841. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109841>
18. Авт. свид. SU 1010880 A1. МПК C22C23/06. Сплав на основе магния / М.Е. Дриц, Л.Л. Рохлин, Н.И. Никитина [и др.]. — заявл. №3342275/02 от 25.09.1981. Оpubл. 20.10.1997.
19. Drita, M.E. Mechanical properties of binary alloys of the Mg-Sm system / M.E. Drita, L.L. Rokhlin, N.P. Abrukina // *Met. Sci. Heat Treat.* 1985. V.27. P.508—510. <https://doi.org/10.1007/BF00699580>
20. Yuan, M. Effect of Sm addition on the microstructure and mechanical properties of Mg-xSm-0.4Zr alloys / M. Yuan, C. He, Z. Dong, B. Jiang, B. Song, N. Guo, T. Liu, S. Guo, F. Pan // *J. Mater. Res. Technol.* 2023. V.23. P.4814—4827. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.02.114>
21. Лукьянова, Е.А. Влияние самария на свойства сплавов системы Mg-Y-Gd-Zr / Е.А. Лукьянова, Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, И.Г. Королькова, И.Е. Тарытина // *Металлы*. 2018. №1. С.58—63. — (Luk'yanova, E.A. Effect of samarium on the properties of Mg-Y-Gd-Zr alloys // Е.А. Luk'yanova, L.L. Rokhlin, T.V. Dobatkina, I.G. Korolkova, I.E. Tarytina // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. V.1 P.51—55. <https://doi.org/10.1134/S0036029518010081>)
22. Lukyanova, E. Effect of samarium on the properties of hot-extruded Mg-Y-Gd-Zr alloys / E. Lukyanova, N. Martynenko, O. Rybalchenko, T. Dobatkina, I. Tarytina, N. Tabachkova, G. Rybalchenko, N. Andreeva, S. Dobatkin // *Crystals*. 2023. V.13. Is.10. Art. 1443. <https://doi.org/10.3390/cryst13101443>
23. Рохлин, Л.Л. Фазовые равновесия в сплавах системы Mg-Y-Gd-Sm / Л.Л. Рохлин, Е.А. Лукьянова, Т.В. Добаткина, Н.А. Аладьев, И.Г. Королькова // *Металлы*. 2012. №5. С.71—77. — (Rokhlin, L.L. Phase equilibria in Mg-Y-Gd-Sm alloys / L.L. Rokhlin, E.A. Luk'yanova, T.V. Dobatkina, N.A. Alad'ev, I.G. Korol'kova // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012. V.9. P.802—807. <https://doi.org/10.1134/S0036029512090121>)
24. Лукьянова, Е.А. Исследование растворимости самария в твердом растворе на основе магния, содержащем иттрий и гадолиний / Е.А. Лукьянова, Л.Л.

- Рохлин, Т.В. Добаткина, И.Г. Королькова // Металлы. 2012. №4. С.85–89. — (*Luk'yanova, E.A.* Samarium solubility in an yttrium- and gadolinium-containing magnesium-based solid solution / E.A. Luk'yanova, L.L. Rokhlin, T.V. Dobatkina, I.G. Korol'kova // Russian Metallurgy (Metally). 2012. V.7. P.625—629. <https://doi.org/10.1134/S0036029512070099>)
25. Xu, D. Effect of long-period stacking ordered phase on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of Mg alloys : A review / D. Xu, E. Han, Y. Xu // Progress in Natural Sci. : Mater. Intern. 2016. V.26. P.117—128. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2016.03.006>
26. Yang, J.Y. Effect of $I(\text{Mg}_3\text{YZn}_6)$ -, $W(\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3)$ - and LPSO(Mg_{12}ZnY)-phases on tensile work-hardening and fracture behaviors of rolled Mg-Y-Zn alloys / J.Y. Yang, W.J. Kim // J. Mater. Res. Techn. 2019. V.8. P.2316—2325. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.04.016>
27. Mao, P. Formation of long-period stacking-ordered (LPSO) structures and microhardness of as-cast Mg-4.5Zn-6Y alloy / P. Mao, Y. Xin, K. Han, Z. Liu, Z. Yang // Mater. Sci. Eng. : A. 2020. V.777. Art.139019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139019>
28. Liu, W. Deformation-induced dynamic precipitation of 14H-LPSO structure and its effect on dynamic recrystallization in hot-extruded Mg-Y-Zn alloys / W. Liu, Y. Zhao, Y. Zhang, C. Shuai, L. Chen, Z. Huang, H. Hou // Intern. J. Plasticity. 2023. V.164. Art.103573. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2023.103573>
29. Dang, C. Effect of lamellar LPSO phase on mechanical properties and damping capacity in cast magnesium alloys / C. Dang, J. Wang, J. Wang, D. Yu, W. Zheng, C. Xu, R. Lu // J. Mater. Res. Techn. 2023. V.22. P.2589—2599. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.087>
30. Deng, D. The main strengthening phases transformation and their strengthening mechanisms in as-cast Mg-Gd-(Y)-Zn alloys : A review / D. Deng, R. Cheng, B. Jiang, M. Yang, H. Wang, Y. Zhou, C. Yu, Y. Ma, J. Peng, F. Pan // J. Alloys and Compounds. 2023. V.968. Art.171782. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171782>
31. Zhou, J. Optimizing LPSO phase to achieve superior heat resistance of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys by regulating the Gd/Y ratios / J. Zhou, H. Yang, J. Xiao, B. Jiang, X. Luo, W. Xie, W. Li, Z. Dong, J. Song, J. Xu, G. Huang, D. Zhang, F. Pan // J. Mater. Res. Techn. 2023. V.25. P.4658—4673. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.278>
32. Zheng, C. Controlling dynamic recrystallization via modified LPSO phase morphology and distribution in Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy / C. Zheng, S. Chen, M. Cheng, S. Zhang, Y. Li, Y. Yang // J. Magn. Alloys. 2023. V.11. Is.11. P.4218—4234. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.01.006>
33. Zhou, J. Introducing lamellar LPSO phase to regulate room and high-temperature mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys by altering cooling rate / J. Zhou, X. Luo, H. Yang, B. Jiang, W. Xie, Z. Dong, J. Song, J. Xu, G. Huang, D. Zhang, F. Pan // J. Mater. Res. Techn. 2023. V.24. P.7258—7269. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.252>
34. Xue, K. Study of microstructural evolution, mechanical properties and plastic deformation behavior of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy prepared by high-pressure torsion / K. Xue, Z. Luo, S. Xia, J. Dong, P. Li // Mater. Sci. Eng. : A. 2024. V.891. Art.145953. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145953>
35. Xia, X. A comparative study of the role of Zn in microstructures and the mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys // X. Xia, D. Shu, E. Yang, C. Hu // J. Mater. Res. Techn. 2023. V.25. P.2903—2912. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.142>
36. Lyu, S. A new cast Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy with high hardness / S. Lyu, G. Li, T. Hu, R. Zheng, W. Xiao, C. Ma // Mater. Lett. 2018. V.217. P.79—82. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.01.041>
37. Lyu, S. Achieving enhanced mechanical properties in Mg-Y-Sm-Zr alloy by altering precipitation behaviors through Zn addition / S. Lyu, W. Xiao, G. Li, R. Zheng, C. Ma // Mater. Sci. Eng. : A. 2019. V.746. P.179—186. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.034>
38. Lyu, S. Formation mechanism of the abnormal texture during extrusion in Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy / S. Lyu, W. Xiao, G. Li, D. Xia, Y. Huang, S. Gavras, N. Hort, R. Zheng, C. Ma // J. Alloys and Compounds. 2020. V.821. Art.153477. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153477>
39. Yuan, M. Microstructure evolution and mechanical properties of the Mg-Sm-Gd-Zn-Zr alloy during extrusion / M. Yuan, C. He, J. Zhao, H. Yang, Y. Song, B. Lei, X. Qian, Z. Dong, Q. Li, B. Jiang, F. Pan // J. Mater. Res. Techn. 2021. V.15. P.2518—2528. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.080>
40. Guan, K. Microstructures and mechanical properties of as-cast Mg-Sm-Zn-Zr alloys with varying Gd contents / K. Guan, D. Egusa, E. Abe, J. Zhang, X. Qiu, Q. Yang, J. Meng // J. Magnesium and Alloys. 2022. V.10. P.1220—1234. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.09.013>
41. Wang, J. Tailoring the corrosion behavior and mechanism of Mg-Gd-Zn alloys via Sc microalloying / J. Wang, Y. Li, Y. Yuan, L. Yang, L. Wu, F. Cao, L. Zhang, A. Atrens, X. Chen, F. Pan. // J. Mater. Res. Techn. 2023. V.27. P.5010—5028. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.10.239>
42. Yang, Z. Synergistic effect of Mn + Sc additions on the microstructure evolution and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Mn-Sc alloy / Z. Yang, G. Wang, C. Xu, M. Wang, T. Nakata, H. Xu, L. Geng, S. Kamado // J. Mater. Res. Techn. 2022. V.21. P.3756—3766. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.11.015>
43. Yang, Z. Preparation of high-performance Mg-Gd-Y-Mn-Sc alloy by heat treatment and extrusion / Z. Yang, T. Nakata, C. Xu, G. Wang, L. Geng, S. Kamado // J. Alloys and Compounds. 2023. V.934. Art.167906. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167906>
44. Zhou, T. High ductility in solution-treated Mg-Sc-Yb-Mn-Zr alloy mediated by $\langle c + a \rangle$ dislocations / T. Zhou, Z. Liu, D. Yang, S. Meng, Z. Jia, D. Liu // J. Alloys and Compounds. 2021. V.873. Art.159880. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159880>
45. Авт. свид. SU 283590 A1. МПК C22C23/06. Деформируемый сплав на основе магния / И.И. Гурьев, М.Е. Дриц, З.А. Свидерская [и др.]. — заявл. №1330863/22-1 от 13.05.1969. Опубл. 06.10.1970.
46. Дриц, М.Е. Исследование диаграмм состояния сплавов Mg-Y-Gd и Mg-Y-Sm / М.Е. Дриц, Л.Л. Рохлин, Н.И. Никитина, Н.П. Абрикина // Стабильные и метастабильные фазовые равновесия в металлических системах : сб. статей. — М. : Наука, 1985. С.65—70.