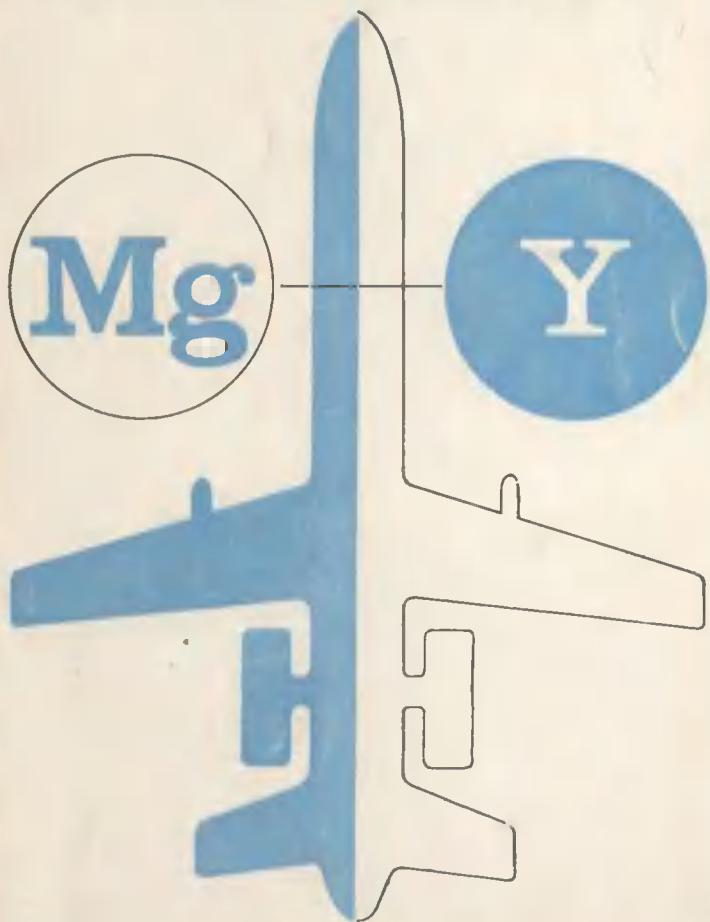


# МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ИТТРИЕМ



ИЗДАТЕЛЬСТВО «НАУКА»

**АКАДЕМИЯ НАУК СССР**

**Институт металлургии им. А. А. Байкова**

# **МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ИТТРИЕМ**



---

**ИЗДАТЕЛЬСТВО «НАУКА»**

**Москва 1979**

**Авторы:**

**М. Е. ДРИЦ, Л. Л. РОХЛИН, Е. М. ПАДЕЖНОВА,  
И. И. ГУРЬЕВ, Н. В. МИКЛИНА, Т. В. ДОБАТКИНА,  
А. А. ОРЕШКИНА**

**Ответственный редактор  
профессор, доктор химических наук  
Н. Х. АБРИКОСОВ**

# ОГЛАВЛЕНИЕ

---

ВВЕДЕНИЕ . . . . .	3
Глава первая	
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МАГНИЯ С ИТРИЕМ . . .	5
Глава вторая	
ТРОЙНЫЕ И БОЛЕЕ СЛОЖНЫЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ МАГНИЯ С ИТРИЕМ И ДРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ. ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА МАГНИЕВО-ИТРИЕВЫХ СПЛАВОВ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ	46
Глава третья	
ДЕФОРМИРУЕМЫЕ МАГНИЕВО-ИТРИЕВЫЕ СПЛАВЫ . . . . .	102
Глава четвертая	
ТЕХНОЛОГИЯ ПЛАВКИ, ЛИТЬЯ И ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИТРИЕМ . . . . .	130
Глава пятая	
ЛИТЕЙНЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, СОДЕРЖАЩИЕ ИТРИЙ . . . . .	136
Глава шестая	
КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВО-ИТРИЕВЫХ СПЛАВОВ . . . . .	146
Глава седьмая	
ОСНОВЫ ТЕХНИКИ БЕЗОПАСНОСТИ ПРИ ПЛАВКЕ, ЛИТЬЕ, МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ИТРИЙ	153
ЛИТЕРАТУРА . . . . .	158

## ИСПРАВЛЕНИЯ И ОПЕЧАТКИ

Страница	Строка	Напечатано	Должно быть
16	19 св.	9,47 Å	9,74 Å
24	Табл. 4, 2-я гр., 4 св.	кубическая ThMn <sub>12</sub>	тетрагональная ThMn <sub>12</sub>
57	Табл. 8, 1-я гр. справа, 3—8 св.	$\alpha + (\alpha + X)$	X + ( $\alpha + X$ )
92	9 св.	Mg <sub>9</sub> Nd	Mg <sub>24</sub> Y <sub>5</sub>
100	Табл. 27, 11-я гр., 6 св.	126	12,6
103	10 св.	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$
120	21 сн.	1,8	1,89

## **ВВЕДЕНИЕ**

---

В современной технике магний и сплавы на его основе находят широкое применение. В значительном объеме они используются в различных металлургических процессах, для легирования других металлов, как конструкционные материалы и материалы с особыми физическими свойствами, для протекторной защиты от коррозии и в других областях.

Использование в качестве конструкционных материалов является одним из основных применений магниевых сплавов. Как конструкционный материал магниевые сплавы представляют интерес главным образом вследствие того, что они обладают высокой удельной прочностью, обусловленной малым удельным весом магния.

Вследствие высокой удельной прочности конструкционные магниевые сплавы в первую очередь нашли применение в самолетах и других летательных аппаратах, в которых снижение собственного веса конструкций имеет особенно большое значение. Наряду с этим их применение оказывается целесообразным в автомобильной промышленности, приборостроении и других отраслях [1—3].

Широкое исследование и внедрение в промышленность магниевых сплавов началось после первой мировой войны и было связано с бурным развитием авиации. Первые промышленные сплавы на основе магния относились к системам магний — марганец, магний — кремний, магний — алюминий — цинк. Сплавы этих систем получили широкое применение и некоторые из них продолжают использоваться в настоящее время. Несколько позднее нашли применение сплавы на основе системы магний — цинк — цирконий. Использование в качестве легирующих добавок цинка и циркония позволило повысить уровень прочностных свойств магниевых сплавов (как литейных, так и деформированных).

Дальнейший прогресс в повышении прочностных свойств магниевых сплавов, имевший место после второй мировой войны, был связан с использованием в качестве легирующих добавок редкоземельных металлов. Первоначально в качестве легирующей добавки нашел применение наиболее распространенный редкоземельный металл — церий. Магниевые сплавы, содержащие церий, характеризовались повышенными прочностными

характеристиками при высоких температурах, однако при температурах, близких к комнатной, уступали по прочности сплавам систем магний—алюминий—цинк и магний—цинк—цирконий. Использование в качестве легирующих добавок редкоземельных металлов — лантана и неодима — позволило разработать магниевые сплавы, характеризующиеся более высокими прочностными свойствами при обычных и повышенных температурах, и расширить температурный диапазон их использования.

За рубежом получили применение магниевые сплавы, содержащие в качестве легирующей добавки радиоактивный элемент торий. Литейные и деформированные магниевые сплавы, содержащие в качестве основной легирующей добавки торий, отличаются высокой жаропрочностью, но их производство и применение осложнено радиоактивностью тория.

Наконец, в последние годы все большее внимание уделяется использованию в качестве легирующей добавки к магниевым сплавам редкого металла иттрий. Такое легирование позволяет достичнуть более высоких, чем у известных магниевых сплавов, прочностных свойств как при обычных, так и при повышенных температурах. В настоящее время проводятся работы по определению оптимального состава промышленных магниевых сплавов, содержащих иттрий, разрабатывается технология их литья, обработки давлением и термической обработки, проводится опробование сплавов в конструкциях различного назначения.

В публикуемой книге дается обзор исследований в области магниевоиттриевых сплавов, выполненных как в Советском Союзе (в том числе авторами монографии), так и за рубежом. Эти исследования включали в себя построение диаграмм состояния магниевых сплавов различных систем, содержащих в качестве одного из компонентов иттрий, изучение процесса распада пересыщенного твердого раствора в магниево-иттриевых сплавах, определение влияния на механические и другие свойства магниево-иттриевых сплавов дополнительного легирования, технологических режимов производства и других факторов, установление особенностей поведения магниево-иттриевых сплавов при изготовлении из них изделий.

Глава I монографии написана Л. Л. Рохлиным, глава II — М. Е. Дриц, Е. М. Падежновой и Т. В. Добаткиной, глава III — Н. В. Миклиной, глава IV — И. И. Гурьевым и Н. В. Миклиной, глава V — Л. Л. Рохлиным и А. А. Орешкиной, глава VI — В. С. Синявским, И. А. Дьяковой, А. Д. Сергиевской, глава VII — И. И. Гурьевым.

## ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ ВЗАЙМОДЕЙСТВИЕ МАГНИЯ С ИТРИЕМ

### Некоторые свойства иттрия

Иттрий расположен в третьей группе пятого периода периодической системы элементов Д. И. Менделеева. Вместе со скандием, лантаном, лантаноидами, а также актинием и актиноидами он образует одну подгруппу. Третья группа периодической системы элементов, к которой относится иттрий, вместе со второй группой, к которой относится магний, представлена на рис. 1. Элементы, приведенные на рис. 2, являются лантаноидами. Лантан и лантаноиды получили название редкоземельных металлов. Иттрий обычно также относят к числу редкоземельных металлов. Международный Союз по общей и прикладной химии рекомендовал термин «редкоземельные металлы» применять для элементов скандия, иттрия и от лантана до лютения [4, 5].

Находясь в одной подгруппе периодической системы элементов с редкоземельными металлами от лантана до лютения, иттрий имеет с ними близкие по строению внешние электронные оболочки. Это обусловливает близость их свойств. Электронная конфигурация атомов редкоземельных металлов приведена в табл. 1 [6]. Увеличение атомного номера элементов при переходе от лантана до лютения сопровождается заполнением глубокой  $4f$  оболочки, на которой может находиться 14 электронов. Наполовину заполненная оболочка  $4f^7$  обладает определенной устойчивостью, и при увеличении атомного номера элементов от лантана до лютения наблюдается двойная периодичность в строении и свойствах этих редкоземельных металлов [7, 8]. Эта периодичность, в частности, наблюдается при рассмотрении атомных радиусов элементов. Зависимость атомного радиуса редкоземельных металлов от атомного номера представлена на рис. 3. Значения атомных радиусов взяты из работы [9] для координационного числа 12 и комнатной температуры. Можно видеть, что с увеличением атомного номера от лантана (57) до сamarия (62) наблюдается снижение атомного радиуса. Следующий элемент — европий (63) — обладает аномально высоким атомным радиусом, однако идущий за ним гадолиний (64) име-

4 Be <sub>9,0122</sub>	5 10,81B
12 Mg <sub>24,305</sub>	13 26,982Al
20 Ca <sub>40,08</sub>	21 Sc <sub>44,96</sub>
30 65,38Zn	31 69,72Ga
38 Sr <sub>87,62</sub>	39 Y <sub>88,906</sub>
48 112,40Cd	49 114,82In
56 Ba <sub>137,3</sub>	57 La <sub>138,906</sub>
89 200,5Hg	81 204,3Tl
88 Ra <sub>226,03</sub>	89 Ac <sub>[227]</sub>

Рис. 1. Элементы второй и третьей групп периодической системы элементов Д. И. Менделеева

58 Ce <sub>140,12</sub>	59 Pr <sub>140,91</sub>	60 Nd <sub>144,2</sub>	61 Pm <sub>[145]</sub>	62 Sm <sub>150,4</sub>	63 Eu <sub>151,96</sub>	64 Gd <sub>157,2</sub>
65 Tb <sub>158,93</sub>	66 Dy <sub>162,5</sub>	67 Ho <sub>164,93</sub>	68 Er <sub>167,3</sub>	69 Tm <sub>168,93</sub>	70 Yb <sub>173,0</sub>	71 Lu <sub>174,97</sub>

Рис. 2. Лантаноиды

Таблица 1  
Электронная конфигурация атомов [6]

Элемент и его атомный номер	n=1	n=2		n=3			n=4			n=5			n=6
	1s	2s	2p	3s	3p	3d	4s	4p	4d	4f	5s	5p	5d
21.Ss	2	2	6	2	6	1	2						
39.Y	2	2	6	2	6	10	2	6	1		2		
57.La	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	6	1
58.Ce	2	2	6	2	6	10	2	6	10	2	2	6	2
59.Pr	2	2	6	2	6	10	2	6	10	3	2	6	2
60.Nd	2	2	6	2	6	10	2	6	10	4	2	6	2
61.Pm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	5	2	6	2
62.Sm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	6	2	6	2
63.Eu	2	2	6	2	6	10	2	6	10	7	2	6	2
64.Gd	2	2	6	2	6	10	2	6	10	7	2	6	1
65.Tb	2	2	6	2	6	10	2	6	10	9	2	6	2
66.Dy	2	2	6	2	6	10	2	6	10	10	2	6	2
67.Ho	2	2	6	2	6	10	2	6	10	11	2	6	2
68.Er	2	2	9	2	6	10	2	6	10	12	2	6	2
69.Tm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	13	2	6	2
70.Yb	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	2
71.Lu	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	1

Примечание. n — главное квантовое число.

ет атомный радиус уже более низкий, чем самарий. При дальнейшем увеличении атомного номера до иттербия продолжается снижение атомного радиуса, а иттербий, как и европий, имеет аномально высокий радиус. Следующий за иттербием лютесций имеет более низкий атомный радиус, чем предшествующий иттербию тулий. Уменьшение атомного радиуса редкоземельных металлов ряда лантана с увеличением атомного номера получило название лантаноидного сжатия. Оно объясняется тем, что увеличению атомного номера элементов соответствует увеличение заряда ядра атома, которое сопровождается более сильным притяжением к нему электронов. Это обусловливает стремление электронных оболочек к сокращению [9, 10].

Следует отметить, что аномально высокие атомные радиусы европия и иттербия соответствуют заполнению 4f оболочки на половину — до 7 электронов и полностью — до 14 электронов. Европий и иттербий отличаются от остальных редкоземельных металлов валентностью (обычно она у них равна двум, а не трем, как у большинства редкоземельных металлов), а также

многими физическими свойствами и физико-химическим взаимодействием с другими металлами.

Атомный радиус иттрия составляет  $1,803 \text{ \AA}$  [9] и оказывается близким к атомным радиусам редкоземельных элементов, следующих за европием и образующих группу, включающую гадолиний, тербий, диспрозий, голльмий, эрбий, тулий и лютеций. Вследствие близости размеров атомных радиусов и сходства в строении внешних электронных оболочек иттрий оказывается близким к этим элементам по химическим свойствам и встречается совместно с ними в природных соединениях. Элементы иттрий, тербий, диспрозий, голльмий, эрбий, тулий, иттербий и лютеций составляют иттриевую подгруппу редкоземельных металлов. В некоторых случаях к иттриевой подгруппе относят также гадолиний [9]. Остальные редкоземельные металлы ряда лантана составляют цериевую подгруппу.

В свойствах редкоземельных элементов, образующих одну подгруппу, имеется много общего. Однако между элементами разных подгрупп наблюдаются более существенные различия. Отличия и общие черты между элементами подгрупп редкоземельных металлов проявляются в физических свойствах, составе и характеристиках химических соединений, в образовании месторождений. Скандиний имеет значительно меньший атомный радиус, чем остальные редкоземельные металлы. Этим объясняется то, что в большинстве минералов, содержащих иттрий, лантан и лантаноиды, скандий не является основным компонентом и его химические свойства значительно отличаются от свойств этих элементов [10].

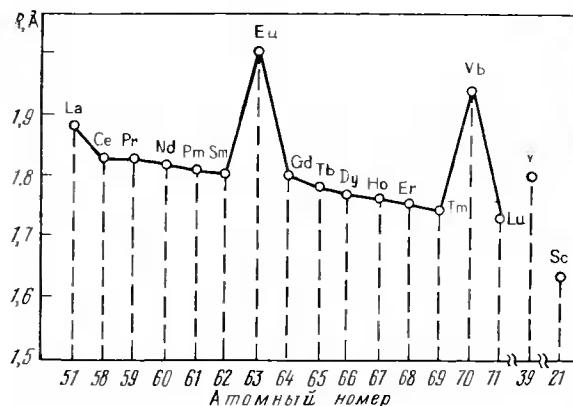


Рис. 3. Атомные радиусы редкоземельных металлов

В третью группу периодической системы элементов вместе с редкоземельными металлами входят актиний, торий, уран и другие актиноиды. Эти элементы проявляют определенное сходство с редкоземельными металлами [11]. В частности, торий и уран встречаются вместе с редкоземельными металлами в рудных месторождениях [12—14].

В табл. 2 приведен средний состав земной коры, по данным А. П. Виноградова [15], характеризующий содержание отдельных элементов. Содержание иттрия в земной коре составляет  $2,8 \cdot 10^{-3}\%$ . Оно находится на уровне цинка, олова, кобальта, свинца, на порядок превышает содержание в земной коре молибдена, вольфрама, гафния и на два порядка — содержание таких элементов, как кадмий, сурьма, висмут. Из редкоземельных металлов иттрий по распространенности находится на втором месте после церия. Содержание иттрия в земной коре в

Таблица 2

Средний химический состав земной коры по данным А. П. Виноградова [15]  
(мощность 16 км, без океана и атмосферы)

Элемент	Содержание в коре, %						
O	47,2	V	0,015	Be	$7 \cdot 10^{-4}$	Bi	$(2 \cdot 10^{-5})$
Si	27,6	Cu	0,01	Sc	$6 \cdot 10^{-4}$	Ag	$(1 \cdot 10^{-5})$
Al	8,80	N	0,01	As	$5 \cdot 10^{-4}$	In	$(1 \cdot 10^{-5})$
Fe	5,10	Ni	$8 \cdot 10^{-3}$	Dy	$4,5 \cdot 10^{-4}$	Hg	$7 \cdot 10^{-6}$
Ca	3,60	Li	$6,5 \cdot 10^{-3}$	Er	$4 \cdot 10^{-4}$	Os	$5 \cdot 10^{-6}$
Na	2,64	Zn	$5 \cdot 10^{-3}$	Yb	$3 \cdot 10^{-4}$	Pd	$1 \cdot 10^{-6}$
K	2,60	Ce	$4,5 \cdot 10^{-3}$	U	$3 \cdot 10^{-4}$	Te	$1 \cdot 10^{-6}$
Mg	2,10	Sn	$4 \cdot 10^{-3}$	Tl	$3 \cdot 10^{-4}$	Ru	$(5 \cdot 10^{-7})$
Ti	0,60	Co	$3 \cdot 10^{-3}$	Mo	$3 \cdot 10^{-4}$	Pt	$5 \cdot 10^{-7}$
H	0,15	Y	$2,8 \cdot 10^{-3}$	Hf	$3,2 \cdot 10^{-4}$	Au	$5 \cdot 10^{-7}$
C	0,10	Nd	$2,5 \cdot 10^{-3}$	B	$3 \cdot 10^{-4}$	Rh	$1 \cdot 10^{-7}$
Mn	0,09	La	$1,8 \cdot 10^{-3}$	Br	$1,6 \cdot 10^{-4}$	Re	$1 \cdot 10^{-7}$
P	0,08	Pb	$1,6 \cdot 10^{-3}$	Tb	$1,5 \cdot 10^{-4}$	Ir	$1 \cdot 10^{-7}$
S	0,05	Ga	$1,5 \cdot 10^{-3}$	Ho	$1,3 \cdot 10^{-4}$	Ac	$(6 \cdot 10^{-10})$
Ba	0,05	Nb	$1 \cdot 10^{-3}$	Eu	$1,2 \cdot 10^{-4}$	Ra	$1 \cdot 10^{-10}$
Cl	0,045	Gd	$1 \cdot 10^{-3}$	W	$1 \cdot 10^{-4}$	Pa	$1 \cdot 10^{-10}$
Sr	0,04	Th	$8 \cdot 10^{-4}$	Lu	$1 \cdot 10^{-4}$	Po	$(2 \cdot 10^{-14})$
Rb	0,031	Cs	$7 \cdot 10^{-4}$	Tm	$8 \cdot 10^{-5}$	Pu	$1 \cdot 10^{-16}$
F	0,027	Pr	$7 \cdot 10^{-4}$	Se	$6 \cdot 10^{-5}$	Rn	$(7 \cdot 10^{-16})$
Zr	0,020	Sm	$7 \cdot 10^{-4}$	Cd	$(5 \cdot 10^{-5})$		
Cr	0,02	Ge	$7 \cdot 10^{-4}$	Sb	$(4 \cdot 10^{-5})$		
				I	$(3 \cdot 10^{-5})$		

несколько раз превышает содержание остальных редкоземельных металлов иттриевой подгруппы.

В природе встречается большое число минералов, содержащих редкоземельные металлы, однако промышленный интерес представляют лишь немногие. К ним относятся монацит, бастнезит, ксенотит, эвксенит, лопарит и некоторые другие [9, 13, 14]. Редкоземельных металлов много в углях, золе растений, организме животных и человека. Редкоземельные металлы присутствуют в месторождениях совместно, однако месторождения могут быть обогащены либо элементами цериевой, либо элементами иттриевой подгруппы. Примерами минералов, обогащенных элементами цериевой подгруппы, являются монацит, бастнезит, лопарит. К минералам, обогащенным элементами иттриевой подгруппы, относят эвксенит, ксенотит [14].

Большинство месторождений редкоземельных металлов — комплексные и разрабатываются с целью извлечения и других элементов: tantalа, ниобия, тория, урана и др. Часто редкоземельные металлы извлекаются попутно [14]. Технология извлечения редкоземельных металлов из руд определяется их составом и обычно состоит из нескольких стадий. Обычно эти стадии предусматривают вначале выделение всей суммы редкоземельных элементов в виде каких-либо соединений, затем следует разделение на соединения элементов цериевой и иттриевой подгрупп, разделение на соединения отдельных редкоземельных элементов и получение элементов в металлическом состоянии. Применяются различные методы обработки руд, разделения соединений отдельных редкоземельных элементов и восстановления их до металлов [13, 14, 16]. В природных соединениях в сумме редкоземельных элементов иттриевой подгруппы иттрий содержится в наибольшем количестве и извлекается в большем объеме, чем остальные элементы. Производящийся промышленностью иттрий имеет чистоту не менее 93,4 %. Основными примесями являются другие редкоземельные металлы (гадолиний, тербий, диспрозий, гольмий) — до 3,8 %; кальций — до 1,6 %; железо — до 0,05 %; медь — до 0,1 % и tantal или вольфрам — до 1 %. Чистота иттрия третьего сорта, выпускаемого промышленностью в настоящее время, — не менее 99 %, основные примеси (не более): сумма других редкоземельных металлов (гадолиния, тербия, диспрозия, гольмия) — 0,5 %; железо — 0,05 %; кальций — 0,05 %; медь — 0,1 %; tantal или вольфрам — 0,3 %. Производятся также сорта более чистого иттрия — до 99,8 % и более. Основными примесями в них также являются редкоземельные металлы.

При выдержке на воздухе металлический иттрий покрывается коричневатой окисной пленкой. В отличие от лантана, церия, празеодима и неодима при выдержке на воздухе иттрий окисляется сравнительно медленно, и окисная пленка оказывается весь-

ма устойчивой, так что в воздушной среде его можно хранить достаточно долго. При увеличении влажности воздуха наблюдается коррозия иттрия, которая увеличивается с увеличением влажности [16]. В воде скорость коррозии иттрия составила при 30 °С и температуре кипения менее 0,025 мм/год. Однако имеются указания, что в кипящей воде иттрий не образует защитной окисной пленки. Противоречивость данных, по-видимому, связана с использованием иттрия различной чистоты [16]. Он неустойчив в растворах соляной, азотной, фосфорной и серной кислот, в растворах ряда солей [16]. Иттрий образует различные химические соединения типа солей, в которых он является трехвалентным:  $YCl_3$ ,  $YF_3$ ,  $Y(NO_3)_3$ ,  $Y_2(SO_4)_3$  и др. [14, 17]. Иттрий ведет себя так же, как трехвалентный металл, при образовании окисла  $Y_2O_3$ , гидроокиси  $Y(OH)_3$ , сульфида  $Y_2S_3$  и нитрида  $YN$  [17]. Известны, однако, соединения иттрия с металлоидами, в которых его валентность не соответствует трем, например карбид  $YC_2$ , сульфид  $Y_2S_7$  и др. [17, 18].

Вследствие взаимодействия иттрия с различными газами в процессе его получения и недостаточной чистоты исходных продуктов в металле могут присутствовать примеси кислорода, водорода, азота, углерода и галогенов. Эти примеси могут оказать существенное влияние на свойства металлического иттрия [16].

При комнатной температуре иттрий имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку. Для параметров кристаллической решетки дистиллированного иттрия установлены следующие значения:  $a = 3,629 \text{ \AA}$ ,  $c = 5,689 \text{ \AA}$  [16]. При высоких температурах иттрий претерпевает полиморфное превращение с образованием объемно-центрированной кубической решетки. Основные физические свойства иттрия приведены ниже [9].

Температура плавления, °С . . . . .	1526
Температура кипения, °С . . . . .	3337
Теплота плавления, ккал/моль . . . . .	4,2
Теплоемкость, кал/г·атом·град . . . . .	6,34
Коэффициент термического расширения, °С <sup>-1</sup> . . . . .	$12,0 \cdot 10^{-6}$
Удельное электросопротивление, мкОм·см . . . . .	57
Атомная магнитная восприимчивость, э. м. е./моль . . . . .	$+194 \cdot 10^{-6}$
Поперечное сечение захвата тепловых нейтронов, барн	1,3
Модуль упругости $E$ , кгс/мм <sup>2</sup> . . . . .	6610
Модуль сдвига $G$ , кгс/мм <sup>2</sup> . . . . .	2630
Коэффициент Пуассона . . . . .	0,258

Сжимаемость, см <sup>2</sup> /кгс . . . . .	26,79·10 <sup>-7</sup>
Плотность, г/см <sup>3</sup> . . . . .	4,457
Ионизационный потенциал первого электрона, эВ . . . . .	6,38

По сравнению с применяемыми для легирования магния редкоземельными металлами — лантаном, церием и неодимом — иттрий имеет значительно более высокую температуру плавления — выше 1500° С. Температура плавления иттрия близка к температурам плавления других редкоземельных металлов иттриевой подгруппы, за исключением иттербия.

Значения температур плавления редкоземельных металлов ряда лантана приведены на рис. 4 [9]. Наиболее близкую к иттрию температуру плавления имеет эрбий. Зависимость температур плавления редкоземельных металлов от атомного номера отражает изменения в электронном строении атомов. Несмотря на довольно высокую температуру плавления, иттрий довольно быстро растворяется в расплавленном магнии.

В отличие от редкоземельных металлов ряда лантана иттрий имеет довольно низкую плотность. Вследствие этого при введении его в магний происходит небольшое повышение плотности сплавов.

Механические свойства металлического иттрия во многом зависят от содержания в нем примесей. Для литого иттрия чистотой 99%  $\sigma_b = 31,6$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} = 17,5$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 34\%$ , ударная вязкость  $a_n = 0,208$  кгсм/см<sup>2</sup> [9]. Технический иттрий чистотой 96—98%, полученный кальциетермическим методом, имел твердость 100 кгс/мм<sup>2</sup>. Твердость дистиллированного иттрия достигала 40—

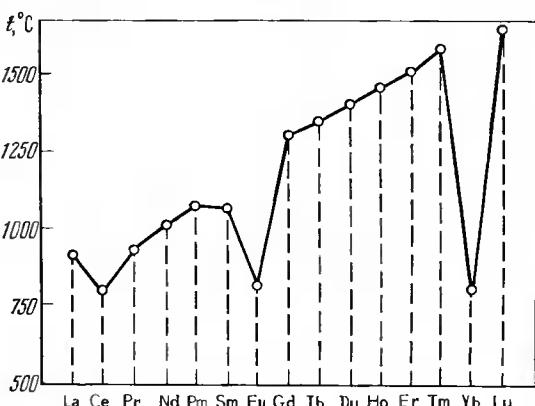


Рис. 4. Температуры плавления редкоземельных металлов ряда лантана [9]

50 кгс/мм<sup>2</sup> [16]. Иттрий поддается ковке, прокатке и прессованию. В холодном состоянии допустимы небольшие обжатия. Увеличение чистоты иттрия повышает пластичность и деформируемость в холодном состоянии. Горячая деформация при температурах порядка 800° С допускает большие обжатия, однако при этих температурах иттрий быстро окисляется. При обработке иттрия резанием рекомендуется работать с минимальными скоростями, применять охлаждение эмульсией или маслом, чтобы избежать загорания стружки [16].

Физико-химическое взаимодействие иттрия с другими металлами имеет различный характер в зависимости от положения их в периодической системе элементов. Так, с элементами VA подгруппы периодической системы элементов — ванадием, ниобием и tantalом — иттрий образует диаграммы состояния с несмешиваемостью в жидкком состоянии. Диаграммы состояния сплавов иттрия с элементами VIA подгруппы периодической системы относятся к эвтектическому типу и отличаются отсутствием металлических соединений.

Эвтектические диаграммы состояний без образования металлических соединений характерны также для сплавов иттрия с элементами IVA подгруппы: титаном, цирконием и гафнием. Для сплавов иттрия с элементами VIIA и VIII групп — марганцем, железом, никелем и др.— характерно образование значительного числа металлических соединений. Образование металлических соединений характерно и для сплавов иттрия с медью, цинком, магнием и алюминием. С редкоземельными металлами иттриевой подгруппы иттрий образует непрерывные твердые растворы. Непрерывные твердые растворы образуются также в сплавах иттрия со скандием. С редкоземельными металлами церниевой подгруппы иттрий образует диаграммы состояния с непрерывным рядом твердых растворов при высоких температурах, а при низких образуются металлические соединения эквивалентного состава. Значительные по протяженности твердые растворы иттрий образует лишь с редкоземельными металлами и торием. Растворимость остальных металлов в твердом иттрии незначительна [16, 19].

### Диаграмма состояния сплавов магний — иттрий

Первые исследования диаграммы состояния сплавов магний — иттрий были выполнены Е. Д. Гибсоном и О. Н. Карлсоном [20], В. Ф. Тереховой, И. А. Марковой, Е. М. Савицким [21]. В работе [20] использовали дифференциальный термический анализ, микроскопический анализ и рентгенографический метод

для определения структуры образующихся фаз. Сплавы готовили из магния чистотой 99,96% и иттрия чистотой 99,53% в запаянных tantalовых тиглях. Тигли заваривали под аргоном, после чего они помещались в контейнер из нержавеющей стали. В связи с высокой испаряемостью магния все отжиги сплавов проводили в атмосфере инертного газа. Диаграмма состояния была построена в диапазоне от 0 до 100% иттрия. Со стороны магния диаграмма относилась к эвтектическому типу. Температура эвтектического превращения составляла 567°C, концентрация эвтектической точки — 26% иттрия. Была установлена довольно высокая растворимость иттрия в твердом магнии, уменьшающаяся с понижением температуры: при температуре эвтектического превращения — 9% (по массе), при 500°C ~ 7,5% и при 400°C ~ 6% Y.

В системе было обнаружено три металлических соединения, обозначенные авторами [20] ε, δ и γ. Все три фазы образовывались по перитектическим реакциям:  $\text{ж} + \delta \rightarrow \epsilon$  (при 605°C),  $\text{ж} + \gamma \rightarrow \delta$  (при 780°C) и  $\text{ж} + \beta(\text{Y}) \rightarrow \gamma$  (при 935°C), где  $\beta(\text{Y})$  — твердый раствор на основе высокотемпературной модификации иттрия. Состав ε-фазы, находящейся в равновесии с магниевым твердым раствором, оказался близким к 40% (по массе) иттрия, что, по мнению авторов [20], соответствовало формуле  $\text{Mg}_{17}\text{Y}_3$ . Рентгеновское исследование сплава с 35% Y указывало на то, что эта фаза имеет объемноцентрированную кубическую решетку с параметром  $a=11,26\text{ \AA}$ . Плотность фазы 2,3 г/см<sup>3</sup>.

Основываясь на наблюдениях микроструктуры, для фазы δ была установлена формула  $\text{Mg}_5\text{Y}_2$  (~59% (по массе) Y). Рентгеновский анализ показал, что эта фаза имеет орторомбическую кристаллическую решетку с параметрами:  $a=5,9\text{ \AA}$ ,  $b=11,0\text{ \AA}$ ,  $c=9,8\text{ \AA}$ .

Следующая фаза, γ, с содержанием 78,5% (по массе) Y, имеет простую кубическую решетку с параметром  $a=3,80\text{ \AA}$ . Состав фазы соответствует формуле  $\text{MgY}$ , и она изоморфна с соединениями  $\text{MgLa}$ ,  $\text{MgCe}$  и  $\text{MgPr}$ .

Со стороны иттрия в системе Mg—Y, согласно [20], имеет место эвтектоидное превращение, которое протекает при 775°C. Эвтектоидное превращение связано с наличием у металлического иттрия двух модификаций: низкотемпературной α и высокотемпературной β. β—Y, легированный магнием, сохраняется при закалке. Рентгеновский анализ порошка сплава иттрия с 10% Mg, закаленного с β-области, имел объемно-центрированную кубическую решетку с параметром  $a=3,90\text{ \AA}$ . Принимая линейный характер изменения параметра β—Y с введением магния, было установлено, что параметр решетки β—Y составляет  $a=4,04\text{ \AA}$ .

В работе В. Ф. Тереховой, И. А. Марковой, Е. М. Савицкого [21] диаграмма состояния сплавов Mg—Y была исследована до

~60% Y. Для приготовления сплавов использовался иттрий чистотой 98,3%. Применили микроскопический метод, термический анализ и метод микротвердости. Как и в работе Е. Д. Гибсона и О. Н. Карлсона [20], в [21] установлено со стороны магния эвтектическое превращение. Температура эвтектического превращения — 620°C, концентрация эвтектической точки — 34% (по массе) Y. Установлена также растворимость иттрия в твердом магнии, уменьшающаяся с понижением температуры, но более низкая, чем указано в [20]. При эвтектической температуре растворимость иттрия в твердом магнии составила 1,6% (по массе). При комнатной температуре она не превышала 0,7—0,8%. Для фазы, находящейся в равновесии с магниевым твердым раствором, указана формула  $\text{Mg}_3\text{Y}$ .

Со стороны магния диаграмма состояния сплавов магний — иттрий исследовалась также в работах Д. Майзера и Дж. Б. Кларка [22] и З. А. Свидерской и Е. М. Падежновой [23].

В работе [22] брали иттрий чистотой 99,9% и магний чистотой 99,9%. Для определения положения линии ликвидуса и температуры эвтектического превращения использовался термический анализ. Растворимость иттрия в твердом растворе на основе магния, а также положение линии солидуса, ограничивающей область магниевого твердого раствора, определялись на основании наблюдения микроструктуры сплавов, закаленных с различных температур.

Полученные результаты оказались в хорошем согласии с данными работы Гибсона и Карлсона [20].

Температура эвтектического превращения, согласно данным [22], оказалась равной 565,5°C, концентрация эвтектической точки — 26% Y. Растворимость иттрия в твердом магнии уменьшалась с понижением температуры и при температуре эвтектического превращения составила 12,6% (по массе). В работе З. А. Свидерской, Е. М. Падежновой [23] использовался иттрий чистотой 99,76% и магний чистотой 99,91%. При проведении термического анализа было установлено, что температура эвтектического превращения со стороны магния составляет 565°C. Концентрация эвтектической точки — 26,6% Y. Растворимость иттрия в твердом магнии определялась по результатам наблюдения микроструктуры и измерения удельного электросопротивления сплавов, подвергнутых закалке. Результаты измерения удельного электросопротивления представлены на рис. 5. Видно, что кривые зависимости удельного электросопротивления от состава имеют четкий перегиб, который соответствует переходу из однофазной области в двухфазную. Растворимость иттрия в твердом магнии при различных температурах составила [23]: 565°C — 12,0% (по массе) (3,61 ат.%), 550° — 11,5% (3,44 ат.%),

500° — 10,0% (2,95 ат.%), 400° — 6,5% (1,87 ат.%), 300° — 4,2% (1,19 ат.%) и 200° — 2,2% (0,62 ат.%). Результаты, полученные в работе [23], согласуются с данными работ [20] и [21]. Находящаяся в равновесии с магниевым твердым раствором фаза, согласно [23], образуется по перитектической реакции, протекающей при 620° С.

Образование фазы MgY в системе Mg—Y было подтверждено в работах [24—26]. Как и в [20], для этой фазы установлена объемноцентрированная кубическая решетка типа CsCl. Согласно [24, 25], параметр кристаллической решетки MgY составляет 3,76 Å, что находится в хорошем согласии с [20]. Образование двух других соединений ( $Mg_{17}Y_3$  и  $Mg_5Y_2$ ), установленных в работе Гибсона и Карлсона [20], в последующих работах не подтверждилось. Согласно [24—29], в системе образуются два других соединения:  $Mg_{24}Y_5$  с кубической кристаллической решеткой типа  $Ti_5Re_{24}$ , близкой к решетке  $\alpha$ -Mn, и  $Mg_2Y$ , имеющее гексагональную кристаллическую решетку фазы Лавеса типа  $MgZn_2$ . Параметры кристаллических решеток этих соединений следующие: для  $Mg_{24}Y_5$   $a=11,257$  Å [27], для  $Mg_2Y$   $a=6,02$  Å,  $c=9,47$  Å,  $c/a=1,616$  [29]. Соединение  $Mg_{24}Y_5$  находится в равновесии с магниевым твердым раствором и по составу близко к соединению  $Mg_{17}Y_3$ , установленному в [20]. Соединение  $Mg_2Y$  по составу близко к соединению  $Mg_5Y_2$ , установленному в [20].

В работе [26] при измерении параметров кристаллических решеток металлических соединений, образующихся в системе Mg—Y, было установлено, что фаза  $Mg_{24}Y_5$  имеет область гомогенности в пределах 35,3—41,0% (по массе) Y, т. е. ее состав несколько отличается от стехиометрического, который соответствует 43,3% (по массе) Y. Для фазы  $Mg_2Y$  область гомогенности на основании измерений параметров кристаллической решетки фазы установить не удалось [26]. Для фазы MgY установлена область гомогенности: 77,3—78,5% (по массе) Y [20]. Верхний предел содержания иттрия близок к стехиометрическому составу фазы MgY.

Диаграмма состояния сплавов Mg—Y представлена на рис. 6. На этой диаграмме температура эвтектического превращения и растворимость в твердом состоянии приняты по результатам работы [23]. Общий вид диаграммы состояния принят по [20]. При этом соединения  $Mg_{17}Y_3$  и  $Mg_5Y_2$  заменены соответственно на  $Mg_{24}Y_5$  и  $Mg_2Y$ . Температура нонвариантного перитектического превращения, по которому образуется соединение  $Mg_{24}Y_5$ , принята по данным более поздней работы [23]. Температуры двух других перитектических превращений, по которым образуются более богатые иттрием фазы и температура эвтектоидного превращения со стороны иттрия, приняты по [20].

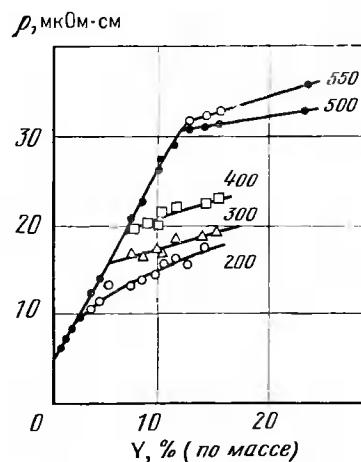


Рис. 5. Удельное электросопротивление сплавов Mg—Y, закаленных с различных температур

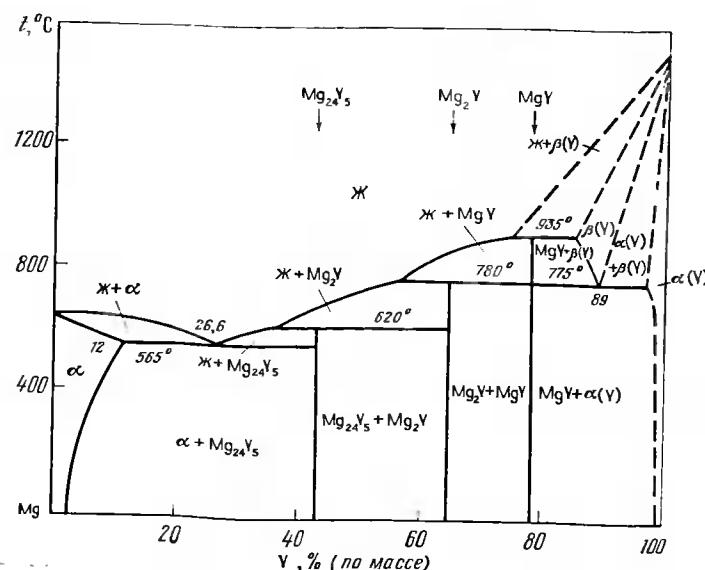


Рис. 6. Диаграмма состояния сплавов Mg—Y

На рис. 7 приведены типичные микроструктуры богатых магнием сплавов системы Mg—Y. На рис. 7, а показана микроструктура сплава Mg—10,2% Y, который после отливки подвергался горячей пластической деформации и затем закалке после выдержки при 525°C в течение 3 часов. После закалки следовал отжиг при 350°C в течение 1,5 ч, который приводил к выделению из пересыщенного твердого раствора на основе магния кристаллов богатой иттрием фазы. Выделение фазы, как можно видеть из рис. 7, а, происходит преимущественно по границам зерен и определенным кристаллографическим плоскостям. Богатая иттрием фаза выявляется в виде серых кристаллов после травления механически отполированных шлифов в 0,5%-ном растворе азотной кислоты в спирте или 30%-ном растворе ортофосфорной кислоты в спирте. На рис. 7, б представлена микроструктура быстро охлажденного литого дозвтектического сплава с содержанием 16% иттрия. Можно видеть пластинчатую эвтектику, располагающуюся между дендритами магниевого твердого рас-

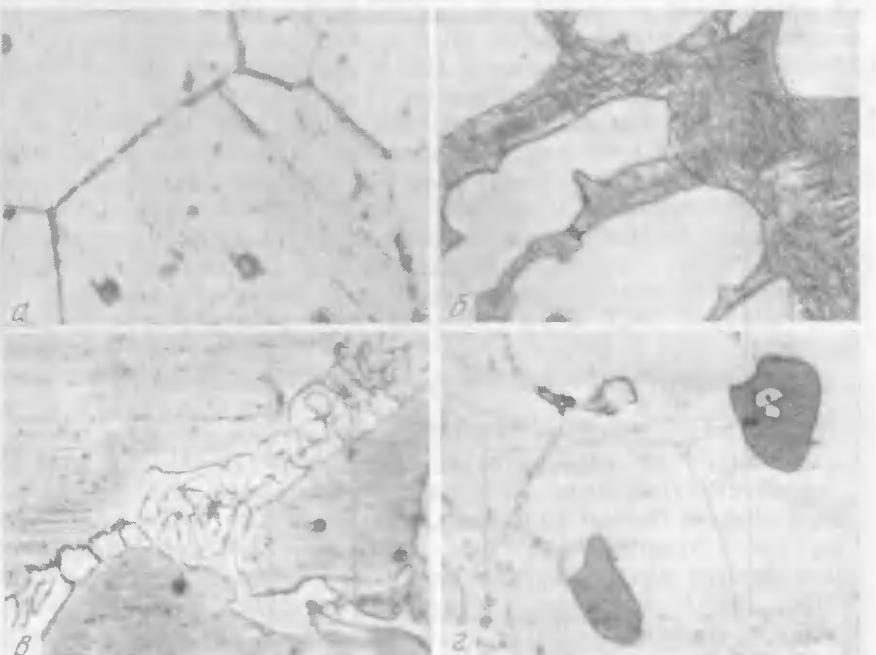


Рис. 7. Микроструктура сплавов Mg—Y

а — Mg — 10,2% Y, отжиг 350°C, 1,5 ч,  $\times 1000$ ; б — Mg — 16% Y, литой,  $\times 1000$ ; в — Mg — 32% Y, литой,  $\times 1000$ ; г — Mg — 40% Y, литой,  $\times 1000$

твора. Рис. 7, в иллюстрирует микроструктуру медленно охлажденного заэвтектического сплава (32% Y). Видны крупные кристаллы богатого магнием соединения  $Mg_{24}Y_5$ , между которыми располагается довольно грубая эвтектика, состоящая из  $Mg_{24}Y_5$  и магниевого твердого раствора. На рис. 7, г приведена микроструктура литого сплава с содержанием 40% Y. В структуре этого сплава наряду с фазой  $Mg_{24}Y_5$ , занимающей основной объем, видны имеющие коричневый цвет отдельные кристаллы более богатой иттрием фазы —  $Mg_2Y$ . Характер расположения этих кристаллов в структуре указывает на протекание в сплаве при кристаллизации перитектического превращения. Это превращение проходит не до конца, и в структуре вследствие этого наблюдаются участки магниевого твердого раствора (они отличаются тем, что являются более светлыми, чем серые кристаллы  $Mg_{24}Y_5$  и коричневые  $Mg_2Y$ ).

В строении диаграмм состояния сплавов Mg—Y и строении диаграмм состояния сплавов магния с другими редкоземельными металлами имеется много общего, однако есть и существенные различия. Эти общие черты и различия можно проследить, хотя многие диаграммы состояния сплавов магния с редкоземельными металлами построены не полностью. Со стороны магния диаграммы состояния всех сплавов магния с редкоземельными металлами ряда лантана относятся к эвтектическому типу [30]. При этом для различных систем эвтектические превращения протекают при различных температурах. Оказывается также различной растворимость редкоземельных металлов в твердом магнии и концентрация эвтектической точки. Данные по растворимости редкоземельных металлов ряда лантана в твердом магнии, температурам эвтектических превращений в системах и концентрациям эвтектических точек приведены в табл. 3 [30].

Из представленных данных видно, что растворимость редкоземельных металлов в твердом магнии изменяется с увеличением их атомного номера, причем наблюдаемая закономерность соблюдается как для максимальной растворимости (для всех систем, кроме Mg—Lu, при эвтектической температуре), так и для растворимости при какой-либо одной постоянной температуре. Эта закономерность состоит в том, что с увеличением атомного номера элементов от лантана до самария происходит увеличение растворимости в твердом магнии. При переходе от самария к европию растворимость в твердом магнии резко падает. При дальнейшем увеличении атомного номера элемента, т. е. при переходе к гадолинию, она резко возрастает и продолжает увеличиваться вплоть до туния. В случае иттербия она вновь становится низкой, а при переходе к последнему элементу — лютецию — снова возрастает. Растворимость лютеция в твердом магнии оказывается более высокой, чем у предшествующего

Таблица 3. Растворимость редкоземельных металлов в твердом магнии при различных температурах и характеристики эвтектических превращений [30]

Система	Температура эвтектических превращений, °C	Состав эвтектической точки, % (по массе) (ат.%)	Растворимость, % (по массе) (ат.%)						
			максимальная	580° C	540° C	500° C	400° C	300° C	200° C
Mg—La	612	16,5 (3,35)	0,23 (0,042)	0,16 (0,029)	0,14 (0,024)	0,03 (0,005)	0,01 (0,002)	0,01 (0,002)	—
Mg—Ce	590	20,5 (4,28)	0,74 (0,13)	0,66 (0,11)	0,38 (0,066)	0,26 (0,045)	0,08 (0,014)	0,06 (0,010)	0,04 (0,007)
Mg—Pr	575	21 (4,37)	1,7 (0,313)	—	1,09 (0,190)	0,6 (0,104)	0,2 (0,034)	0,05 (0,009)	~0,01 (~0,002)
Mg—Nd	552	33 (7,66)	3,6 (0,63)	—	3,20 (0,55)	2,20 (0,38)	0,70 (0,12)	0,16 (0,027)	0,08 (0,013)
Mg—Sm	542	39 (9,35)	5,8 (0,99)	—	5,7 (0,97)	4,3 (0,72)	1,8 (0,30)	0,8 (0,13)	0,4 (0,063)
Mg—Eu	562	32 (7,0)	~0,03 (~4,78·10 <sup>-5</sup> )	—	<0,03 (<4,78·10 <sup>-5</sup> )				
Mg—Gd	544	30 (6,2)	23,5 (4,53)	—	23,0 (4,41)	19,2 (3,54)	11,5 (1,97)	6,0 (0,98)	3,8 (0,61)
Mg—Tb	559	41 (9,6)	24,0 (4,57)	—	22,8 (4,45)	21 (3,91)	16,7 (2,99)	12,2 (2,08)	9,0 (1,49)
Mg—Dy	561	46 (11,3)	25,8 (4,83)	—	24,5 (4,65)	22,5 (4,18)	17,8 (3,13)	14 (2,37)	10,2 (1,67)
Mg—Ho	565	43 (10,0)	28,0 (5,44)	—	26,5 (5,05)	24,2 (4,50)	19,4 (3,43)	15,4 (2,55)	12 (1,92)
Mg—Er	584	49 (12,2)	32,7 (6,56)	32,5 (6,53)	30,5 (5,99)	28,3 (5,42)	23,0 (4,15)	18,5 (3,17)	—
Mg—Tm	592	46 (10,9)	31,8 (6,26)	31,8 (6,26)	29,8 (5,74)	27,5 (5,19)	21,7 (3,85)	17,6 (2,98)	—
Mg—Yb	500	—	3,3 (0,48)	—	—	3,3 (0,48)	1,5 (0,21)	0,5 (0,071)	0,35 (0,049)
Mg—Lu	616	50 (13,9)	41 (8,80)	40 (8,49)	41 (8,80)	35 (6,95)	25 (4,43)	19,5 (3,27)	—

иттербию тулия. Таким образом, с увеличением атомного номера растворимость редкоземельных металлов в твердом магнии, в общем, увеличивается. Однако в этой общей тенденции имеется два исключения: европий и иттербий. Изменение растворимости редкоземельных металлов в твердом магнии с увеличением их атомного номера соответствует изменению их атомных радиусов.

Как отмечалось выше, с увеличением атомного номера атомные радиусы редкоземельных металлов, за исключением европия и иттербия, снижаются. Европий и иттербий имеют аномально высокие атомные радиусы. Снижение атомных радиусов редкоземельных металлов с атомным номером (лантаноидное сжатие) приводит к тому, что они становятся более близкими к атомному радиусу магния, и растворимость увеличивается. На увеличение растворимости редкоземельных металлов в твердом магнии с увеличением атомного номера вследствие уменьшения атомного радиуса впервые было указано Е. М. Савицким [31]. Растворимость иттрия в твердом магнии соответствует его атомному радиусу.

На рис. 8 приведены значения растворимости редкоземельных металлов в твердом магнии при температуре 500° С в зависимости от атомного радиуса элементов (за исключением европия и иттербия). Следует отметить, что значения растворимости различных редкоземельных металлов ряда лантана ложатся на одну кривую. На эту же кривую ложится значение растворимости в твердом магнии иттрия. На рис. 8 приведено также значение растворимости в твердом магнии скандия, определенное в работе [32]. В отличие от сплавов магния с иттрием и редкоземельными металлами ряда лантана диаграмма состояния сплавов магния со скандием относится к перитектическому типу со стороны магния [33, 34]. Значение растворимости скандия в твердом магнии также ложится на общую кривую. Кривая зависимости растворимости редкоземельных металлов в твердом магнии от атомного радиуса имеет скачок, который соответствует переходу от элементов цериевой подгруппы к элементам иттриевой подгруппы. Этот скачок, по-видимому, обусловлен тем, что использованные для построения кривой значения атомных радиусов [9] определялись на основании параметров кристаллических решеток чистых металлов. При растворении редкоземельных металлов в твердом магнии может происходить изменение атомных радиусов, и, возможно, в случае элементов цериевой и иттриевой подгрупп это изменение происходит по-разному. Растворимость иттрия в твердом магнии оказалась наиболее низкой из всех элементов иттриевой подгруппы.

В изменении температуры эвтектического превращения от атомного номера редкоземельного металла также имеется закономерность. Она состоит в том, что в случае элементов цериевой

подгруппы с увеличением атомного номера происходит снижение температуры эвтектического превращения, а в случае элементов иттриевой подгруппы — увеличение. Европий и иттербий общей зависимости не подчиняются [30]. Для сплавов Mg—Eu характерна более высокая температура эвтектического превращения, а для сплавов Mg—Yb — более низкая, чем температуры, соответствующие общей закономерности. Минимальные значения температуры эвтектического превращения соответствуют переходу от элементов цериевой подгруппы к элементам иттриевой подгруппы. Зависимость температуры эвтектического превращения в сплавах магния с редкоземельными металлами от атомного номера элементов показана на рис. 9. Температура эвтектического превращения в системе Mg—Y наиболее близка к температуре эвтектического превращения в системе Mg—Ho. Следует отметить, что гольмий имеет близкую к иттрию температуру плавления (см. рис. 4).

Аналогия в строении диаграмм состояния сплавов магния с иттрием и сплавов магния с редкоземельными металлами ряда лантана проявляется также в составе и структуре образующихся металлических соединений. Образующиеся в сплавах магния с редкоземельными металлами ряда лантана соединения приведены в табл. 4. Для сплавов магния с элементами цериевой подгруппы характерно образование богатых магнием соединений с формулами  $Mg_{12}Me$  и  $Mg_{17}Me_2$ , где Me — редкоземельный металл. В сплавах этих систем образуются также соединения  $Mg_3Me$ , фазы Лавеса  $Mg_2Me$  с кубической решеткой, и фазы  $MgMe$  с кубической решеткой типа CsCl. В отличие от сплавов

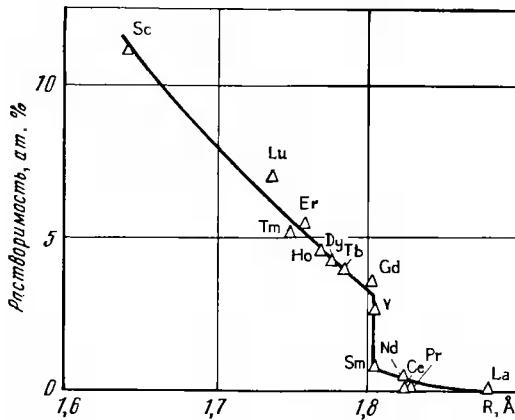


Рис. 8. Зависимость растворимости редкоземельных металлов в твердом магнии при  $500^{\circ}$  от атомного радиуса элементов

с редкоземельными металлами цериевой подгруппы в сплавах магния с металлами иттриевой подгруппы ближайшие к магнию соединения более бедны магнием. Для большинства металлов (кроме гадолиния и иттербия) они имеют формулу  $Mg_{24}Me_5$  с кубической решеткой типа  $Ti_5Re_{24}$ . В сплавах магния с редкоземельными металлами иттриевой подгруппы соединения типа  $Mg_3Me$ , начиная с гольмия, не образуются. Так же, как и в сплавах с элементами цериевой подгруппы, в сплавах с элементами иттриевой подгруппы образуются фазы Лавеса  $Mg_2Me$ , но они, за исключением гадолиния, имеют гексагональную решетку типа  $MgZn_2$ . Наконец, между сплавами магния с элементами обеих подгрупп имеется полное сходство, проявляющееся в том, что во всех системах (кроме Mg—Yb), образуются соединения  $MgMe$  с кубической решеткой типа  $CsCl$ . В сплавах магния с иттрием образуются такие же соединения, как и в сплавах с другими элементами иттриевой подгруппы: тербием, диспрозием, гольмием, эрбием, тулием и лютецием, к которым он ближе всего по физическим и химическим свойствам. В отличие от первых двух элементов — тербия и диспрозия — в системе Mg—Y не установлено образование соединения с формулой  $Mg_3Me$ . Параметры кристаллических решеток соединений одного типа изменяются в соответствии с атомными радиусами элементов. Параметры кристаллических решеток соединений магния с иттрием оказываются близкими к параметрам кристаллических решеток соединений магния с диспрозием и гольмием.

В работе [26] путем измерения упругости паров магния и калориметрическим методом определены термодинамические ха-

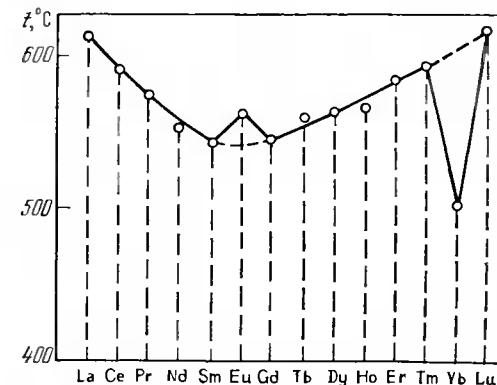


Рис. 9. Зависимость температуры эвтектического превращения в сплавах магний — редкоземельный металл от атомного номера элементов

Таблица 4. Металлические соединения, образующиеся в сплавах магния с редкоземельными металлами

Соединение	Тип кристаллической решетки	<i>a</i>	<i>c</i>	Источник	Соединение	Тип кристаллической решетки	<i>a</i>	<i>c</i>	Источник
		Å					Å		
Mg <sub>12</sub> Ce	Кубическая ThMn <sub>12</sub>	10,31	5,93	[35]	Mg <sub>2</sub> Nd	Кубическая MgCu <sub>2</sub>	8,662	—	[43]
Mg <sub>12</sub> Pr	То же	10,34	5,98	[36]	Mg <sub>2</sub> Sm	То же	8,622	—	[43]
Mg <sub>12</sub> Nd	»	10,31	5,93	[37]	Mg <sub>2</sub> Eu	Гексагональная MgZn <sub>2</sub>	6,40	10,35	[29]
Mg <sub>17</sub> La <sub>2</sub>	Гексагональная Th <sub>2</sub> Ni <sub>17</sub>	10,36	10,24	[37]	Mg <sub>2</sub> Gd	Кубическая MgCu <sub>2</sub>	8,55	—	[44]
Mg <sub>17</sub> Ce <sub>2</sub>	То же	10,35	10,26	[37]	Mg <sub>2</sub> Tb	Гексагональная MgZn <sub>2</sub>	6,09	9,81	[29]
Mg <sub>17</sub> Eu <sub>2</sub>	»	10,468	10,374	[38]	Mg <sub>2</sub> Dy	То же	6,02	9,76	[42]
Mg <sub>42</sub> Ce <sub>5</sub>	Тетрагональная объемно-центрированная	14,78	10,43	[39]	Mg <sub>2</sub> Er	»	6,00	9,70	[29]
Mg <sub>24</sub> Tb <sub>5</sub>	Кубическая Ti <sub>5</sub> Re <sub>24</sub>	11,283	—	[40]	Mg <sub>2</sub> Tm	»	5,97	9,74	[42]
Mg <sub>24</sub> Dy <sub>5</sub>	То же	11,246	—	[40]	Mg <sub>2</sub> Yb	Гексагональная MgZn <sub>2</sub>	6,24	10,08	[29]
Mg <sub>24</sub> Ho <sub>5</sub>	Кубическая Ti <sub>5</sub> Re <sub>24</sub>	11,233	—	[40]	Mg <sub>2</sub> Lu	»	5,96	9,71	[42]
Mg <sub>24</sub> Er <sub>5</sub>	»	11,224	—	[40]	Mg <sub>2</sub> Y	»	6,02	9,74	[29]
Mg <sub>24</sub> Tm <sub>5</sub>	»	11,208	—	[40]	MgLa	Кубическая CsCl	3,963	—	[45]
Mg <sub>24</sub> Lu <sub>5</sub>	»	11,185	—	[40]	MgCe	То же	3,912	—	[45]
Mg <sub>24</sub> Y <sub>5</sub>	»	11,257	—	[40]	MgPr	»	3,885	—	[45]
Mg <sub>4,5</sub> Gd	Кубическая	22,4	—	[38]	MgNd	»	3,861	—	[45]
Mg <sub>3</sub> La	Кубическая Fe <sub>3</sub> Al	7,467	—	[41]	MgSm	»	3,810	—	[45]
Mg <sub>3</sub> Ce	То же	7,424	—	[41]	MgEu	»	4,102	—	[46]
Mg <sub>3</sub> Pr	»	7,411	—	[41]	MgGd	»	3,787	—	[45]
Mg <sub>3</sub> Nd	»	7,397	—	[41]	MgTb	»	3,784	—	[42]
Mg <sub>3</sub> Sm	»	7,360	—	[41]	MgDy	»	3,767	—	[42]
Mg <sub>3</sub> Gd	»	7,326	—	[41]	MgHo	»	3,758	—	[42]
Mg <sub>3</sub> Tb	»	7,296	—	[41]	MgEr	»	3,734	—	[42]
Mg <sub>3</sub> Dy	»	7,267	—	[42]	MgTm	»	3,707	—	[42]
Mg <sub>2</sub> La	Кубическая MgCu <sub>2</sub>	8,787	—	[43]	MgLu	»	3,700	—	[42]
Mg <sub>2</sub> Ce	»	8,733	—	[43]	MgY	»	3,76	—	[25]
Mg <sub>2</sub> Pr	»	8,689	—	[43]					

рактеристики образования фаз в системе Mg—Y из чистых металлов, которые приводятся ниже.

Фаза	$-\Delta F_{298}^{\circ}$ , ккал/г·атом	$-\Delta H_{298}^{\circ}$ , ккал/г·атом
MgY	$2,9 \pm 0,2$	$3,0 \pm 0,3$
Mg <sub>2</sub> Y	$3,0 \pm 0,2$	$3,4 \pm 0,3$
Mg <sub>24</sub> Y <sub>5</sub>	$1,9 \pm 0,2$	$1,8 \pm 0,2$

По мнению авторов, ввиду близких значений электроотрицательности магния и иттрия, связи в соединениях вряд ли носят ионный характер. Образование фаз сопровождается сжатием для MgY — на 1,8%, для Mg<sub>2</sub>Y — на 3,2% и для Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> — на 0,8%, что находится в соответствии со значениями энталпии образования. В той степени, в которой уменьшение объема является показателем эффективности атомной упаковки, эти данные свидетельствуют в пользу того, что связи в соединениях магния с иттрием в основном имеют характер металлический и ненаправленный.

Растворение иттрия в твердом магнии приводит к увеличению межплоскостных расстояний кристаллической решетки. На рис. 10 приведены результаты измерения межплоскостного расстояния (213) сплавов с различным содержанием иттрия, закаленных с температуры 525° С. Рентгеновская съемка проводилась на дифрактометре УРС—50ИМ на медном излучении. Межплоскостные расстояния рассчитывались по линии K<sub>α</sub>. Измене-

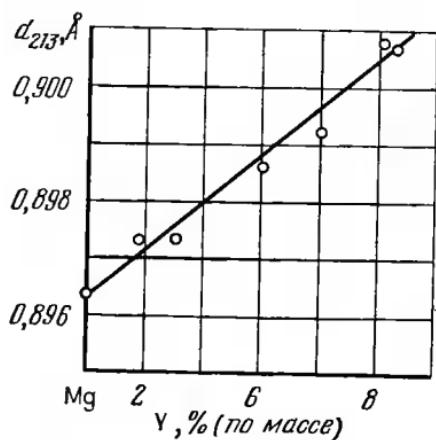


Рис. 10. Зависимость межплоскостного расстояния  $d_{213}$  магниевого твердого раствора от содержания иттрия

ние межплоскостных расстояний с увеличением содержания иттрия в твердом растворе, выраженном в атомных процентах, хорошо соответствует линейному закону.

### Распад пересыщенного твердого раствора в сплавах магний — иттрий

Наличие в твердом растворе на основе магния в системе Mg—Y значительной растворимости, уменьшающейся с температурой, указывало на возможность использования термической обработки, обеспечивающей повышение прочностных свойств сплавов благодаря распаду пересыщенного твердого раствора. Упрочнение сплавов Mg—Y при распаде твердого раствора отмечалось в работах [47—50 и др.]. В настоящем разделе приводятся результаты исследований, в которых устанавливалась кинетика распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Mg—Y и структура образующихся при распаде фаз. Основными методами, которые использовались при исследовании распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Mg—Y, являлись метод твердости и метод удельного электросопротивления. Метод твердости позволял проследить различные стадии процесса распада пересыщенного твердого раствора и одновременно оценить эффект упрочнения. Метод удельного электросопротивления основывался на высокой чувствительности удельного электросопротивления сплавов к содержанию иттрия в магниевом твердом растворе, вследствие чего по уменьшению удельного электросопротивления при старении можно было судить о степени обеднения магниевого твердого раствора.

Одной из особенностей распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Mg—Y является то, что эффект упрочнения сильно зависит от температуры старения. Это можно видеть из данных по изменению твердости сплава Mg—8,7%, закаленного с 510°C и состаренного при 120, 175, 200, 260 и 315°C [49]. Эти данные приведены на рис. 11. Из них видно, что в случае старения при 120°C твердость практически не изменяется вплоть до выдержки в течение 10 суток. При 175°C старение приводит к заметному упрочнению, причем отчетливо проявляются две стадии.

Первая стадия упрочнения продолжается до 3 суток и сопровождается сравнительно небольшим повышением твердости (до НВ 6).

Вторая стадия сопровождается дальнейшим повышением твердости еще на ~НВ 10 и, по-видимому, после 10 суток старения еще не заканчивается. При 200°C наблюдается более быстрое, чем при 175°C, упрочнение, и две стадии не прослежи-

ваются. Через 4 суток старения твердость продолжает незначительно увеличиваться, однако максимум еще не достигается. Повышение температуры старения до 260°C приводит к тому, что эффект упрочнения при старении отсутствует. Отсутствует он также и при 315°C. Двухстадийность упрочнения при распаде пересыщенного твердого раствора в сплавах Mg—Y наблюдалась также в работе М. Е. Дрица, З. А. Свидерской, Е. М. Падежновой [48]. В отличие от данных работы [49], в [48] две стадии упрочнения имели место не только в случае старения при 175°C, но и в случае старения при 200°C, а также при 185°C.

Оптимальной температурой старения, с точки зрения достижения максимального упрочнения, следует считать 200°C. При этой температуре значительный эффект достигается более быстро, чем при более низких температурах и за приемлемое время выдержки (до 100 ч). Повышение температуры старения до 225°C уже приводит к тому, что эффект упрочнения при распаде пересыщенного твердого раствора снижается [47].

Представляет интерес сравнить кинетику распада пересыщенного твердого раствора в сплавах магния с иттрием с кинетикой распада твердого раствора в сплавах магния с другими редкоземельными металлами. Исследование кинетики распада пересыщенного твердого раствора в сплавах магния с различными редкоземельными металлами [30] показало, что в случае элементов иттриевой подгруппы распад магниевого твердого раствора происходит значительно медленнее, чем в случае элементов цериевой подгруппы. При этом с увеличением атомного номера элементов иттриевой подгруппы скорость распада пересыщенного твердого раствора уменьшается, так что в сплавах магния с гадолинием распад начинается при наименьших выдержках, а в сплавах магния с тулием — при наибольших.

На рис. 12 и 13 приведены результаты измерения твердости и удельного электросопротивления при старении сплавов магния с церием, неодимом, тербием, эрбием и иттрием. Все сплавы закаливались с температуры на 20—25°C более низкой, чем температура эвтектического превращения, путем охлаждения в воде комнатной температуры. Старение всех сплавов проводили одновременно. Температура старения — 200°C. При рассмотрении результатов измерения твердости (рис. 12) можно видеть, что в случае сплавов с элементами цериевой подгруппы — церием и неодимом — двухстадийность распада твердого раствора не выявляется. Уже самые короткие выдержки при старении приводят к повышению твердости этих сплавов до значений, близких к максимальным. В случае сплавов с элементами иттриевой подгруппы — тербием, эрбием и иттрием — выявляются две стадии распада. Абсолютные значения твердости и эффект упрочнения при распаде в случае сплавов магния с элементами иттриевой

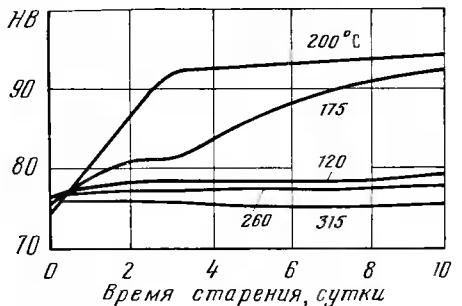


Рис. 11

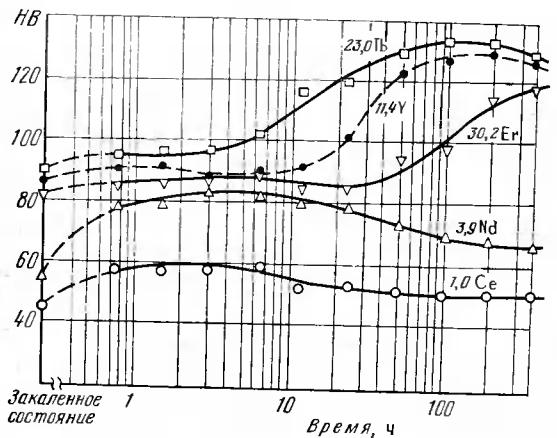


Рис. 12

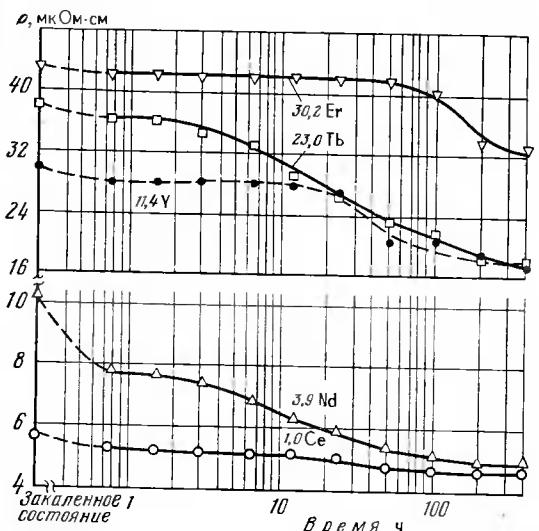


Рис. 13

подгруппы выше. Характер изменения твердости при старении в сплаве магния с иттрием такой же, как и в сплавах с тербием и эрбием, однако скорость распада в этом случае является промежуточной между скоростями распада в сплавах с тербием и эрбием. Скорость распада пересыщенного твердого раствора в сплавах магния с иттрием оказывается близкой к скорости распада твердого раствора в сплавах магния с диспрозием и гольмием, которые имеют атомные номера, промежуточные между атомными номерами тербия и эрбия.

Результаты измерения удельного электросопротивления в общем подтверждают измерения твердости. В случае сплавов с церием и неодимом уже самые небольшие выдержки приводят к значительному снижению удельного электросопротивления, свидетельствующему о выделении из магниевого твердого раствора этих элементов. Ход кривых удельного электросопротивления, однако, наводит на мысль, что в сплавах этих систем распад твердого раствора также может проходить в две стадии. В сплавах с тербием, эрбием и иттрием небольшие выдержки при старении приводят к незначительному снижению удельного электросопротивления. При больших выдержках удельное электросопротивление значительно снижается, причем в случае сплава магния с иттрием время выдержки, при которой начинается резкое снижение удельного электросопротивления в сплаве, оказывается более высоким, чем в сплаве магния с тербием, и более низким, чем в сплаве магния с эрбием. Это свидетельствует о том, что скорость распада пересыщенного твердого раствора в сплавах магния с иттрием меньше, чем в сплавах магния с тербием, и больше, чем в сплавах магния с эрбием.

Следует отметить, что в сплавах магния с редкоземельными металлами, в том числе и иттрием, распад пересыщенного твердого раствора на ранних стадиях не сопровождается увеличением удельного электросопротивления, как это наблюдается, например, в сплавах алюминий—медь и алюминий—магний—кремний [51, 52]. Упрочнение как на ранних стадиях, так и на стадии, соответствующей достижению максимальных значений твердости, сопровождается снижением удельного электросопротивления, свидетельствующим о выделении из магниевого твердого раствора частиц, богатых легирующими элементами.

Рис. 11. Влияние продолжительности старения на твердость сплава Mg—8,7% Y

Рис. 12. Изменение твердости закаленных сплавов магния с редкоземельными металлами при старении. Температура старения 200°C

Рис. 13. Изменение удельного электросопротивления сплавов магния с редкоземельными металлами при старении. Температура старения 200°C

Исследования показывают, что наиболее высокий уровень прочностных свойств в магниево-иттриевых сплавах имеет место в том случае, когда старению подвергаются горячепрессованные или горячекатаные, а не закаленные образцы [47, 48]. О кинетике распада пересыщенного твердого раствора в магниево-иттриевых сплавах после горячего прессования без предварительной закалки свидетельствуют данные по измерению твердости и удельного электросопротивления, которые представлены на рис. 14 и 15. Эти данные позволяют также оценить влияние на кинетику распада твердого раствора содержания иттрия. Исследование проводилось на прутках диаметром 11 мм, полученных путем прессования из слитка со степенью деформации 87%. Температура прессования составляла около 400° С. После прессования прутки охлаждали на воздухе. Старение проводили при 200° С. Из представленных на рис. 14 и 15 данных видно, что при старении горячепрессованных прутков наблюдается значительное упрочнение и снижение удельного электросопротивления

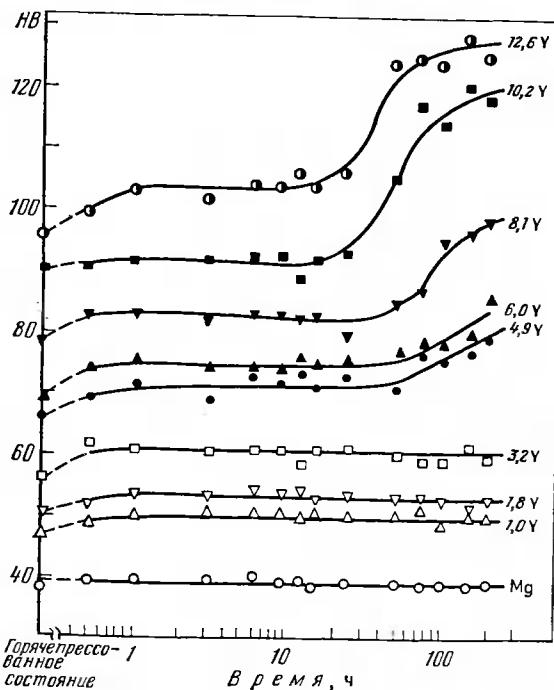


Рис. 14. Изменение твердости при старении горячепрессованных сплавов Mg — Y. Температура старения 200° С

(в сплавах, богатых иттрием), что указывает на содержание в магниевом твердом растворе в исходном состоянии значительного количества иттрия.

Как и в случае закаленных образцов, процесс распада пересыщенного твердого раствора протекает в две стадии. На первой стадии происходит незначительное изменение свойств, а на второй стадии — существенное повышение твердости и удельного электросопротивления. Скорость распада твердого раствора для закаленных и горячепрессованных образцов практически одинакова: начало второй стадии и перегиб на кривых твердости, после которого твердость с увеличением времени старения на второй стадии начинает изменяться в небольшой степени, достигаются приблизительно после одинаковых выдержек. Это можно видеть, сравнивая рис. 14 и 15 с рис. 12 и 13. Минимальное содержание иттрия, при котором наблюдался заметный эффект упрочнения при старении на второй стадии, — 4,9%. Однако некоторое повышение твердости при кратковременных выдержках

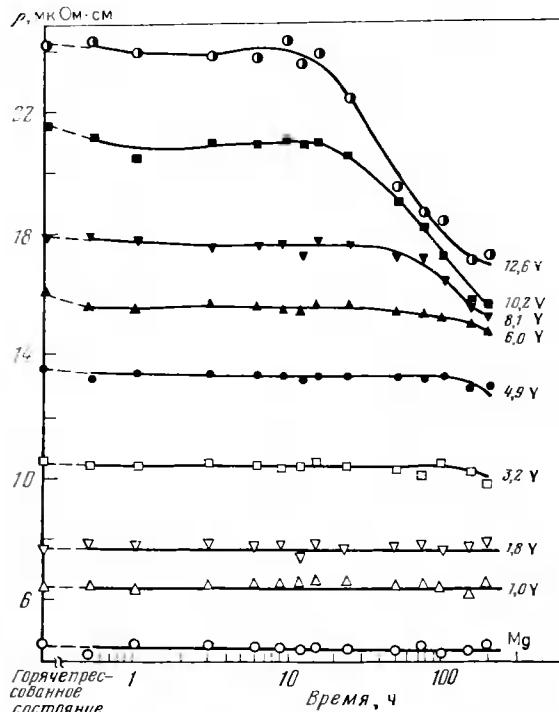


Рис. 15. Изменение удельного электросопротивления при старении горячепрессованных сплавов Mg — Y. Температура старения 200° С

наблюдалось и в случае сплавов с меньшим содержанием иттрия. Возможно, оно было вызвано некоторыми процессами в кристаллической решетке, не связанными с распадом пересыщенного твердого раствора, так как заметного изменения удельного электросопротивления при этом не наблюдалось. Уменьшение содержания иттрия приводит к замедлению процесса распада пересыщенного твердого раствора. Это видно как из данных по твердости, так и из удельного электросопротивления, если сравнивать положение перегибов на кривых для сплавов различного состава.

Возможность значительно упрочняться при старении без предварительной закалки указывает на высокую устойчивость твердого раствора иттрия в магнии. Возможно, что она связана с высокой жаропрочностью этих сплавов. Нами была сделана попытка оценить, насколько магниевый твердый раствор в горячепрессованных сплавах магний — иттрий оказывается менее пересыщенным, чем в закаленных сплавах. Такая оценка была проведена на основании значений удельного электросопротивления. Значения удельного электросопротивления сплавов в горячепрессованном состоянии вместе с данными для удельного электросопротивления сплавов, закаленных из области магниевого твердого раствора, приведены на рис. 16. На этом же рисунке для сравнения приведены значения удельного электросопротивления горячепрессованных сплавов после выдержки при  $200^{\circ}\text{C}$  в течение 100 часов. Значение удельного электросопротивления для сплавов, содержащих более 6% иттрия, в горячепрессованном состоянии заметно меньше, чем в закаленном, что указывает на меньшую концентрацию магниевого твердого раствора. Для сплавов с содержанием 8—10% иттрия в горячепрессованном состоянии в пересыщенном твердом растворе на основе магния иттрия содержится на 1—1,5% меньше, чем в закаленном состоянии.

Некоторые дополнительные особенности распада пересыщенного твердого раствора в магниево-иттриевых сплавах прослеживаются при ступенчатом старении. Исследование ступенчатого старения проводилось на сплаве магния с содержанием 11,4% иттрия, закаленном с температуры  $545^{\circ}\text{C}$  путем охлаждения в воде. После закалки следовало ступенчатое старение, которое проводилось с повышением температуры после каждой выдержки на  $25^{\circ}\text{C}$ . Продолжительность выдержки при каждой температуре составляла 6 часов. После старения при каждой температуре образцы охлаждались на воздухе, в результате чего могла происходить фиксация состояния твердого раствора, которое достигалось при выдержке. Результаты измерения твердости и удельного электросопротивления при ступенчатом старении показаны на рис. 17. Как и в случае изотермических кривых, кривые из-

менения твердости и удельного электросопротивления свидетельствуют о протекании распада пересыщенного твердого раствора в две стадии. Повышению твердости при этом соответствует снижение удельного электросопротивления. Максимум твердости наблюдается при температуре старения  $250^{\circ}\text{C}$ . При дальнейшем повышении температуры старения твердость снижается. При этом происходит повышение удельного электросопротивления. Повышение удельного электросопротивления сплава при повы-

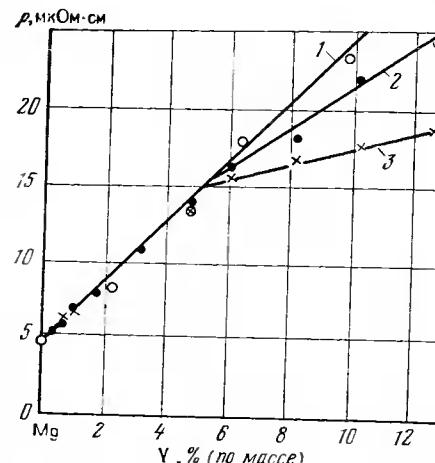


Рис. 16. Зависимость удельного электросопротивления сплавов Mg—Y от состава

1 — закаленное состояние; 2 — горячепрессованное состояние; 3 — старение  $200^{\circ}\text{C}$ , 100 ч после горячего прессования

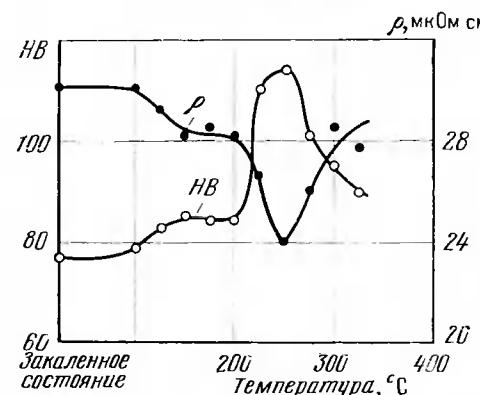


Рис. 17. Изменение твердости и удельного электросопротивления сплава Mg—11,4% Y при ступенчатом старении. Выдержка при каждой температуре 6 ч

шении температуры старения выше 250°С может быть объяснено лишь тем, что происходит обратное растворение иттрия в магниевом твердом растворе и закалка этого твердого раствора при охлаждении с температурой старения. Вообще, обратное растворение легирующего элемента в твердом растворе при повышении температуры старения должно наблюдаться во всех системах с ограниченной растворимостью, уменьшающейся с понижением температуры. Однако в случае сплавов магния с иттрием это обратное растворение начинается при очень низкой температуре, и ему не предшествует горизонтальный участок изменения удельного электросопротивления с температурой, на котором разупрочнение происходит лишь в результате коагуляции выделившихся из пересыщенного твердого раствора кристаллов.

Резкий переход при повышении температуры старения от стадии выделения из твердого раствора легирующего элемента к стадии обратного растворения в случае сплавов магний — иттрий следует объяснить значительным изменением растворимости иттрия в твердом магнии при этих довольно низких температурах. Значительное изменение растворимости иттрия в твердом магнии при температурах, близких к температурам, при которых старение приводит к наибольшему упрочнению, должно приводить к тому, что небольшое повышение температуры старения будет сопровождаться заметным уменьшением количества богатых иттрием фаз, выделяющихся из пересыщенного твердого раствора. Можно предполагать, что это является одной из причин того, что повышение температуры старения магниево-иттриевых сплавов выше 200°С ведет к резкому уменьшению эффекта упрочнения.

Согласно [49], на стадии, соответствующей упрочнению (температура 200°С и ниже), при распаде пересыщенного твердого раствора иттрия в магниевом выделяются частицы фазы, когерентные с матрицей. Кристаллическая решетка этих частиц примитивная моноклинная с параметрами:  $a=6,4 \text{ \AA}$ ,  $b=5,2 \text{ \AA}$ ,  $c=11,55 \text{ \AA}$ ,  $\beta=73,9^\circ$ . При температуре 260°С из магниевого твердого раствора выделяются кристаллы, имеющие такую же кристаллическую решетку, как и в случае старения при 200°С, однако они оказываются более крупными. В случае старения при 260°С после старения при 200°С выделившиеся при 200°С частицы растворяются в магниевом твердом растворе и выделяются из него через определенный промежуток времени. Выделение из магниевого твердого раствора кристаллов равновесной фазы  $Mg_{24}Y_5$  происходит при температурах старения выше 300°С. Кристаллы неравновесной фазы, образующейся при распаде магниевого твердого раствора при температурах старения выше 200°С, и кристаллы образующейся при распаде равновесной фазы  $Mg_{24}Y_5$  не приводят к упрочнению магниево-иттриевых сплавов.

На стадии распада, соответствующей достижению максимума упрочнения или близких к нему состояний, видимых в оптический микроскоп выделений богатой иттрием фазы не наблюдается. Они появляются лишь при высоких температурах старения, при которых эффект упрочнения незначителен. В этом случае можно наблюдать, что частицы богатой иттрием фазы располагаются преимущественно по границам зерен, как это было видно на микрофотографии, приведенной на рис. 7, а. Частицы богатой иттрием фазы, выделившиеся при высоких температурах старения и длительных выдержках, располагаются также по определенным плоскостям кристаллической решетки, создавая видманштеттову структуру.

### Механические свойства двойных магниево-иттриевых сплавов

Предложенные в настоящее время для промышленного использования магниевые сплавы на основе системы магний — иттрий содержат, кроме иттрия, ряд других легирующих элементов, которые способствуют улучшению механических, коррозионных и других свойств. Исследования механических свойств двойных сплавов магний — иттрий составили основу для разработки промышленных сплавов. Исследования механических свойств двойных сплавов проводились на прутках, полученных путем горячего прессования, а также на листах, полученных путем горячей прокатки и подвергнутых различной обработке. Исследования механических свойств прутков двойных сплавов были выполнены в работах [48, 50, 53].

В работе [48] исследовались сплавы, содержащие от 0,6 до 13,5% Y. Слитки массой около 200 г прессовали в прутки диаметром 10,5 мм со степенью обжатия 88%. Температура прессования составляла 460°С. Результаты механических испытаний при различных температурах в горячепрессованном состоянии приведены на рис. 18. При комнатной и повышенных температурах с увеличением содержания иттрия прочностные свойства — предел прочности и предел текучести — непрерывно возрастают. Относительное удлинение при небольших содержаниях иттрия и комнатной температуре возрастает, однако при высоких содержаниях иттрия оно снижается. При 250 и 300°С небольшие добавки иттрия, наоборот, приводят к снижению относительного удлинения, а при высоких содержаниях намечается тенденция к его увеличению с увеличением содержания иттрия. После закалки с 540°С и старения при 200°С в течение 36 ч механические свойства прутков при комнатной температуре и 250°С оказались более низкими, чем в горячепрессованном состоянии. Так, в случае

сплава с 6,14% Y в горячепрессованном состоянии при 20° имели следующие свойства:  $\sigma_b = 27,7 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 21,6 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 8,4\%$ ; при 250° С:  $\sigma_b = 19,1 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 12,7 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 20,3\%$ ; в закаленном и состаренном состоянии при 20° С:  $\sigma_b = 23,3 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 17,9 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 9,8\%$ ; при 250° С:  $\sigma_b = 15,4 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 8,2 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 27,5\%$ . В случае сплава с содержанием 12,12% Y в горячепрессованном состоянии имели при комнатной температуре  $\sigma_b = 36,3 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 29,6 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 9,0\%$ ; при 250° С:  $\sigma_b = 29,0 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 23,3 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 15,4\%$ ; в закаленном и состаренном состоянии при комнатной температуре  $\sigma_b = 29,9 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 23,3 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 15,4\%$ ; при 250°:  $\sigma_b = 29,0 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 23,1 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 13,6\%$ .

Старение горячепрессованных сплавов при 200° С в течение 36 ч приводит к повышению прочностных свойств при комнатной температуре и 250° С до 5 кгс/мм<sup>2</sup>. При 300 и 350° С свойства в горячепрессованном состоянии и после дополнительного старения оказались примерно одинаковыми.

Фрактографические исследования мест разрушения образцов магниевоиттриевых сплавов после испытаний на растяжение при комнатной температуре показали, что с увеличением содержания иттрия в пределах концентраций, соответствующих растворимости в магнии в твердом состоянии, наблюдается закономерный переход от вязкого к хрупкому разрушению. Исследования мест разрушения проходили на растровом электронном микроскопе JSM-U3 в режиме вторичных электронов. Снимки мест разрушения показаны на рис. 19.

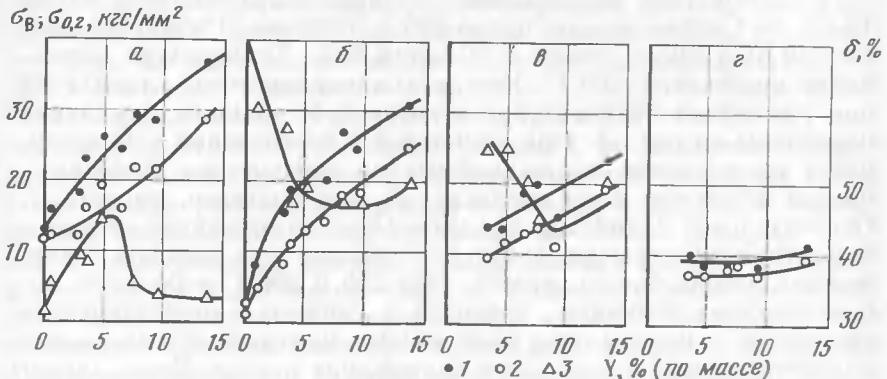


Рис. 18. Механические свойства магниево-иттриевых сплавов в горячепрессованном состоянии при различных температурах  
а — 20° С; б — 250; в — 300; г — 350. 1 —  $\sigma$ ; 2 —  $\sigma_{0,2}$ ; 3 —  $\delta$

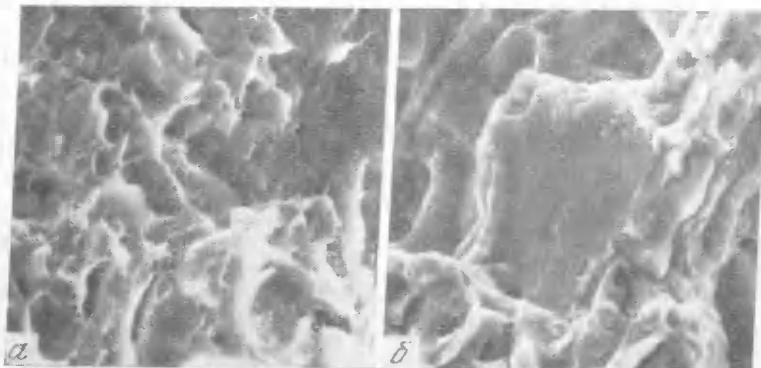


Рис. 19. Микрофотографии мест разрушения образцов магниево-иттриевых сплавов, подвергнутых закалке и старению при 200° С в течение 100 ч,  $\times 500$

а — Mg — 2,2% Y; б — Mg — 12,7% Y

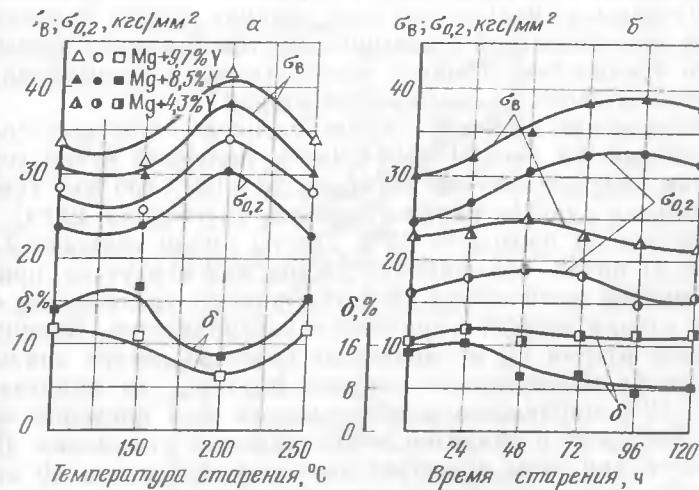


Рис. 20. Влияние температуры (а) и времени (б) старения на механические свойства прутков сплавов Mg — Y

Влияние температуры и продолжительности старения на механические свойства горячепрессованных прутков магниево-иттриевых сплавов различного состава показано на рис. 20 [50]. Прутки получали путем горячего прессования слитков со степенью обжатия 76%. Температура прессования составляла 470° С, диаметр прутков 12 мм. Исследование влияния температуры старения проводилось при выдержке 96 ч. Влияние продолжительности старения изучалось при температуре 200° С. Полученные результаты в общем согласуются с результатами исследования старения методом твердости. Оптимальной температурой старения на основании приведенных данных следует считать 200° С. Наиболее высокие прочностные свойства при этой температуре старения достигаются после выдержки порядка 100 ч. На кривых изменения предела прочности и текучести от температуры и времени старения, в отличие от измерений твердости, не прослеживается двух стадий упрочнения. По-видимому, это обусловлено тем, что выбранные температуры старения взяты со слишком большими интервалами, а наименьшая выдержка при исследовании продолжительности старения — 24 ч. Эффект старения по прочностным свойствам увеличивается с увеличением содержания иттрия. Повышению прочностных свойств при старении соответствует существенное снижение относительного удлинения.

Уровень прочностных свойств, достигаемых на прутках магниево-иттриевых сплавов при содержаниях иттрия порядка 8% и более, при комнатной и повышенных температурах превышает уровень прочностных свойств используемых в промышленности магниевых сплавов, не содержащих иттрий.

Механические свойства листов магниево-иттриевых сплавов представлены на рис. 21 [50]. Листы получали путем горячей прокатки плоских слитков размером 23×130×150 мм. Температура нагрева слитков перед прокаткой составляла 490° С, среднее обжатие за проход 8—12%. Листы имели толщину 2,0 мм. Из рис. 21 видно, что старение листов, как и прутков, приводит к повышению прочностных свойств, причем с увеличением содержания иттрия эффект упрочнения увеличивается. Влияние содержания иттрия на механические свойства листов аналогично влиянию на механические свойства прутков: до концентрации иттрия 12% наблюдаются непрерывный рост пределов прочности и текучести и снижение относительного удлинения. Предел прочности при этом достигает значений, близких к 40 кгс/мм<sup>2</sup>, а относительное удлинение менее 2%. Для листов магниево-иттриевых сплавов характерна незначительная анизотропия прочностных свойств. В поперечном направлении они обычно на 3—5% ниже, чем в продольном. В случае относительного удлинения разница в значениях в поперечном и продольном направлениях

составляет 20—40%. Кривые механических свойств для листов построены по минимальным значениям.

Полученные в работе [47] на листах магниево-иттриевых сплавов механические свойства согласуются с данными работы [50]. Листы в этой работе получали прокаткой с нагревом до 510° С и обжатием за проход не менее 10%. В случае старения после горячей прокатки получали более высокие прочностные свойства, чем при старении после предварительной закалки. Наибольший уровень прочностных свойств достигался после старения при 200° С с выдержкой в несколько суток. Отмечается также несколько более высокий уровень механических свойств в продольном направлении. Анизотропия механических свойств листов объясняется текстурой, которая характеризуется тем, что плоскости базиса более беспорядочно ориентированы по отношению направления, перпендикулярного прокатке, чем по отношению направления, совпадающего с направлением прокатки. Вследствие этого при растяжении в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, оказывается большее число плоскостей базиса, наклоненных к направлению растяжения под углом 45°, что облегчает деформацию. В работе [47] отмечается близость пределов текучести листов при испытаниях на растяжение и сжатие. Так, при испытаниях в продольном направле-

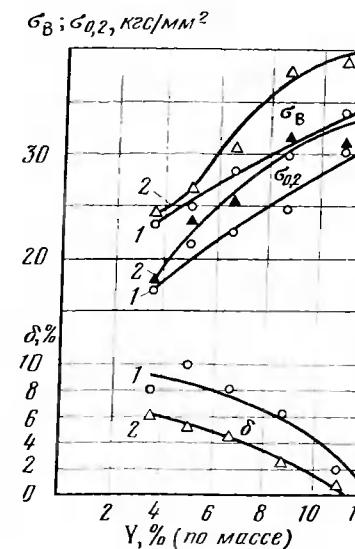


Рис. 21. Механические свойства листов магниево-иттриевых сплавов

1 — горячекатаное состояние; 2 — старенное состояние

нии горячекатаные и состаренные при 200° С листы сплава с содержанием 8,2% Y имели  $\sigma_{0,2}=36,4$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{-0,2}=36,5$  кгс/мм<sup>2</sup>, а листы сплава с 10,6% Y в том же состоянии имели  $\sigma_{0,2}=38,6$  кгс/мм<sup>2</sup> и  $\sigma_{-0,2}=31,6$  кгс/мм<sup>2</sup>. Предел текучести на сжатие большинства магниевых сплавов в прокатанном состоянии составляет обычно от  $1/2$  до  $2/3$  от предела текучести на растяжение.

Более низкие свойства магниево-иттриевых сплавов, подвергнутых закалке и старению, по сравнению со свойствами сплавов, подвергнутых старению после горячего прессования или горячей прокатки, могут быть вызваны двумя причинами. Во-первых, при нагреве под закалку может происходить рост зерен магниевого твердого раствора, а, во-вторых, в горячедеформированном состоянии структура может быть частично наклепана, и при отжиге под закалку происходят процессы, в результате которых наклеп исчезает.

Одним из путей повышения прочности стареющих магниевых сплавов является использование термомеханической обработки, которая предусматривает совместное упрочнение сплавов в результате пластической деформации и распада пересыщенного твердого раствора [54–57]. Одним из вариантов термомеханической обработки является проведение холодной пластической деформации между закалкой, осуществляющейся с целью получения пересыщенного твердого раствора, и старением. Такого типа термомеханическая обработка двойных магниево-иттриевых сплавов была проведена в работе [47]. Холодной пластической деформации подвергались листы, закаленные с температуры 524° С путем охлаждения в воде. Степень деформации составляла 5%. В сплавах, содержащих 8,2 и 9% Y, пластическая деформация между закалкой и старением привела к повышению прочностных свойств по сравнению с закаленным и состаренным состояниями при всех использованных режимах старения (температуры 200 и 225° С). Одновременно наблюдалось снижение относительного удлинения. По сравнению с листами, состаренными после горячей прокатки без предварительной закалки, обработка, включающая в себя закалку, холодную деформацию на 5% и старение, в общем дала более низкие прочностные свойства и более высокую пластичность. Однако в случае сплава с содержанием 9% Y при больших выдержках старения прочностные свойства для закаленного, деформированного и состаренного состояния приближаются к прочностным свойствам для состояния старения после горячей прокатки (рис. 22, табл. 5). Относительное удлинение закаленных, деформированных и состаренных образцов при значительных выдержках старения также приближалось к относительному удлинению образцов, старившихся после горячего прессования. В случае сплава с 10,6% Y листы, подвергнутые закалке с 524° С, холодной деформации на 5% и старению,

Таблица 5  
Предел прочности листов магниево-иттриевых сплавов в поперечном направлении [47]

Сплав	Температура ст. рения, °С	Продолжительность старения, сутки	$\sigma_b$ , кгс/мм <sup>2</sup> , при исходном состоянии		
			горячая прокатка	з.калка	закалка + деформация 5%
Mg–8,2% Y	200	0	30,4	25,6	25,3
		2	35,1	25,3	30,9
		3,3	35,6	25,4	32,9
		8	35,8	27,9	33,5
		16	36,4	28,7	34,5
	225	1	31,7	25,9	30,5
		3,3	34,6	25,6	30,1
		8	34,4	24,5	29,3
		16	32,9	25,3	30,9
		0	30,1	25,8	26,3
Mg–9% Y	200	2	35,0	26,7	33,4
		3,3	36,0	27,1	34,9
		8	38,1	33,4	41,5
		16	37,2	32,7	36,4
		1	33,9	26,9	31,1
	225	2	35,6	26,5	31,8
		4	34,3	25,6	31,6
		8	33,8	27,6	33,7

обладали настолько низкой пластичностью, что при растяжении разрушались до того, как был достигнут предел текучести. Приведенные в работе [47] кривые изменения механических свойств с увеличением продолжительности старения позволяют сделать вывод о том, что холодная деформация существенным образом не сокращает время старения, необходимое для достижения максимальных прочностных свойств магниево-иттриевых сплавов.

В работах [53, 57] приводятся данные, характеризующие влияние на свойства магниево-иттриевых сплавов термомеханической обработки, в которой пластической деформации подвергались горячепрессованные прутки, а после деформации следовало старение. В этом случае пластическая деформация приводила к заметному повышению прочностных свойств магниево-иттриевых сплавов.

На рис. 23 приведены результаты испытаний механических свойств сплавов с содержанием иттрия около 9%, подвергнутых

после горячего прессования холодной деформации растяжением на 5%. Испытания механических свойств проводились при комнатной температуре. После холодной деформации следовало старение. При определении влияния температуры старения (рис. 23, а) продолжительность старения при каждой температуре составляла 50 час. При определении влияния продолжительности старения температура старения составляла 200° С. Из представленных данных видно, что пластическая деформация привела к повышению прочностных свойств при всех температурах старения, в том числе и соответствующих стадии коагуляции выделившихся частиц. В случае старения при 200° С деформированные на 5% прутки имели более высокие прочностные свойства при всех выдержках. Относительное удлинение в результате проведения пластической деформации в общем снижалось, хотя в ряде опытов оно оказывалось на том же уровне, что и в случае, когда холодная пластическая деформация не проводилась. Максимум прочностных свойств достигался при одной температуре старения как для деформированных, так и недеформированных образцов — 200° С. При этой температуре прирост предела прочности в результате холодной пластической деформации составил 11%, а предела текучести — 32%. Более сильное возрастание предела текучести в результате наклена, чем возрастание предела прочности, наблюдалось при всех режимах старения.

На рис. 24 приведены результаты испытаний механических свойств, характеризующие влияние степени холодной пластической деформации, проведенной между горячим прессованием и старением. Старение в этом случае проводили по оптимальному режиму: 200° С — 100 час. Из приведенных данных можно сделать

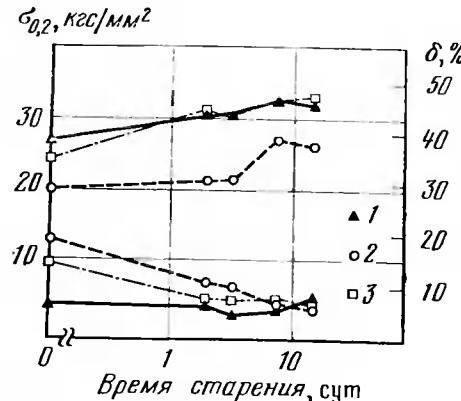


Рис. 22. Механические свойства листов сплавов Mg — 9% Y, состаренных после горячей прокатки (1), закалки (2) и закалки с последующей холодной деформацией (3). Температура старения 200° С

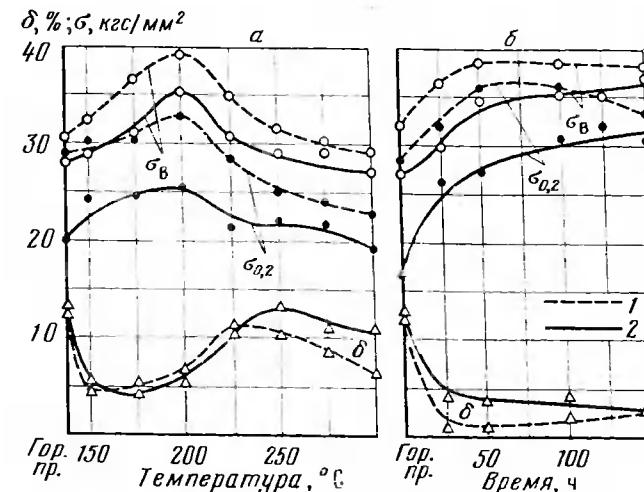


Рис. 23. Влияние температуры (а) и продолжительности (б) старения на механические свойства сплавов магния, содержащих около 9% Y  
1 — деформация 5%; 2 — без деформации

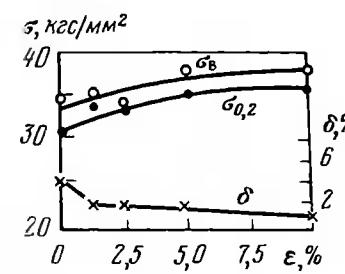


Рис. 24. Влияние степени пластической деформации на механические свойства сплавов магния, содержащих около 9% Y

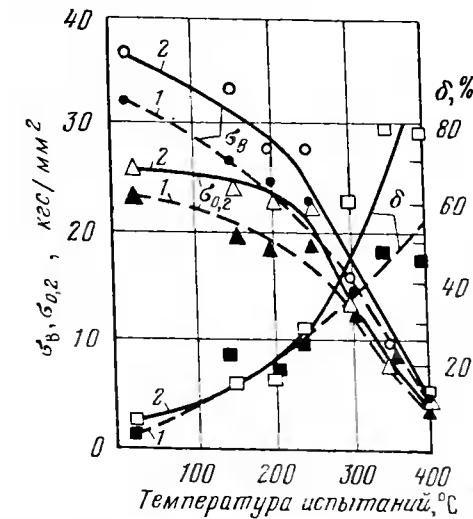


Рис. 25. Влияние пластической деформации между горячим прессованием и старением на механические свойства сплавов магния, содержащих около 9% Y при повышенных температурах  
1 — без деформации; 2 — деформация 5% при комнатной температуре

вывод, что оптимальной степенью деформации является 5%. До 5% увеличение степени деформации приводит к непрерывному повышению прочностных свойств и снижению пластичности. Повышение прочностных свойств при увеличении степени деформации более 5% незначительно, однако при этом происходит заметное снижение удлинения. В работе [53] приводятся данные, на основании которых можно судить о влиянии на механические свойства температуры деформации горячепрессованных прутков перед старением. Увеличение прочностных свойств в результате деформации между прессованием и старением при температурах деформации до 300° С было практически таким же, как и в случае деформации при комнатной температуре. Повышение температуры деформации до 350—400° С приводит к тому, что вызываемое упрочнение снижается. В производственных условиях проведение холодной пластической деформации связано с определенными трудностями. Выполненная работа свидетельствует о том, что с тем же эффектом упрочнения температура деформации может быть повышена до 300° С.

Влияние пластической деформации между горячим прессованием и старением на механические свойства сплавов магния при повышенных температурах видно из рис. 25 [57]. Деформация проводилась путем растяжения при комнатной температуре. Режим старения: 200° С — 100 час. Из представленных данных видно, что прирост прочностных свойств в результате пластической деформации сохраняется до температуры 250° С. При дальнейшем повышении температуры упрочняющее действие пластической деформации остается, но заметно снижается. Относительное удлинение деформированных и недеформированных образцов до температуры 250° С находится на одном уровне. При более высоких температурах отмечается большее относительное удлинение для подвергнутых деформации образцов.

С увеличением содержания иттрия до 6,77% прирост прочностных характеристик магниево-иттриевых сплавов в результате пластической деформации между горячим прессованием и старением увеличивался. С дальнейшим увеличением содержания иттрия он оставался практически постоянным [53].

Полученные после горячего прессования прутки магниево-иттриевых сплавов в основном имеют рекристаллизованную структуру. Пластическая деформация приводит к возникновению искажений кристаллической решетки, которые вызывают дополнительное упрочнение. Следует также предполагать, что пластическая деформация изменяет характер распада пересыщенного твердого раствора, как это отмечалось в работах [54, 58, 59]. Пластическая деформация создает повышенное число мест с искаженной кристаллической решеткой, которые могут выполнять роль центров зарождения кристаллов богатой иттрием фазы

при распаде пересыщенного твердого раствора на основе магния. Увеличение числа центров зарождения должно способствовать уменьшению размеров кристаллов и уменьшению расстояний между ними, что, в свою очередь, должно приводить к повышению прочностных свойств.

В работе [60] исследовано влияние на свойства магниевого сплава, содержащего иттрий, высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). Содержание иттрия в сплаве — 9%. Высокотемпературная термомеханическая обработка включала в себя нагрев слитков до 500° С в течение 2 ч, подстуживание до 300—350° С, прессование при этих температурах со степенью деформации около 90%. Наиболее высокие свойства достигались в случае прессования при наиболее низкой температуре — 300° С. Без старения, после прессования при 300° С имели следующие механические свойства:  $\sigma_b = 33 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 23,5 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 11—15\%$ . При старении (200° С — 100 ч) прутков, горячепрессованных по обычному режиму, прочностные свойства сплава оказались на таком же уровне, а удлинение более низким:  $\sigma_b = 32 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 24,5 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 6\%$ . Старение после ВТМО повышало прочностные свойства сплава. Оптимальным оказался режим старения 200° С — 100 час. После старения по этому режиму в случае высокотемпературной термомеханической обработки имели предел прочности, который был выше на 11,5  $\text{кгс}/\text{мм}^2$ , а предел текучести выше на 12  $\text{кгс}/\text{мм}^2$ , чем в случае старения по тому же режиму прутков, прессовавшихся в обычных условиях. Более высокие прочностные свойства прутков, подвергнутых ВТМО со старением, сохранялись при повышении температуры испытаний до 250° С. При 300° С прочностные свойства сплава, подвергнутого ВТМО со старением и подвергнутого старению после обычного прессования, оказывались близкими. Структура сплава, подвергнутого ВТМО с деформацией при 300° С, характеризовалась частичной рекристаллизацией зерен магниевого твердого раствора по сравнению с основной рекристаллизованной структурой после горячего прессования по обычным режимам. В случае повышения температуры прессования при ВТМО до 350° С структура становилась полностью рекристаллизованной.

**ТРОЙНЫЕ И БОЛЕЕ СЛОЖНЫЕ  
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ МАГНИЯ С ИТРИЕМ  
И ДРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ.  
ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА  
МАГНИЕВО-ИТРИЕВЫХ СПЛАВОВ  
ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ**

Дополнительное легирование магниево-итриевых сплавов другими элементами представляет значительный интерес с точки зрения создания композиции промышленных сплавов. Исследование диаграмм состояния тройных и более сложных систем сплавов магния с участием иттрия является одной из основных научных задач по созданию теоретических основ дополнительного легирования.

Известны диаграммы состояния следующих восьми систем в области сплавов, богатых магнием: магний — иттрий — алюминий, магний — иттрий — кадмий, магний — иттрий — кремний, магний — иттрий — марганец, магний — иттрий — неодим, магний — иттрий — скандий, магний — иттрий — цинк, магний — иттрий — цирконий. Более сложные системы магниевых сплавов, содержащих иттрий, мало изучены. Имеются сведения лишь об одной системе: магний — неодим — иттрий — цинк.

Изучение всех указанных систем было проведено в Институте металлургии им. А. А. Байкова АН СССР.

Изучение характера кристаллизации сплавов и фазовых равновесий в указанных системах было проведено с использованием современных методов физико-химического анализа: дифференциального термического, микроструктурного, микрорентгеноспектрального, химического, рентгеновского анализов, измерения удельного электросопротивления, микротвердости и твердости и определения механических свойств сплавов. Для приготовления сплавов были использованы чистые металлы. Иттрий, кремний, марганец, неодим, скандий и цирконий вводили в сплавы в основном в виде лигатур. Для исследований отливали слитки диаметром около 30 либо 15 мм. Литье производили в толстостенные медные изложницы. Слитки диаметром 30 мм служили для приготовления образцов микроструктурных исследований, измерения удельного электросопротивления при построении изотермических сечений и определения механических свойств сплавов. Эти слитки после обточки прессовали в прутки диаметром

10,5 мм. Степень обжатия составляла 88%. Температура прессования большинства сплавов составляла 450—480°С. Для ряда сплавов систем Mg—Y—Al и Mg—Y—Zn эта температура была понижена из-за низкой температуры солидуса.

Слитки диаметром около 15 мм были предназначены, в основном, для проведения термического анализа сплавов. Из слитка вытаскивали образцы по форме корундизового тигелька с отверстием посередине для корундизового колпачка. Стружку использовали для химического анализа сплавов. Термические кривые нагрева и охлаждения записывали либо на фоторегистрирующем пирометре Н. С. Курнакова (ФПК-59), либо на низкочастотном термографическом регистраторе (НТР-64). Равномерное повышение либо понижение температуры в интервале температур кристаллизации сплавов осуществлялось с помощью моторчика Уоррена и зубчатой передачи, связанной с автотрансформатором, через который подключалось питание печи. При этом навеска сплава составляла около 10 г, а скорость нагрева и охлаждения 1—3°/мин. Температуру измеряли хромель-алюмелевой термопарой, градуирование которой проводили по температурам плавления чистых металлов: алюминий — 660° С, цинк — 419°, свинец — 232°, а также по температуре плавления сплава, примерно соответствующего составу двойной эвтектики (Al — 33% Cu) — 548° С.

Микроструктурные исследования сплавов проводили как на литых в кокиль сплавах, так и на литых медленно охлажденных сплавах после записи термических кривых охлаждения, а также на деформированных и отожженных сплавах. При приготовлении шлифов использовали механическую шлифовку и полировку с помощью абразивных материалов. В качестве травителей металлографических шлифов обычно применяли 0,5%-ный спиртовой раствор азотной кислоты, 30%-ный спиртовой раствор ортофосфорной кислоты и этиленгликоловый травитель следующего состава: этиленгликоль — 75 мл, дистиллированная вода — 24 мл и  $\text{HNO}_3$  — 1 мл.

Из полученных деформированных прутков сплавов готовили образцы для исследований изотермических сечений при 500—300° С. Образцы запаивали в вакуумированные кварцевые ампулы, которые разбивали по окончании отжигов при закалке.

Предварительно все образцы отжигали при 500° С в течение 50 ч. Затем часть образцов, предназначенных для исследований при 500° С, закаливали в холодной воде, а другие образцы отжигали при температуре 400° С в течение 300 ч и при температуре 300° С — 500 ч, после чего их также охлаждали в холодной воде.

При построении изотермических сечений был использован метод измерения удельного электросопротивления сплавов, закаленных после отжига при соответствующих температурах. Элект-

тросопротивление измеряли при комнатной температуре компенсационным методом. Установки были оборудованы либо низкоомным потенциометром ППТН-1, либо собраны на базе потенциометра Р-348. При этом использовали образцы общей длиной 40 мм, диаметром 8–9 мм и длиной расчетной части около 24 мм. В некоторых случаях диаметр образцов был около 5 мм. Величину микротвердости определяли как среднее из десяти и более значений.

В дальнейшем при рассмотрении литературы по диаграммам состояния Mg—Y—Me, где Me — третий металл для каждой системы, приведены некоторые сведения по двойным диаграммам состояния Mg—Me и Y—Me.

### Магний — иттрий — алюминий

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — алюминий изучена в области магниевых сплавов, содержащих до 20% иттрия и 20% алюминия [61, 62]. Двойная диаграмма магний — алюминий имеет со стороны магния эвтектический вид [63]. Эвтектика  $\alpha + Mg_{17}Al_{12}$  кристаллизуется при температуре 437°C и содержании алюминия 32,3%. Фаза  $Mg_{17}Al_{12}$  ( $\gamma$ ) изоструктурна с  $\alpha$ —Mp и имеет период решетки  $a = 10,469 \div 10,591$  Å, который меняется в зависимости от состава фазы в области гомогенности. Растворимость алюминия в твердом магнии значительно изменяется в зависимости от температуры. При температуре эвтектики (437°C) она составляет 12,7 (11,6 ат.) %, при 400°C — 10,7 (9,7 ат.) %, при 300°C — 6,2 (5,6 ат.) %.

В системе Al—Y обнаружено существование ряда металлических соединений  $YAl_3$ ,  $YAl_2$ ,  $YAl$ ,  $Y_3Al_2$  и  $Y_2Al$  [65]. Из них соединение  $YAl_2$  плавится конгруэнтно при температуре 1485°C и содержит 62,23% Y. Остальные соединения образуются по перитектическим реакциям. Исходными материалами для приготовления сплавов были: магний Mg п. ч. (99,97% Mg), алюминий A99 (99,99% Al), иттрий ИМО (99,87% Y).

При исследовании тройной диаграммы было построено одно политермическое сечение с постоянным содержанием магния 80% и три изотермических сечения при температурах 500, 400 и 300°C. Микроструктурными исследованиями медленно охлажденных сплавов — сечения с постоянным содержанием магния 80% — было установлено, что в равновесии с твердым раствором на основе магния —  $\alpha$  могут находиться следующие фазы (рис. 26):

1.  $Mg_{24}Y_5$  — светло-серая фаза двойной системы Mg—Y, которая образует в изученных сплавах двойную эвтектику  $\alpha +$

$+ Mg_{24}Y_5$  и участвует в нонвариантном перитектическом превращении  $J\ddot{X} + X \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5$ .

2.  $Mg_{17}Al_{12}$  — самая светлая фаза, присутствующая в сплавах двойной системы Mg—Al; она образует в изученных сплавах двойную эвтектику  $\alpha + Mg_{17}Al_{12}$  и участвует в нонвариантном перитектическом превращении  $J\ddot{X} + X \rightleftharpoons \alpha + Mg_{17}Al_{12}$ .

3. X — фаза серого цвета; она хорошо видна на нетравленых шлифах, образует двойную эвтектику  $\alpha + X$  и участвует в указанных нонвариантных превращениях. Результаты микрорентгеноспектрального анализа (табл. 6) показали, что фаза X имеет в среднем следующий состав: 1,1% Mg; 60,3% Y; 40,0% Al. При пересчете весовых процентов в атомные было получено, что отношение содержания иттрия и алюминия составляет 1:2. Поэтому было сделано предположение, что соединение X имеет

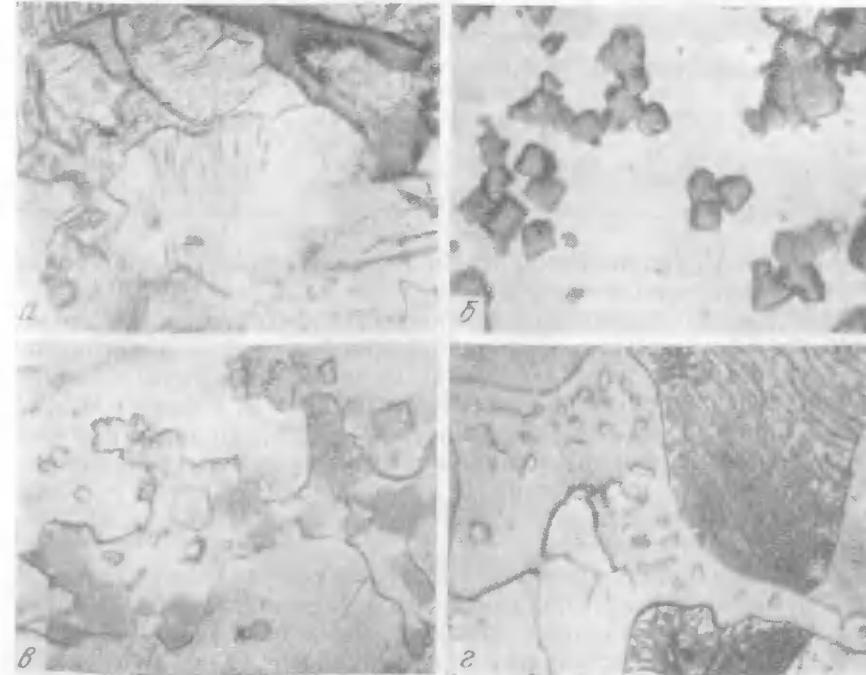


Рис. 26. Микроструктура литых медленно охлажденных сплавов системы Mg—Y—Al,  $\times 750$

а — Mg 18,1% Y — 0,75% Al,  $X + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$ ; б — Mg — 14,99 Y — 5,1% Al,  $X + (\alpha + X)$ ; в — Mg — 4,3% Y — 16,4% Al,  $X + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{17}Al_{12})$ ; г — Mg — 19,99 Al,  $\alpha + (\alpha + Mg_{17}Al_{12})$

Таблица 6  
Данные микрорентгеноспектрального анализа фазы системы

Химический состав сплава, % (по массе)			Структурный состав сплава по микроструктурным данным			Химический состав фазы, % (по массе)		
Y	Al	Mg				Y	Al	Mg
13,0	9,5	77,5	$\alpha + Mg_{17}Al_{12} + X$	60	38	2		
15,5	6,2	78,3	$\alpha + X$	60	40	1,4		
20	1,5	78,5	$\alpha + Mg_{24}Y_5 + X$	61	42	—		

Таблица 7  
Растворимость иттрия и алюминия в магнии при температурах 500, 400 и 300° С

Temperatura, °C	Фаза	Совместная растворимость Y и Al			
		Y		Al	
% (по массе)	at%	% (по массе)	at%	% (по массе)	at%
500	$\alpha_1$	5,5	1,56	0,4	0,37
	$\alpha_1$	4,0	1,10	0,4	0,37
400	$\alpha_2$	0,2	0,05	8,5	7,73
	$\alpha_1$	3,0	0,82	0,4	0,36
300	$\alpha_2$	0,2	0,05	5,5	4,98

формулу  $YAl_2$  (по двойной системе Al—Y). В фазе  $YAl_2$  растворяется небольшое количество магния.

На рис. 27 приведено указанное полигермическое сечение. Оно пересекает области первичной кристаллизации  $\alpha$ -магниевого твердого раствора и X-фазы, а также две плоскости нонвариантных превращений перитектического типа:  $J\ddot{X}+X=\alpha+Mg_{24}Y_5$  при  $631^{\pm 20}$  и  $J\ddot{X}+X=\alpha+Mg_{17}Al_{12}$  при  $438^{\pm 20}$ . Перитектический характер обеих реакций хорошо виден на микроструктурах сплавов в отожженном состоянии. В медленно охлажденных сплавах из-за вырожденности нонвариантных реакций такой наглядности нет (рис. 28).

Характер кристаллизации сплавов в двухфазной области ( $\alpha+X$ ) позволяет предположить, что в системе Mg—Y—Al сечение Mg—X( $YAl_2$ ) является квазибинарным с эвтектическим характером взаимодействия при температуре  $645^{\circ}\text{C}$ .

Рис. 28. Микроструктура деформированных и отожженных при  $500^{\circ}\text{C}$  (a) и  $300^{\circ}\text{C}$  (b—e) сплавов системы Mg—Y—Al,  $\times 1000$

a — Mg—11,13% Y—1,5% Al,  $\alpha+Mg_{24}Y_5+X$ ; b — Mg—2,09% Y—6,04% Al,  $\alpha+X$ ; c — Mg—1,11% Y—9,7% Al,  $\alpha+Mg_{17}Al_{12}+X$ ; d — Mg—7,4% Al,  $\alpha+Mg_{17}Al_{12}$

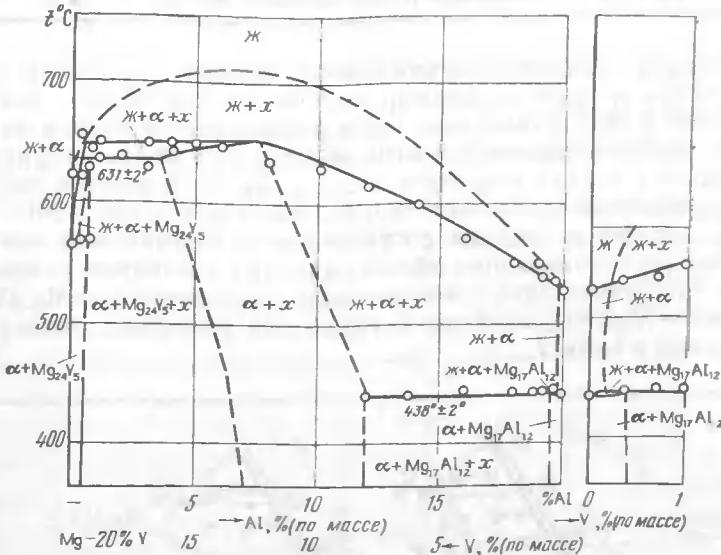
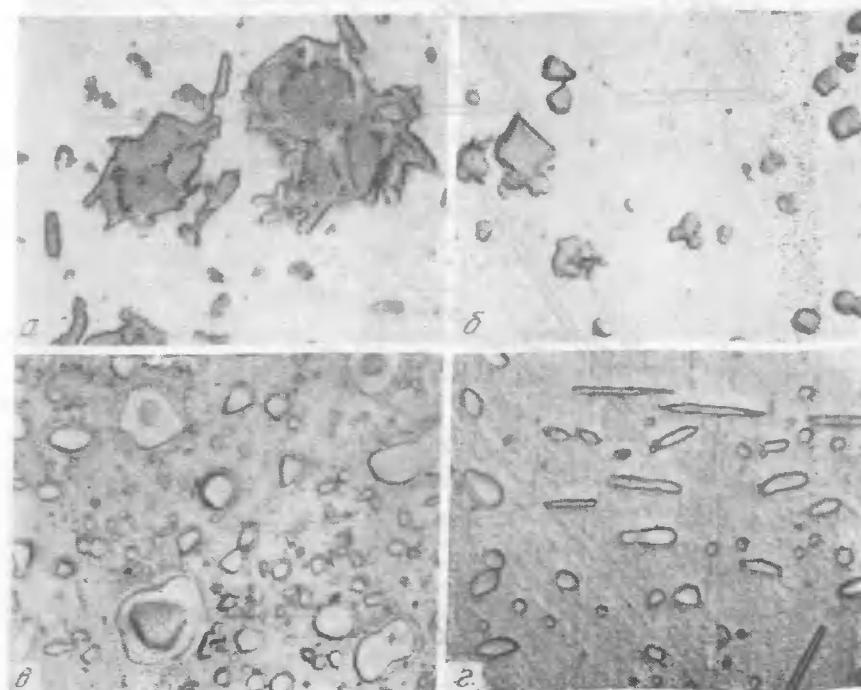


Рис. 27. Полигермическое сечение системы Mg—Y—Al с постоянным содержанием магния 80%



Методом микроструктурных исследований определен фазовый состав сплавов, деформированных и отожженных при 500, 400 и 300° С. Было показано, что в равновесии с твердым раствором в деформированных и отожженных при разных температурах сплавах могут находиться те же фазы, что и в литом, медленно охлажденном состоянии:  $Mg_{24}Y_5$ ,  $Mg_{17}Al_{12}$  и X (рис. 28).

На рис. 29 приведены построенные изотермические сечения. Кривые, ограничивающие область твердых растворов, свидетельствуют о наличии двух точек двойного насыщения  $\alpha_1 \rightleftharpoons Mg_{24}Y_5 + X$  и  $\alpha_2 \rightleftharpoons X + Mg_{17}Al_{12}$ , составы которых для указанных температур приведены в табл. 7.

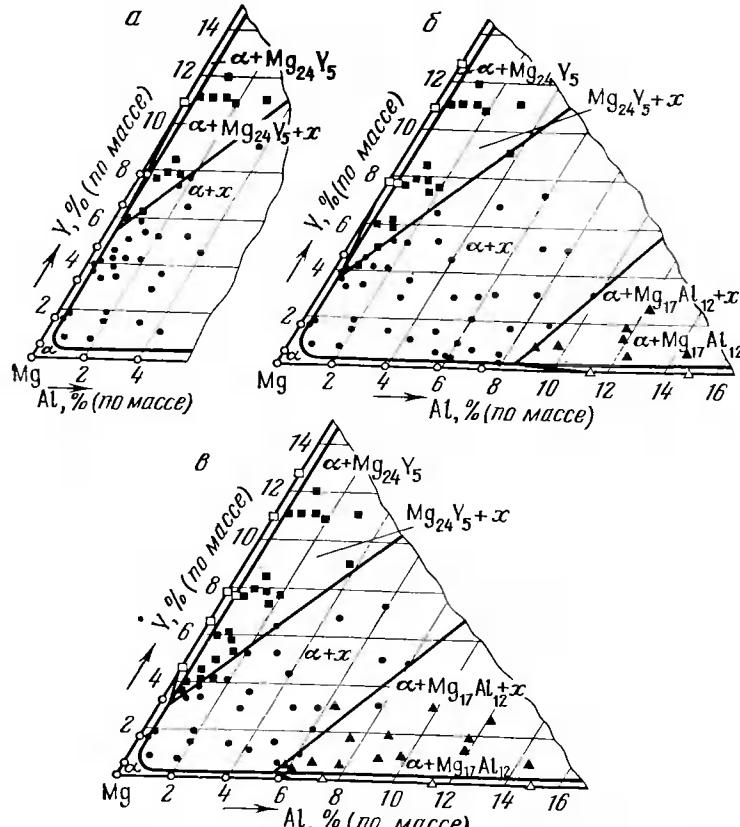


Рис. 29. Изотермические сечения системы Mg—Y—Al при 500° С (а), 400 (б) и 300 (в)

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — кадмий изучена в области сплавов, содержащих до 27% иттрия и до 20% кадмия [61, 62].

Двойная диаграмма магний — кадмий отличается существованием непрерывного ряда твердых растворов в интервале температур, непосредственно примыкающем к интервалу температур кристаллизации [64]. При температурах ниже 300° С в системе существуют упорядоченные фазы  $MgCd$ ,  $Mg_3Cd$  и  $MgCd_3$ .

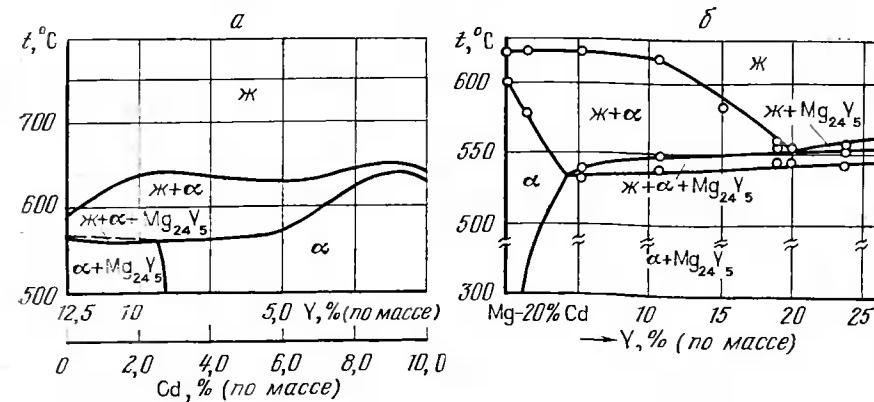


Рис. 30. Политермические сечения системы Mg—Y—Cd  
а — проходящие через сплавы Mg — 12,5% Y и Mg — 10% Cd; б — с постоянным содержанием кадмия 20%

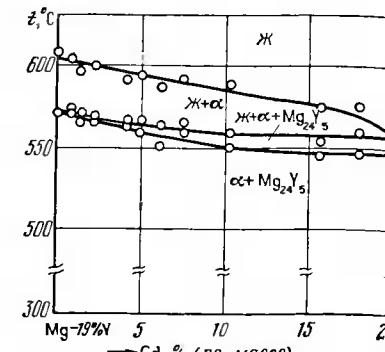


Рис. 31. Политермическое сечение системы Mg—Y—Cd с постоянным содержанием иттрия 19%

При исследовании сплавов тройной системы магний—иттрий—кадмий были построены три полигермических и два изотермических сечения, сведения по которым дали возможность построить магниевый угол диаграммы состояния этой системы. Для приготовления сплавов были использованы магний повышенной чистоты (99,95% Mg), кадмий особой чистоты (99,999% Cd) и иттрий ИМО (99,964% Y).

На рис. 30 приведены три полигермических сечения системы. Одно сечение проходит через составы двойных сплавов магния с 12,5% иттрия и 10% кадмия (рис. 30, а). Два другие сечения проходят через составы сплавов с постоянным содержанием кадмия — 20% (рис. 30, б) и с постоянным содержанием иттрия 19% (рис. 31).

Микроструктурными исследованиями литых медленно охлажденных сплавов после записи термических кривых охлаждения было показано, что в изученных сплавах в равновесии с магниевым твердым раствором- $\alpha$  может находиться фаза  $Mg_{24}Y_5$ , которая входит в состав эвтектики  $\alpha + Mg_{24}Y_5$  (рис. 32). С увеличением содержания кадмия в магниевых сплавах возрастает травимость  $\alpha$ -магниевого твердого раствора как в двойных магниево-кадмийевых сплавах, так и в тройных Mg—Y—Cd сплавах. Травимость фазы  $Mg_{24}Y_5$  в присутствии кадмия в сплавах также увеличивается.

Первое сечение пересекает область первичной кристаллизации магниевого твердого раствора. В части, прилежащей к магниево-иттриевой стороне, это сечение пересекает область кристаллизации двойной эвтектики  $\text{Ж} \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5$ .

Другое сечение с постоянным содержанием кадмия 20% пересекает две области первичной кристаллизации фаз:  $\alpha$ -магниевого твердого раствора и  $Mg_{24}Y_5$ . Линия ликвидус этого сечения сначала плавно понижается при увеличении содержания иттрия до 10%, а дальнейшее увеличение его содержания до 20% приводит к резкому понижению температуры ликвидус до 554° С. В сплавах, содержащих до 20% иттрия, первично кристаллизуется  $\alpha$ -магниевый твердый раствор, а в сплавах, содержащих более 20% иттрия, первично кристаллизуется фаза  $Mg_{24}Y_5$ . Солидус сплавов этого сечения при первых добавках иттрия до 4% резко понижается с 600 до 534° С, а затем, при дальнейшем увеличении содержания иттрия более 5%, постепенно повышается до 542° С.

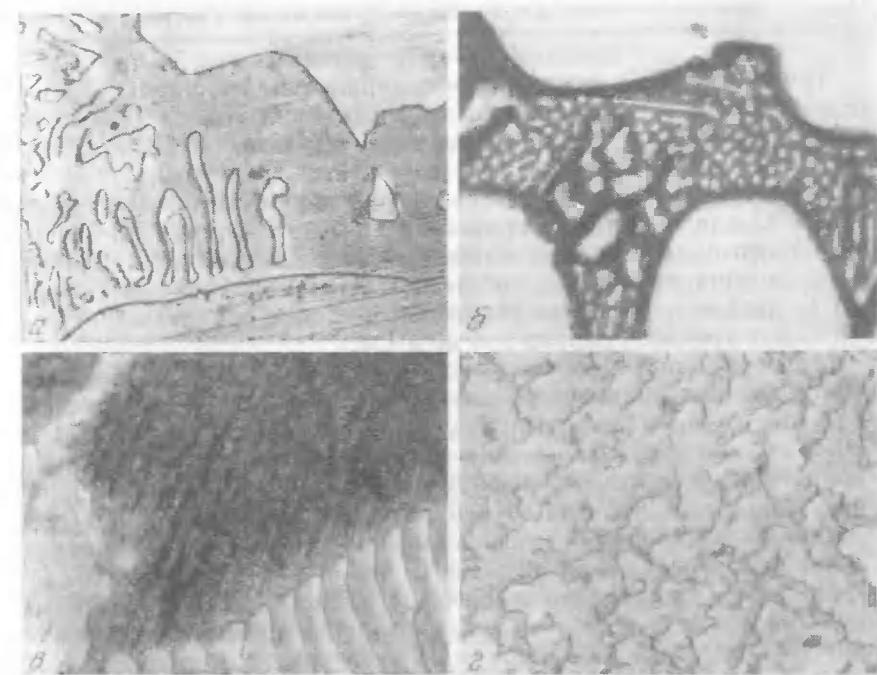


Рис. 32. Микроструктура литых медленно охлажденных (а—б) и деформированного и отожженного при 300° С (г) сплавов системы Mg—Y—Cd,  $\times 750$   
а — Mg — 20,36% Y — 1,12% Cd,  $\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$ ; б — Mg — 18,20% Y — 10,15% Cd,  $\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$ ; в — Mg — 26,2% Y — 19,28% Cd,  $Mg_{24}Y_5 + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$ ; г — Mg — 13,2% Y — 2,7% Cd,  $\alpha + Mg_{24}Y_5$

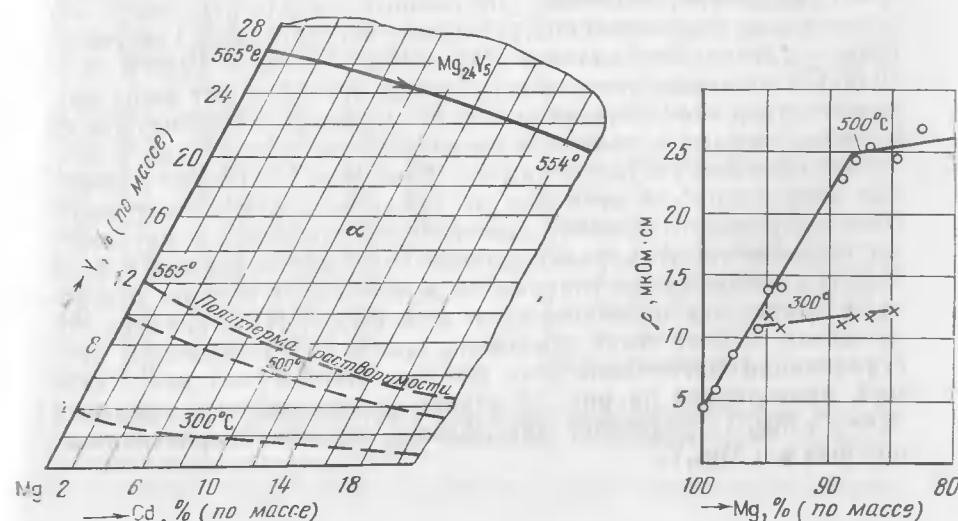


Рис. 33

Рис. 34

Третье сечение с постоянным содержанием иттрия 19%, приведенное на рис. 31, пересекает область первичной кристаллизации магниевого твердого раствора. В сплавах, содержащих более 20% кадмия, первично кристаллизуется фаза  $Mg_{24}Y_5$ .

Линия ликвидус понижается при введении в сплавы кадмия от 607°C для двойного сплава магния с 19% иттрия до 554°C у тройного сплава с содержанием ~20% Cd. Солидус сплавов этого сечения понижается от температуры двойной эвтектики 565°C двойного магниево-иттриевого сплава до температуры 543°C для тройного сплава с ~20% Cd.

Методами микроструктурного, микрорентгеноспектрального и рентгеновского анализов и измерения удельного электросопротивления изучены деформированные и отожженные при 500 и 300°C сплавы системы магний — иттрий — кадмий. Микроструктурными исследованиями деформированных и отожженных сплавов установлено, что при изученных температурах в равновесии с твердым раствором на основе магния —  $\alpha$  может находиться только фаза  $Mg_{24}Y_5$  (рис. 32).

На рис. 33 приведены данные по изотермическим сечениям, представленные в виде изотерм, разграничивающих области однородных твердых растворов —  $\alpha$  и двухфазной области  $\alpha + Mg_{24}Y_5$  при температурах 500 и 300°C.

Для уточнения положения границ фазовых областей  $\alpha$  и  $\alpha + Mg_{24}Y_5$  на изотермических сечениях была построена графическая зависимость изменения удельного электросопротивления сплавов по сечению с постоянным отношением содержания иттрия к кадмию, проходящему через магниевую вершину концентрационного треугольника. Полученные результаты (рис. 34) подтвердили данные микроструктурных исследований. Рентгеновские исследования сплавов Mg — 19% Y, Mg — 19,88% Y — 19,66 Cd показали, что в обоих сплавах присутствуют фазы магниевого твердого раствора и  $Mg_{24}Y_5$ . Изменение параметров их решетки связано с наличием растворимости кадмия как в магниевом твердом растворе, так и в фазе  $Mg_{24}Y_5$ . Данные измерения микротвердости этих фаз, а также результаты микрорентгеноспектрального анализа также свидетельствуют о растворимости кадмия в этих фазах, причем содержание кадмия в фазе  $Mg_{24}Y_5$  превышает его содержание в магниевом твердом растворе, находящемся в равновесии с этой фазой. На основании полученных данных была построена проекция поверхностей кристаллизации магниевого угла системы магний — иттрий — кадмий, приведенная на рис. 33. Линия моновариантной реакции  $\text{Ж} \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5$  разделяет две области первичной кристаллизации фаз  $\alpha$  и  $Mg_{24}Y_5$ .

### Магний — иттрий — кремний

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — кремний изучена в области сплавов, богатых магнием и содержащих до 15% иттрия и 4% кремния [66].

Двойная диаграмма магний — кремний [64] со стороны магния является эвтектической. Температура эвтектики 637°C, содержание кремния в эвтектике 1,34%. В равновесии с  $\alpha$ -магниевым твердым раствором находится соединение  $Mg_2Si$ , которое имеет кубическую решетку типа  $Mg_2Si$  с параметром  $a = 6,404$  Å. Растворимость кремния в твердом матгии мала и составляет при эвтектической температуре 0,12%.

Таблица 8

Данные термического и микроструктурного анализов медленно охлажденных сплавов системы магний — иттрий — кремний

Состав сплава, % (по массе)		Температуры фазовых превращений			Структурный состав сплавов *		
по шихте		по химическому анализу		$n_1$	$n_2$	$n_3$	
Y	Si	Y	Si				
15	—	13,41	—	645	556	—	$\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
15	0,30	12,29	0,20	656	636	569	$\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5) + [X]$
15	0,70	12,60	0,45	645	628	565	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
15	1,0	14,23	0,91	647	636	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
15	1,5	11,73	1,49	648	640	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
15	2,0	14,64	1,81	647	—	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
15	3,0	13,00	2,55	645	—	—	$\alpha + (\alpha + X)$
15	4,0	18,60	3,06	647	—	—	$\alpha + (\alpha + X)$
13	—	12,8	—	637	556	—	$\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
12,5	0,2	12,91	0,26	644	636	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
11,8	0,4	11,7	0,36	646	637	—	$X + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
11,0	0,6	10,83	0,43	646	639	—	$X + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$
9,2	1,2	9,15	1,16	644	636	—	$X + (\alpha + X)$
7,6	1,7	7,64	1,65	638	634	—	$X + (\alpha + X)$
6,6	2,0	6,70	2,28	648	638	—	$X + (X + Mg_2Si) + (\alpha + Mg_2Si + X)$
5,2	2,4	5,25	1,82	639	—	—	$X + (X + Mg_2Si) + (\alpha + Mg_2Si + X)$
4,0	2,8	3,62	2,65	638	—	—	$Mg_2Si + (\alpha + Mg_2Si)$
0,6	3,8	0,5	4,65	637	—	—	$Mg_2Si + (\alpha + Mg_2Si)$
—	4,0	—	4,36	639	—	—	$Mg_2Si + (\alpha + Mg_2Si)$

\* В круглых скобках указаны структурные составы образов, вившиеся в процессе кристаллизации. В квадратные скобки взята фаза, выделившаяся из магниевого твердого раствора в процессе медленного охлаждения.

Двойная диаграмма иттрий — кремний изучена почти полностью. Некоторые сведения о ней имеются в работах [67], авторы которых определили существование соединений  $Y_5Si_3$ ,  $Y_5Si_4$ ,  $YSi$ ,  $Y_3Si_5(YSi_{1.6})$ ,  $YSi_2$ . При исследовании тройной диаграммы магний — иттрий — кремний были построены два политеrmических и три изотермических сечения при температурах 500, 400 и 300°С.

В качестве исходных материалов использовали магний повышенной чистоты (99,96% Mg), иттрий марки ИМО (99,68% Y) и кремний полупроводниковой чистоты.

Для определения характера и температур нонвариантных превращений в системе магний — иттрий — кремний исследованы два политеrmических сечения. Одно, проходящее через составы двойных сплавов  $Mg - 13\% Y$  и  $Mg - 4\% Si$ , а другое — с постоянным содержанием иттрия около 15%. В табл. 8 приведены данные термического и микроструктурного анализа медленно охлажденных сплавов системы магний — иттрий — кремний.

На рис. 35 приведены примеры характерной для данной системы микроструктуры для различного химического состава сплавов. Микроструктурные исследования медленно охлажденных сплавов показали, что в равновесии с твердым раствором на основе магния- $\alpha$ , который занимает основное поле шлифа, могут находиться следующие фазы:

1.  $Mg_{24}Y_5$  — светло-серые включения, входящие в состав двойной эвтектики  $\alpha + Mg_{24}Y_5$ , а также участвующие в перитектическом превращении  $Ж + X \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5$ . Вследствие вырожденности указанной реакции ободок вокруг фазы X отсутствует;

2.  $Mg_2Si$  — серо-голубые кристаллы; эта фаза входит в состав двух двойных эвтектик  $\alpha + Mg_2Si$  и  $X + Mg_2Si$  и в тройную эвтектику  $\alpha + X + Mg_2Si$ ; в ряде сплавов фаза  $Mg_2Si$  кристаллизовалась первично;

3. X-фаза — наиболее темная фаза, присутствующая в изученной концентрационной области; в структуре ряда сплавов она кристаллизовалась первично, кроме того она входила в состав двойных эвтектик  $\alpha + X$  и  $X + Mg_2Si$  и тройной эвтектике  $\alpha + Mg_2Si + X$ , а также участвовала в указанном перитектическом превращении  $Ж + X \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5$ .

По данным химического, дифференциального термического анализов и микроструктурных исследований, приведенным в табл. 10, построены два сечения (рис. 36a, б). Как видно, в системе имеют место два четырехфазных нонвариантных превращения: при температуре  $636 \pm 2^\circ C$  — перитектического типа  $Ж + X \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5$  и при температуре  $637 \pm 2^\circ C$  — эвтектического типа  $Ж \rightleftharpoons \alpha + Mg_2Si + X$ . Полученные результаты дали основание полагать, что сечение Mg—X в этой системе является квазиби-

нарным с эвтектическим характером нонвариантного превращения при температуре, близкой к температуре плавления магния ~650°С. Кристаллизация фазы X происходит с небольшим термическим эффектом, поэтому линии ликвидуса проведены пунктиром. В большинстве сплавов, где первично кристаллизовалась

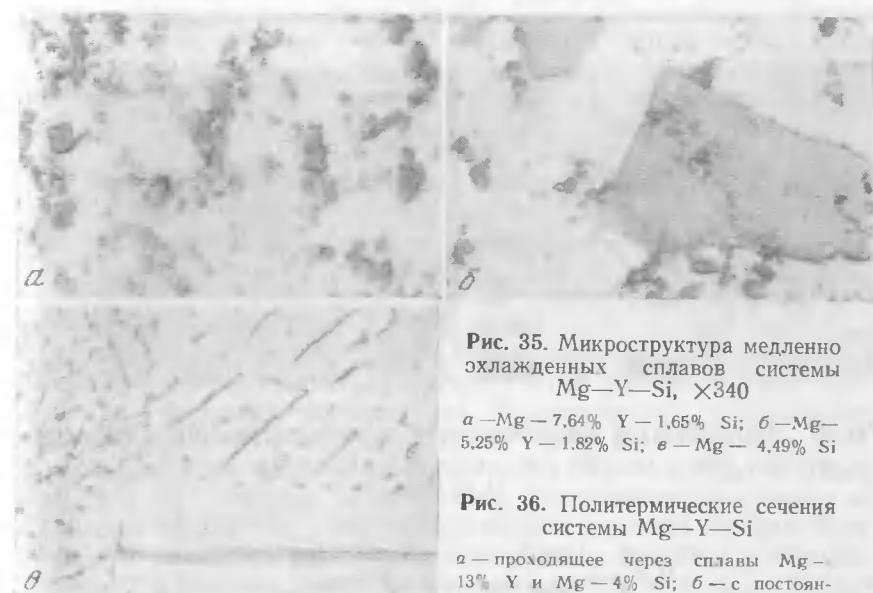
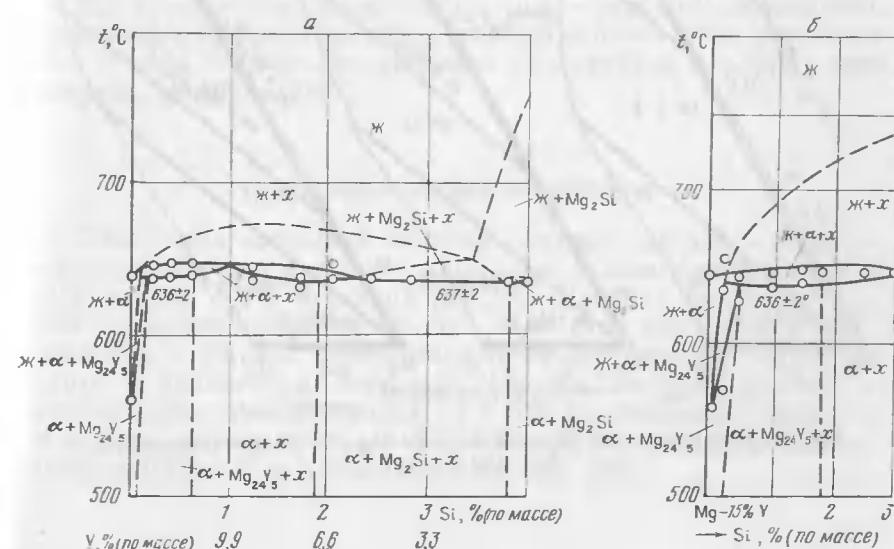


Рис. 35. Микроструктура медленно охлажденных сплавов системы  $Mg - Y - Si$ ,  $\times 340$

a —  $Mg - 7,64\% Y - 1,65\% Si$ ; b —  $Mg - 5,25\% Y - 1,82\% Si$ ; c —  $Mg - 4,49\% Si$

Рис. 36. Политеrmические сечения системы  $Mg - Y - Si$

a — проходящее через сплавы  $Mg - 13\% Y$  и  $Mg - 4\% Si$ ; б — с постоянным содержанием иттрия 15%



фаза X, можно наблюдать ликвацию. Донная часть слитков была обогащена фазой X.

В области сплавов, богатых иттрием, небольшие добавки кремния приводят к значительному повышению температуры солидуса. В области сплавов, богатых кремнием, температуры солидуса двойного сплава магния с кремнием и тройных сплавов

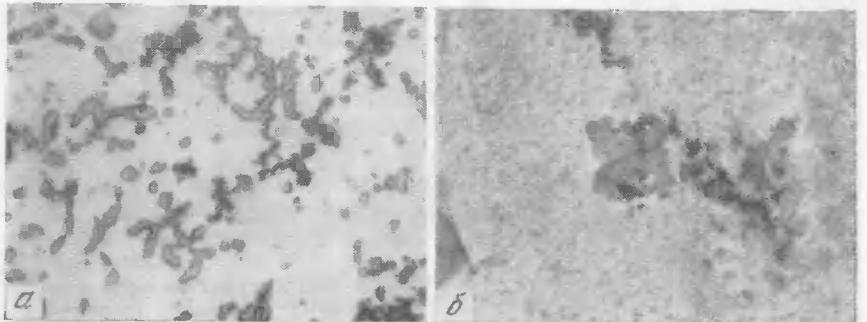


Рис. 37. Микроструктура деформированных сплавов системы Mg—Y—Si,  $\times 600$   
a — Mg — 11,8% Y — 0,36% Si,  $\alpha + \text{Mg}_2\text{Y}_5 + \text{X}$ ; b — Mg — 0,35% Y — 1,47% Si,  $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{X}$

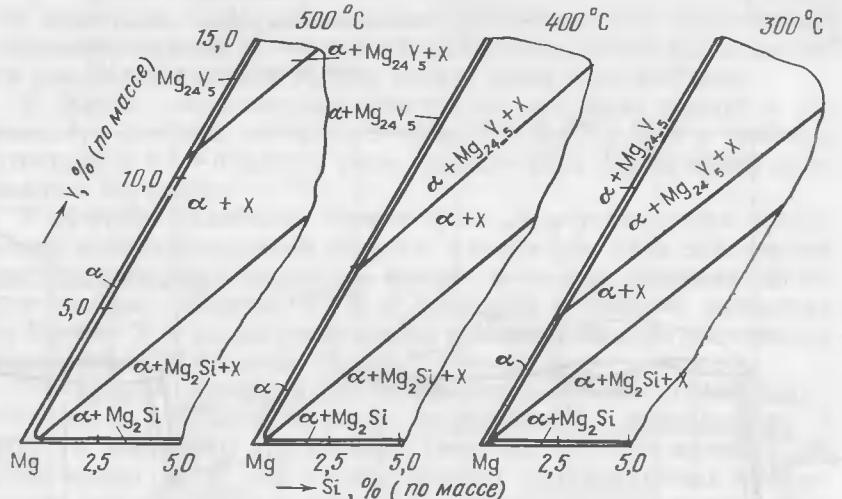


Рис. 38. Изотермические сечения системы Mg—Y—Si при температуре 500, 400 и 300°С

Таблица 9

Данные о совместной растворимости иттрия и кремния при 500, 400 и 300°С

Temperatur pa, °C	$\alpha_1$				$\alpha_2$			
	Y, %		Si, %		Y, %		Si, %	
	(по массе)	ат.	(по массе)	ат.	(по массе)	ат.	(по массе)	ат.
500	11,5	3,45	<0,1	<0,08	<0,1	<0,02	<0,1	<0,08
400	7,0	2,01	<0,1	<0,08	<0,1	<0,02	<0,1	<0,08
300	5,0	1,4	<0,1	<0,07	<0,1	<0,02	<0,1	<0,08

с небольшими добавками иттрия близки: разница в них составляет 1—2°С. Вырожденный характер нонвариантного превращения в треугольнике  $\alpha$ —Mg<sub>2</sub>Si—X осложнил определение характера нонвариантного превращения.

Микроструктурные исследования подтверждают эвтектический тип нонвариантного превращения.

Микроструктурные исследования сплавов, отожженных при 500, 400 и 300°С, позволили построить три изотермических сечения при указанных температурах. В равновесии с  $\alpha$ -магниевым твердым раствором находятся те же фазы, которые были обнаружены в литых медленно охлажденных сплавах: Mg<sub>2</sub>Y<sub>5</sub>, Mg<sub>2</sub>Si и X (рис. 37). На рис. 38 приведены изотермические сечения по данным химического и микроструктурного анализа сплавов. Криевые, ограничивающие область однородных твердых растворов, имеют по две точки совместной растворимости иттрия и кремния в магнии, которые отвечают трехфазным равновесиям  $\alpha_1 \rightleftharpoons \text{Mg}_2\text{Y}_5 + \text{X}$  и  $\alpha_2 \rightleftharpoons \text{Mg}_2\text{Si} + \text{X}$  ( $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  — условные обозначения магниевого твердого раствора, участвующего в этих равновесиях). В табл. 9 приведены сведения о составах  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  при температурах 500, 400 и 300°С.

### Магний — иттрий — марганец

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — марганец изучена в области магниевых сплавов, содержащих до 20% иттрия и 4% марганца [23, 68]. Двойная диаграмма магний — марганец перитектического типа. При температуре 653°С жидкость с 2% Mn, отвечающая точке перитектики, взаимодействует с кристаллами марганца, образуя твердый раствор на основе магния с содержанием 2,2% Mn. Растворимость марганца в магнии при температурах 500, 400 и 300°С составляет соответственно 0,68; 0,25 и 0,12% (по массе) [64, 69].

Таблица 10

Данные химического и термического анализа сплавов политеческого сечения системы

Содержание элементов, % (по массе)		Критические точки, °C							
Y по шихте	по анализу	Mп		при нагреве			при охлаждении		
		по шихте	по анализу	<i>n</i> <sub>1</sub>	<i>n</i> <sub>2</sub>	<i>n</i> <sub>3</sub>	<i>n</i> <sub>1</sub>	<i>n</i> <sub>2</sub>	<i>n</i> <sub>3</sub>
—	—	4,00	3,80	650	728	—	723	650	—
0,5	0,44	3,90	3,38	650	730	—	720	650	—
1,0	0,91	3,80	3,21	645	710	—	695	646	—
1,5	1,43	3,70	3,18	640	691	—	680	649	640
2,0	2,01	3,60	3,14	—	—	—	—	—	—
3,0	2,90	3,50	3,10	640	690	—	635	647	641
4,0	3,77	3,25	3,07	637	690	—	684	641	637
5,0	4,90	3,00	2,90	—	—	—	—	—	—
6,0	5,29	2,80	2,84	600	630	678	670	640	635
6,33	6,01	2,60	2,52	—	—	—	—	—	—
8,0	7,11	2,40	2,30	—	—	—	—	—	—
9,0	7,96	2,20	2,25	601	628	—	662	635	613
10,0	8,28	2,00	1,80	—	—	—	—	—	—
11,0	11,09	1,75	1,72	600	629	640	636	620	600
12,0	11,09	1,60	1,72	577	618	—	639	617	575
13,0	11,91	1,45	1,52	535	600	—	600	635	—
14,0	13,22	1,25	1,29	535	601	—	600	537	—
15,0	14,31	0,95	0,94	535	609	—	603	569	535
16,0	15,51	0,75	0,59	539	610	—	610	534	—
17,0	16,07	0,60	0,59	560	629	—	624	560	—
18,0	17,31	0,40	0,36	564	630	—	630	563	—
19,0	18,89	0,20	0,14	566	639	—	629	565	—
20,0	19,10	—	—	567	637	—	630	565	—

Для приготовления сплавов использовали следующие материалы: магний Mg 1 (99,91% Mg), иттрий ИмО (99,68 Y) и лигатуру магния с 4% марганца, приготовленную с применением электролитического марганца.

При исследовании диаграммы магний — иттрий — марганец были построены одно политеческое и четыре изотермических сечения при 500, 400, 300 и 200°С.

Для определения характера фазовых равновесий и определения температуры нонвариантного превращения в системе Mg—Y—Mn были исследованы сплавы политеческого сечения, проходящего через составы двойных сплавов магния с 4% марганца и 20% иттрия. В табл. 10 приведены данные по хими-

ческому составу и результатам термического анализа сплавов при записи кривых нагрева и охлаждения. В большинстве сплавов фактическое содержание иттрия и марганца было близко к расчетному. Удовлетворительное соответствие данных химического анализа с шихтой обусловило возможность построения политеческого сечения согласно расчетным данным.

Микроструктурные исследования (рис. 39) медленно охлажденных сплавов после записи термических кривых охлаждения

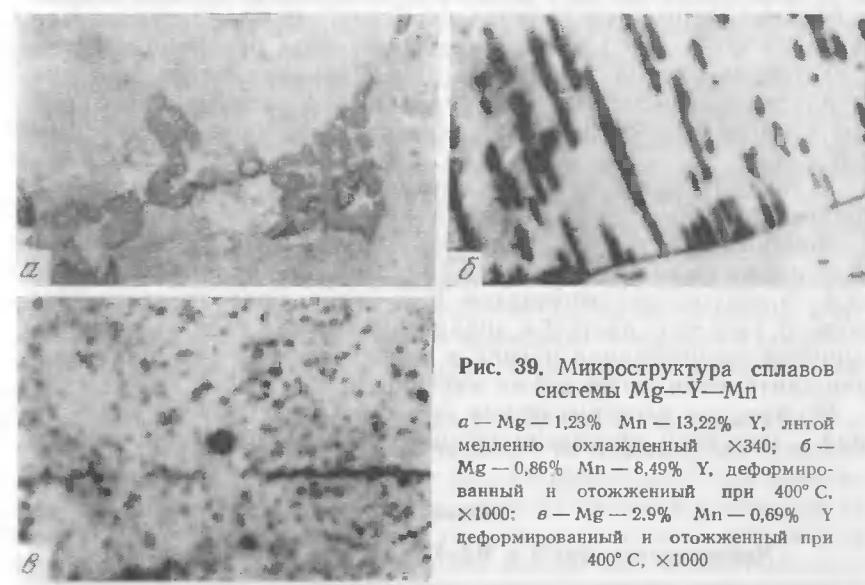


Рис. 39. Микроструктура сплавов системы Mg—Y—Mn

*a* — Mg — 1,23% Mn — 13,22% Y, литой медленно охлажденный ×340; *b* — Mg — 0,86% Mn — 8,49% Y, деформированный и отожженный при 400° С, ×1000; *c* — Mg — 2,9% Mn — 0,69% Y деформированный и отожженный при 400° С, ×1000

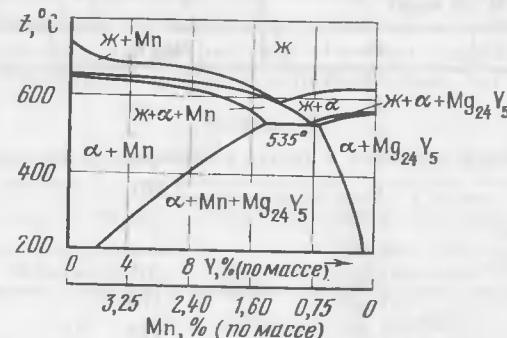


Рис. 40. Политеческое сечение системы Mg—Y—Mn, проходящее через сплавы Mg — 4% Mn и Mg 20% Y

показали, что в равновесии с твердым раствором на основе магния- $\alpha$  могут находиться следующие фазы:

1.  $Mg_{24}Y_5$  — светло-серая фаза, входящая в состав двойной и тройной эвтектики  $\alpha + Mg_{24}Y_5$  и  $\alpha + Mn + Mg_{24}Y_5$ ;

2.  $Mn$  — фаза серые кристаллы встречаются в виде первичных включений, а также входят в тройную эвтектику  $\alpha + Mn + Mg_{24}Y_5$ . В двойных сплавах магния с марганцем марганцевая фаза имела более светлую окраску, чем в тройных сплавах с иттрием.

На рис. 40 приведено указанное полигермическое сечение. В богатых марганцем сплавах первично кристаллизуется марганцевая фаза. В сплавах, богатых иттрием, первично кристаллизуется магниевый твердый раствор. Данное сечение пересекает плоскость нонвариантного превращения эвтектического типа при температуре 535° С, протекающего по реакции  $Ж \rightleftharpoons \alpha + Mn + Mg_{24}Y_5$ .

В табл. 11 приведены значения микротвердости фаз тройных сплавов системы магний — иттрий — марганец.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 20 гс и выдержке под нагрузкой 10 с. Данные являются средними из 4—5 измеренных отпечатков. Как видно, микротвердость магниевого твердого раствора значительно возрастает по мере повышения концентрации иттрия и практически не изменяется при дополнительном легировании марганцем.

Построение изотермических сечений системы магний — иттрий — марганец проведено по результатам микроструктурных

исследований деформированных и отожженных образцов, а также по результатам измерения удельного электросопротивления сплавов.

Микроструктурные исследования показали, что в богатых магнием сплавах этой системы существуют следующие фазы (рис. 39):

1. Твердый раствор иттрия и марганца в магнии- $\alpha$ , он представляет основное поле шлифа.

2. Фаза  $Mg_{24}Y_5$ , которая встречается в двойных магниево-иттриевых сплавах и представляет собой светлые крупные и мелкие кристаллы, располагающиеся по границам и внутри зерен.

3. Марганцевая фаза ( $Mn$ ), представляющая собой, по-видимому, твердый раствор иттрия в марганце. Она в виде мелких серых включений располагается внутри и по границам зерен. В отличие от фазы  $Mg_{24}Y_5$  хорошо видна и на нетравленых шлифах. В результате распада магниевого твердого раствора марганцевая фаза выделяется в виде точечных включений по всему полю шлифа, а фаза  $Mg_{24}Y_5$  выделяется преимущественно в виде параллельных строк по тelu зерен.

Кроме указанных фаз, в изученных сплавах кое-где наблюдали темные кристаллы преимущественно прямоугольной формы, которые представляли собой примесные включения соединений с газами ( $H_2$ ,  $O_2$ ,  $N_2$ ) либо других примесей в шихтовых материалах.

Согласно результатам микроструктурных исследований и химического анализа сплавов построены изотермические сечения диаграммы при 500—200° С. На рис. 41 приведены три сечения при 500, 400 и 300 С. Как видно, область твердых растворов на основе магния ( $\alpha$ ) значительно уменьшается по мере понижения температуры. В табл. 12 приведены данные по совместной растворимости иттрия и марганца при температуре 500, 400 и 300° С.

Для уточнения границ фазовых областей использовали метод измерения удельного электросопротивления сплавов, результаты которого приведены на рис. 42. На этих графиках показана зависимость удельного электросопротивления от содержания

Таблица 11

Микротвердость фаз  $\alpha$  и  $Mg_{24}Y_5$  в сплавах разного состава

Содержание легирующих добавок в магниевых сплавах, % (по массе)		Микротвердость фаз, $H_{\mu}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	
Y	Mn	$Mg_{24}Y_5$	$\alpha$
0	0	—	42
4,15	0	—	70
13,88	0	—	106
19,10	0	201	131
2,9	3,25	—	65
7,69	2,25	—	79
15,51	0,59	201	134
16,07	0,53	178	137
17,31	0,36	173	131
18,89	0,14	178	—

Таблица 12

## Данные по совместной растворимости иттрия и марганца при 500, 400 и 300° С

Temperatura отжига, °C	Совместная растворимость в магнии			
	Y	Mn	% (по массе)	ат.%
500	9,2	2,71	0,60	0,288
400	5,7	1,63	0,30	0,139
300	3,7	1,04	0,25	0,114

иттрия и марганца в сплавах. Введение иттрия в магний и его сплавы с марганцем привело к значительному повышению удельного электросопротивления. Как видно, характер кривых зависимости электросопротивления практически не изменяется от содержания в сплавах марганца. При увеличении содержания марганца лишь несколько сдвигаются точки перегиба на кривых «состав — свойство» в сторону меньших содержаний иттрия. На всех графиках при малых содержаниях иттрия (до 0,5%) нет роста удельного электросопротивления. Это, по-видимому, свидетельствует о том, что некоторое количество иттрия расходуется на взаимодействие с содержащимися в магнии примесями, которые несколько повышают электросопротивление исходного магния и его сплавов с марганцем. Вероятно, наблюдаемые в структуре сплавов темные включения имеют к этому прямое отношение.

Данные измерения электросопротивления подтвердили границы между фазовыми областями  $\alpha$  и  $Mg_{24}Y_5 + \alpha$ , а также  $\alpha + Mn$  и  $\alpha + Mn + Mg_{24}Y_5$ , установленные микроструктурными исследованиями.

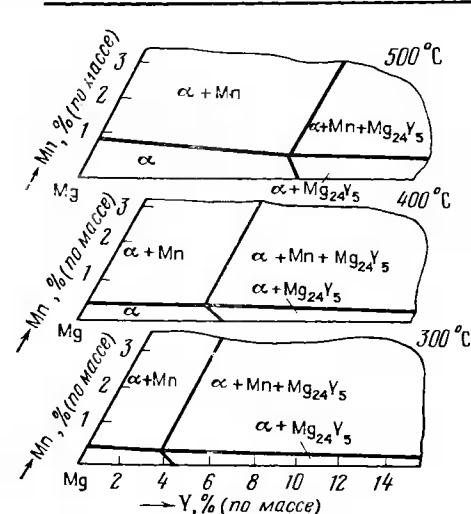
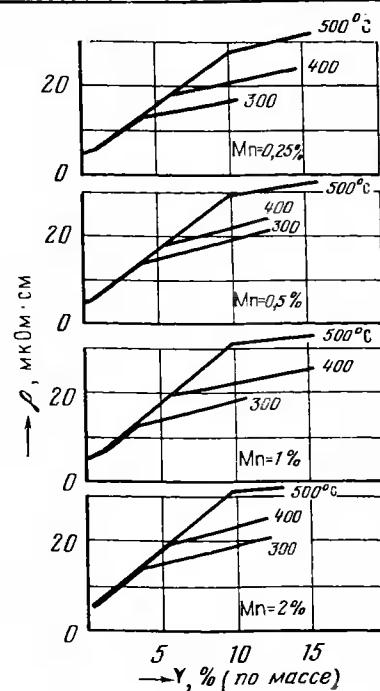


Рис. 41. Изотермические сечения системы  $Mg—Y—Mn$  при 500 (а), 400 (б) и 300°С (в)

Рис. 42. График зависимости удельного электросопротивления сплавов системы  $Mg—Y—Mn$  в зависимости от содержания в них марганца и иттрия



### Магний — иттрий — неодим

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — неодим изучена в области магниевых сплавов, содержащих до 26% неодима и до 32% иттрия [70, 71].

Двойная диаграмма магний — неодим в области сплавов, богатых магнием, является эвтектической [72]. Эвтектика кристаллизуется при температуре 552°C и содержит неодима 33% (по массе). В равновесии с магниевым твердым раствором- $\alpha$  находится фаза приблизительного состава  $Mg_3Nd$ , которая имеет сложную кристаллическую решетку. Растворимость неодима в твердом магнии составляет при температурах 500, 400 и 300°C — 2,2; 0,70 и 0,16% соответственно. Для приготовления сплавов использовали магний MG1 (99,91% Mg), иттрий (99,63% Y) и неодим (99,34% Nd). Иттрий и неодим в сплав обычно вводили лигатурами, содержащими около 40% Me. При исследовании диаграммы магний — иттрий — неодим были построены 4 политечнических и три изотермических сечения при 500, 400 и 300°C. Для определения температуры и характера non-вариантного превращения в системе были построены четыре политечнических сечения: 1) с постоянным содержанием магния 80% (по массе); 2) с постоянным содержанием магния 75% (по массе); 3) с постоянным содержанием неодима 4% (по массе) и 4) с постоянным содержанием иттрия 12% (по массе). Отклонение содержания неодима и иттрия в сплавах по данным химического и спектрального анализов в основном составляли не более 5% от шихтовых данных. В некоторых случаях эти отклонения доходили до 10%.

На рис. 43 приведены типичные микроструктуры изученных сплавов системы магний — иттрий — неодим. Во всей исследованной концентрационной области были обнаружены фазы, присущие в двойных магниево-иттриевых и магниево-неодимовых сплавах:

1. Твердый раствор неодима и иттрия в магний- $\alpha$ . В малолегированных сплавах он занимает основное поле шлифа. Он содержится в двойных эвтектиках  $\alpha + Mg_3Nd$  и  $\alpha + Mg_{24}Y_5$  и в тройной эвтектике  $\alpha + Mg_3Nd + Mg_{24}Y_5$ . Содержание твердого раствора- $\alpha$  в эвтектиках относительно мало.

2. Фаза  $Mg_3Nd$  представляет собой светло-серые включения, которые, в основном, входят в состав двойной эвтектики  $\alpha + Mg_3Nd$  и тройной эвтектики  $\alpha + Mg_3Nd + Mg_{24}Y_5$ . Она имеет несколько более темную окраску, чем фаза  $Mg_{24}Y_5$ . В сплавах, относительно богатых неодимом, фаза  $Mg_3Nd$  встречается в виде первичных кристаллов овальной формы, кроме того ее можно наблюдать как результат перитектической реакции  $Ж +$

$+ \text{Mg}_3\text{Nd} \rightleftharpoons \text{Mg}_9\text{Nd}$ . В тройных сплавах Mg—Nd—Y фаза  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  выглядит темнее, чем в двойных Mg—Nd-сплавах.

3. Фаза  $\text{Mg}_3\text{Nd}$  встречается в богатых неодимом сплавах, содержащих более 23% Nd. От фазы  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  она отличается желтоватой окраской и располагается внутри ее кристаллов.

4. Фаза  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  встречается в сплавах, содержащих более 10% иттрия. Она имеет более светлую окраску, чем фаза  $\text{Mg}_9\text{Nd}$ . Их различие можно выявить при совместном присутствии лишь после тщательного травления шлифа. В эвтектике  $\alpha + \text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  включения магниевого твердого раствора несколько крупнее, чем в эвтектике  $\alpha + \text{Mg}_9\text{Nd}$ . В сплавах, богатых иттрием, фаза  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  кристаллизуется первично.

5. Фаза  $\text{Mg}_2\text{Y}$  была обнаружена в сплаве магния с 32% иттрия и 4% неодима, где она кристаллизовалась первично. Фаза  $\text{Mg}_2\text{Y}$ , взаимодействуя с жидкостью, образует по перитектической реакции соединение  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$ , внутри которого она располагается. По окраске она темнее, чем соединение  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$ .

Для идентификации фаз, кроме микроструктурных исследований, была сделана попытка использовать метод измерения микротвердости. В табл. 13 приведены данные измерения микротвердости металлических соединений, присутствующих в исследованных сплавах.

Таким образом, микротвердость соединений  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  и  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  практически одинакова, что не дает возможности надежно использовать этот метод для идентификации фаз.

На рис. 44, а и б приведены политеrmические сечения с постоянным содержанием магния — 80 и 75%. Во всех сплавах

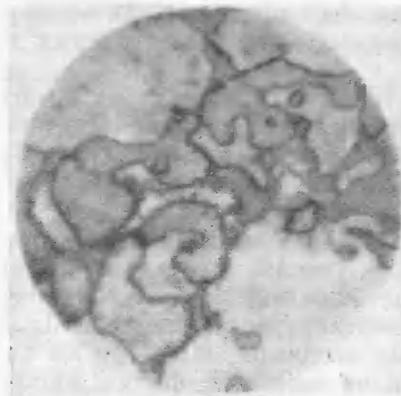


Рис. 43. Микроструктура литого сплава системы Mg — 17% Y — 3% Nd,  $\times 340$

первоначально кристаллизуется  $\alpha$ -магниевый твердый раствор, а затем либо двойная эвтектика  $\alpha + \text{Mg}_9\text{Nd}$ , либо  $\alpha + \text{Mg}_{24}\text{Y}_5$ . Оба сечения пересекают плоскость нонвариантного эвтектического превращения  $\text{Ж} \rightleftharpoons \alpha + \text{Mg}_9\text{Nd} + \text{Mg}_{24}\text{Y}_5$ , при  $536^\circ\text{C}$ . На рис. 45, а приведено политеrmическое сечение для сплавов с постоянным содержанием иттрия, равным 12%. Это сечение пересекает три области первичной кристаллизации фаз:  $\alpha$ -магниевого твердого раствора и фаз  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  и  $\text{Mg}_3\text{Nd}$ . Фазовые области в правой части сечения даны ориентировочно, так как сплавы, содержащие более 26% неодима, не были исследованы. На рис. 45, б приведено

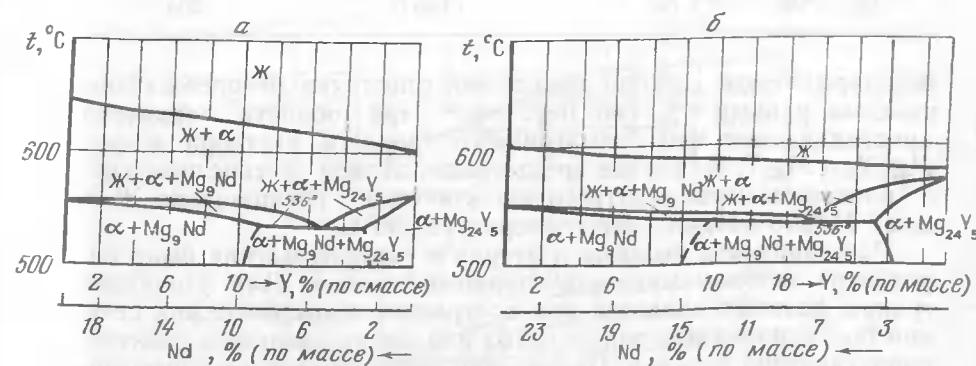


Рис. 44. Политеrmические сечения системы Mg—Y—Nd с постоянным содержанием магния 80% (а) и 75% (б)

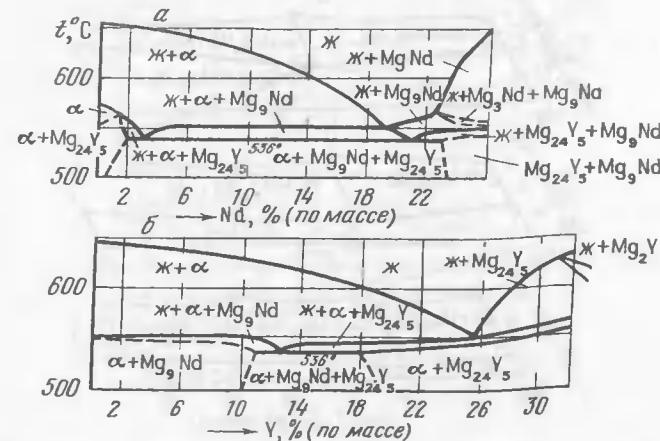


Рис. 45. Политеrmические сечения системы Mg—Y—Nd с постоянным содержанием иттрия 12% (а) и неодима 4% (б)

Таблица 13  
Микротвердость некоторых фаз системы Mg—Y—Nd

Состав сплава	Фаза	$H_{\mu}$ кгс/мм <sup>2</sup>
Mg — 12% Y — 10% Nd	Mg <sub>9</sub> Nd	196
Mg — 12% Y — 16% Nd	Mg <sub>9</sub> Nd	204
Mg — 12% Y — 18% Nd	Mg <sub>9</sub> Nd	189
Mg — 12% Y — 28% Nd	Mg <sub>9</sub> Nd	302
Mg — 12% Y — 28% Nd	Mg <sub>9</sub> Nd	201
Mg — 24% Y — 4% Nd	Mg <sub>24</sub> Y <sub>5</sub>	204

политермическое сечение для сплавов с постоянным содержанием неодима, равным 4%. Оно пересекает три области первичной кристаллизации фаз:  $\alpha$ -магниевого твердого раствора и фаз Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> и Mg<sub>2</sub>Y. Как и все предыдущие, данное сечение пересекает плоскость нонвариантного эвтектического превращения  $\mathcal{J} \rightleftharpoons \alpha + \text{Mg}_9\text{Nd} + \text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  при температуре 536° С.

Расторимость неодима и иттрия в твердом магнии была определена методом микроструктурного анализа. Для уточнения границ фазовых областей при построении изотермических сечений был использован также метод измерения удельного электросопротивления сплавов. Проведение микроструктурных исследований представляло сложность ввиду незначительного отличия

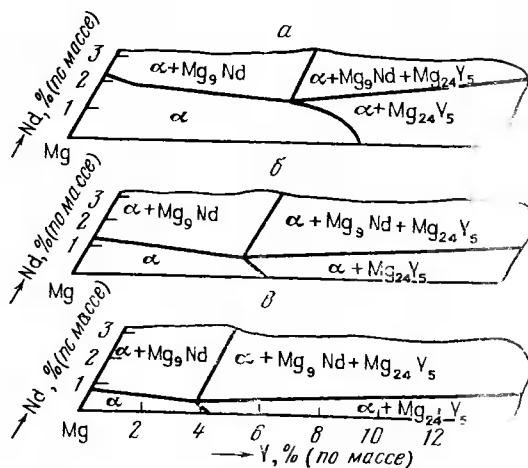


Рис. 46. Изотермические сечения системы Mg—Y—Nd при 500 (a), 400 (б) и 300° С (в)

друг от друга фаз Mg<sub>9</sub>Nd и Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub>. Однако при тщательном исследовании эти фазы различаются.

Микроструктурный анализ показал, что в твердом состоянии в равновесии с магниевым твердым раствором могут находиться следующие фазы:

1. Фаза Mg<sub>9</sub>Nd, которая встречается в двойных сплавах системы Mg—Nd. В тройных сплавах эта фаза представляет твердый раствор иттрия в этом соединении.

2. Фаза Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub>, встречающаяся в двойных сплавах системы Mg—Y. В тройных сплавах она представляет собой твердый раствор неодима и магния в этой фазе.

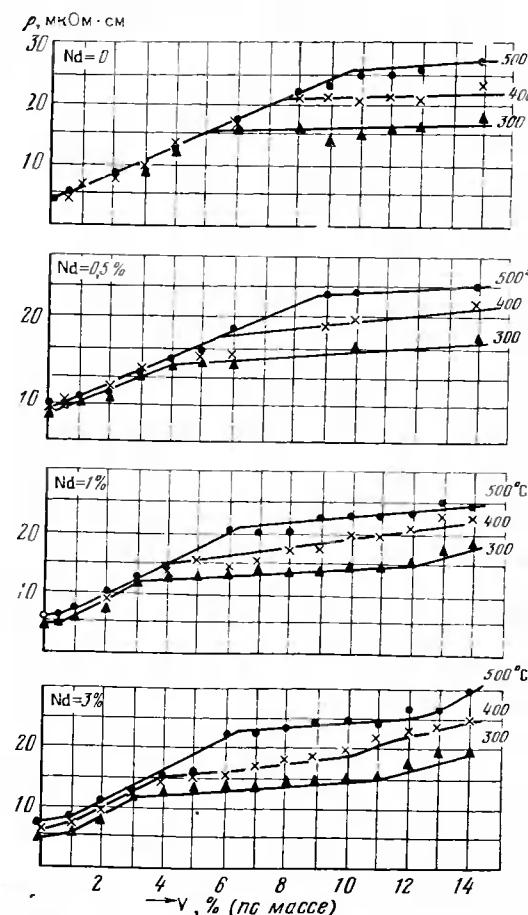


Рис. 47. Зависимость удельного электросопротивления сплавов системы Mg—Y—Nd от содержания неодима и иттрия при температурах 500, 400 и 300° С

Таблица 14

Совместная растворимость неодима и иттрия в твердом магнии

Температура, °C	Nd		Y	
	% (по массе)	ат.%	% (по массе)	ат.%
500	1,5	0,266	6,7	2,17
400	0,7	0,111	5,3	1,69
300	0,4	0,068	3,6	1,13

Кроме указанных фаз, в исследованных сплавах можно наблюдать темные кристаллы правильной формы, которые, по-видимому, объясняются наличием газовых ( $H_2$ ,  $O_2$ ,  $N_2$ ) либо других примесей.

На рис. 46 даны изотермические сечения системы  $Mg-Y-Nd$ . Как иттрий, так и неодим значительно уменьшают растворимость друг друга в магнии при всех исследованных температурах. При понижении температуры значительно сокращается область твердых растворов неодима и иттрия в магнии.

На рис. 47 приведена зависимость удельного электросопротивления сплавов системы магний — неодим — иттрий от их состава и от температуры отжига. Как видно, при легировании иттрием наблюдается значительный рост удельного электросопротивления магния и его сплавов с неодимом. На этих кривых видны достаточно четкие перегибы. Они соответствуют переходу из одной фазовой области в другую: из  $\alpha$  в  $\alpha+Mg_{24}Y_5$ , либо из  $\alpha+Mg_{24}Y_5$  в  $\alpha+Mg_9Nd+Mg_{24}Y_5$ . Данные микроструктурных исследований хорошо подтверждаются сведениями, полученными при рассмотрении зависимости удельного электросопротивления сплавов от химического состава.

В табл. 14 приведены значения совместной растворимости неодима и иттрия при 500, 400 и 300°С.

### Магний — иттрий — скандий

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — скандий была исследована в области магниевых сплавов, содержащих до 22% иттрия и до 27% скандия [73].

Двойная диаграмма магний — скандий является перитектической [74, 75]. Перитектическая реакция  $J\bar{\beta}\rightleftharpoons\alpha$  протекает при 706—710°С. Растворимость скандия в твердом магнии при перитектической температуре составляет 25,9% [74], либо 29—30% (по массе) [75]. Фаза  $\beta$  представляет собой твердый раствор с ОЦК-решеткой на основе скандия. Она находится в равн-

весии с твердым раствором на основе магния при температурах выше 480°С. При 480°С  $\beta$ -фаза претерпевает эвтектоидный распад на магниевый твердый раствор и фазу с кристаллической решеткой типа  $CsCl$ .

В качестве исходных материалов для исследования использовали магний Mg95 чистотой 99,95%, иттрий  $YmO$  чистотой 99,9% и скандий сорта «i» с содержанием примесей: 0,05% Cu; 0,01% Fe; 0,004% Ca и  $\Sigma Yb$ , Y, Tb, Gd ≈ 0,08%.

При исследовании тройной диаграммы магний — иттрий — скандий были построены два полигермических и два изотермических сечения. Для определения характера кристаллизации и температуры нонвариантного превращения были построены полигермические сечения: 1) проходящее через двойные сплавы магния с 14% Y и с 25% Sc; 2) с постоянным содержанием иттрия 15%. При построении указанных сечений были использованы методы термического, микроструктурного и микрорентгеноспектрального анализов. На рис. 48, а, б приведена микроструктура медленно охлажденных сплавов системы  $Mg-Y-Sc$ .

На основании микроскопического анализа было установлено, что в равновесии с твердым раствором на основе магния- $\alpha$  могут находиться фазы, встречающиеся в двойных системах  $Mg-Y$  и  $Mg-Sc$ :

1.  $Mg_{24}Y_5$  — фаза голубоватого цвета. Она входит в состав двойной эвтектики  $\alpha+Mg_{24}Y_5$ . Результат микрорентгеноспектрального анализа показал, что скандий не растворяется в фазе  $Mg_{24}Y_5$ .

2.  $\beta$ -фаза, богатая скандием, существующая при температуре выше 480°С, имеет желтоватый оттенок. По данным микрорентгеноспектрального анализа в  $\beta$ -фазе растворяется около 12% Y.

3.  $\gamma$ -фаза, богатая скандием, существующая при температуре ниже 480°С; так же, как и  $\beta$ -фаза,  $\gamma$ -фаза имеет желтоватый оттенок.

На рис. 49 приведены эти полигермические сечения. Сечение, противолежащее магниевому углу, пересекает две области первичной кристаллизации фаз магниевого твердого раствора —  $\alpha$  и  $\beta(Sc)$ , а также области моновариантных превращений  $J\bar{\beta}\rightleftharpoons\alpha$  и  $J\bar{\beta}\rightleftharpoons\alpha+Mg_{24}Y_5$ . Сечение с постоянным содержанием иттрия — (15%) также пересекает области первичной кристаллизации фаз  $\alpha$  и  $\beta$ . Оно пересекает плоскость нонвариантного перитектического превращения  $J\bar{\beta}\rightleftharpoons\alpha+Mg_{24}Y_5$  при температуре  $579 \pm 2^\circ C$ . Линии, разграничающие фазовые области в твердом состоянии на полигермических сечениях, проведены по данным изотермических сечений.

Растворимость иттрия и скандия в твердом магнии была определена с помощью микроструктурного анализа, при этом отжиг при 500°С был 100 ч, а при 300°С — 1000 ч. Микроструктур-

ный анализ отожженных сплавов показал, что в равновесии с твердым раствором могут находиться вышеописанные фазы:  $Mg_{24}Y_5$ ,  $\beta$ —Sc и  $\gamma$ . На рис. 50 приведены указанные изотермические сечения. Сечения пересекают пять фазовых областей:  $\alpha$ ,  $\alpha + \pm Mg_{24}Y_5$ ,  $\alpha + \beta$ ,  $\alpha + \gamma$ ,  $\alpha + Mg_{24}Y_5 + \beta$  и  $\alpha + Mg_{24}Y_5 + \gamma$ . Скандиний и иттрий снижают растворимость друг друга в твердом магнии. В табл. 15 приведены данные о совместной растворимости скандия и иттрия при температурах 500 и 300° С.

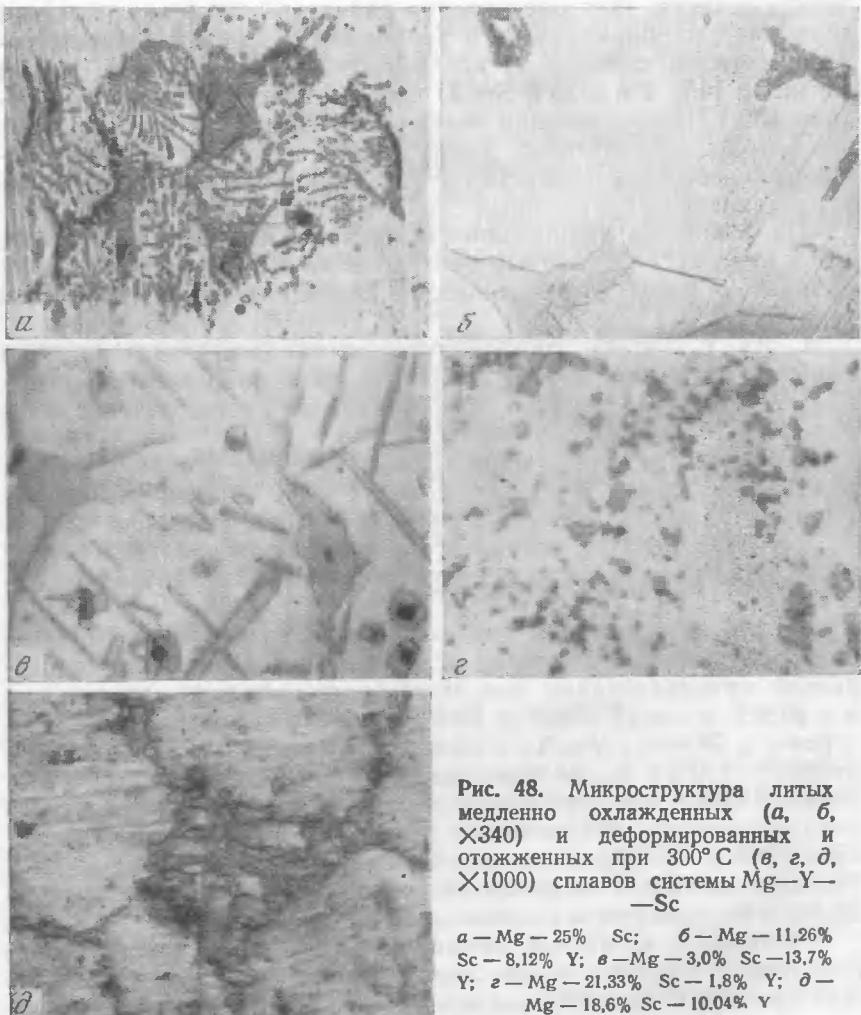


Рис. 48. Микроструктура литьих медленно охлажденных (а, б,  $\times 340$ ) и деформированных и отожженных при 300° С (в, г, д,  $\times 1000$ ) сплавов системы Mg—Y—Sc

а — Mg — 25% Sc; б — Mg — 11,26% Sc — 8,12% Y; в — Mg — 3,0% Sc — 13,7% Y; г — Mg — 21,33% Sc — 1,8% Y; д — Mg — 18,6% Sc — 10,04% Y

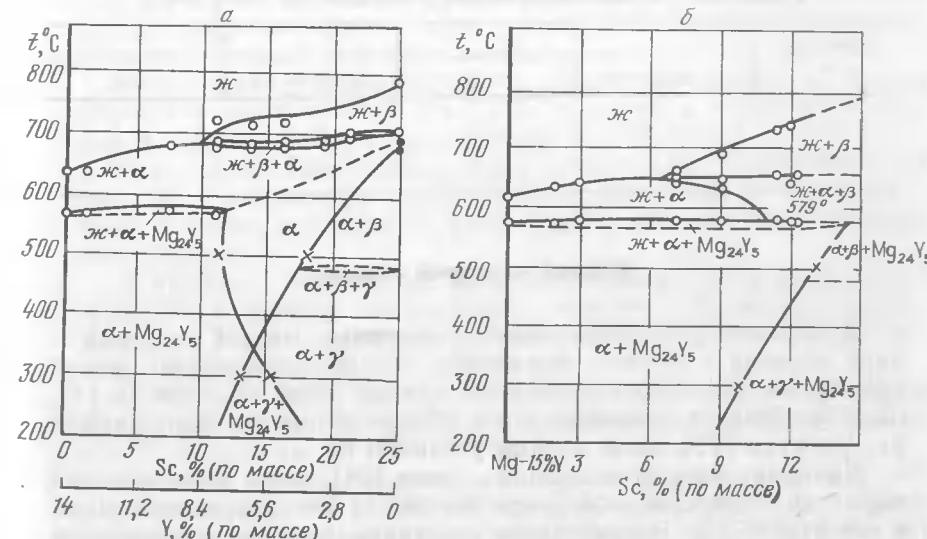


Рис. 49. Политермические сечения системы Mg—Y—Sc

а — проходящие через двойные сплавы Mg — 14% Y и Mg — 25% Sc; б — с постоянным содержанием иттрия 15%

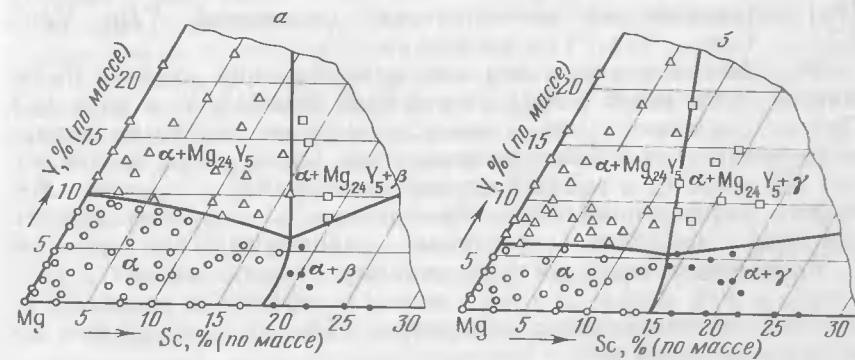


Рис. 50. Изотермические сечения системы Mg—Y—Sc при 500 (а) и 300° С (б)

Таблица 15

Совместная растворимость иттрия и скандия при 500 и 300° С

Temperatura, °C	Y		Sc	
	% (по массе)	ат. %	% (по массе)	ат. %
500	6,1	1,9	17,5	10,8
300	5,2	1,6	13,7	8,2

**Магний — иттрий — цинк**

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — цинк изучена в области магниевых сплавов авторами работ [61, 62, 76, 77]. Ниже приведены данные лишь по работам [61, 62, 77]. Следует отметить, что в основном они не противоречат результатам [76], но во многом уточняют их.

Двойная диаграмма магний — цинк [64] имеет эвтектический характер с температурой эвтектики 343° С при содержании цинка в эвтектике 53%. В равновесии с магниевым твердым раствором находится фаза  $Mg_2Zn_3$ , которая в равновесных условиях существует в узком температурном интервале от температур кристаллизации до примерно 330° С. Эвтектоидный распад, который претерпевает фаза  $Mg_2Zn_3$ , происходит по следующей реакции:  $Mg_2Zn_3 \rightleftharpoons \alpha + MgZn$ . Растворимость цинка в твердом магнии при 300° С — 6,0% (2,3 ат. %); при 250° С — 3,3% (1,25 ат. %) и при 200° С — 2,0% (0,75 ат. %). В системе Y—Zn, изученной в работе [78], установлен ряд металлических соединений  $YZn$ ;  $YZn_2$ ;  $YZn_{3,67}$ ;  $YZn_{4,46}$ ;  $YZn_6$ ;  $YZn_{8,5}$  и  $YZn_{12}$ .

Исходными материалами для приготовления сплавов были: магний Mg95 (99,95% Mg), иттрий ИмО (99,964% Y) и цинк ЦО. При исследовании тройной диаграммы были построены четыре полигермических и два изотермических сечения при температурах 500 и 300° С, а также построен магниевый угол системы. Методами дифференциального термического и микроструктурного анализов построены следующие полигермические сечения: 1) проходящее через составы двойных сплавов магния с 17% иттрием и 30% цинка; 2) с постоянным содержанием иттрия 18%; 3) с постоянным содержанием иттрия 25%; 4) с постоянным содержанием цинка 29%.

Микроструктурными исследованиями медленно охлажденных сплавов, дополненными данными микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализов, было установлено, что в равновесии с твердым раствором на основе магния- $\alpha$  могут находиться следующие фазы (рис. 51):

1.  $Mg_{24}Y_5$  — светло-серые включения, которые входят в состав двойной  $\alpha + Mg_{24}Y_5$  и тройной  $\alpha + Mg_{24}Y_5 + X$  эвтектик.

2. X — фаза, которая имеет характерное пластинчатое строение и коричневый цвет. Она входит в состав двойной и тройных эвтектик  $\alpha + Mg_{24}Y_5 + X$  и  $\alpha + X + W$ .

3. W — фаза голубовато-серого цвета, входящая в состав двойной  $\alpha + W$  и тройной  $\alpha + X + W$  эвтектик, а также участвующая в перитектическом превращении  $X + W \rightleftharpoons \alpha + Z$ .

4. Z — фаза белого цвета, образующаяся по перитектической реакции и входящая в состав тройной эвтектики  $\alpha + Mg_2Zn_3 + Z$ . Фазу Z можно отличить от фазы  $Mg_2Zn_3$  методом рентгенофазового анализа.

5.  $Mg_2Zn_3$  — белая фаза, которая входит в состав двойной  $\alpha + Mg_2Zn_3$  и тройной  $\alpha + Z + Mg_2Zn_3$  эвтектик. В твердом состоянии фаза  $Mg_2Zn_3$  претерпевает эвтектоидный распад  $Mg_2Zn_3 \rightleftharpoons \alpha + MgZn$  и  $Mg_2Zn_3 \rightleftharpoons \alpha + MgZn + Z$ .

6. MgZn — белая фаза, образующаяся по указанным эвтектоидным реакциям. На рис. 52—54 приведены полигермические сечения диаграммы.

Сечение, противолежащее магниевому углу системы (рис. 52), пересекает область первичной кристаллизации фазы  $\alpha$ . Сечения с постоянным содержанием иттрия, равным 18 и 25% (рис. 53), пересекают области первичной кристаллизации фаз  $\alpha$ ,  $Mg_{24}Y_5$ , X и W. Сечение с постоянным содержанием цинка — 29% (рис. 54) — пересекает области первичной кристаллизации фаз  $\alpha$  и W.

В табл. 16 приведены данные термического, микроструктурного и химического анализов сплавов двух полигермических сечений с постоянным содержанием цинка (25%) и иттрия (18%), которые позволяют судить о тщательности проведенного исследования на примере данных сечений.

Построенные сечения пересекают пять плоскостей нонвариантных превращений, четыре из которых соответствуют превращениям в жидкотвердом состоянии:

$J \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5 + X$  при температуре 533° С,

$J \rightleftharpoons \alpha + X + W$  при температуре 527° С,

$J + W \rightleftharpoons \alpha + Z$  при температуре 448° С и

$J \rightleftharpoons \alpha + Mg_2Zn_3 + Z$  при температуре 340° С, а также плоскость эвтектоидного превращения  $Mg_2Zn_3 \rightleftharpoons \alpha + MgZn + Z$  при температуре 330° С.

Используя данные по построению указанных полигермических сечений, литературные сведения по двойным системам магний — иттрий и магний — цинк, а также теоретические положения по строению диаграмм состояния, была построена проекция поверхностей кристаллизации магниевого угла системы магний — иттрий — цинк, приведенная на рис. 55. Область первич-

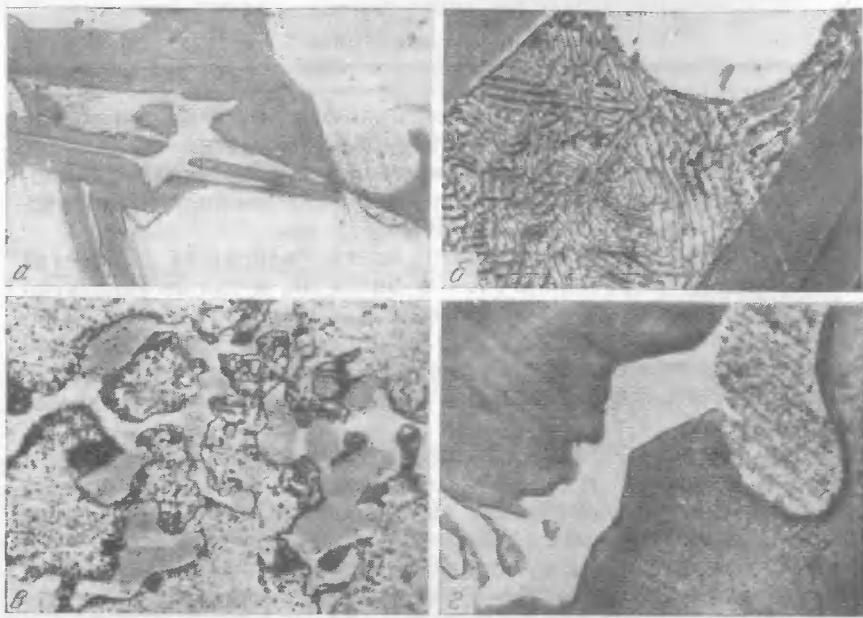


Рис. 51. Микроструктура медленно охлажденных сплавов,  $\times 750$

*a*—Mg—18.42% Y—4.8% Zn.  $\alpha+(\alpha+X)+(\alpha+\text{Mg}_{24}\text{Y}_5+X)$ ; *b*—Mg—18.67% Y—14.09% Zn.  $\alpha+(\alpha+X)+(\alpha+X+W)$ ; *c*—Mg—12.73% Y—28.99% Zn.  $\alpha+(\alpha+W)+(\alpha+Z)$ ; *d*—Mg—5.50% Y—28.57% Zn,  $\alpha+(\alpha+Z)+(\alpha+\text{Mg-Zn}+Z)$

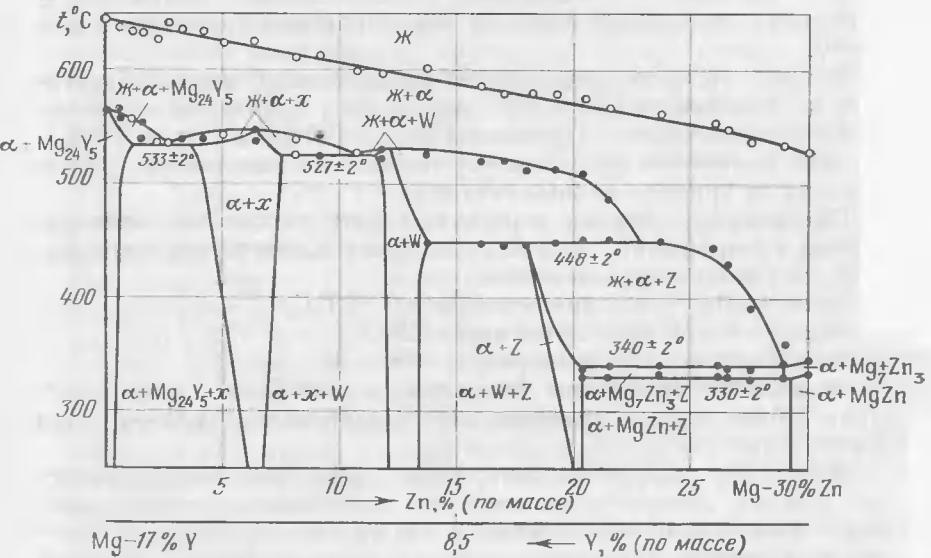


Рис. 52. Политермическое сечение системы Mg—Y—Zn, проходящее через двойные сплавы Mg—17% Y и Mg—30% Zn

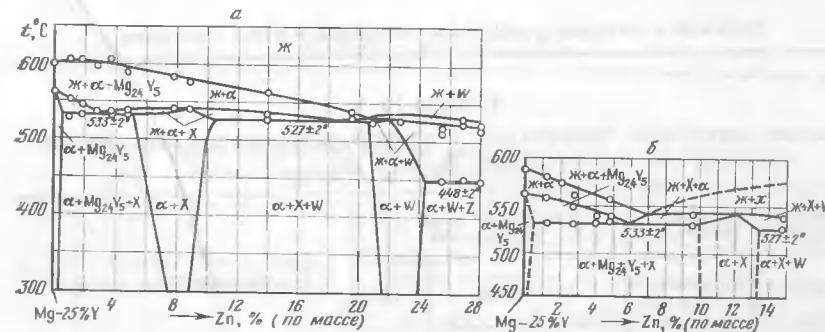


Рис. 53. Политермические сечения системы Mg—Y—Zn с постоянным содержанием иттрия 18% (а) и 25% (б)

Рис. 54. Политермическое сечение системы Mg—Y—Zn с постоянным содержанием цинка 29%

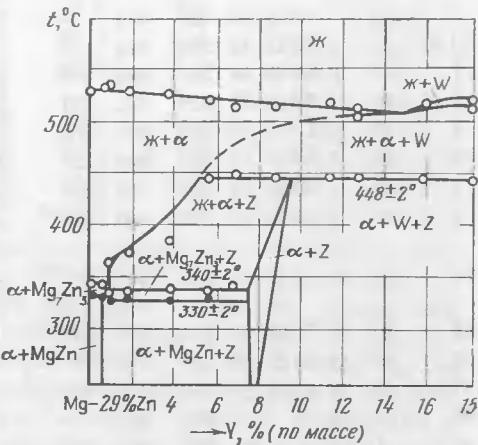


Рис. 55. Проекция поверхности кристаллизации системы Mg—Y—Zn

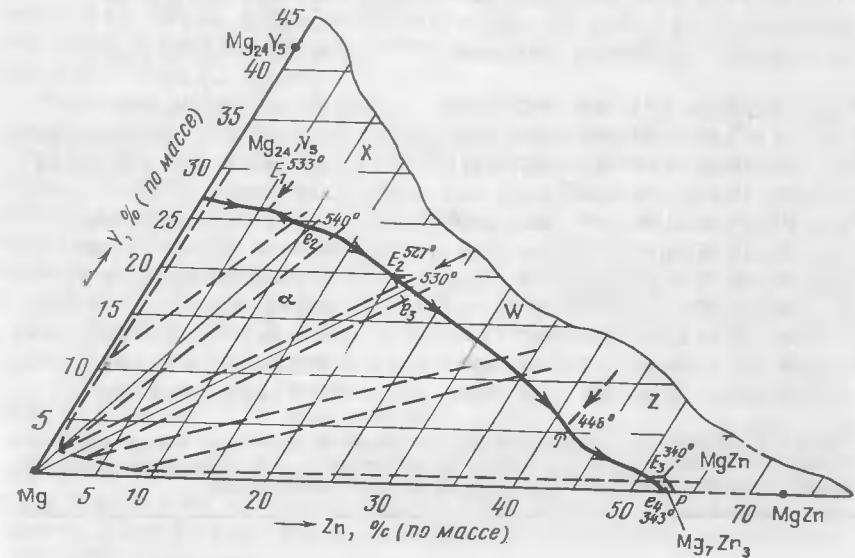


Таблица 16

Данные химического, термического и микроструктурного анализа сплавов системы Mg—Y—Zn

Химический состав сплавов, % (по массе)			Температура фазовых превращений						Структурный сост. в сплавах
по шихте		по химическому анализу	охлаждение			нагрев			
Y	Zn	Y	Zn	$n_1$	$n_2$	$n_3$	$n^*$		
—	30	—	28,99	529	343	—	332	$\alpha + (\alpha + Mg_7Zn_3)$	
0,5	30	0,53	28,42	534	343	—	331	$\alpha + (\alpha + Mg_7Zn_3)$	
1	30	0,81	28,48	537	363	336	326	$\alpha + (\alpha + Z) + (\alpha + Mg_7Zn_3 + Z)$	
2	30	1,70	28,57	529	372	337	332	$\alpha + (\alpha + Z) + (\alpha + Mg_7Zn_3 + Z)$	
4	30	3,70	28,96	527	386	338	329	$\alpha + (\alpha + Z) + (\alpha + Mg_7Zn_3 + Z)$	
6	30	5,50	28,57	522	446	338	332	$\alpha + (\alpha + Z) + (\alpha + Mg_7Zn_3 + Z)$	
7	30	6,80	29,68	515	450	343	—	$\alpha + (\alpha + Z) + (\alpha + Mg_7Zn_3 + Z)$	
9	30	8,80	29,08	516	448	340**	—	$\alpha + (\alpha + W) + (\alpha + Z) + (\alpha + Mg_7Zn_3 + Z)$	
12	30	11,33	28,26	519	448	342**	—	$\alpha + (\alpha + W) + (\alpha + Z) + (\alpha + Mg_7Zn_3 + Z)$	
13	30	12,73	28,99	514	506	448	—	$\alpha + (\alpha + W) + (\alpha + Z)$	
16	30	15,80	29,36	519	447	—	—	$W + (\alpha + W) + (\alpha + Z)$	
18	30	18,1	28,20	523	516	447	—	$W + (\alpha + W) + (\alpha + Z)$	
20	—	17,85	—	599	562	—	—	$\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5)$	
20	1	19,02	0,91	605	551	529	—	$\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5) + (\alpha + Mg_{24}Y_5 + X)$	
20	2	—	1,78	605	546	532	—	$\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5) + (\alpha + Mg_{24}Y_5 + X)$	
20	3	18,71	2,78	597	537	—	—	$\alpha + (\alpha + Mg_{24}Y_5 + X)$	
20	4	17,74	3,60	605	536	532	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5 + X)$	
20	5	18,92	4,18	589	537	537	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + Mg_{24}Y_5 + X)$	
20	8	18,06	7,35	582	541	—	—	$\alpha + (\alpha + X)$	
20	10	18,38	8,90	577	540	523**	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + X + W)$	
20	15	18,67	14,09	563	535	529	—	$\alpha + (\alpha + X) + (\alpha + X + W)$	
20	20	18,97	19,53	538	531	—	—	$\alpha + (\alpha + W) + (\alpha + X + W)$	
20	22	18,35	20,91	525	—	—	—	$\alpha + (\alpha + W)$	
20	24	17,42	22,65	528	447	—	—	$W + (\alpha + W) + (\alpha + Z)$	
20	26	18,0	25,48	519	514	449	—	$W + (\alpha + W) + (\alpha + Z)$	
20	28	20,0	26,83	529	526	450	—	$W + (\alpha + W) + (\alpha + Z)$	

\* Температура эвтектоидного превращения была определена по термическим кривым нагрева.

\*\* Учитывая общий вид диаграммы состояния, указанные термические эффекты явились, по-видимому, следствием возможной неравновесности во время кристаллизации.

Таблица 17

Температура и химический состав точек, отвечающих нонвариантным превращениям в магниевых сплавах системы

Точка	Реакция нонвариантного превращения	$t, ^\circ C$	Химический состав			
			Y (по массе)	Y ат. %	Zn (по массе)	Zn ат. %
$e_1$	$J \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5$	565	26,6	9,0	—	—
$e_2$	$J \rightleftharpoons \alpha + X$	540	24,2	8,8	11,5	5,7
$e_3$	$J \rightleftharpoons \alpha + W$	530	18,5	7,0	21,1	10,7
$e_4$	$J \rightleftharpoons \alpha + Mg_7Zn_3$	343	—	—	53,0	29,6
$E_1$	$J \rightleftharpoons \alpha + Mg_{24}Y_5 + X$	533	26,0	9,2	6,5	3,1
$E_2$	$J \rightleftharpoons \alpha + X + W$	527	19,3	7,2	20,5	10,5
$E_3$	$J \rightleftharpoons \alpha + Mg_7Zn_3 + Z$	340	0,8	0,3	52,1	29,1
$P$	$J \rightleftharpoons W \rightleftharpoons \alpha + Z$	448	5,8	2,3	42,3	22,7

ной кристаллизации магниевого твердого раствора ограничена моновариантными линиями, по которым она граничит с областями первичной кристаллизации фаз  $Mg_{24}Y_5$ , X, W, Z и  $Mg_7Zn_3$ . По характеру кристаллизации и микроструктуре сплавов в системе обнаружено два квазибинарных сечения (Mg—X и Mg—W) с эвтектическим характером взаимодействия фаз ( $e_2$  и  $e_3$ ) при температурах 540 и 530°С соответственно. В табл. 17 приведены сведения о нонвариантных превращениях в системе магний — иттрий — цинк.

Методом микроструктурного, рентгеновского и микрорентгеноспектрального анализов образцов, деформированных и отожженных при 500 и 300°С, построены изотермические сечения системы магний — иттрий — цинк. На рис. 56 приведена микроструктура некоторых из исследованных сплавов. Показано, что в твердом состоянии в равновесии с твердым раствором на основе магния могут находиться фазы  $Mg_{24}Y_5$  и  $MgZn$ , присутствующие в двойных сплавах систем магний — иттрий и магний — цинк, а также фазы X, W и Z, фазы тройной системы магний — иттрий — цинк. Фаза X выделяется в виде коричневых пластин, она хорошо микроструктурно отличается от более светлых частиц фаз  $Mg_{24}Y_5$  и W. Фаза W представляет собой округлые включения голубого цвета. Ее можно было микроструктурно отличить от белой фазы Z. Фаза Z по цвету и форме выделения похожа на фазу  $MgZn$  и их микроструктурно практически невозможно различить. Присутствие фазы Z установлено методом рентгеноструктурного анализа.

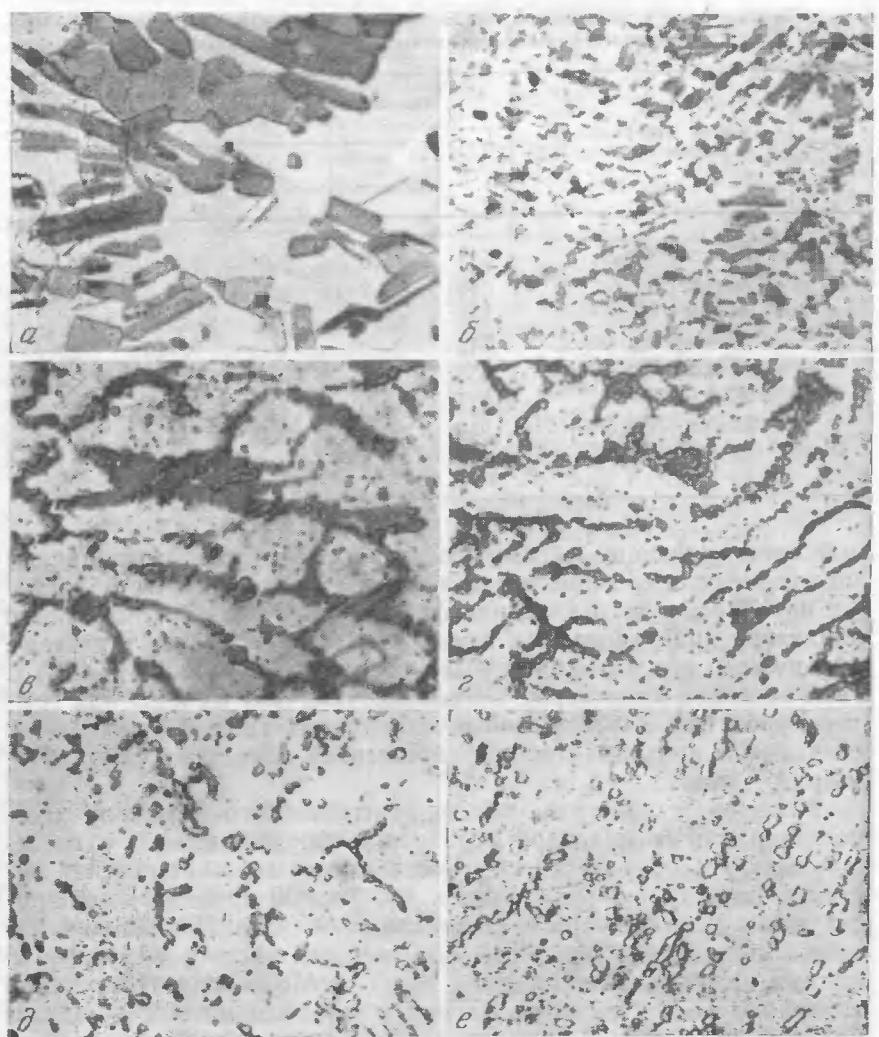


Рис. 56. Микроструктура деформированных и отожженных при 500°С (а) и 300°С (б—е) сплавов системы Mg—Y—Zn.  $\times 750$

а — Mg — 18,42% Y — 4,8% Zn.  $\alpha + Mg_{21}Y_3 + X$ ; б — Mg — 6,63% Y — 1,9% Zn,  $\alpha + X$ ; в — Mg — 6,5% Y — 6,6% Zn,  $\alpha + X + W$ ; г — Mg — 3,86% Y — 6,9% Zn,  $\alpha + W$ ; д — Mg — 1,66% Y — 8,0% Zn,  $\alpha + Z$ ; е — Mg — 1,23% Y — 12,3% Zn,  $\alpha + MgZn + Z$

Таблица 18

Данные рентгенофазового анализа Mg—Y—Zn сплавов

Mg — 0,53% Y — 28,42% Zn				Mg — 5,50% Y — 28,57% Zn			
№ № линий п/п	Интенсивность линий $I^*$	$d, \text{ \AA}$	Фаза ( $hkl$ )	№ № линий п/п	Интенсивность линий $I^*$	$d, \text{ \AA}$	Фаза ( $hkl$ )
1	1	4,29	MgZn	1	1	2,78	$\alpha$ (100)
2	2	2,76	$\alpha$ (100)	2	2	2,59	$\alpha$ (002)
3	3	2,62	$\alpha$ (002)	3	10	2,45	$\alpha$ (101)
4	10	2,46	$\alpha$ (101)	4	9	2,34	Z
5	1	2,42	MgZn	5	1	2,25	MgZn
6	1	2,33	MgZn	6	6	2,08	Z
7	5	2,24	MgZn	7	1	1,98	Z
8	1	2,07	MgZn	8	5	1,89	$\alpha$ (102)
9	4	1,90	$\alpha$ (102)	9	7	1,60	$\alpha$ (110)
10	5	1,60	$\alpha$ (110)	10	7	1,472	$\alpha$ (103)
11	6	1,471	$\alpha$ (103)	11	8	1,441	Z
12	6	1,365	$\alpha$ (112)	12	9	1,367	$\alpha$ (112)
13	5	1,34	$\alpha$ (201)	13	9	1,340	$\alpha$ (201)
14	1	1,304	$\alpha$ (004)	14	1	1,305	$\alpha$ (004)
				15	1	1,223	Z

\* Интенсивность линий, приведенная в табл. 18 и 19, определена визуально на десятибалльной шкале.

Рентгеновские исследования проводили на сплавах, отожженных при 300°, следующего состава: Mg — 28,99% Zn; Mg — 0,53% Y — 28,42% Zn; Mg — 0,81% Y — 28,48% Zn; Mg — 1,7% Y — 28,57% Zn; Mg — 5,50% Y — 28,57% Zn; Mg — 6,8% Y — 29,68% Zn; Mg — 12,73% Y — 28,99% Zn; Mg — 18,97% Y — 19,53% Zn; Mg — 19,0% Y — 28,42% Zn. Порошковые снимали в камере РКД (диаметром 57,3 мм) на хромовом нефильтрованном излучении.

Эти сплавы в основном принадлежат сечению с постоянным содержанием цинка (~30%). Было найдено, что в равновесии с  $\alpha$ -магниевым твердым раствором в этих сплавах могут находиться фазы MgZn, Z и W. В табл. 18 и 19 приведены данные рентгенофазового анализа некоторых сплавов, результаты рассмотрения которых свидетельствуют о хорошем различии фаз MgZn и Z рентгеновским методом. На порошковом сплаве Mg — 19% Y — 28,42% Zn, кроме линий  $\alpha$ -фазы, присутствуют линии фазы W, которые индицируются в кубической гранецентрированной решетке с параметром  $a = 6,85 \pm 0,01 \text{ \AA}$ .

На рис. 57 приведены изотермические сечения системы магний — иттрий — цинк. Установлено, что кривая, ограничивающая область твердых растворов на основе магния при 500 и 300° С,

Таблица 19

Данные рентгенофазового анализа сплава Mg — 19% Y — 28,42% Zn

№ № линий п/п	Интенсив- ность линий (I)	$d$ , Å	$hkl$		№ № линий п/п	Интенсив- ность линий (I)	$d$ , Å	$hkl$	
			$\alpha_{Mg}$	W				$\alpha_{Mg}$	W
1	2	3,98	—	111	9	1	1,61	110	—
2	1	2,80	400	—	10	1	1,567	—	331
3	1	2,62	002	—	11	3	1,474	103	—
4	8	2,46	101	—	12	8	1,398	—	422
5	10	2,42	—	220	13	4	1,367	112	—
6	1	2,07	—	311	14	4	1,344	201	—
7	1	1,90	102	—	15	1	1,318	—	511, 333
8	2	1,71	—	400	16	7	1,212	—	440

Таблица 20

Совместная растворимость иттрия и цинка в магнии при 500 и 300° С

Температура, °C	Y		Zn		
	% (по массе)	ат.%	% (по массе)	ат.%	
500	$\alpha_1$	10,6	3,1	0,4	0,2
	$\alpha_2$	1,3	0,4	1,3	0,5
300	$\alpha_1$	5,0	1,4	0,4	0,2
	$\alpha_2$	1,3	0,4	1,3	0,5
	$\alpha_3$	0,4	0,1	3,6	1,4
	$\alpha_4$	0,4	0,1	5,6	2,2

имеет четыре точки двойного насыщения иттрием и цинком, которые отвечают следующим равновесиям:  $\alpha_1 \rightleftharpoons \text{Mg}_{24}Y_5 + X$ ;  $\alpha_2 \rightleftharpoons X + W$ ;  $\alpha_3 \rightleftharpoons W + Z$  и  $\alpha_4 \rightleftharpoons Z + \text{MgZn}$ . В табл. 20 приведены значения совместной растворимости иттрия и цинка в магнии при 500 и 300° С.

Состав  $\alpha_4$  определен ориентировочно. В некоторых сплавах, отожженных при 500° С, наблюдали оплавление, поэтому данное изотермическое сечение пересекает фазовые области с жидкой фазой. Сравнивая между собой сечения при 500 и 300° С, можно отметить расширение трехфазных областей  $\alpha + \text{Mg}_{24}Y_5 + X$  и  $\alpha + X + W$  за счет сужения областей  $\alpha$ ,  $\alpha + \text{Mg}_{24}Y_5$  и  $\alpha + X$ , а также появление при 300° С двух трехфазных областей  $\alpha + W + Z$  и  $\alpha + Z + \text{MgZn}$ . Данные микроструктурного анализа были хорошо подтверждены результатами измерения удельного электросопротивления

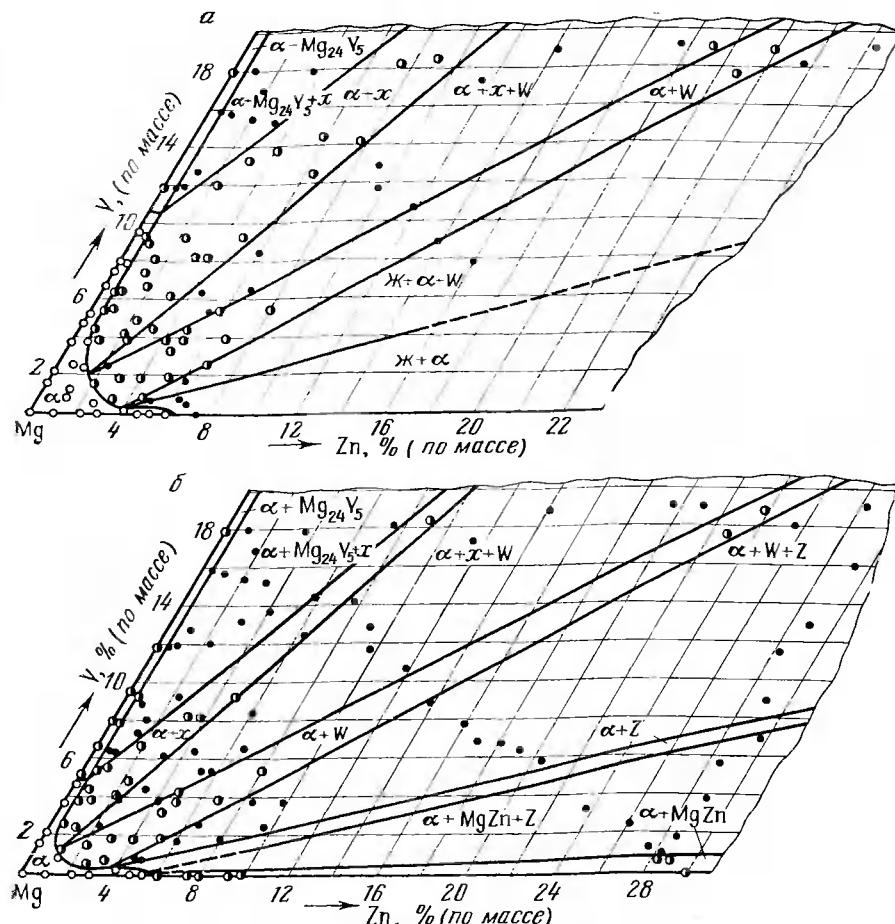


Рис. 57. Изотермические сечения системы Mg—Y—Zn при 500 (a) и 300° С (б)

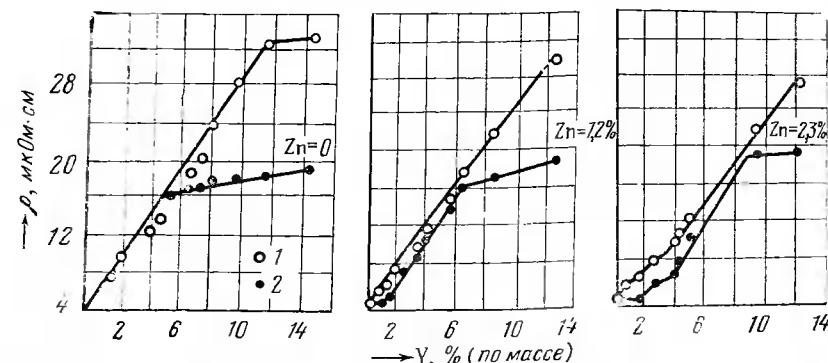


Рис. 58. Зависимость удельного электросопротивления сплавов системы Mg—Y—Zn от содержания иттрия в сплавах при температурах 500 (1) и 300° С (2)

тивления отожженных сплавов. На рис. 58 приведены графики зависимости изменения удельного электросопротивления от содержания иттрия в сплавах. Легирование иттрием приводит к значительному увеличению удельного электросопротивления. В двойных магниево-иттриевых сплавах удельное электросопротивление при 500°С меняется с 4,4 мкОм·см для чистого магния до 32,9 мкОм·см для сплава магния с 11% Y. Цинк уменьшает растворимость иттрия, что приводит к снижению удельного электросопротивления в тройных сплавах. На рис. 59 приведены данные влияния содержания цинка на удельное электросопротивление магния и его сплавов с иттрием. Легирование цинком приводит к небольшому изменению удельного электросопротивления сплавов. В пределах однофазной области удельное электросопротивление сплавов, отожженных при 500 и 300°С, практически совпадает. Перегибы на кривых изменения удельного электросопротивления указывают на изменение фазового состава.

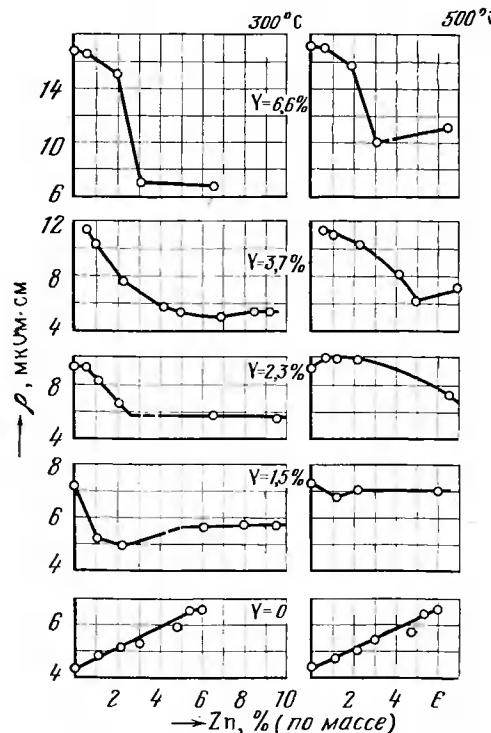


Рис. 59. Зависимость удельного электросопротивления сплавов системы Mg—Y—Zn от содержания цинка в сплавах при температурах 500 и 300°С

### Магний — иттрий — цирконий

Диаграмма состояния сплавов системы магний — иттрий — цирконий исследована в области сплавов, содержащих до 20% Y и 2% Zr [79].

Двойная диаграмма магний — цирконий имеет перитектический характер. Перитектическое превращение  $\text{Ж} + \text{Zr} \rightleftharpoons \alpha$  протекает при температуре 651,5—655°С. Растворимость циркония в твердом магнии мала и при 500°С составляет 0,3—0,7%, а при 300°С — ниже 0,3% [64].

Для приготовления сплавов использовали магний повышенной чистоты (99,975% Mg), иттрий ИмО (99,68% Y) и заводскую лигатуру магния с 20% циркония, переплавленную в лабораторных условиях на лигатуру Mg—2% Zr. При исследовании диаграммы магний — иттрий — цирконий были построены два изотермических сечения при температурах 500 и 300°С. Построение сечений выполнено по результатам микроструктурных исследований, подтвержденных данными измерения удельного электросопротивления. На рис. 60 приведена микроструктура некоторых из изученных сплавов. Микроструктурные исследования показали, что в равновесии с магниевым твердым раствором при 500 и 300°С могут находиться фазы  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  и Zr (циркониевая фаза). Фаза  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  выделяется в виде округлых серых включений на светлом поле магниевого твердого раствора. Циркониевая фаза (Zr) на свежеприготовленных и проправленных шлифах имеет темно-серый цвет, но быстро чернеет на воздухе и на большинстве микроструктур имеет вид черных мелких включений. Оба сечения пересекают однофазную область —  $\alpha$ , две двухфазные области  $\alpha + \text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  и  $\alpha + \text{Zr}$ , а также трехфазную область  $\alpha + \text{Mg}_{24}\text{Y}_5 + \text{Zr}$  (рис. 61). Цирконий и иттрий снижают растворимость друг друга в магнии при 500°С, а при 300°С это влияние менее заметно. В табл. 21 приведены данные относительно совместной растворимости иттрия и циркония в магнии при 500 и 300°С. Эти данные подтверждают результаты измерения удельного электросопротивления сплавов, приведенные на рис. 62.

Таблица 21  
Совместная растворимость иттрия и циркония в твердом магнии

Temperatura, °C	Y		Zn	
	% (по массе)	at.%	% (по массе)	at.%
500	9,6	2,82	0,15	0,044
300	6,0	1,72	0,15	0,043

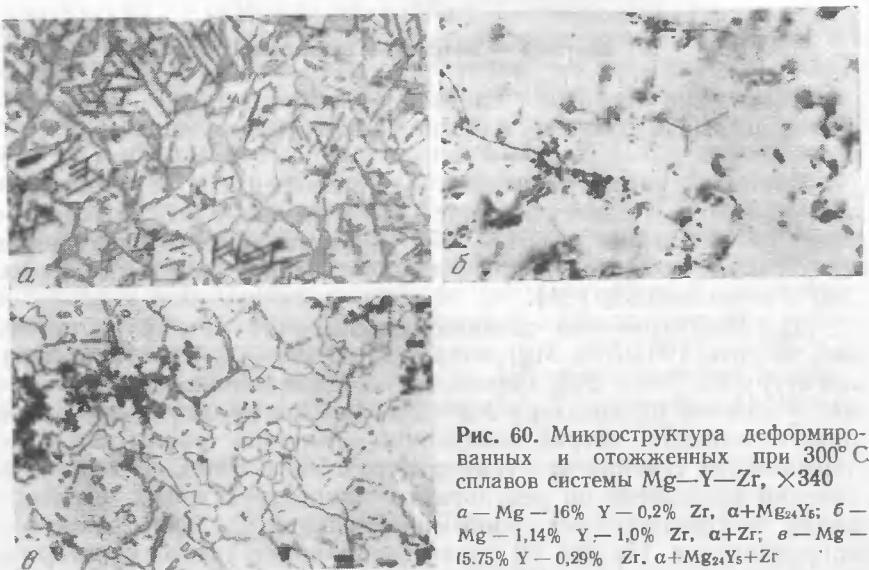


Рис. 60. Микроструктура деформированных и отожженных при 300°С сплавов системы Mg—Y—Zr,  $\times 340$   
а — Mg — 16% Y — 0,2% Zr,  $\alpha + \text{Mg}_{24}Y_5$ ; б — Mg — 1,14% Y — 1,0% Zr,  $\alpha + \text{Zr}$ ; в — Mg — 15,75% Y — 0,29% Zr,  $\alpha + \text{Mg}_{24}Y_5 + \text{Zr}$

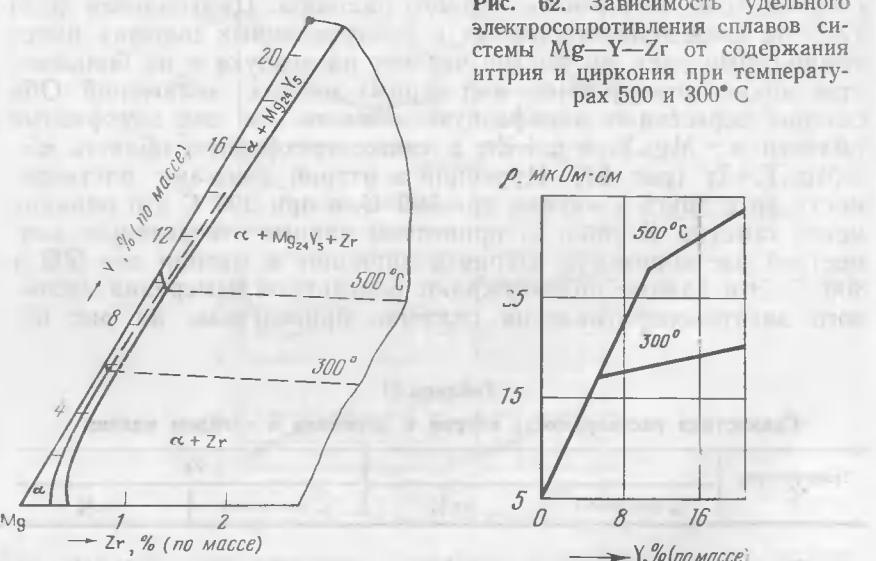


Рис. 61. Изотермические сечения системы Mg—Y—Zr при 500 и 300°С

Перегибы на кривых «состав — удельное электросопротивление» соответствуют границе между фазовыми областями  $\alpha + \text{Zr}$  и  $\alpha + \text{Zr} + \text{Mg}_{24}Y_5$ , что хорошо согласуется с данными микроструктурных исследований.

### Магний — иттрий — неодим — цинк

Сплавы четырехкомпонентной системы Mg—Y—Nd—Zn были изучены авторами работ [80, 81] методом микроструктурного анализа. Область исследований была ограничена сплавами, содержащими до 12% Y; 3% Nd и 8% Zn.

Сведения о тройных системах Mg—Y—Nd и Mg—Y—Zn были приведены выше. Тройная диаграмма Mg—Nd—Zn была изучена авторами работ [82, 83]. В сплавах этой системы в равновесии с твердым раствором на основе магния при 300°С могут находиться двойные фазы  $\text{Mg}_9\text{Nd}$ ,  $\text{MgZn}$ , а также тройные фазы X (9,3 ат. % Mg; 41,3 ат. % Nd, 49,4 ат. % Zn), Y (40 ат. % Mg, 15 ат. % Nd, 45 ат. % Zn) и Z (15,4 ат. % Mg, 15 ат. % Nd, 69,6 ат. % Zn).

На рис. 63 приведено изотермическое сечение системы Mg—Nd—Zn при 300°С. Граница области твердых растворов имеет четыре точки предельного насыщения неодима и цинка в магнии, отвечающие следующим фазовым равновесиям:  $\alpha_1 \rightleftharpoons \text{Mg}_9\text{Nd} + \text{X}$ ;  $\alpha_2 \rightleftharpoons \text{X} + \text{Y}$ ;  $\alpha_3 \rightleftharpoons \text{Y} + \text{Z}$  и  $\alpha_4 \rightleftharpoons \text{Z} + \text{MgZn}$ .

Для приготовления четырехкомпонентных сплавов применяли следующие материалы: магний повышенной чистоты (99,98% Mg), иттрий ИмО (99,64% Y), неодим (99,5% Nd) и цинк (99,92% Zn).

В работах приведены результаты исследования фазового состава магниевых сплавов системы Mg—Y—Nd—Zn при температурах 500 и 300°С, по которым были построены сечения изотермических тетраэдров (500 и 300°С) при постоянном содержании одного из легирующих элементов: Nd — 3%; Y — 6% и цинка 1 и 3%.

На рис. 64 приведены фотографии микроструктур некоторых из изученных сплавов. Микроструктурные исследования показали, что в равновесии с твердым раствором на основе магния ( $\alpha$ ) могут находиться фазы:

1.  $\text{Mg}_9\text{Nd}$ , присутствующая в двойных сплавах магний — неодим, светло-серого цвета. В исследованных сплавах четырехкомпонентной системы она встречается рядом с фазами  $\alpha$ ,  $\text{Mg}_{24}Y_5$ , X (из тройной системы Mg—Nd—Zn), U (из трехкомпонентной системы Mg—Y—Zn, которая в работах [61, 62, 77] обозначена X). Фаза  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  отличается от указанных фаз более светлой окраской.

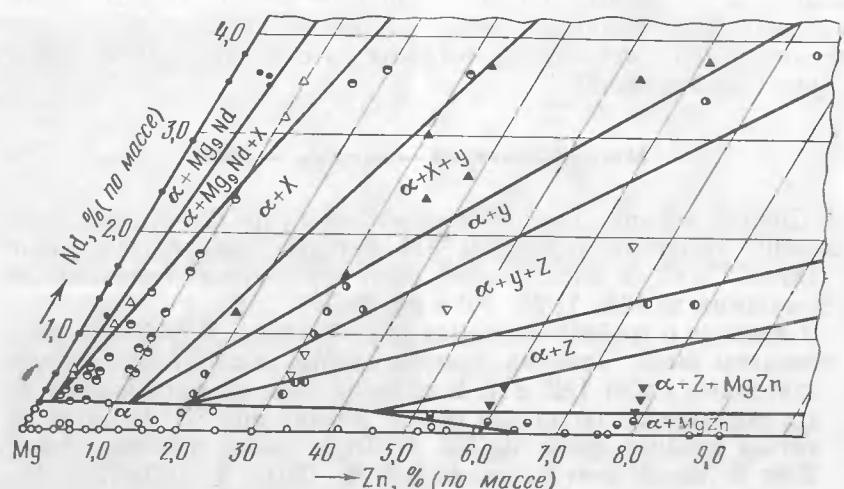


Рис. 63. Изотермическое сечение при 300° С системы Mg—Nd—Zn

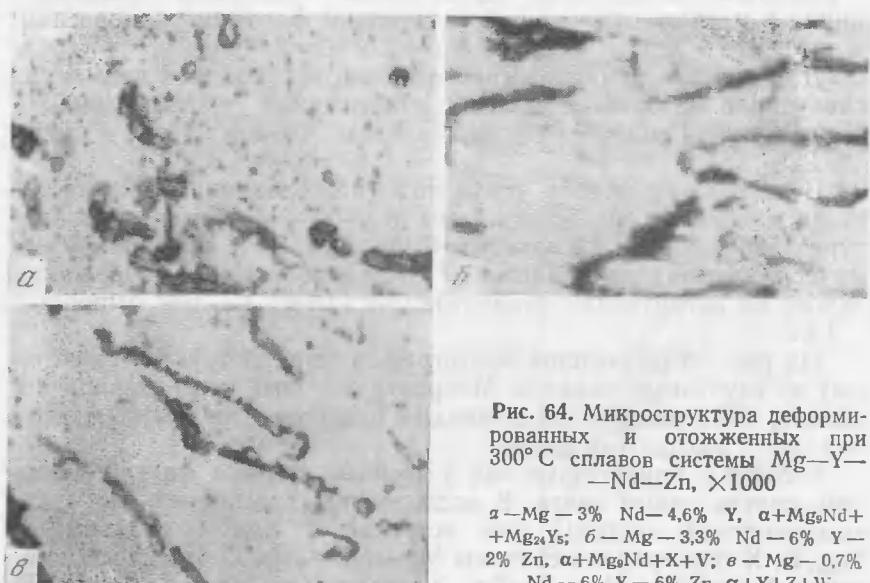


Рис. 64. Микроструктура деформированных и отожженных при 300° С сплавов системы Mg—Y—Nd—Zn,  $\times 1000$

$\alpha$  — Mg — 3% Nd — 4,6% Y,  $\alpha + \text{Mg}_9\text{Nd} + \text{Mg}_2\text{Ys}$ ;  $\beta$  — Mg — 3,3% Nd — 6% Y — 2% Zn,  $\alpha + \text{Mg}_9\text{Nd} + X + V$ ;  $\sigma$  — Mg — 0,7% Nd — 6% Y — 6% Zn,  $\alpha + Y + Z + W$

2.  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$ , присутствующая в двойных сплавах системы магний — иттрий. В изученных сплавах фаза  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  существует совместно с фазами  $\alpha$ ,  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  и U (фаза тройной системы Mg—Y—Zn, которая в работах [61, 62, 77] обозначена X). Она отличается от других фаз продолговатой округлой формой включений и серой окраской.

3. MgZn, присутствующая в двойных сплавах системы магний — цинк. По своему виду она отличается светлой окраской и округлой компактной формой включений. Ее трудно отличить от фазы Z, которая присутствует в тройных сплавах системы Mg—Nd—Zn.

4. Тройная фаза X ( $\text{Mg}_9\text{Nd}_4\text{Zn}_5$ ), которая присутствует в тройных сплавах Mg—Nd—Zn. По темной окраске и форме выделения она легко отличается от фаз  $\alpha$ ,  $\text{Mg}_9\text{Nd}$ , Y (тройной фазы системы Mg—Nd—Zn) и U (системы Mg—Y—Zn) изученных сплавов.

5. Тройная фаза Y ( $\text{Mg}_6\text{Nd}_2\text{Zn}_7$ ), присутствующая в тройных сплавах Mg—Nd—Zn. Фаза Y в изученных сплавах могла находиться в равновесии с фазами  $\alpha$ , X и W (фаза тройной системы Mg—Y—Zn), от которых сравнительно легко отличается своей компактной формой с витиеватыми границами и серой окраской.

6. Тройная фаза Z ( $\text{Mg}_2\text{Nd}_2\text{Zn}_9$ ), присутствующая в тройных сплавах системы Mg—Nd—Zn. В рассмотренных сплавах ее наблюдали совместно с фазами  $\alpha$ , MgZn, Y и W. Как было указано выше, представляло сложность отличить между собой фазы Z и MgZn. Фаза Z легко отличалась от фаз Y и W.

7. Тройная фаза V, присутствующая в тройных сплавах системы Mg—Y—Zn, которая в работах [61, 62 и 77] обозначена X. Она имеет характерную форму выделения в виде желто-коричневых штрихов, чем легко отличается от других фаз. Фаза V присутствовала в изученных сплавах совместно с фазами  $\alpha$ ,  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$ , X,  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  и W.

8. Тройная фаза W, присутствующая в сплавах тройной системы Mg—Y—Zn. Ее легко отличить от других фаз, рядом с которыми она существует:  $\alpha$ , X, Y, Z и MgZn.

Указанные двойные фазы  $\text{Mg}_9\text{Nd}$ ,  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$ , а также тройные фазы X, Y, Z, V и W, по-видимому, имеют области гомогенности. По данным микроструктурных исследований и химического анализа были построены сечения изотермических тетраэдров при 500 и 300° С, которые приведены на рис. 65 и 66. Как видно из приведенных на рисунках сечений, характер взаимодействия элементов в системе Mg—Y—Nd—Zn весьма сложен. Исходя из рассмотрения фазовых областей, соприкасающихся с областью

твердых растворов на основе магния, было установлено, что она имеет шесть критических точек совместной растворимости иттрия, неодима и цинка, которые отвечают следующим равновесиям:  $\alpha_1 \rightleftharpoons \text{Mg}_9\text{Nd} + \text{Mg}_{24}\text{Y}_5 + \text{V}$ ;  $\alpha_2 \rightleftharpoons \text{Mg}_9\text{Nd} + \text{X} + \text{V}$ ;  $\alpha_3 \rightleftharpoons \text{X} + \text{V} + \text{W}$ ;  $\alpha_4 \rightleftharpoons \text{X} + \text{Y} + \text{W}$ ;  $\alpha_5 \rightleftharpoons \text{Y} + \text{Z} + \text{W}$  и  $\alpha_6 \rightleftharpoons \text{MgZn} + \text{Z} + \text{W}$ .

В работе [77] методом микрорентгеноспектрального и рентгеновского фазового анализов было показано, что в системе Mg—Y—Zn в равновесии с твердым раствором могут находиться, кроме двойных фаз  $\text{Mg}_9\text{Nd}$  и  $\text{MgZn}$ , еще три фазы, а не две,

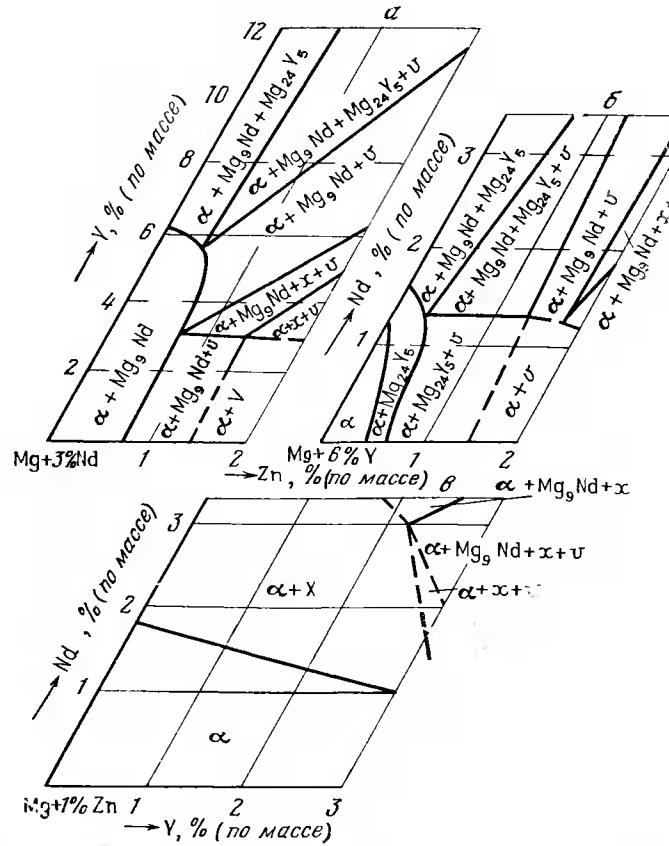


Рис. 65. Сечения изотермического тетраэдра (500° С) системы Mg—Y—Nd—Zn при постоянном содержании неодима 3% (a), иттрия 6% (b) и цинка 1% (c)

как это было установлено в работах [80, 81]. С учетом этого обстоятельства сечения должны стать более сложными. По сравнению с вышеприведенными сечениями, изменения в основном должны коснуться сплавов, содержащих более 6% цинка.

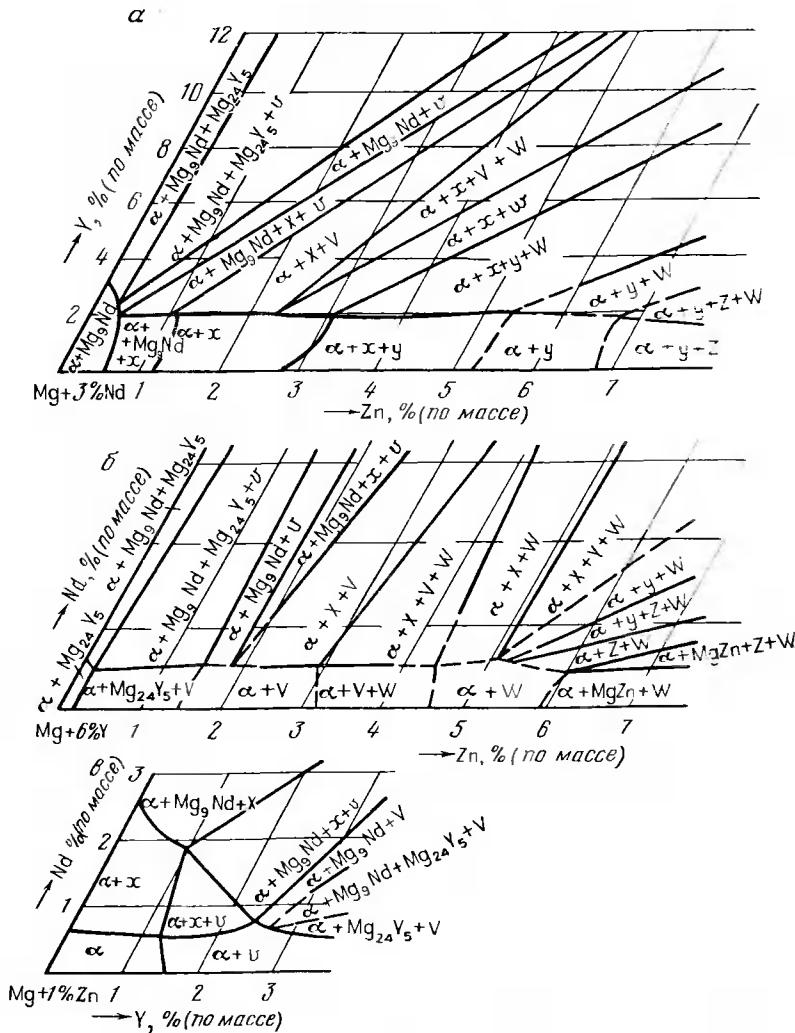


Рис. 66. Сечения изотермического тетраэдра (300° С) системы Mg—Y—Nd—Zn при постоянном содержании неодима 3% (a), иттрия 6% (b) и цинка 1% (c)

**Влияние дополнительного легирования  
на механические свойства  
магниево-иттриевых сплавов**

Дополнительное легирование магниево-иттриевых сплавов третьим элементом в литературе представлено отрывочными сведениями.

Таблица 22

Механические свойства сплавов системы магний — иттрий — цинк  
в горячепрессованном состоянии

Химический состав сплавов, % (по массе) (Mg — основа)		$\sigma_B$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %
Y	Zn			
—	—	19,7	8,9	7,2
1,54	—	21,4	16,9	15,2
2,12	—	20,6	15,5	14
4,8	—	23,6	16,7	13,2
7,44	—	28,4	20,6	—
8,00	—	30,4	22,4	7,0
9,50	—	30,2	24,7	6,8
11,8	—	31,8	25,1	0,6
2,57	0,66	28,5	28,1	2,4
11,03	0,53	37,9	32,8	2,4
1,22	1,20	28,2	11,5	1,2
3,83	1,20	31,4	26,3	7,2
8,41	1,03	31,4	27,6	4,0
1,55	2,20	30,7	27,9	1,4
2,52	2,20	34,8	33,6	2,4
7,36	1,50	33,2	24,4	10,4
8,11	1,60	32,7	24,4	8,0
9,18	2,30	38,0	29,6	6,8
1,84	3,20	33,1	28,0	5,6
4,39	3,30	32,5	27,0	4,0
8,20	3,30	39,8	35,5	3,2
1,76	4,10	33,5	27	6,0
3,30	4,60	35	32,6	2,6
4,29	4,30	39,6	37,1	2,2
8,23	3,80	35,6	27,7	6,4
1,85	5,30	30,8	24,8	44
1,68	6,40	38,6	25,5	8,3
2,58	6,60	36,9	25,8	8,8
5,37	5,80	40,4	38,5	8,6

Таблица 23

Механические свойства сплавов системы магний — иттрий — кадмий  
в горячепрессованном состоянии

Химический состав сплавов, % (по массе) (Mg — основа)		$\sigma_B$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %
Y	Cd			
2	—	18,7	14,7	13,2
3	—	21,9	17,1	12,6
4,5	—	24,8	19,1	18,0
8,3	—	28,8	18,7	8,8
2,5	0,80	19,3	13,7	11,4
3,8	0,90	24,6	16,8	15,4
8,41	0,55	28,1	21,3	16,4
5,1	0,9	25,7	18,8	12,6
12,2	1,7	33,5	28,1	0,4
0,7	1,4	20,0	16,7	14,8
3,9	1,7	21,5	16,8	11,4
13,2	2,7	30,9	26,5	0,6
0,5	3,2	19,5	15,1	18,4
8,1	3,5	25,2	17,4	19,4
10,25	4,7	29,7	23,2	0,8
5,8	5,8	27,6	19,4	15,2

Проведенные исследования по изучению диаграмм состояния в некоторых случаях были дополнены изучением механических свойств сплавов в зависимости от содержания иттрия и третьего элемента. Определение свойств проводили на сплавах в горячепрессованном состоянии при температуре 20°С. В табл. 22—25 приведены данные, касающиеся изучения сплавов систем: магний — иттрий — цинк, магний — иттрий — кадмий, магний — иттрий — алюминий и магний — иттрий — кремний.

Введение цинка в магниево-иттриевые сплавы сопровождается повышением прочностных свойств (табл. 22), что связано с дополнительным легированием магниевого твердого раствора и увеличением содержания металлических соединений.

Результаты определения роли дополнительного легирования кадмием приведены в табл. 23. Они не дают четкой картины по влиянию кадмия на свойства магниево-иттриевых сплавов. Однако можно видеть, что присутствие кадмия не оказывает отрицательного влияния на их свойства.

Дополнительное легирование магниево-иттриевых сплавов алюминием оказывает в основном положительное влияние на прочностные свойства (табл. 24). При этом содержание алюминия

Таблица 24

Механические свойства магниево-иттриевых сплавов, легированных алюминием

Химический состав сплавов, % (по массе) (Mg — основа)		$\sigma_B$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %
Y	Al			
1,66	—	18,5	10,6	11,6
1,68	0,32	21,1	18,5	5,0
1,92	1,9	24,0	19,8	11,2
1,38	3,34	23,2	15,4	17,6
2,09	6,04	27,0	17,4	18,1
1,70	7,58	29,4	18,4	13,2
1,92	11,65	31,1	24,2	8,0
4,62	—	21,9	13,9	14,6
3,90	0,3	26,5	20,6	7,0
4,03	0,42	26,2	22,3	4,8
3,99	0,86	23,6	17,5	19,2
4,23	1,80	21,0	15,2	19,8
4,49	3,98	22,4	16,1	14,2
3,04	4,92	21,9	16,1	10,6
5,07	6,99	26,7	18,4	9,8
3,09	6,30	27,1	18,0	9,8
7,73	—	27,0	14,2	14,4
7,70	0,27	34,2	28,7	6,8
7,65	0,58	35,9	30,4	5,0
7,90	0,97	35,8	30,7	7,2
7,58	1,97	33,8	29,3	11,0
7,30	1,73	33,3	28,0	11,8
10,1	—	35,3	27,9	12,6
11,3	0,52	39,9	34,2	6,2
11,13	0,94	38,4	31,1	7,2
11,13	1,50	36,9	29,8	12,0
10,78	1,94	36,4	30,8	6,8
11,13	2,97	31,1	26,9	10,0

0,3—1% является оптимальным. Легирование магниево-иттриевых сплавов (с 2 и 5% иттрия) большим количеством алюминия (более 6%) приводит к значительному повышению механических свойств сплавов.

Механические свойства магниево-иттриевых сплавов, легированных кремнием, приведены в табл. 25. Как видно, легирование кремнием ведет к значительному понижению прочностных свойств как в горячепрессованном состоянии, так и после термической обработки. Результаты, приведенные в табл. 25, сви-

Таблица 25

Механические свойства магниево-иттриевых сплавов, легированных кремнием

Состав сплава, % (по массе) (Mg — основа)		Состояние	При 20° С			При 300° С		
Y	Si		$\sigma_B$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\sigma_B$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %
10,07	—	Горячепрессованное	35,3	27,9	12,6	23,3	18,6	35
		Искусственно состаренное (200° С, 36 ч)	42,7	38,1	2,0	22,8	19,7	35
		Закаленное (540° С, 2 ч) + состаренное при 200° С, 36 ч	30,9	28,0	1,0	20,2	15,2	29
8,80	0,02	Горячепрессованное	34,4	—	8,6	19,4	16,6	24
		Искусственно состаренное (200° С, 36 ч)	33,8	28,5	6,6	20,2	16,4	27
		Закаленное (540° С, 2 ч) + состаренное при 200° С, 36 ч	28,8	21,4	8,6	18,1	13,5	28
10,59	0,05	Горячепрессованное	31,1	25,0	4,2	16,0	14,3	28
		»	29,3	22,5	12,2	16,5	14,5	24
		»	29,8	22,5	15,1	14,4	12,6	30

тельствуют также о нецелесообразности использования полной термической обработки, включающей закалку и старение. Старение после горячего прессования позволяет значительно повысить прочностные свойства магниево-иттриевых сплавов.

В табл. 26 и 27 приведены результаты определения механических свойств магниево-иттриевых сплавов, дополнительно легированных третьим элементом: цинком, кадмием, медью, неодимом, лантаном, гадолинием, скандием, алюминием, марганцем, цирконием, оловом, кремнием, никелем и церием. Механические свойства этих сплавов определяли в горячепрессованном и в состаренном (при 200° С в течение 100 ч) состояниях при температурах 20 и 300° С.

Сравнивая данные, приведенные в табл. 22—25, с данными таблиц 26 и 27, можно видеть некоторый разброс в свойствах сплавов примерно одного и того же состава. Последнее свидетельствует о большой чувствительности магниево-иттриевых сплавов к отклонениям в технологии изготовления, которые не были учтены при повторных плавках.

Результаты исследований (табл. 26 и 27) свидетельствуют о том, что дополнительное легирование магниевых сплавов с высоким содержанием иттрия (9—10%) менее эффективно, чем легирование сплавов с меньшим содержанием иттрия.

Таблица 26

Влияние легирования на механические свойства прессованных магниевых сплавов с содержанием 9—10% иттрия

Легирующие добавки, % по (массе)								Механические свойства горячепрессованных сплавов						Механические свойства сплавов в состаренном состоянии (200° С, 100 ч.)					
Zn	Cd	Cu	Ca	Nd	La	Gd	Sc	при 20° С			при 300° С			при 20° С			при 300° С		
								$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %
—	—	—	—	—	—	—	—	28,8	21,7	14	16,5	13,4	32	37,5	27,9	50	17	13,7	58
0,05	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	34,3	26	8,8	—	—	—
0,10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	35,8	29,8	8,1	17,5	15,5	46
0,30	—	—	—	—	—	—	—	28,7	23,3	9,4	15,5	12,7	66,0	29,0	21,6	6,9	12,8	11,8	73
0,60	—	—	—	—	—	—	—	29,2	21,4	13,4	13,7	10,8	45,6	36,5	27,8	6,0	15,5	13,4	36
1,00	—	—	—	—	—	—	—	34,5	26,3	9,4	15,7	12,8	37,2	32,6	25,9	8,4	15	13,1	46,7
—	0,05	—	—	—	—	—	—	30,2	22,6	10,6	17,7	14,4	25,2	36,7	29,5	6,6	17,2	12,2	41
—	0,40	—	—	—	—	—	—	33,3	27,1	15,4	17,1	13,8	18,6	35,6	30,4	12,6	16,3	12,4	43
—	0,30	—	—	—	—	—	—	32,6	25,2	13,8	16,2	13,5	33,4	33	23	6,6	11,6	10,4	75
—	0,60	—	—	—	—	—	—	29,6	21,6	14	14	11,6	25,8	32	23,3	4,2	12,3	10,6	71
—	1,00	—	—	—	—	—	—	28,6	21	9,3	12,4	10,1	28,7	35,2	24,2	8,8	13,3	11,3	60
—	—	0,05	—	—	—	—	—	30,3	22,8	12,7	14,9	12,1	32,7	32,7	24,4	8,9	13,7	11,2	80
—	—	0,40	—	—	—	—	—	33,8	23,6	13,7	17,9	14,5	29,0	37,1	28,3	4,6	15,0	12,6	60
—	—	0,3	—	—	—	—	—	33,3	24,1	13,8	18,9	15,4	25,7	40,5	30,3	7,8	15,8	12,9	73
—	—	0,6	—	—	—	—	—	32,1	23,7	10	17,0	13,6	30,4	36,1	25,3	11,4	17,4	13,0	62,8
—	—	1,0	—	—	—	—	—	35,2	27,9	10,2	18,2	14,4	33,4	34,2	23,6	12,2	13	12,4	77
—	—	—	0,05	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	32,6	24,6	12	17,3	14,1	37
—	—	—	0,40	—	—	—	—	30,0	22,5	10,5	12,7	10,5	58,3	32,8	24,4	12,8	18,7	15,7	39
—	—	—	0,30	—	—	—	—	30,0	22,5	13,8	16,9	14,2	17,5	33,1	24,7	10,2	19,1	15,5	47
—	—	—	0,60	—	—	—	—	30,3	23,2	11,7	15,2	12,5	47	32,2	24,9	4,8	13,4	11,6	53
—	—	—	1,00	—	—	—	—	26,2	21,2	4,4	14,5	12,8	34	28,1	22,7	9,0	14,6	12,6	60

(Окончание)

Легирующие добавки, % по (массе)								Механические свойства горячепрессованных сплавов						Механические свойства сплавов в состаренном состоянии (200° С, 100 ч.)					
Zn	Cd	Cu	Ca	Nd	La	Gd	Sc	при 20° С			при 300° С			при 20° С			при 300° С		
								$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %
—	—	—	—	0,05	—	—	—	32	14,7	13,3	19,2	15	20,3	37	27,8	7,0	19,2	16	31
—	—	—	—	0,10	—	—	—	30,6	23,3	10,6	16,5	13,4	29,5	34,5	26,7	8,5	13,6	10,8	51,5
—	—	—	—	0,30	—	—	—	29,8	22	14,2	16,4	13,5	50,3	33,4	24,4	5,3	13,2	11,5	64
—	—	—	—	0,60	—	—	—	30,6	24,4	9,1	15,7	13,3	45,2	37,7	30,3	7,0	19,8	17,0	47
—	—	—	—	1,00	—	—	—	29,6	22,8	14,5	17,1	13,8	51	—	—	—	14,5	13,7	61
—	—	—	—	0,05	—	—	—	27	18,7	14,8	12,3	9,1	57,1	35,9	27,8	2,8	14,8	13,5	60
—	—	—	—	0,1	—	—	—	29,4	22,8	9,0	13,9	11	52	32,5	23,4	9,8	12,1	11,8	69
—	—	—	—	0,3	—	—	—	29,5	21,7	17,2	16,9	13,4	35,7	36,4	26	6,4	13,2	12,1	42
—	—	—	—	0,6	—	—	—	28,9	22,2	8,0	16	13,3	62,5	30,1	22,9	8,4	14,3	12,5	76
—	—	—	—	1,00	—	—	—	30,2	25,3	3,7	13,3	10,8	76,5	30,9	25,4	5,2	16,8	14,3	55,5
—	—	—	—	0,05	—	—	—	31,4	24,1	13,3	16,1	13,1	78	39,5	27,9	9,8	16	13,2	50,5
—	—	—	—	0,1	—	—	—	30,7	23,2	15,8	18,4	14,2	38	33,8	24,1	15,8	15,9	13,1	50,5
—	—	—	—	0,3	—	—	—	34,3	26,2	11,7	20,7	17,0	34,6	43,5	34,4	7	15	12,5	25
—	—	—	—	1,0	—	—	—	34,7	26,7	12,4	20,9	17,8	47,0	45,3	39,1	4,7	16,3	13,8	48
—	—	—	—	0,05	—	—	—	—	—	—	—	—	35,7	26,7	9,5	15,3	13,5	39	
—	—	—	—	0,1	30	22,8	11,5	18,5	14,2	31,8	33,2	24,7	12,4	15,2	12,2	39	—	—	—
—	—	—	—	0,3	29,3	22	14,2	15,3	12,4	64,9	—	—	—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	0,6	31,4	22,7	13,6	18,3	14,5	52,2	35	27,3	9,3	14,7	11,7	53	—	—	—
—	—	—	—	1,0	30,9	23,0	13	—	—	—	36,8	26,5	7,4	20	15,3	40,5	—	—	—

Таблица 27

Влияние легирования на механические свойства прессованных магниевых сплавов с содержанием 9—10% иттрия

Легирующие добавки, % (по массе)							Механические свойства горячепрессованных сплавов						Механические свойства сплавов в состарении (200° С, 100 ч)					
Al	Mn	Zr	Sn	Si	Ni	Ce	при 20° С			при 300° С			при 20° С			при 300° С		
							$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %
0,05	—	—	—	—	—	—	27,6	22,2	6	14,2	12,9	72,8	38,2	33,4	4,6	16,1	13,9	59,4
0,1	—	—	—	—	—	—	26,7	21,8	9,1	14,4	12,1	65	33,9	25,2	7,2	12,6	10,6	104
0,3	—	—	—	—	—	—	30,8	22,6	6,4	14,3	12,2	69,7	34,5	29,5	5,5	15,7	12,0	53,2
0,6	—	—	—	—	—	—	33,0	28,2	5,3	14,8	12,7	44,1	38,1	31,7	8,2	13,5	11,5	101,7
1,0	—	—	—	—	—	—	31,8	26,7	9,5	15,4	12,6	106	—	—	—	17,3	14,6	66,4
—	0,05	—	—	—	—	—	27,1	22,2	3,4	126	11,1	70,4	—	—	—	15,5	11,9	75,6
—	0,1	—	—	—	—	—	25,9	20,3	11,5	11,6	10,2	96,2	32,1	26,3	4,0	15,9	13,2	48,7
—	0,3	—	—	—	—	—	27,3	21,6	9,1	13,7	10,6	101	31,3	24,5	4,6	11,9	10,8	92,0
—	0,6	—	—	—	—	—	27,6	22,8	7,0	12,2	10,7	72,5	34,1	25,9	6,0	17,3	14,2	72
—	1,0	—	—	—	—	—	28,3	24,2	5,7	12,4	11,3	110,0	34,7	28,7	5,0	16,9	15,0	63,6
—	—	0,1	—	—	—	—	25,3	20,4	6,5	15,7	13,0	61,8	32	24,3	5,6	18,1	13,7	41
—	—	0,3	—	—	—	—	26,3	21,6	4,7	14,4	12,0	57,9	31,6	24,6	5,4	14,7	11,9	47,4
—	—	0,6	—	—	—	—	25,3	19,6	8,4	—	—	—	—	—	—	—	—	—
—	—	0,05	—	—	—	—	26,2	21,5	8,6	16,8	14,0	56,1	33,9	29,3	5,4	18,1	14,2	45,4
—	—	0,1	—	—	—	—	25,6	19,7	11,4	14,6	11,8	54,5	31,1	23,9	8,4	14,9	10,8	71,0
—	—	0,3	—	—	—	—	26,5	21,7	7,0	16,1	13,4	52,2	—	—	—	19,5	14,3	45
—	—	0,6	—	—	—	—	26,8	22,7	9,0	15	13,5	48,7	34,5	25,8	9,0	14,4	7,7	30,6
—	—	—	0,05	—	—	—	27,5	23,4	9,3	17,9	15,2	42,7	36,8	29,7	6,0	28,1	22,0	24
—	—	—	0,1	—	—	—	29,5	23,5	10,3	19,3	16,0	37	38,2	30,0	2,6	26,3	23,2	32,8
—	—	—	0,3	—	—	—	26,5	21,3	9,5	19	14,3	27,3	34,4	27,5	4,6	23,1	18,4	28,4
—	—	—	1,0	—	—	—	22,9	16,6	11,7	13,4	9,6	39,9	21,4	19,9	2,8	12	10,4	50,4

(Окончание)

Легирующие добавки, % (по массе)							Механические свойства горячепрессованных сплавов						Механические свойства сплавов в состарении (200° С, 100 ч)					
Al	Mn	Zr	Sn	Si	Ni	Ce	при 20° С			при 300° С			при 20° С			при 300° С		
							$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_{B^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2^*}$ кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %
—	—	—	—	—	0,1	—	26,8	23,7	4,7	16,8	14,4	76,5	30,2	24,1	5,5	15,9	14,5	52,4
—	—	—	—	—	0,3	—	27,5	22,5	3,6	14,1	13,0	53	39	33,7	—	24,1	19,6	31,7
—	—	—	—	—	1,0	—	28,6	27,8	5,6	12,3	11,7	83,9	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	0,1	27,0	22,2	5,9	14,4	13,4	51	35,5	29,9	4,4	15,8	13,9	62,1	
—	—	—	—	—	0,3	26,7	21,9	8,1	13,0	11,6	63,2	34,9	26,5	6,4	17,9	13,0	43,6	
—	—	—	—	—	0,6	27,1	21,8	8,9	13,8	12,8	60,1	34,7	27,5	4,8	19,0	14,6	40,1	
—	—	—	—	—	1,0	27,4	22,7	9,7	15,3	13,9	39,7	29,4	22,6	18	16,9	13,6	70	

## ДЕФОРМИРУЕМЫЕ МАГНИЕВО-ИТТРИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Работы по созданию промышленных сплавов магния с иттрием, предназначенных для производства деформированных полуфабрикатов, несмотря на значительную стоимость иттрия, интенсивно ведутся в исследовательских центрах различных стран.

Так фирмами «Frankford Arsenal» и «Dow Chemical» [85] разрабатываются магниево-иттриевые сплавы для производства листов повышенной прочности. Полученные сплавы обладают более высоким пределом текучести при температурах вплоть до 260° С по сравнению с серийными магниевыми сплавами. При комнатной температуре их предел прочности при растяжении составляет от 40,5 до 42 кгс/мм<sup>2</sup>, предел текучести — от 35 до 38,6 кгс/мм<sup>2</sup> и относительное удлинение — от 2 до 8%. При этом установлен оптимальный режим старения: 204° С — 16 дней.

В последнее время в США выданы патенты на сплав магния с 8—11% иттрия и на сплав, содержащий от 0,2 до 10% иттрия [86, 87]. Оба эти сплава отличаются высоким уровнем свойств как при комнатной, так и при повышенных температурах. Фирма ФРГ запатентовала в Англии [88] сплав, содержащий 0,3—0,4% Y и 0,6—0,9% Zr, отличающийся высокими механическими свойствами, а также хорошими антикоррозионными свойствами.

Наиболее интенсивные работы по созданию новых магниевых сплавов ведутся фирмой «Dow Chemical» [89], которая с 1967 г. работает над магниево-иттриевыми сплавами; 80% работ составляют правительственные заказы. При этом основной целью исследований является создание магниевого сплава для производства листов, обладающих удельной прочностью, сравнимой с самыми прочными сплавами на основе алюминия. На основании прочностных свойств при комнатной температуре был выбран сплав с содержанием 8,5% Y, 1,2% Zn и 0,5% Zr (табл. 28). Дальнейшая работа показала, что этот сплав сваривается и имеет отличные свойства при повышенных температурах.

Критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации для листа толщиной 1,27 мм составляет 63 кгс/мм<sup>3/2</sup>.

Уменьшение содержания иттрия в сплаве снижает прочность, однако сплавы на основе Mg — 2% Y имеют удовлетворительное сочетание прочности и вязкости. Так, сплав Mg — 2,4% Y — 1,3% Zn — 0,5% Zr имеет критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации, равный 132 кгс/мм<sup>3/2</sup> (для листа толщиной 1,63 мм). Ниже приведены механические свойства листов из этого сплава.

	В продольном направлении	В поперечном направлении
$\sigma_B$ , кгс/мм <sup>2</sup>	33,6	30,8
$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	29,4	22,4
$\sigma_{-0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	28,0	22,4
$\delta$ , %	14	20

Фирма «Sykorsky Aircraft» изготовила и провела летные испытания нескольких экспериментальных деталей вертолета из сплава Mg — 9% Y — 1% Zn [90, 91]. По данным фирмы, детали (стрингеры, уголки, обшивка) можно получить по обычной технологии. Предварительные испытания показали, что предел прочности листов толщиной 1,9—2,5 мм составляет 42,2 кгс/мм<sup>2</sup>, предел текучести — 35,1 кгс/мм<sup>2</sup> при удлинении 4%. Сплав имеет высокую коррозионную стойкость. Стоимость сплава составляла 350 долл за 1 кг, но предполагалось, что в ближайшее время стоимость Mg—Y сплавов снизится до 50 долл. за 1 кг.

В СССР в последние годы также ведутся работы по разработке новых композиций магниевых сплавов, содержащих в качестве основного легирующего компонента иттрий. Составы отечественных сплавов, прошедшие промышленное и полупромышленное опробование, приведены в табл. 29.

Легирование магния иттрием позволяет получить сплавы, обладающие высокой удельной прочностью при комнатной и повышенной температурах.

Таблица 28

Механические свойства листов из сплава Mg — 8,5% Y — 1,2% Zn — 0,5% Zr (толщина листа 1,27 мм)

Условия получения	Продольное направление				Поперечное направление			
	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	$\delta$ , %	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	$\delta$ , %
	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>
Целевые	43	35	35	4	42	35	35	4
Лабораторные	42,7	36,4	36,4	6	41,4	32,1	33,6	8
Полупроизводственные	36,4	29,4	32,2	9	35,4	25,8	29,4	12

Таблица 29

Химический состав, % (по массе) магниевых сплавов, легированных иттрием, разработанных в СССР

Сплав	Mg	Y	Mn	Cd	Zn	Sc
ИМВ6 [92]	Основа	7,8—9,0	0,4—0,6	0,2—0,5	—	—
ВМД10		Сплав на основе системы Mg—Y—Zn				
ИМВ8 [93]	»	7,5—8,5	—	—	0,7—1,1	—
ВМД9 [94]	»	1,7—2,5	1,2—1,8	—	0,4—0,8	—
ВМД7 [95]	»	6,0—8,0	—	0,2—1,0	5,5—6,5	—
ИМВ5 [96]	»	4,0—7,0	0,4—0,8	—	—	7,0—11,0
ИМВ7 [97]	»	3,0—5,0	0,4—0,8	—	—	—

Сплав	Gd	Nd	Al	Ce	Zr	Cr
ИМВ6 [92]	—	—	—	0,05—0,15	—	—
ВМД10		Сплав на основе системы Mg—Y—Zn				
ИМВ8 [93]	—	0,2—0,5	—	—	0,3—0,8	—
ВМД9 [94]	—	2,6—3,4	0,2—0,5	—	—	0,01—0,05
ВМД7 [95]	—	1,5—2,5	—	—	0,35—0,9	—
ИМВ5 [96]	—	—	—	—	—	—
ИМВ7 [97]	7,0—10,0	—	—	—	—	—

шенных температурах, высокой герметичностью и удовлетворительной свариваемостью.

Все сплавы, за исключением сплава ИМВ6 и ВМД10, наряду с иттрием имеют в своем составе и другие редкоземельные элементы, такие, как неодим, гадолиний, скандий. Действие этих элементов на механические свойства магния при обычных и повышенных температурах имеет много общего. Эти элементы, как и иттрий, образуют с магнием тугоплавкие металлические соединения, незначительно снижают его температуру плавления, а в случае скандия даже повышают ее, способствуют повышению температуры рекристаллизации. Дополнительное легирование сплавов магния с иттрием другими редкоземельными металлами способствует дополнительному упрочнению. Дополнительными упрочнителями, способствующими улучшению и других характеристик магниево-иттриевых сплавов, являются также цинк, марганец, кадмий. Церий вводится в сплавы, как правило, в технологических целях — он повышает жидкотекучесть металла и уменьшает склонность сплавов к трещинообразованию при литье

литков непрерывным методом. Цирконий является прекрасным модификатором.

Ниже рассмотрим более подробно некоторые из упомянутых в табл. 29 сплавов.

### Сплав ИМВ6

Микроструктура сплава ИМВ6 приведена на рис. 67. В соответствии с тройной диаграммой состояния Mg—Y—Mn [23] следует считать, что сплав состоит из магниевого твердого раствора  $\alpha$ , фазы  $Mg_{24}Y_5$  и марганцовистой фазы.

Добавки Cd, Al и Ce не изменяют фазового состава сплавов Mg—Y—Mn; по-видимому, они входят в твердый раствор, а возможно, частично растворяются и в соединении  $Mg_{24}Y_5$ . В деформированном состоянии после горячего прессования структура сплава ИМВ6 полностью рекристаллизованная. Фазовые составляющие, не вошедшие в твердый раствор в процессе гомогенизирующего отжига, которому обычно подвергают любой материал из магниево-иттриевых сплавов, вытягиваются вдоль направления деформации (см. рис. 67, e), зерно обычно довольно крупное. В горячекатаном состоянии структура, как правило, нерекристаллизованная, и только последующий отжиг при 400—430°С приводит к рекристаллизации и одновременно к повышению пластичности (рис. 67, в, г).

Исследование микроструктуры сплава и влияния отдельных легирующих добавок на его свойства говорит о том, что основным фактором, обеспечивающим высокий уровень прочностных свойств, является наличие богатого легирующими элементами магниевого твердого раствора, сложного состава, причем основную роль в упрочнении которого играет иттрий.

Ниже приведены физические свойства сплава ИМВ6, а также свойства стандартных магниевых сплавов МА8 и МА2-1.

	ИМВ6	МА8	МА2-1
Плотность, г/см <sup>3</sup> . . . . .	1,87	1,78	1,79
Коэффициент теплопроводности (при 25°С), Вт/м·°С . . . . .	61,1	96,4	83,8
Удельная теплоемкость (при 100°С), кДж/кг·°С . . . . .	1,025	1,13	1,09
Удельное электросопротивление (при 20°С), $\rho \cdot 10^6$ Ом·см . . . . .	—	—	12,0
Коэффициент линейного расширения (20—100°С), $10^{-6}$ °С <sup>-1</sup> . . . . .	26,2	26,0	26,0
Статический модуль нормальной упругости $E$ , кгс/мм <sup>2</sup> . . . . .	4100	4300	4300

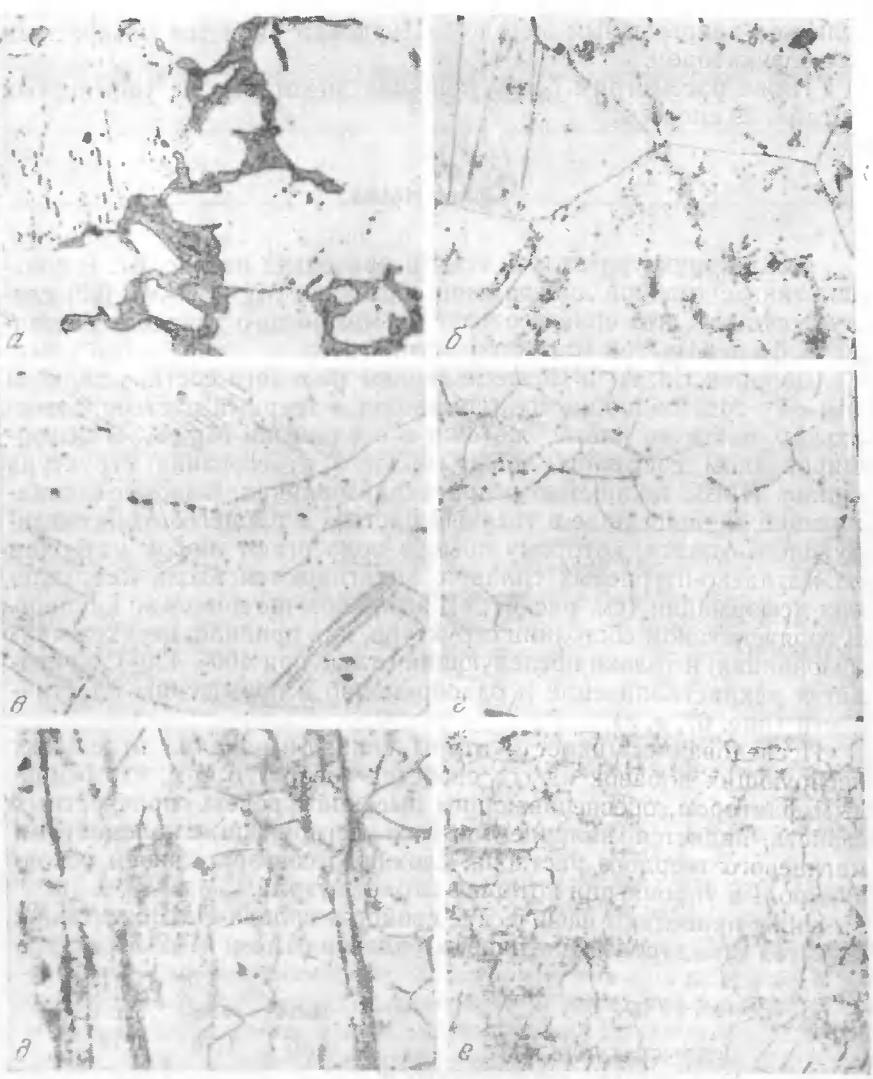


Рис. 67. Микроструктура сплава ИМВ6

*a* — литое состояние,  $\times 300$ ; *b* — гомогенизированное ( $540^{\circ}\text{C}$ , 12 ч),  $\times 300$ ; *c* — горячекатаный лист,  $\times 400$ ; *d* — отожженный ( $400^{\circ}\text{C}$ , 1 ч) лист,  $\times 400$ ; *e* — горячекрессиванный пруток,  $\times 250$ ; *f* — пруток, полученный с ВГМО

Сплав ИМВ6 имеет более высокую плотность и отличается более низкой теплопроводностью, чем известные стандартные сплавы. Возможно, последнее затрудняет отвод тепла при отливке слитков сплава непрерывным методом, вследствие чего более строго должны соблюдаться режимы литья слитков, предотвращающие склонность сплава к холодным трещинам.

Исследование механических свойств литого материала в диапазоне температур от 20 до  $525^{\circ}\text{C}$  (рис. 68) показало, что сплав ИМВ6 обладает высокой технологичностью. Температурный интервал деформирования сплава составляет порядка  $100^{\circ}\text{C}$  ( $400$ — $500^{\circ}\text{C}$ ). Из сплава ИМВ6 были получены все виды дефор-мированных полуфабрикатов: прессованные изделия, поковки, штамповки, листы, плиты.

#### Катаные полуфабрикаты из сплава ИМВ6

Пример катаных полуфабрикатов из сплава ИМВ6 — плиты толщиной 11,0—20,0 мм и листы толщиной 0,8—10,0 мм. Сплав ИМВ6 относится к дисперсионно-твердеющим сплавам, значительно упрочняющимся в процессе искусственного старения. Однако для получения максимального уровня механических свойств необходима значительная выдержка полуфабрикатов при температуре старения порядка 4 суток. Этот вывод может быть сделан на основании исследований листов сплава, результаты которых представлены на рис. 69.

Образцы одной серии перед испытанием механических свойств были подвергнуты закалке в воду с температурой  $520^{\circ}\text{C}$  (нагрев

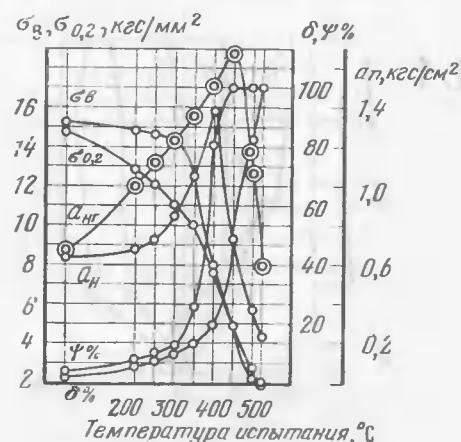
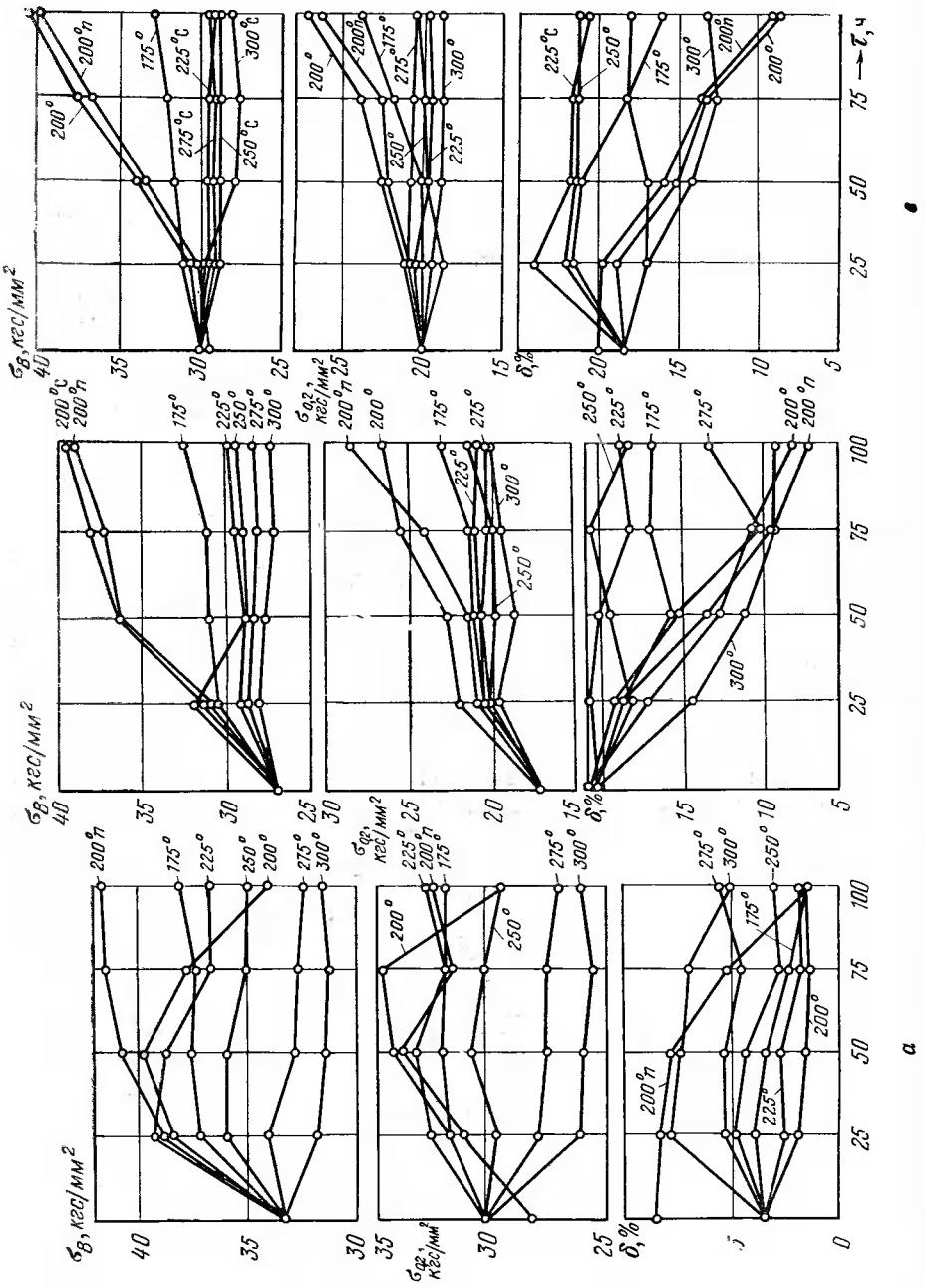


Рис. 68. Зависимость механических свойств ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ ,  $\phi$ ,  $a_p$ ) литого сплава ИМВ6 от температуры испытаний ( $a_{\text{пг}}$  — ударная вязкость для литого сплава, подвергнутого гомогенизации при  $510^{\circ}\text{C}$ , 12 ч)



в воздушной среде, время выдержки 4 ч и затем состарены. Другая серия образцов была подвергнута старению после прокатки. Третью серию образцов перед старением подвергали рекристаллизационному отжигу при температуре 400° С (время выдержки 1 ч). Старение проводили при различном времени выдержки: 25, 50, 75, 100 ч. Рост температуры старения со 175° до 225° С сокращает период времени до момента начала роста прочности (рис. 69, а). При температурах 175 и 200° С прочность сплава возрастает вплоть до 100 ч выдержки (конечная точка испытания).

Первый случай перестаривания сплава в выбранном интервале температур был зафиксирован при температуре старения 225° С. Общий уровень прочности, полученный на образцах, состаренных при этой температуре, был значительно ниже, чем для образцов, состаренных при 200° С, а при выдержках свыше 25 ч — ниже, чем для образцов, состаренных даже при 175° С. Старение при более высоких температурах (250, 275° С) практически не приводит к упрочнению, а при температуре старения 300° С наблюдается перестаривание уже после 25-часовой выдержки.

Наибольший эффект для всех исследуемых образцов был достигнут при температуре старения 200° С. Максимальные значения пределов прочности и текучести ( $\sigma_y = 41,8$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} = 32,6$  кгс/мм<sup>2</sup>) были получены на листах, состаренных из состояния прокатки (поперечное направление прокатки), однако одновременно с ростом прочности наблюдалось охрупчивание материала ( $\delta = 1,5\%$ ). На продольных образцах охрупчивание наступало уже после выдержки 50 ч, образцы разрушались с удлинением менее 0,5%.

Закалка и отжиг приводят к снижению первоначальных значений прочности и росту пластичности. Однако последующее старение при 200° С сопровождается значительным увеличением прочности при сохранении достаточно высокой пластичности (рис. 69, б, в). Максимальные свойства в обоих случаях были получены при времени выдержки 100 часов.

В табл. 30 приведены механические свойства листов различной толщины и плиты толщиной 13,5 мм в отожженном и состаренном (при температуре 200° С в течение 100 ч) состояниях. При этом плиты, имеющие вследствие особенностей технологии прокатки в горячекатаном состоянии высокую пластичность, отжигу перед старением не подвергались.

Рис. 69. Влияние температуры и продолжительности старения на механические свойства листов из сплава ИМВ6. Исходное состояние перед старением а — горячекатаное; б — закаленное; в — отожженное. Свойства даны для продольного направления для всех температур старения, кроме 200° С, для которой испытывались продольные и поперечные (обозначенные индексом 200<sub>п</sub><sup>0</sup>) образцы

Таблица 30

Механические свойства \* катаных полуфабрикатов из сплава ИМВ6 при комнатной температуре

Полуфабрикат		$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	$\delta$
Вид	Толщина, мм	кгс/мм <sup>2</sup>			%
Лист	0,8	39/40	26/26	—	7,8/8,7
	1,0	39/39	27/27	—	11,0/9,3
	1,5	39/40	29/28	—	11,2/11,7
	2,0	40/39	30/28	32/32	9,1/10,0
	2,5	38/39	26/26	30/29	6,3/7,7
	3,0	38/38	26/25	32/31	10,3/10,9
	4,0	40/39	25/22	—	5,0/5,0
	5,0	38/38	26/26	29/28	6,0/6,0
Плита	13,5	37/40	23/25	29/30	5,7/5,5
Лист **	1,0—3,0	30	20	12	7

\* Числитель — механические свойства в продольном направлении, знаменатель — в поперечном направлении.

\*\* Сплав MA12, обработка по режиму T6.

Свойства катаных полуфабрикатов мало зависят от степени деформации. Наряду с этим очевидно, что для сплава ИМВ6 они значительно превышают свойства листов и плит из серийных жаропрочных термически упрочняемых магниевых сплавов. Кроме того, надо отметить и другую важную особенность катаных полуфабрикатов сплава ИМВ6: предел текучести при растяжении и сжатии практически равны, в то время как для серийных магниевых сплавов предел текучести на сжатие составляет 1/2—2/3 от предела текучести на растяжение.

В табл. 31 приведены механические свойства листов толщиной 2,0 мм при температурах от  $-70^\circ\text{C}$  до  $+400^\circ\text{C}$ . Листы из сплава ИМВ6 имеют высокий уровень свойств во всем исследованном температурном интервале и превосходят аналогичные характеристики серийных жаропрочных магниевых сплавов. Для сравнения можно указать, что жаропрочный магниевый сплав MA12, обработанный по режиму T6 (закалка+искусственное старение) при температуре испытания  $200^\circ\text{C}$  имеет  $\sigma_b=16 \text{ кгс/мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2}=12 \text{ кгс/мм}^2$ ,  $\delta=14\%$ .

Несмотря на благотворное влияние термической обработки на свойства листов из сплава ИМВ6, выбранный режим не может быть признан оптимальным, так как значительный промежуток времени, необходимый для достижения максимально возможных свойств, не всегда приемлем в условиях серийного производства.

Таблица 31

Механические свойства листов толщиной 2,0 мм из сплава ИМВ6

Температура испытания, $^\circ\text{C}$	Продольное направление			Поперечное направление		
	$\sigma_b$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\sigma_N$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>
-50	44,4	33,7	9,5	29,0	41,6	32,0
-70	44,2	34,9	10,8	28,0	43,3	32,7
100	38,5	30,5	9,8	26,6	32,3	23,7
150	37,0	26,7	10,0	—	32,7	24,8
200	35,3	26,8	12,5	31,7	34,2	22,8
250	29,1	23,9	13,8	—	25,8	20,3
300	19,4	15,1	40,5	22,3	19,6	14,0
350	12,6	9,8	52,9	—	13,0	10,1
400	6,4	7,4	75,0	9,2	7,9	7,1

Примечание.  $\sigma_N$  — предел прочности при испытании образцов с изадрезом.

Известны работы [53, 60, 98], в которых изучено влияние НТМО на структуру и свойства некоторых бинарных магниево-иттриевых сплавов. Так, в работе [98], авторы которой считают, что наклеп должен быть неотъемлемым этапом технологии получения листов из магниево-иттриевых сплавов, рекомендованы следующие режимы обработки: наклеп, отжиг при  $400$ — $430^\circ\text{C}$  в течение одного часа и затем старение. При этом на сплаве Mg — 11% (по массе) Y с удлинением 8—10% получаем предел прочности  $\sigma_b=39 \text{ кгс/мм}^2$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}=31,6 \text{ кгс/мм}^2$ , а с удлинением 2—5%:  $\sigma_b=42$ — $46 \text{ кгс/мм}^2$  и  $\sigma_{0,2}=35$ — $39 \text{ кгс/мм}^2$ .

З. А. Свидерская и А. А. Орешкина [53] также установили, что при сравнительно небольшом снижении относительного удлинения прирост предела прочности и предела текучести при НТМО (деформация 5% при  $20^\circ\text{C}$  и  $300^\circ\text{C}$ ) составляет 10—20 и 30—35% соответственно.

Изучение влияния НТМО применительно к листам сплава ИМВ6 также показало положительное влияние этого вида термомеханической обработки на свойства материала и позволило значительно (на 40%) сократить время старения. В этом случае закалку или отжиг перед деформацией вели по режиму, указанному выше, а температура старения при этом составляла  $200^\circ\text{C}$ . Деформацию (5%) осуществляли прокаткой в холодном состоянии. Результаты испытания механических свойств в зависимости от продолжительности старения приведены на рис. 70.

Следует при этом заметить, что, хотя закалка и отжиг оказывают одинаково благотворное влияние на конечные свойства

материала, предпочтительной является операция отжига, так как она легче осуществима в производственных условиях.

В работе [99] было исследовано влияние процессов старения, в том числе холодной пластической деформации (НТМО), на структуру и некоторые другие свойства сплава ИМВ6. Образцами для исследования служили листы толщиной 2,0 мм. Образцы закаливали в воде с температурой 520° С после выдержки 2 ч или отжигали при температуре 430° С в течение 1 ч, а затем старили при различных температурах (от 160 до 275° С). НТМО заключалось в проведении холодной прокатки предварительно закаленных или отожженных листов со степенями деформации 5—10% с последующим старением. Исследования проводились с использованием методов измерения электропроводности ( $1/\rho$ ) и твердости ( $HB$ ). Определялось изменение этих характеристик в зависимости от времени старения (до 500 ч).

Кинетические кривые  $HB = f(\tau)$  и  $1/\rho = f(\tau)$  для закаленных с 520° С и отожженных при 430° С, 1 ч образцов имели идентичный вид и незначительно отличались только начальным уровнем свойств. Поэтому ниже приводятся только данные для закаленного состояния. На рис. 71 приведены наиболее характерные кривые изменения электропроводности, которые были получены при

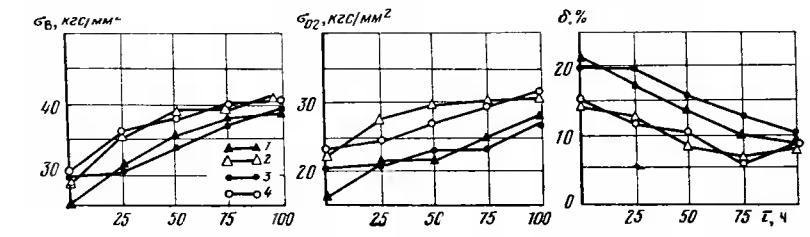


Рис. 70. Влияние исходного состояния и времени старения при 200° С на механические свойства листов из сплава ИМВ6  
1 — закалка; 2 — закалка+5%-ная холодная деформация; 3 — отжиг; 4 — отжиг+5%-ная холодная деформация

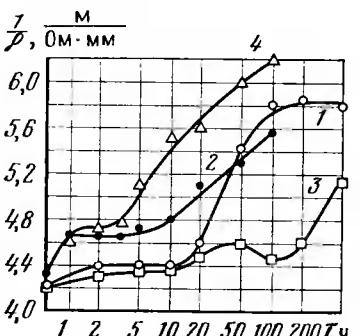


Рис. 71. Изменение электропроводности сплава ИМВ6 при старении.  
1 — 200° С; 2 — деформация 8%+200° С;  
3 — 240° С; 4 — деформация 8%+240° С

температурах старения 200 и 240° С. При температуре 200° С и более низких температурах изменения электропроводности носят закономерный характер — незначительное увеличение при выдержке 1 ч, инкубационный период и последующее увеличение. При этом скорость распада тем больше, чем выше температура старения. Максимальная скорость распада наблюдается при температуре старения 200° С (кривая 1). После выдержки 100 ч кривая выходит на плато, т. е. распад практически прекращается. При температурах менее 200° С увеличивается протяженность инкубационного периода и уменьшается скорость распада.

При переходе к более высоким температурам (220—240° С) обнаруживается необычный ход изменения электропроводности: вслед за увеличением ( $1/\rho$ ) при 50-часовой выдержке наблюдается снижение значения электропроводности, а последующий подъем начинается только после выдержки 200 ч (кривая 2). Однако даже при выдержке 500 ч степень распада остается значительно меньшей, чем при 200° С.

Влияние холодной деформации перед старением проявляется в сокращении продолжительности и повышении уровня электропроводности инкубационного периода, начиная с температур старения 200° С (кривые 2, 4). При меньших температурах старения влияние деформации практически не сказывается. Обращает на себя внимание тот факт, что скорость распада при 200° С на деформированных образцах ниже, чем на недеформированных. Вследствие этого, несмотря на меньший инкубационный период в первом случае, степень распада (уровень электропроводности) здесь ниже, чем во втором при 100-часовой выдержке. При 220—240° С (кривые 220 и 240° С практически совпадают) скорость распада деформированных образцов близка к скорости распада недеформированных образцов при 200° С, но, вследствие резкого сокращения инкубационного периода, та же степень распада, что и при 200° С в течение 100 ч, достигается за 20 ч, а при 100-часовой выдержке — распад более полный (кривая 4).

Изменения твердости ( $HB$ ), проведенные на тех же образцах, находятся в соответствии с данными электропроводности и известными литературными данными [47, 48] для двойных сплавов. На деформированных образцах максимальная твердость, близкая к твердости недеформированных образцов, состаренных при 200° С, достигается при температурах 220—240° С за 20 ч и остается затем на неизменном уровне. При выдержках до 100 ч разупрочнения для всех состояний не наблюдалось.

Таким образом, новые результаты, полученные при изучении кинетики старения на сплаве ИМВ6, сводятся к тому, что пластическая деформация, проведенная после закалки или отжига 430° С, 1 ч, значительно меняет кинетику старения при температурах 220—240° С, приводя к сокращению инкубационного пе-

риода при старении и, следовательно, общего времени старения для достижения максимального упрочнения.

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг образцов на разных стадиях старения показали, что распад при 200° С происходит путем выделения гомогенной мелкодисперсной фазы, имеющей, согласно данным работы [100], моноклинную решетку, когерентную с матрицей. Эта фаза достаточно четко выявляется в темном поле в виде мелкодисперсных частиц, равномерно распределенных по телу зерна (рис. 72, а). Повышение температуры старения до 240° С приводит к растворению частиц, характерных для распада при 200° С (рис. 72, б), что также хо-

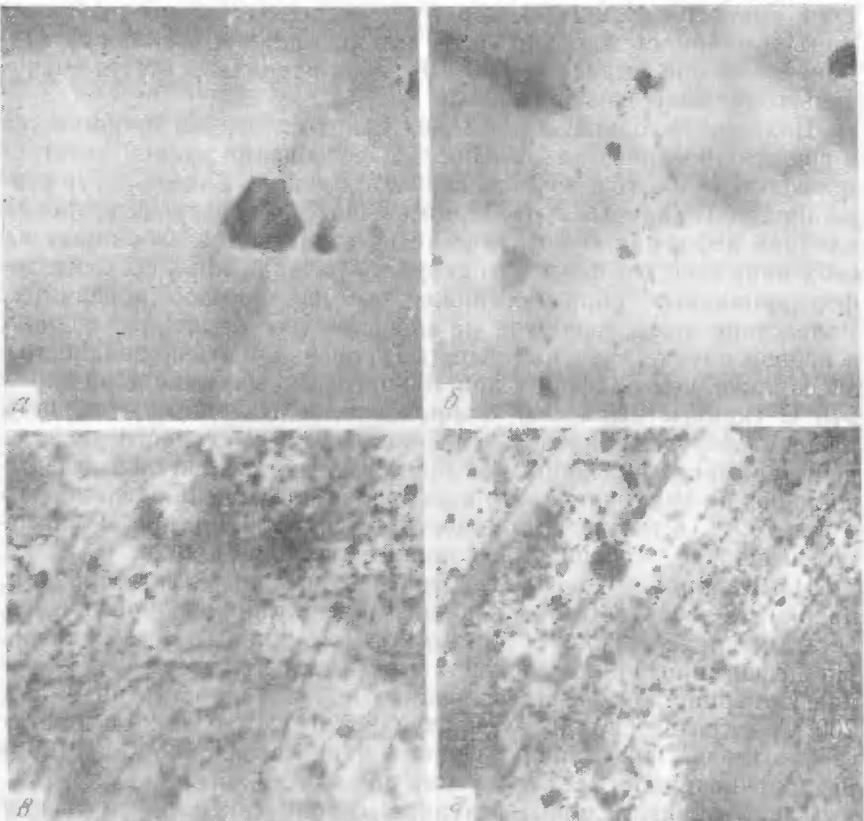


Рис. 72. Микроструктура листов сплава ИМВ6 (тонкие фольги). Закалка + старение при 200° С, 100 ч (а) и 240° С, 100 ч (б). Закалка + деформация (5—10%) + старение при 200° С, 100 ч (в) и 220° С, 20 ч; (г)

рошо согласуется с результатами работы [100]. При повышении температуры старения до 240° С после выдержки порядка 50 ч когерентная фаза растворяется, и одновременно происходит образование новой стабильной фазы Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub>, зарождающейся некогерентно на различных дефектах решетки. Образование новой стабильной фазы Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> некогерентной матрице не приводит к упрочнению материала.

Введение холодной деформации перед старением ведет к увеличению количества дефектов кристаллической решетки (рис. 72, в), к росту интенсивности распада и плотности выделившихся частиц. Исследование на тонких фольгах также подтвердило одинаковый характер распада при 200 и 220° С; различие заключалось только в количестве мелкодисперсной фазы, которой было значительно больше в образцах, состаренных при 220° С в течение 20 ч (рис. 72, г).

Определение механических свойств сплава ИМВ6 после различных режимов обработки показало, что низкотемпературная термомеханическая обработка обеспечивает получение высоких значений механических свойств за значительно меньший период старения. Самые высокие прочностные свойства при достаточной пластичности были получены при использовании следующего режима НТМО: отжиг горячекатанных листов при температуре

Таблица 32  
Механические свойства листов из сплава ИМВ6 после различных режимов обработки

Обработка	Время старения, ч	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %
Отжиг 430° С, 1 ч	—	30,2	23,0	21,1
Отжиг 430° С, 1 ч + старение при 200° С	24	31,8	23,5	19,1
То же	96	37,6	27,5	16,0
Отжиг 430° С, 1 ч + старение при 220° С	24	31,3	23,5	18,4
То же	96	33,7	25,8	15,2
Отжиг 430° С, 1 ч + деформация 5%	—	33,4	28,5	10,1
Отжиг 430° С, 1 ч + деформация 5% + старение при 200° С	24	35,9	31,6	7,7
То же	96	37,6	34,5	6,9
Отжиг 430° С, 1 ч + деформация 5% + старение при 220° С	24	39,0	33,4	8,2
То же	96	40,7	35,6	6,6

430° С в течение 1 ч, холодная прокатка с обжатием 5—10%, старение при температуре 220° С, 24 ч. Применение указанного режима НТМО является весьма перспективным. В табл. 32 приводятся данные по механическим свойствам исследуемых сплавов после различных режимов обработки.

### Прессованные полуфабрикаты из сплава ИМВ6

Из сплава ИМВ6 путем горячего прессования были получены прутки и полосы различного диаметра и сечения. Наиболее высокие значения прочностных свойств прессованных полуфабрикатов достигаются при старении, проводимом после горячего прессования без предварительной закалки. Влияние продолжительности старения при различных температурах на механические свойства горячепрессованных прутков сплава ИМВ6 иллюстрирует рис. 73, из которого видно, что старение сопровождается повышением пределов прочности и текучести и снижением относительного удлинения. Наиболее высокие значения  $\sigma_b$  и  $\sigma_{0,2}$  достигаются после старения при 200° С в течение 100 часов. Повышение температуры старения до 220° приводит к более низким прочностным свойствам. Уменьшение температуры старения ниже 200° С сильно замедляет процесс упрочнения. Уровень механических свойств прессованных полуфабрикатов и характер изменения этих свойств с температурой приведен в табл. 33.

Зависимость механических свойств прессованных прутков из сплава ИМВ6 от температуры прессования и скорости истечения материала при прессовании представлена в табл. 34 и 35.

Сплав ИМВ6 мало чувствителен к температурным режимам прессования в изученной температурной области.

Максимальная скорость, при которой возможно получить качественный пруток при температуре прессования 460° С, составляет 7 м/мин. Повышение скорости до 10 м/мин стало возможным только при понижении температуры прессования до 350° С. Значительный разогрев металла в очаге деформации (температура

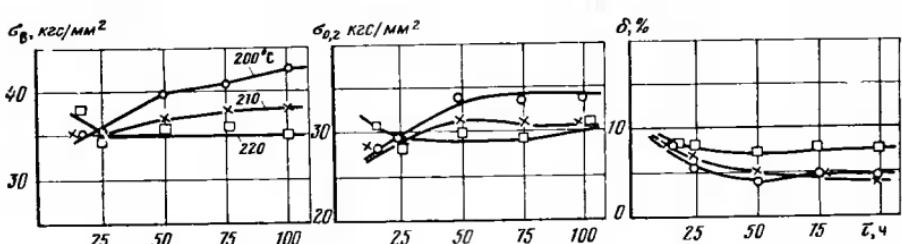


Рис. 73. Зависимость механических свойств сплава ИМВ6 от времени старения при различных температурах (горячепрессованные прутки). Испытания при комнатной температуре

Таблица 33. Механические свойства прессованного материала в состаренном состоянии

Темп- рата испытания, °C	Прутки Ø 60 мм						Полоса 22×320 мм						Пруток Ø 120 мм							
	σ <sub>В</sub>	σ <sub>0,2</sub>	σ <sub>-0,2</sub>	σ <sub>100</sub> <sup>250</sup>	δ, %	ψ, %	a <sub>H</sub> кгс·X Xм/см <sup>2</sup>	σ <sub>В</sub>	σ <sub>0,2</sub> кгс/мм <sup>2</sup>	σ <sub>-0,2</sub>	δ, %	ψ, %	a <sub>H</sub> кгс·X Xм/см <sup>2</sup>	σ <sub>В</sub>	σ <sub>0,2</sub>	σ <sub>-0,2</sub>	δ, %	ψ, %	a <sub>H</sub> кгс·X Xм/см <sup>2</sup>	
	кгс/мм <sup>2</sup>								кгс/мм <sup>2</sup>					кгс/мм <sup>2</sup>			кгс/мм <sup>2</sup>			
-50	46,9	39,5	—	—	3,9	6,4	0,5	43,2	37,0	—	3,7	4,0	0,43	38,4	34,8	—	6,6	4,8	—	
-70	46,7	41,1	—	—	2,7	5,2	0,3	44,9	39,5	—	2,8	4,6	0,41	40,3	35,8	—	4,5	5,3	—	
20	41,9	37,4	34,2	—	3,0	4,8	0,4	39,3	34,5	33,2	4,7	7,0	0,7	39,9	35,2	34,7	4,7	11,1	0,97	
200	37,0	32,7	20,6	15	6,2	13,9	1,0	38,6	29,8	—	7,6	17,0	1,0	30,4	26,8	—	5,0	10,2	—	
300	23,2	17,3	18,5	—	18,0	28,0	1,5	20,9	15,5	—	26,9	43,0	1,8	23,2	18,5	—	16,0	28,9	1,7	
350	15,5	13,5	12,9	—	34,0	66,0	1,6	12,2	10,9	—	71,0	71,9	2,6	16,1	14,3	—	11,2	50,5	—	
400	9,3	—	3,8	—	104,2	—	1,6	6,0	—	—	114	—	2,7	9,2	8,8	—	93,4	92,5	—	

Таблица 34. Влияние температуры прессования на механические свойства прутка Ø20 мм из сплава ИМВ6

Темпера- тура металла, °C	Горячепрессов. никое состояние						Состаренное состояние											
	при 20° С						при 20° С						при 250° С					
	σ <sub>В</sub>	σ <sub>0,2</sub>	σ <sub>-0,2</sub>	δ, %	a <sub>H</sub> кгс·м/см <sup>2</sup>	σ <sub>В</sub>	σ <sub>0,2</sub>	σ <sub>-0,2</sub>	δ, %	a <sub>H</sub> кгс·м/см <sup>2</sup>	σ <sub>В</sub>	σ <sub>0,2</sub>	σ <sub>-0,2</sub>	δ, %	a <sub>H</sub> кгс·м/см <sup>2</sup>	σ <sub>В</sub>	σ <sub>0,2</sub>	δ, %
	кгс/мм <sup>2</sup>					кгс/мм <sup>2</sup>				кгс/мм <sup>2</sup>					кгс/мм <sup>2</sup>			
380	30,2	23,8	23,2	17,0	1,4	39,3	36,1	36,1	2,0	0,62	31,8	27,4	27,4	14,0	0,47	31,3	27,3	7,6
400	30,2	23,7	23,6	15,6	1,4	39,8	36,4	35,7	1,4	0,56	30,8	27,2	27,2	11,6	0,47	31,3	27,3	7,6
430	30,2	23,7	23,2	18,6	1,4	40,5	36,3	35,2	2,8	0,49	30,3	26,8	26,8	12,0	0,47	31,3	27,3	7,6
460	30,6	23,2	23,7	13,0	1,4	39,0	37,9	36,6	0,8	0,59	31,9	28,1	28,1	9,6	0,47	31,3	27,3	7,6
480	29,4	23,2	22,3	14,8	1,4	39,0	36,0	34,5	1,4	0,50	31,4	27,4	27,4	8,0	0,47	31,3	27,3	7,6
500	30,0	22,4	22,5	16,2	1,4	42,7	38,5	35,3	2,8	0,47	31,3	27,3	27,3	7,6	0,47	31,3	27,3	7,6

Таблица 35

## Влияние скорости деформации на механические свойства сплава ИМВ6 (пруток Ø 20 мм)

Температура слитка, °C	Скорость прессования м/мин	Горячепрессованное состояние					Состаренное состояние							
		при 20° С					при 20° С					при 250° С		
		$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	$\delta, \%$	$a_H, \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	$\delta, \%$	$a_H, \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
460	3,8	30,6	23,2	22,7	13,0	1,4	39,0	37,9	36,6	0,8	0,59	31,9	28,1	9,6
460	7,0	28,5	22,4	—	14,0	1,4	38,0	36,7	—	0,4	0,56	26,7	22,2	16,0
460	10	Трешины при прессовании												
380	10													
350	10	27,3	21,8	21,9	13,6	1,5	35,6	34,4	34,5	—	0,71	25,4	—	22,0
380	8,3	26,8	22,2	22,4	9,4	1,5	39,3	36,4	34,5	0,4	0,75	28,8	24,8	16,0

на выходе достигает 600° С) при скоростях истечения 10 м/мин и температурах выше 350° С приводит к браку — глубоким трещинам на поверхности деформированных полуфабрикатов.

При всех температурах и скоростях деформации структура сплава ИМВ6 рекристаллизованная. Вместе с тем надо отметить, что полуфабрикаты из сплава ИМВ6 обладают определенной склонностью к анизотропии свойств в продольном и поперечном направлениях. Это наглядно видно из табл. 36.

Такая анизотропия определяется, по-видимому, особенностями структуры прессованного материала. Структура характеризуется (см. рис. 67, д) наличием зерен магниевого твердого раствора и включений избыточных кристаллов фазы Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub>, вытянутых вдоль направления прессования. Правильность такого предположения подтверждается следующим экспериментом: если повысить температуру гомогенизации до 540° С и затем прессовать с подстуживанием (ВТМО) от 490 до 360° С, анизотропия свойств

Таблица 36

Механические свойства \* прессованных полуфабрикатов из сплава ИМВ6

Вид полуфабриката	Направление вырезки образца	Горячепрессованное состояние			Состаренное состояние (200° С, 100 ч)		
		$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %
Полоса сечением 20×300 мм	Продольное	31,8	25,1	8,9	38,4	30,4	4,5
	Поперечное	21,2	16,6	4,0	25,2	20,3	2,7
Пруток Ø90 мм	Продольное	32,0	28,0	7,2	39,0	36,0	3,7
	Поперечное	16,0	14,0	2,4	20,0	20,0	0,8

\* Режим гомогенизации слитков: 510° С, 12 ч. Температура прессования 480° С.

Таблица 37

Механические свойства прутка диаметром 90 мм, отпрессованного с подстуживанием (ВТМО)

Направление отбора образца, анизотропия	Горячепрессованное состояние			Состаренное состояние (200° С, 100 ч)		
	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\sigma_{B}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %
Продольное	33,0	26,4	10,0	35,9	27,4	8,9
Поперечное	23,4	20,8	7,2	30,5	25,9	4,0
Анизотропия, %	29	21	28	15	5,4	55

существенно снижается (табл. 37). Микроструктура сплава в этом состоянии характеризуется отсутствием избыточных кристаллов фазы  $Mg_{24}Y_5$  и более мелким зерном (см. рис. 67, е).

### Сплав ВМД10

Сплав ВМД10, относящийся к системе Mg—Y—Zn (см. табл. 29), предназначен для производства различных деформированных полуфабрикатов: прессованных прутков, полос, профилей и штамповок. Диаграмма пластичности сплава ВМД10, приведенная на рис. 74, свидетельствует о наличии очень узкого температурного интервала деформации и о недостаточно благоприятном сочетании пластических характеристик ( $\delta$ ,  $\psi$ ,  $a_n$ ). Гомогенизация способствует повышению характеристик пластичности сплава. Микроструктура сплава ВМД10 (рис. 75) характеризуется наличием магниевого твердого раствора —  $\alpha$  и фазы «Х» (тройного соединения системы Mg—Y—Zn) [61, 62, 77].

Структура сплава в литом состоянии отличается значительной гетерогенностью, которая почти не устраняется применением к сплаву гомогенизирующего отжига (рис. 75, а, б). Структура сплава в деформированном состоянии представляет собой сочетание вытянутых вдоль направления деформации зерен магниевого твердого раствора и второй фазы (рис. 75, в, г).

Ниже приведены физические свойства сплава ВМД10.

Плотность, $g/cm^3$	1,8
Коэффициенты теплопроводности (при 25° С, Вт/м·град)	54,4
Удельная теплоемкость (при 100° С, кДж/кг·град)	0,985
Коэффициент линейного расширения (20—100° С, $10^{-6}$ град <sup>-1</sup> )	25,9
Удельное электросопротивление $\rho \cdot 10^8$ Ом·м при 20° С	17,3

Сплав ВМД10 обладает несколько более низкими значениями коэффициента теплопроводности, удельной теплоемкости и коэффициента линейного расширения по сравнению со сплавом ИМВ6 и серийными сплавами на основе магния. Сплав термически неупрочняем и рекомендуется к использованию в состоянии непосредственно после горячей деформации. Механические свойства прессованных и штампованных полуфабрикатов из сплава ВМД10 приведены в табл. 38 и 39, где наряду со свойствами при комнатной температуре даны свойства сплава и при повышенных температурах.

Сплав ВМД10 обладает хорошим сочетанием механических свойств, превосходящим аналогичные характеристики известных серийных магниевых сплавов. Наряду с этим сплав ВМД10 выгодно отличается от других магниевых сплавов отсутствием зависимости механических свойств от направления отбора образцов для испытания.

Рис. 74. Диаграмма пластичности сплава ВМД10.

Литое состояние (1—3), гомогенизация: 450° С, 6 ч + 480° С, 10 ч (4—6)

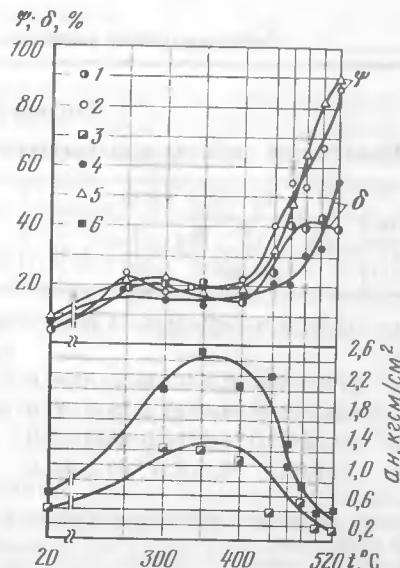


Рис. 75. Микроструктура сплава ВМД10

а — литое состояние,  $\times 500$ ; б — гомогенизированное состояние,  $\times 500$ ; в — горячепрессованный пруток 90 мм,  $\times 320$ ; г — горячепрессованная полоса, сечение 20×300 мм,  $\times 320$

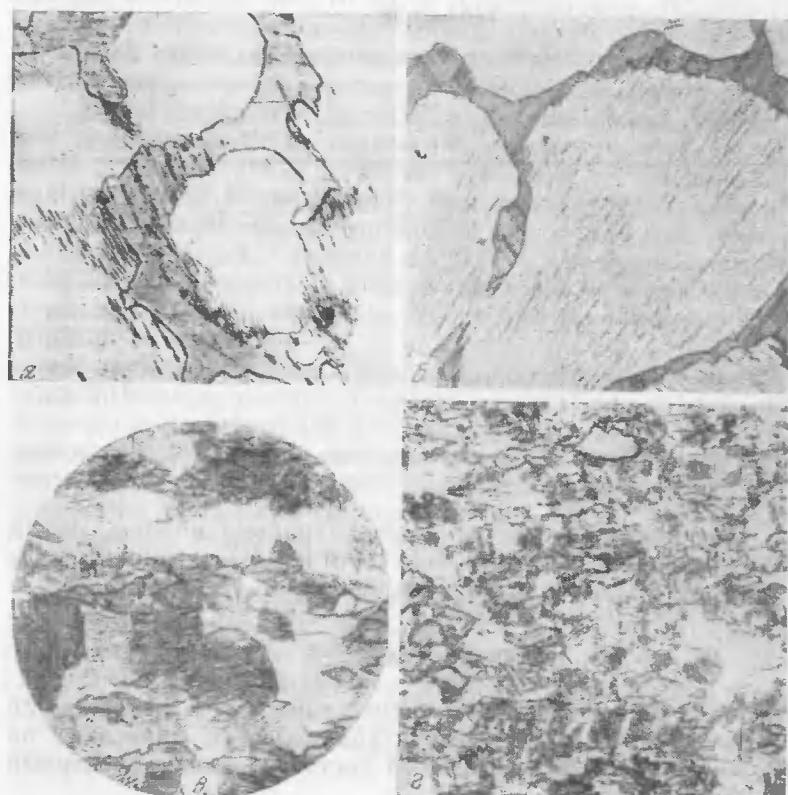


Таблица 38

## Механические свойства прессованного материала из сплава ВМД10

Температура испытания, °C	Пруток Ø 120 мм			Пруток Ø 60 мм		
	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$ , %	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{-0.2}$
	кгс/мм²			кгс/мм²		$\delta$ , %
20	32,5/28,0	24/21,6	14,0/15,0	35,0/31,0	27,0/22,0	27,0/21,0
100	—	—	—	32,0/28,0	25,0/20,0	26,0/20,0
250	27,9/23,5	22,2/17,0	24,8/26,0	25,0/21,0	21,0/18,0	23,0/18,0
300	22,3/19,5	18,8/15,2	39,2/30,0	19,0/17,0	16,5/14,5	20,0/17,0
350	15,8/14,4	14,0/12,0	48,4/36,0	—	—	—
400	9,8/9,4	8,6/8,4	55,6/64,0	—	—	—

Примечание. Числитель — механические свойства в продольном направлении, знаменатель — в поперечном направлении.

Таблица 39

## Механические свойства штампованных материалов из сплава ВМД10

Температура испытания, °C	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{-0.2}$	$\delta$
	кгс/мм²			%
20	34—34	26—27	28—28,5	17—19
	33—34	24—25	23—26	18—21
250	26—27	—	—	25—27
	24—24,5			24—26
300	21—22	—	—	27—30
	20—27			35—40
400	8—10		115—130	
	6—7		110—130	

Примечание. Числитель — механические свойства вдоль волокна, знаменатель — поперек волокна.

Кроме того, как и другие магниево-иттриевые сплавы, сплав ВМД10 изотропен по пределам текучести при растяжении и сжатии и обладает высокой жаропрочностью (см. табл. 38 и 39).

## Сплав ИМВ8

Согласно четверной диаграмме состояния Mg — Y — Nd — Zn [80—82] сплав ИМВ8, микроструктура которого приведена на рис. 76, имеет следующий фазовый состав: магниевый твердый

раствор  $\alpha$ , фазы  $Mg_2Y_5$ ,  $Mg_9Nd$  и V (тройное соединение системы Mg — Y — Zn). Анализ взаимосвязи между механическими свойствами и фазовым составом сплавов системы Mg — Nd — Y — Zn [101] показывает, что наиболее высокими свойствами обладают сплавы, расположенные в фазовых областях  $\alpha + Mg_2Y_5$ ,  $\alpha + Mg_9Nd + V$ ,  $\alpha + Mg_9Nd + Mg_2Y_5$  и  $\alpha + Mg_9Nd + Mg_2Y_5 + V$ . Это связано с упрочнением магниевого твердого раствора неодимом, иттрием и цинком, изменением их растворимости с понижением температуры, а также с высокой жаропрочностью выделяющихся металлических соединений [102, 103].

Сплав ИМВ8 в литом состоянии отличается значительной гетерогенностью структуры, которую не устраниет даже операция гомогенизации, проведенная при температуре 510°C в течение 12 ч (рис. 76, а, б).

В деформированном состоянии после горячего прессования структура сплава ИМВ8 полностью рекристаллизованная. Фазовые составляющие, не вошедшие в твердый раствор после гомогенизации, вытягиваются вдоль направления деформации, создавая полосчатость (рис. 76, в). В горячекатаном состоянии структура частично рекристаллизованная (рис. 76, г).

Сплав ИМВ8, так же, как сплав ИМВ6, относится к дисперсионно упрочняемым сплавам, значительно упрочняющимся в процессе искусственного старения. По данным работы [25], старение непосредственно после горячего прессования при температуре 200°C в течение 100 ч позволяет повысить прочностные свойства при комнатной и повышенных температурах (табл. 40). Однако при этом относительное удлинение при комнатной температуре понижается до 5 %. Старение при 210°C в течение 36 ч позволяет повысить и прочность, и пластичность сплава при 20°C. Длительная прочность сплава за 100 ч при температуре 250°C составляет 11 кгс/мм².

Из сплава ИМВ8 по технологии, принятой для серийных магниевых сплавов, удается получить листы толщиной 0,8—10,0 мм. В процессе исследования их свойств установлено, что оптимальный уровень механических свойств листов достигается при сочетании следующих приемов термической обработки: отжиг горячекатанных листов при температуре 310—330°C в течение 1 ч и последующее старение в течение 38 ч при температуре 210°C (см. табл. 41).

Электронно-микроскопические исследования<sup>1</sup> катаного материала из сплава ИМВ8 показали, что характер распада в процессе старения как из закаленного состояния, так и после отжига носит одинаковый характер. Упрочнение материала как в том,

<sup>1</sup> Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг выполнено Б. И. Овечкиным.

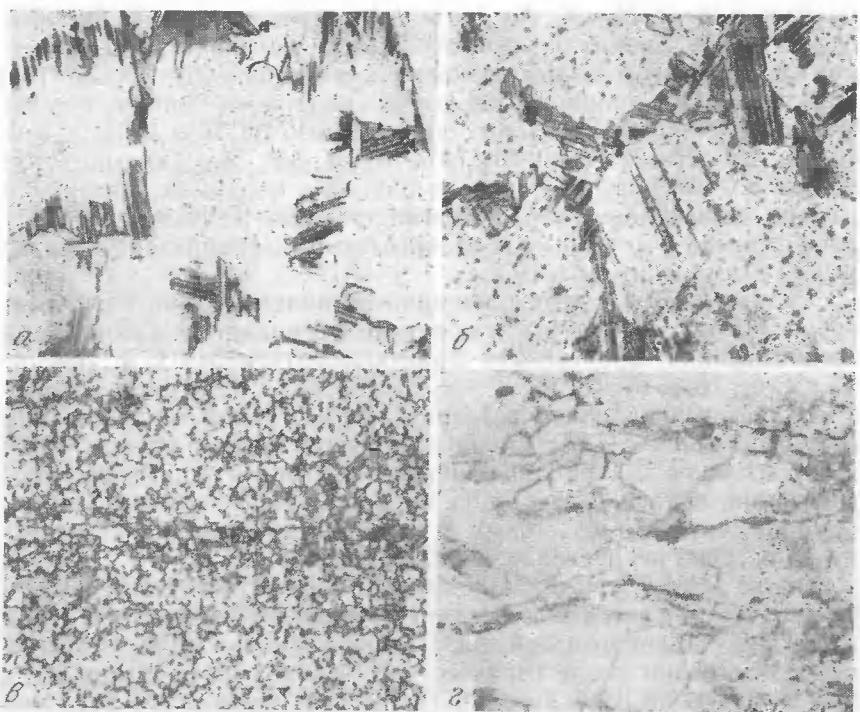


Рис. 76. Микроструктура сплава ИМВ8

*a* — литое состояние,  $\times 500$ ; *б* — гомогенизированное состояние,  $\times 500$ ; *в* — горячепрессованный пруток,  $\times 500$ ; *г* — горячекатаный лист,  $\times 250$

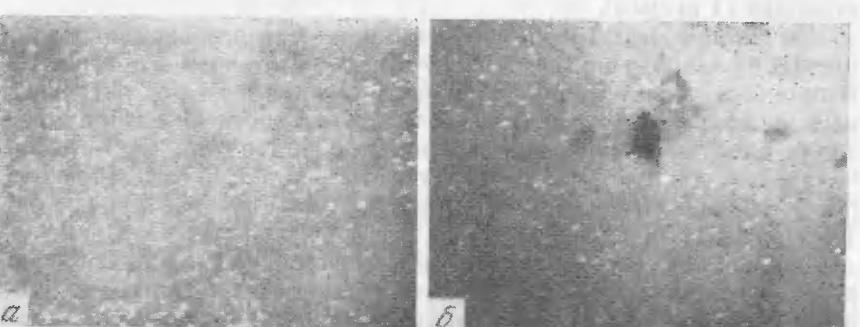


Рис. 77. Микроструктура листов сплава ИМВ8 (тонкие фольги)

*а* — закалка  $510^{\circ}\text{C}$ , 1 ч, охлаждение в воде+старение  $200^{\circ}\text{C}$  24 ч,  $\times 20000$ ; *б* — отжиг  $310^{\circ}\text{C}$ , 1 ч+старение  $210^{\circ}\text{C}$ , 36 ч,  $\times 20000$

Таблица 40

Механические свойства прессованных прутков сплава ИМВ8 ( $\text{Mg} - 9,0\% \text{Y} - 0,6\% \text{Nd} - 0,6\% \text{Zn} - 0,6\% \text{Zr}$ ) при различных температурах

Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$	Состояние								
	горячепрессование			состаренное при $200^{\circ}\text{C}$ , 100 ч			состаренное при $210^{\circ}\text{C}$ , 36 ч		
	$\sigma_{\text{B}}$ , кгс/мм $^2$	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм $^2$	$\delta$ , %	$\sigma_{\text{B}}$ , кгс/мм $^2$	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм $^2$	$\delta$ , %	$\sigma_{\text{B}}$ , кгс/мм $^2$	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм $^2$	$\delta$ , %
20	33,6	25,9	8,5	40	33,3	5	38	31	11
250	28,7	23,8	23,0	34,2	30,5	11	—	—	—
300	21,6	20,0	28,0	27	22,5	20	20	15	60

Таблица 41

Механические свойства листов из сплава ИМВ8 толщиной 2,0 мм

Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$	Продольное направление				Поперечное направление			
	$\sigma_{\text{B}}$ , кгс/мм $^2$	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм $^2$	$\sigma_{-0,2}$ , кгс/мм $^2$	$\delta$ , %	$\sigma_{\text{B}}$ , кгс/мм $^2$	$\sigma_{0,2}$ , кгс/мм $^2$	$\sigma_{-0,2}$ , кгс/мм $^2$	$\delta$ , %
20	36,1	30,8	32,5	12,0	36,2	30,8	32,1	12,9
250	30,7	26,0	—	18,0	29,3	24,0	—	20,0
300	24,2	19,3	—	34,0	24,9	19,5	—	32,8

так и другом случае происходит в результате выделения одной и той же фазы, расшифровать кристаллическую структуру которой не представилось возможным. В отожженном состоянии, однако, имеет место усиленный распад по границам зерен и ориентировка упрочняющей фазы более разнообразна по сравнению с закаленным состоянием, о чем можно судить по снимкам в темном поле в рефлексах упрочняющей фазы (рис. 77).

### Сплавы ИМВ5 и ИМВ7

В последние годы появились новые сплавы, содержащие в качестве основного легирующего компонента, наряду с иттрием, скандий или гадолиний [105, 106]. Опытные работы, проведенные с целью изготовления слитков этих сплавов и деформированных полуфабрикатов из них, показали удовлетворительную технологичность сплавов и достаточно высокий уровень свойств изделий.

Сплав ИМВ5 относится к системе Mg—Y—Sc—Mn. Содержание скандия в сплаве ИМВ5 меньше его растворимости в твердом магнии. Содержание же иттрия в сплаве ИМВ5 немного превышает растворимость его в магнии при низких температурах [107]. Марганец, как известно, при выделении из магниевого твердого раствора не приводит к существенному упрочнению. Вследствие этого сплав ИМВ5 термической обработкой не упрочняется и рекомендуется для использования в горячепрессованном состоянии.

Отличительной особенностью сплава ИМВ7 является то, что в его состав входит редкоземельный металл гадолиний. Легирование магния гадолинием дает значительный эффект упрочнения при старении [108]. С этим связано то, что сплав ИМВ7 может значительно упрочняться при термической обработке. Сплав ИМВ7 применяется в состаренном ( $200^{\circ}\text{C}$ , 24 ч) состоянии с проведением старения после горячей деформации.

Микроструктура сплава ИМВ5 и ИМВ7 в литом и горячепрессованном состояниях приведена на рис. 78. Структура прессованных полуфабрикатов сплава ИМВ5 частично рекристаллизованная, а сплава ИМВ7 — в основном рекристаллизованная. Кроме зерен богатого магнием твердого раствора, в структуре наблюдаются избыточные фазы: кристаллы марганца, металлическое соединение  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  и фазы, богатые скандием или гадолинием. Высокие прочностные свойства сплавов ИМВ5 и ИМВ7 при комнатной и повышенной температурах обусловлены, по-видимому, наличием сильно легированного четверного твердого раствора, а также гетерогенизацией структуры дисперсными частицами тугоплавких металлических соединений.

Механические свойства прессованных полуфабрикатов из сплавов ИМВ5 и ИМВ7 при различных температурах приведены в табл. 42, 43. При этом полуфабрикаты из сплава ИМВ5 испытывали в горячепрессованном состоянии, а полуфабрикаты из сплава ИМВ7 в состаренном после горячего прессования состояния (старение проводили при температуре  $200^{\circ}\text{C}$  в течение 24 ч).

Как видно из приведенных данных, прочностные характеристики рассматриваемых сплавов значительно превышают аналогичные свойства серийных магниевых сплавов. При этом наблюдаются характерные для магниевых сплавов, легированных иттрием, высокие значения предела текучести на сжатие.

Помимо рассмотренных выше деформированных магниевых сплавов, содержащих иттрий, предложен ряд сплавов, которые кроме иттрия, в качестве основной легирующей добавки содержат щелочной металл литий. Диаграмма состояния сплавов магний — литий [109] характеризуется наличием значительной по протяженности области твердого раствора на основе магния. При содержании лития около 5% в системе магний — литий образуется фаза с объемноцентрированной кубической решеткой,

Таблица 42  
Механические свойства сплавов ИМВ5 и ИМВ7 при комнатной температуре

Сплав	Вид полуфабриката	$\sigma_{\text{B}}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$a_{\text{H}} \cdot \text{kgs}/\text{cm}^2$
		кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>			
ИМВ5	Проток ( $\varnothing 20$ мм)	32,0	24,3	29,7	15,7	35,1	1,61
	Полоса * ( $12,5 \times 65$ мм)	36,0/ /30,4	30,5/ /21,2	29,5/ /26,9	11,7/ /16,1	30,0/ /30,1	1,78/ /1,14
ИМВ7	Проток ( $\varnothing 20$ мм)	42,5	37,0	38,6	4,1	8,9	0,51
	Полоса * ( $12,5 \times 65$ мм)	39,6/ /38,0	32,2/ /30,7	37,1/ /36,6	5,1/ /3,9	7,0/ /5,5	0,80/ /0,75

\* Числитель — механические свойства в продольном направлении, знаменатель — в поперечном направлении.

Таблица 43  
Механические свойства сплавов ИМВ7 и ИМВ5 при повышенных температурах

Сплав	Вид полуфабриката	Темпера- тура испы- тания, $^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{\text{B}}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$
			кгс/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>		
ИМВ7	Проток ( $\varnothing 20$ мм)	250	37,6	29,6	6,9	43,5
		300	28,2	23,6	19,5	60,0
		350	13,6	12,2	26,5	76,5
	Полоса * ( $12,5 \times 65$ мм)	250	36,2/35,0	33,6/30,8	9,1/11,5	35,0/26,0
		300	25,6/24,7	22,6/21,6	17,5/19,0	56,0/50,0
		350	11,8/9,4	10,7/8,4	18,0/24,0	78,5/79,0
ИМВ5	Проток ( $\varnothing 20$ мм)	250	28,8	20,7	20,0	37,7
		300	23,3	19,2	24,3	59,5
		350	15,5	13,7	69,0	88,5
	Полоса * ( $12,5 \times 65$ мм)	250	30,5/25,4	25,1/20,2	15,5/27,0	45,2/50,7
		300	22,5/20,6	20,6/17,5	27,0/31,0	78,2/75,7
		350	14,6/13,6	12,0/11,3	73,0/65,2	99,0/98,5

\* Числитель — механические свойства в продольном направлении, знаменатель — в поперечном направлении.

имеющая высокую пластичность. Вследствие малого удельного веса лития и возможности введения его в значительном количестве в магний магниево-литиевые сплавы представляют интерес как сверхлегкие конструкционные материалы, обладающие удельным весом более низким, чем удельный вес чистого магния [109]. Из сплавов магния, содержащих литий и дополнительно легированных иттрием, следует отметить сплав, предложенный в работе [110]. В состав этого сплава входит 5—8% Li, 5—7% Y, остальное магний. Добавка иттрия способствует повышению

прочности сплава при сохранении им низкой плотности. Механические свойства сплава при комнатной температуре:  $\sigma_b = 33 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 22 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 18\%$ ,  $\psi = 20\%$ ,  $a_n = 0,7 \text{ кгс}\cdot\text{см}/\text{мм}^2$ ; при  $250^\circ\text{C}$ :  $\sigma_b = 12,0 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 11,0 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 24\%$ .

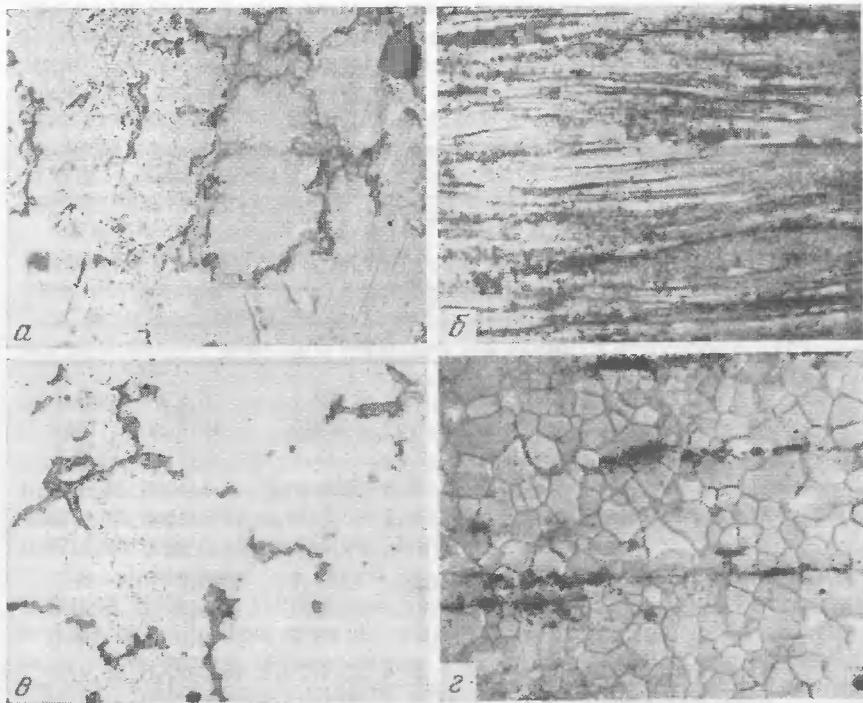


Рис. 78. Микроструктура сплавов ИМВ5 (а, б) и ИМВ7 (в, г)

а — литое состояние,  $\times 440$ ; б — горячепрессованный пруток,  $\times 440$ ; в — литое состояние,  $\times 440$ ; г — горячепрессованный пруток,  $\times 1000$

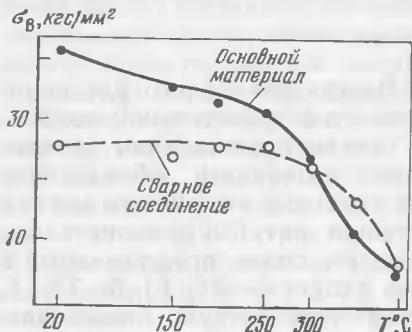


Рис. 79. Зависимость предела прочности основного материала и сварного соединения сплава ИМВ6 от температуры испытания

Интересен также сплав следующего состава: 7—10% Li, 0,5—1,5% Y, 0,05—0,2% Al, 0,05—0,2% Mn, остальное — магний [11]. Сплав предназначен для использования в качестве конструкционного материала. Свойства сплава: при комнатной температуре  $\sigma_b = 17 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_t = 13 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 20\%$ ; при  $150^\circ\text{C}$   $\sigma_b = 12 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_t = 9 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 32\%$ .

Для магниево-иттриевых сплавов, как и для других магниевых сплавов, особое значение имеет способность свариваться. В этом плане они также обладают благоприятными свойствами. Свариваемость изучалась на хорошо исследованных сплавах ИМВ6 и ВМД10.

Исследования показали, что полуфабрикаты из сплавов ИМВ6, ВМД10 легко свариваются как автоматической, так и ручной аргонно-дуговой сваркой. При этом качество сварного шва удовлетворительное. В структуре шва не обнаруживалось пор, трещин и других несплошностей.

Механические свойства материала шва также находились на достаточно высоком уровне, а при высоких температурах практически не отличались от свойств основного материала (рис. 79).

## ТЕХНОЛОГИЯ ПЛАВКИ, ЛИТЬЯ И ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИТТРИЕМ

### Технология плавки и литья слитков

Высокая концентрация дорогостоящего иттрия в большинстве деформируемых магниево-иттриевых сплавов определяет особенности технологии производства из них слитков, а именно плавку в условиях контролируемой атмосферы, защищающей расплав от окисления.

Для этой цели используют плавильно-литейный агрегат для бесфлюсовой плавки, состоящий из индукционной тигельной печи, гидравлической литейной машины и устройств для переливания расплава [109—112]. Проведение плавки без флюса обеспечивает малые потери иттрия во время плавки. В этом агрегате печь одновременно служит и миксером. Агрегат питается от сети переменного тока промышленной частоты напряжением 380 В. Печь состоит из стального каркаса, магнитопроводов, индуктора, тепловой изоляции и тигля. Тигель печи сварен из листовой стали, внутренняя часть печи выложена шамотным кирпичом. Дно тигля имеет сферическую форму.

Схема плавильно-литейного агрегата представлена на рис. 80.

В качестве защитной атмосферы при выплавке слитков на этом агрегате используют либо аргон, либо сернистый ангидрид. С целью очистки расплава от окисных плен, образующихся в результате реакции взаимодействия его с кислородом, содержащимся в защитной атмосфере и натекающим в тигель извне, а также от поверхностной плены окислов, внесенных в расплав шихтой, применяют отстаивание расплава при высокой температуре с последующей его фильтрацией через металлическую сетку при транспортировке из печи в кристаллизатор литейной машины.

При приготовлении сплавов в качестве шихты используют первичные металлы, лигатуры магний — иттрий, магний — марганец, магний — цирконий и т. д., а также отходы соответствующих магниево-иттриевых сплавов.

Технологический процесс приготовления сплавов предусматривает следующий порядок операций.

В тигель загружают максимально возможное количество шихты. По окончании загрузки шихты загрузочные люки закрывают. В тигель подают защитную атмосферу, включают печь.

Подгрузку чушкового магния, лигатур магний — марганец, магний — иттрий, магний — цирконий и других шихтовых материалов осуществляют по мере оплавления и опускания шихты. После расплавления всей шихты производится съем окисных плен с поверхности расплава. После присадки легирующих элементов расплав перемешивают в течение не менее 15 минут и затем при температуре 760—780° С отбирают пробы на экспресс-анализ. По результатам экспресс-анализа производится подшихтовка и расшихтовка до среднего химического состава.

Расплав перегревают на 50° С выше температуры литья, чтобы обеспечить возможность осаждения окисных плен и шлака при последующем охлаждении при выключенном печи. Печь выключают. Расплав выстаивают при выключенном печи в течение 30—40 минут с охлаждением металла до температуры литья. Затем производят затравку металла через инжектор, включают электромагнитный насос, начинают литье. Во время литья по-

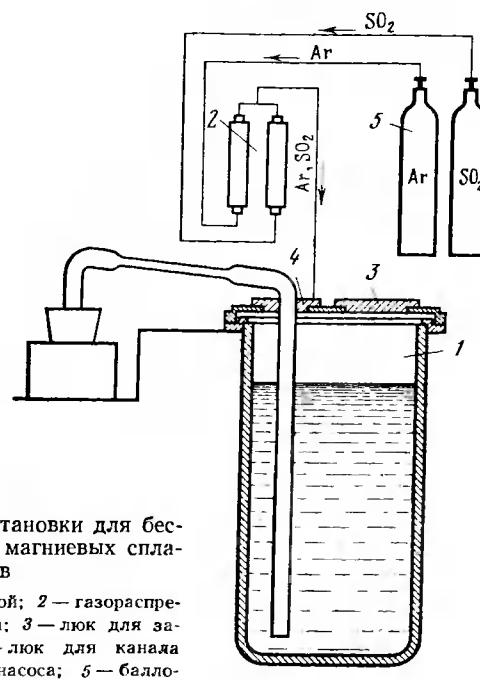


Рис. 80. Схема установки для бесфлюсовой плавки магниевых сплавов

1 — тигель с крышкой; 2 — газораспределительная система; 3 — люк для загрузки шихты; 4 — люк для канала электромагнитного насоса; 5 — баллоны с газом

дачу газа в тигель не прекращают. В кристаллизатор и коробку подают сернистый ангидрит.

Литье слитков из магниевых сплавов производится на машинах полунепрерывного литья с гидравлическим приводом как наиболее обеспечивающим выполнение заданных технологических режимов отливки.

Наиболее распространенным типом кристаллизатора при литье магниевых сплавов является корпусной кристаллизатор, состоящий из корпуса и гильзы. Гильза изготавливается с внутренним конусом в 1,5—2,0 градуса из материалов с высокой теплопроводностью. Ниже приводятся основные размеры кристаллизаторов, применяемых при отливке слитков, угол подачи воды на слиток, а также режимы литья круглых и плоских слитков магниево-иттриевых сплавов.

Диаметр, сечение, мм . . . . .	315	354	370	370	140×534
Высота кристаллизатора, мм . . . . .	200	200	200	270	270
Угол подачи воды на слиток, град.	30	30	30	20	15

#### Режим литья

Размер кристаллизатора, мм . . . . .	370×270	165×550×370
Температура литья, °С . . . . .	760—820	780—820
Скорость литья, см/мин . . . . .	3,8—6,0	4,0—6,0
Давление воды, ат . . . . .	0,05—0,1	0,1—0,2

Отлитые слитки проходят контроль на чистоту металла с помощью изломов темплетов, взятых от донной, литниковой и средней частей.

### Технология прокатки листов и плит

Производство листков и плит магниево-иттриевых сплавов осуществляется карточным методом. Технологический процесс аналогичен процессу производства этих полуфабрикатов из серийных магниевых сплавов:

- подготовка слитков;
- горячая прокатка слитков;
- тепловая прокатка листов;
- термическая обработка;
- правка и резка;
- зачистка поверхности листов и плит;
- химическая обработка поверхности листов и плит.

Плоские слитки, отлитые полунепрерывным методом с охлаждением водой, подвергаются фрезерованию со съемом 12—20 мм по большим плоскостям и малым граням для удаления ликвационных скоплений, неслитин и других поверхностных дефектов.

Таблица 44  
Режимы гомогенизации сплавов

Сплав	Температура нагрева, °С	Время выдержки, ч
ИМВ6	540	12
ИМВ8	510	12
ИМВ5	510	12
ИМВ7	510	12
ВМД10	450 (I) + 480(II)	I—6+II—10

Примечание. I — первая ступень нагрева; II — вторая ступень нагрева.

Таблица 45  
Режимы горячей прокатки слитков из сплава ИМВ6

Сплав	Вид изделия	Температура прокатки, °С		Обжатие за проход, %	Температура, валков, °С
		начала	конца		
ИМВ6	Лист	480—500	320—370	10—33	90
	Плита	480—500	350—380	10—24	90

Гомогенизацию большинства магниевых сплавов проводят с целью получения однородной структуры слитка и повышения пластичности сплавов. Режимы гомогенизации сплавов приведены в табл. 44.

Перед началом горячей прокатки слитки нагревают до соответствующих температур в электрических печах конвейерного типа с циркуляцией воздуха. Время нагрева слитков составляет от 4 до 10 ч в зависимости от массы заготовки.

Нагретые заготовки прокатывают на плиты или листы (подкат) за 11—21 проход в зависимости от конечной толщины.

Валки прокатных станов перед началом горячей или теплой прокатки подогревают специальными нагревательными устройствами.

Для горячей прокатки магниево-иттриевых сплавов применяют реверсивный трехвалковый прокатный стан. Для уменьшения налипания металла и окислов на валки используют смазку, наносимую на поверхность валков из пульверизатора или (при горячей прокатке) применяют водомасляную эмульсию, которая смывает с поверхности валков налипшие окислы.

В настоящее время катаные полуфабрикаты изготавливают из сплава ИМВ6 по режимам, приведенным в табл. 45.

После прокатки обрезают передний и задний концы, а также кромки прокатанных листов и плит. Далее плиты подвергают правке на гидравлическом прессе, а листы режут на карточки для последующей прокатки. Плиты затем подвергаются контрольным испытаниям и поступают на отделку.

Теплая прокатка ведется на двухвалковом стане. Перед теплой прокаткой заготовки из сплава ИМВ6 подвергают химической обработке для очистки поверхности от окислов.

Режимы теплой прокатки листов из сплава ИМВ6: температура начала прокатки 390—490° С, температура конца прокатки 90—110° С, обжатие за проход 2—10%, обжатие за нагрев 20%.

С целью получения листовых полуфабрикатов требуемой геометрии и заданного качества поверхности применяют отделочные операции, включающие резку, правку под грузом, механическую зачистку поверхности листов, а затем оксидирование.

### Технология производства прессованных полуфабрикатов

Технология изготовления прессованных изделий сводится к следующему: гомогенизированные заготовки после обточки подвергаются нагреву перед прессованием. Для изделий малого сечения применяют предварительно деформированные заготовки, что способствует уменьшению расхода энергии при прессовании по сравнению со слитком, а также повышает суммарную степень деформации.

Нагрев слитков (заготовки) перед прессованием осуществляют в индукционных печах промышленной частоты или в электрических методических печах сопротивления с воздушной циркуляцией. Приняты следующие режимы прессования магниево-иттриевых сплавов: температура контейнера 400—420° С; температура заготовок 460—490° С, скорость истечения при прессовании литой заготовки 0,5—2,0 м/мин, скорость истечения при прессовании прессованной заготовки 1,0—3,0 м/мин.

По окончании прессования осуществляют правку на растяжных машинах с остаточной деформацией не более 3% при температуре 200—250° С. Растяжка производится сразу же вслед за прессованием. Далее прессованные изделия из магниево-иттриевых сплавов подвергают травлению и оксидированию.

### Технология производства штамповок из магниево-иттриевых сплавов

Штамповки из магниево-иттриевых сплавов изготавливают на гидравлических прессах в закрытых штампах. Исходной заготовкой служат прессованные прутки различных диаметров. Принятые в настоящее время температурные интервалы штамповки учитывают следующие положения: при горячей обработке давлением наблюдается большая зависимость пластичности сплавов от температуры. Высокая температура окончания деформирования позволяет использовать наибольший запас пластичности сплавов, но при этом образуется более крупнозернистая структура, что в свою очередь, вызывает снижение уровня механических свойств и уменьшение анизотропии материала.

Нагрев заготовок перед штамповкой производится в воздушных электрических печах с никромовыми нагревателями или в индукционных печах промышленной частоты.

Нагрев заготовок для штамповки сплава ИМВ6 проводится обычно при температурах порядка 450° С. В случае сплава ВМД10 используется нагрев при более низких температурах — порядка 370° С. Скорость деформирования при штамповке обычно составляет 1,0—1,5 м/мин. При низких температурах штамповки металла при деформировании может несколько нагреваться (на 20° С). Однако разогрев при деформировании может быть незначительным, и температура металла после штамповки может оказаться даже более низкой, чем до штамповки.

## ЛИТЕЙНЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, СОДЕРЖАЩИЕ ИТРИЙ

Фасонное литье из магниевых сплавов находит широкое промышленное применение. В настоящее время предложены и нашли практическое применение литейные магниевые сплавы, предназначенные для работы в качестве конструкционных материалов при обычных и повышенных температурах [1—3]. Сплавы характеризуются различным уровнем механических и литейных свойств. Некоторые из них обладают специальными свойствами. В последние годы наметилась тенденция более широкого использования в качестве легирующих добавок в литейных магниевых сплавах редкоземельных металлов: лантана, церия и неодима. Имеются также сведения о литейных магниевых сплавах, содержащих иттрий [113—124]. В литейные магниевые сплавы иттрий обычно вводится в меньших количествах, чем в деформируемые. Основное назначение иттрия при введении его в литейные магниевые сплавы — повышение прочностных свойств при обычных и повышенных температурах. Однако, наряду с этим, иттрий вводится также с целью снижения склонности сплавов к загоранию при высоких температурах или для улучшения некоторых литейных свойств.

Наиболее подробно в литературе описан литейный магниевый сплав системы Mg—Y—Nd—Zn—Zr. Согласно патентам [120, 122], в этом сплаве допускаются легирующие элементы в следующих пределах: 0,8—6,0% Y; 0,5—4,0% Nd; 0,1—2,2% Zn; 0,31—1,1% Zr; остальное Mg. В сплаве допускается также до 0,05% Cu и до 0,2% Mn.

Относящийся к этой системе литейный магниевый сплав МЛ19 имеет следующий номинальный состав: 2% Y; 2% Nd; 0,3% Zn; 0,7% Zr [114]. Сплав обладает хорошим сочетанием прочностных свойств при комнатной и повышенных температурах. Он предназначен для длительной эксплуатации при температурах до 300°С и для кратковременной эксплуатации до 400°С. Достоинством сплава МЛ19 является то, что он не содержит радиоактивных или токсичных добавок, в отличие от других извест-

ных жаропрочных магниевых сплавов, содержащих радиоактивный элемент торий. Сплав МЛ19 используется для отливки сложных крупногабаритных деталей с многочисленными переходами сечений, лопatkами и др. [114]. Сплав МЛ19 упрочняется в результате распада пересыщенного твердого раствора. В промышленных условиях детали из сплава МЛ19 подвергают закалке от 535°С (выдержка 4—8 ч) путем охлаждения на воздухе и старению при 205°С в течение 12 ч с последующим охлаждением на воздухе. Механические свойства сплава МЛ19 при комнатной температуре на отдельно отлитых в землю образцах в литом состоянии и после различной термической обработки [114] представлены в табл. 46. В табл. 47 приведены механические свойства сплава МЛ19 для составов близких к номинальному [122]. При 400°С механические свойства сплава при кратковременных испытаниях:  $\sigma_b = 5 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 3,5 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ,  $\delta = 20\%$ .

Таблица 46

Механические свойства сплава МЛ19 при комнатной температуре

Термическая обработка	$\sigma_b$ , $\text{кгс}/\text{мм}^2$	$\sigma_{0,2}$ , $\text{кгс}/\text{мм}^2$	$\delta$ , %
Литое состояние	18	11	8
Отжиг 350°С, 6 ч.	16,5	10	5
Отжиг 420—450°С, 2 ч	16,5	10	4,5
Закалка от 535°С (4—8 ч)	22,5	14	11
Закалка от 535°С (4—8 ч)+старение 205°С, 12 ч	26,0	17,5	5
Закалка от 535°С (4—8 ч)+старение 205°С, 12 ч+отжиг 450°С, 3 ч с охлаждением с печью со скоростью 140 град/ч	21	13	10
Отжиг при 420—450°С, 2 ч+закалка от 535°С (4 ч)+старение 205°С, 12 ч	27,5	17,5	7

Таблица 47

Механические свойства сплава МЛ19 при повышенных температурах

Характеристика	Temperatura испытания, °С		
	200	250	300
Длительная прочность за 100 ч ( $\sigma_{100}$ ), $\text{кгс}/\text{мм}^2$	18	11,5—13	6—7
Предел ползучести за 100 ч ( $\sigma_{0,2/100}$ ), $\text{кгс}/\text{мм}^2$	11,5	7,5—8,5	—

Как отмечалось выше, сплав МЛ19 используется для изготовления сложных крупногабаритных деталей, в которых из-за затрудненной усадки и других причин в отливках могут возникать остаточные напряжения, осложняющие производство и эксплуатацию изделий. В работе [114] исследовано влияние различных режимов термической обработки на величину остаточных напряжений в отливках сплава МЛ19, возникающих вследствие различия в скоростях охлаждения толстых и тонких сечений при кристаллизации и при закалке. В результате проведенной работы установлено, что наиболее эффективное снижение внутренних напряжений в сплаве МЛ19 (в ~10 раз) происходит после высокотемпературного отжига отливок при 420—450° С с последующим охлаждением с печью или на воздухе. Этот отжиг снижает прочностные свойства сплава на 20—25%, если проводится после закалки и старения, однако если он проводится перед закалкой и старением, прочностные свойства оказываются на таком же уровне, как и без проведения предварительного высокотемпературного отжига ( $\sigma_b \sim 28$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} \sim 17$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta \sim 7\%$ ).

В [120, 123] патентуется магниевый сплав состава: 1,25—3,0% Ag; 0,5—3,0% РЗМ; 2,5—7% Y, основа — магний. В сплаве допускаются также торий (до 1%), цирконий (до 1%), цинк (до 0,5%) и некоторые другие элементы. В состав РЗМ должно входить не менее 60% неодима, а сумма лантана и церия не должна превышать 25%. По сравнению с известным литейным магниевым сплавом системы Mg—Ag—Nd—Zr<sup>1</sup> патентуемый сплав имеет более высокие прочностные свойства при повышенных температурах из-за присутствия в его составе иттрия. Наиболее высокие прочностные свойства сплав имеет после термической обработки, включающей в себя нагрев и выдержку при высокой температуре (для получения богатого легирующим элементами магниевого твердого раствора), закалку с этой температуры и искусственное старение. Типичные режимы термической обработки: выдержка при 520° С в течение 8 ч, закалка и старение при 200° С в течение 16 ч. Механические свойства сплава, определенные на отдельно отлитых образцах, подвергнутых термической обработке, следующие: при комнатной температуре —  $\sigma_b = 27—30$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} = 18—21$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 3—5\%$ ; при 250° С —  $\sigma_b = 18—25$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} = 13—17$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 6—18\%$ , предел ползучести при 250° С за 100 ч —  $\sigma_{0,2/100}^{250} = 5,6$  кгс/мм<sup>2</sup>.

В работе [121] предложен литейный сплав системы Mg—Al—Cd—Mn—Y. Состав сплава: 5—8% Al, 1—4% Cd, 0,15—0,5%

<sup>1</sup> Литейный магниевый сплав этой системы в США обозначается QE22A. В его состав входят 1,8—2,5% Nd, 2,0—3,0% Ag, не менее 0,4% Zr [128, 129].

Таблица 48  
Механические свойства литых сплавов

Характеристика	Mg—0,7% Zr	Mg—0,7% Zr—0,9% Y
$\sigma_b$ при 20° С, кгс/мм <sup>2</sup>	17,2	18,2
$\sigma_{0,2}$ при 20° С, кгс/мм <sup>2</sup>	5,2	7,5
$\delta$ при 20° С, %	13,2	20,0
$\sigma_b$ при 450° С, кгс/мм <sup>2</sup>	0,6	1,2
$\sigma_{0,2}$ при 450° С, кгс/мм <sup>2</sup>	0,3	1,0
$\sigma_b$ при 500° С, кгс/мм <sup>2</sup>	0,42	0,74

Mп, 0,01—1,0% Y. Сплав содержит небольшое количество иттрия, которое способствует повышению прочностных свойств. Механические свойства сплава при литье в кокиль составляют:  $\sigma_b = 24—26,5$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 8—14\%$ ; при литье под давлением  $\sigma_b = 22—26$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 3—7,5\%$ .

В работах [117, 118] сообщается, что добавка иттрия к магниевоциркониевым сплавам приводит к дальнейшему измельчению зерна в литом состоянии. Так, например, литой сплав Mg—0,7% Zr имел среднюю величину зерна 0,15 мм, а сплав Mg—0,7% Zr—0,9% Y имел среднюю величину зерна 0,06 мм. В соответствии с этим при введении иттрия увеличивается прочность и пластичность при комнатной и повышенных температурах. Механические свойства двойного сплава магния с цирконием и сплава с добавкой иттрия приведены в табл. 48. Иттрий снижает также загораемость сплава в расплавленном и твердом состояниях. В этом отношении действие иттрия аналогично действию бериллия.

В соответствии с проведенными исследованиями в [117, 118] патентуется сплав состава: 0,1—1,0% Zr (предпочтительно 0,6—0,9%), 0,1—10% Y (предпочтительно 0,3—4%), основа — магний. В сплаве допускается до 10% свинца, кадмия, церия, серебра и других элементов.

Свойства рассмотренных выше сплавов свидетельствуют о том, что иттрий оказывает положительное влияние на свойства магниевых сплавов уже при содержаниях его от 0,1 до 1%. В то же время имеются данные о том, что положительное действие иттрия может сказываться при еще более низких концентрациях — до 0,1%. Введение иттрия в таких количествах оказалось целесообразным при разработке литейного магниевого сплава МЦИ, характеризующегося высокой демпфирующими способностью [116, 124].

Под демпфирующей способностью материалов понимают способность их к рассеянию возникающих в них упругих колебаний. Чем выше демпфирующая способность, тем сильнее затухают возбуждаемые в материалах упругие колебания. Демпфирующая способность материалов становится важной в том случае, когда изделия работают в условиях воздействия знакопеременных нагрузок. При работе в условиях воздействия знакопеременных нагрузок обычно желательно, чтобы уровень возникающих вибраций конструкций и связанного с ними шума был как можно меньше. Снижение уровня вибраций уменьшает их вредное влияние на устойчивость и прочность конструкций и размещенное на них оборудование, снижает чувствительность конструкций к резонансу, улучшает условия труда. Увеличение мощности используемых в современной технике машин и скоростей перемещения движущихся частей приводит к увеличению знакопеременных нагрузок, что должно приводить к возрастанию уровня вибраций.

Одним из способов снижения уровня вибраций является использование в конструкциях материалов, обладающих высокой демпфирующей способностью, к числу которых относится сплав МЦИ.

Чаще всего демпфирующая способность материалов характеризуется логарифмическим декрементом колебаний. В настоящее время предложено и используется большое число различных методов определения демпфирующей способности. Наибольшее распространение получили методы, в которых в испытуемом образце возбуждаются собственные упругие колебания (изгибные, крутильные и др.) и устанавливается их декремент при свободном затухании. На рис. 81 приведена схема прибора, наиболее часто используемого при определении декремента крутильных колебаний в материалах. В этом приборе верхний конец образца (Об) неподвижно закрепляется в корпусе прибора, а на нижний конец устанавливается маятник, на котором крепятся электромагнитные катушки для возбуждения и регистрации крутильных колебаний в образце. С помощью генератора звуковой частоты (ЗГ) в образце возбуждаются колебания, величину которых можно контролировать с помощью электронного осциллографа (ЭО). При достижении амплитуды колебаний определенной величины генератор звуковой частоты отключается, и с помощью шлейфового осциллографа (ШО) производится запись свободно затухающих колебаний. По полученным выбограммам рассчитывают декремент колебаний. Для сплавов с высокой демпфирующей способностью характерно быстрое затухание упругих колебаний и высокий декремент. Отрицательное влияние вибраций, возникающих в конструкциях, обычно оказывается при амплитудах деформаций  $10^{-5}$ — $10^{-3}$ . При этих амплитудах

внутреннее трение материалов зависит от амплитуды. Амплитудная зависимость внутреннего трения проявляется в увеличении декремента колебаний с увеличением амплитуды. Поэтому сравнение демпфирующей способности различных материалов обычно проводят сопоставлением значений декремента для одних и тех же значений амплитуд деформации (в ряде случаев сравниваются амплитудные зависимости декремента). Примеры амплитудной зависимости декремента колебаний для магния и сплава магния с 3,7% неодима показаны на рис. 82.

При исследовании демпфирующей способности было установлено, что для нелегированного магния она выше, чем для сплавов [116, 127]. Однако нелегированный магний обладает низкими механическими свойствами, и использование его в качестве конструкционного материала оказывается нецелесообразным. Легирование магния приводит к снижению демпфирующей способности, но в разных системах это снижение происходит в различной степени. В наибольшей степени способствуют снижению демпфирующей способности магния легирующие добавки, растворимые в магниевом твердом растворе и являющиеся эффективными упрочнителями магния. К числу таких элементов следует отнести алюминий, неодим, кальций, мишметалл, состоящий в основном из церия. Легирующие добавки, мало сказывающиеся на прочности литого магния, снижают его демпфирующую способность незначительно. На рис. 83 приведены типичные зависимости декремента колебаний в литых сплавах магния (двойных систем) от состава, которые иллюстрируют влияние различных легирующих добавок. В наименьшей степени на демпфирующую способности литого магния сказываются добавки циркония. В то же время цирконий сильно изменяет зерно литого магния и таким образом значительно повышает его прочность и пластичность. Модифицирующее действие циркония связывается с тем, что при кристаллизации из расплава в первую очередь выделяются кристаллы циркониевой фазы, которые играют роль центров кристаллизации для кристаллов магниевого твердого раствора [3].

Таким образом, в двойных сплавах магния с цирконием ( $\sim 0,6\%$  Zr) высокая демпфирующая способность, близкая к демпфирующей способности литого магния, сочетается с более высоким уровнем прочности. В соответствии с этим в США двойной сплав магния с цирконием был предложен для промышленного использования. Этот сплав получил обозначение K1X1 [128]. Сплав содержит около 0,6% Zr, остальное — магний. Высокая демпфирующая способность литого магния и его сплавов с цирконием объясняется возможностью протекания микропластических деформаций при колебаниях [116].

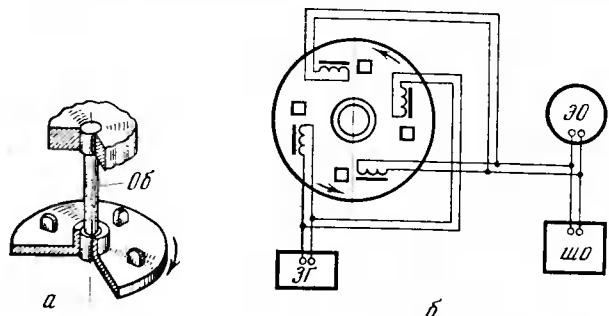
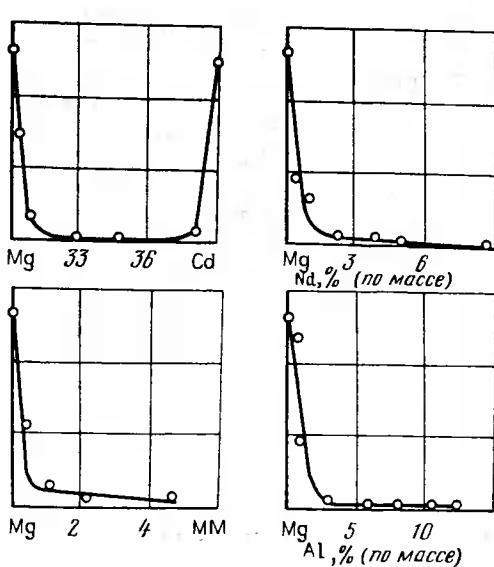
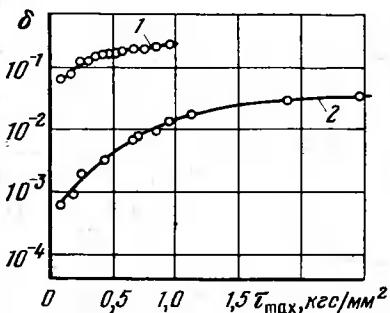


Рис. 81. Схема прибора для измерения затухания крутильных колебаний  
а — маятник; б — электрическая схема прибора

Рис. 82. Амплитудная зависимость декремента колебаний  
1 — Mg; 2 — сплав Mg — 3,7 Nd

Рис. 83. Влияние различных легирующих элементов на декремент колебаний литьих сплавов магния. Крутильные колебания частотой около 30 Гц; начальная амплитуда деформации  $3,3 \cdot 10^{-4}$ .



При дополнительном легировании магниево-циркониевых сплавов прослеживаются те же закономерности в изменении демпфирующей способности, что и в случае двойных магниевых сплавов: легирующие добавки, растворимые в магниевом твердом растворе и являющиеся эффективными упрочнителями, приводят к значительному снижению декремента колебаний, причем это снижение наблюдается уже при небольших концентрациях легирующих добавок. Типичные зависимости изменения декремента колебаний литого магниево-циркониевого сплава при дополнительном легировании представлены на рис. 84. Из этих данных видно, что эффективные упрочнители магния (цинк и кальций) приводят к резкому и значительному снижению декремента колебаний в отличие от менее эффективных упрочнителей (стронций и лантан), которые хотя и снижают декремент колебаний, но в меньшей степени.

Иттрий является эффективным упрочнителем магния. Поэтому введение его в сплавы магния с цирконием без существенного снижения декремента колебаний возможно лишь в незначительных количествах. В сплаве МЦИ с высокой демпфирующей способностью содержание иттрия ограничено 0,05%. Сплав МЦИ создан на основе системы магний — цирконий. Помимо циркония и небольшого количества иттрия, он содержит небольшие количества цинка и кадмия. Состав сплава: 0,4—0,7% Zr; 0,4—0,75 Cd; 0,1—0,3% Zn; 0,02—0,05% Y, остальное Mg. Цинк и кадмий вводятся в сплав МЦИ с целью некоторого повышения прочностных свойств. Добавка иттрия приводит к уменьшению склонности сплава к загоранию на воздухе и, кроме того, уменьшает

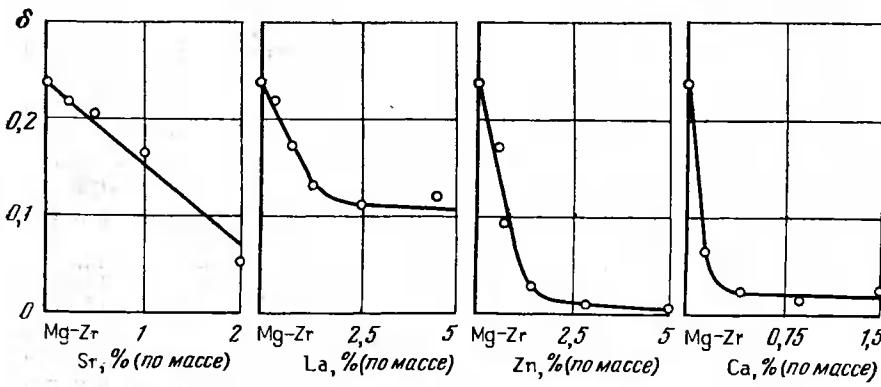


Рис. 84. Влияние различных легирующих элементов на декремент колебаний литого сплава Mg — 0,5% Zr. Крутильные колебания частотой около 30 Гц; начальная амплитуда деформации  $3,3 \cdot 10^{-4}$ .

склонность сплава к образованию при литье горячих трещин. Ниже приведены основные механические и физические свойства сплава МЦИ в литом состоянии.

Предел прочности при растяжении ( $\sigma_s$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	17—18
Предел текучести при растяжении ( $\sigma_{0.2}$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	6—7
Относительное удлинение, %	15—30
Предел прочности на сжатие, кгс/мм <sup>2</sup>	28—30
Предел текучести на сжатие ( $\sigma_{0.2}$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	6—7
Предел прочности на изгиб, кгс/мм <sup>2</sup>	42—45
Предел текучести на изгиб ( $\sigma_{0.2}$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	9—10
Предел прочности на кручение, кгс/мм <sup>2</sup>	13—14
Предел текучести на кручение ( $\tau_{0.3}$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	6—7
Угол закручивания до разрушения, град	260—270
Предел прочности на срез, кгс/мм <sup>2</sup>	11—12
Ударная вязкость, кгсм/мм <sup>2</sup>	1,2—1,4
Плотность, г/см <sup>3</sup>	1,75
Удельное электросопротивление, мкОм·см	5,9
Модуль сдвига ( $G$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	1780
Модуль всестороннего сжатия ( $K$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	3420
Модуль нормальной упругости ( $E$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	4560
Коэффициент Пуассона	0,28
Коэффициент линейного расширения от 0 до 100°, град <sup>-1</sup>	24,8
Коэффициент теплопроводности, кал/см·с·град	0,30
Декремент крутильных колебаний при начальной амплитуде деформации, $3,3 \cdot 10^{-4}$	0,20
Декремент изгибных колебаний при начальной амплитуде деформации, $3,2 \cdot 10^{-4}$	0,13

Ввиду того, что сплав МЦИ малолегированный, для него характерно (по сравнению со стандартными магниевыми сплавами) более низкое значение удельного электросопротивления и повышенное значение коэффициента теплопроводности.

Уровень получаемых значений декремента колебаний для сплава МЦИ такой же, как и для магния и двойного сплава магния с цирконием. Для испытаний при изгибных колебаниях получаются более низкие значения, чем при крутильных колебаниях, что обусловлено иным распределением напряжений в испытуемом образце.

Сплав МЦИ, подвергнутый обработке давлением со значительными обжатиями, имеет более низкую демпфирующую способность, чем в литом состоянии. Отжиг литого сплава МЦИ до 450° С практически не сказывается на его механических свойствах и демпфирующей способности. Холодная пластическая деформация приводит к снижению демпфирующей способности сплава МЦИ. Так, в случае крутильных колебаний с начальной

амплитудой деформации  $3,3 \cdot 10^{-4}$  декремент составил: после холодной деформации на 6% — 0,047, а после холодной деформации на 11% — 0,019.

При изучении свариваемости сплава МЦИ было установлено, что его можно сваривать аргонно-дуговой сваркой без опасности образования трещин. Механические свойства и демпфирующая способность сварного шва близки к соответствующим характеристикам основного металла.

По уровню механических свойств сплав МЦИ следует рассматривать как литейный магниевый сплав средней прочности. Он несколько уступает наиболее широко используемому сплаву МЛ5 по прочностным свойствам, но значительно превосходит его по пластичности и ударной вязкости. Демпфирующая способность сплава МЦИ, характеризуемая декрементом колебаний, в несколько десятков раз выше, чем магниевых сплавов, обычно используемых в качестве конструкционных материалов.

Сплав МЦИ относится к сплавам высокого демпфирования, к числу которых принадлежат медно-марганцевые сплавы с высоким содержанием марганца, сплавы титана с никелем приблизительно эквивалентного состава и некоторые другие сплавы [129].

## КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВО-ИТТРИЕВЫХ СПЛАВОВ

### Общая коррозия

Сопротивление общей коррозии магниевых сплавов существенно изменяется в зависимости от введения тех или иных легирующих компонентов, их количества и в значительной степени определяется чистотой сплава, т. е. присутствием определенного содержания вредных примесей, таких, как железо и никель. Детальное изучение влияния Y, Zn, Zr, Mn, Cd на коррозионную стойкость магния проведено М. А. Тимоновой и сотрудниками [130]. Исследователями установлено, что иттрий в количестве до 2% практически не изменяет сопротивления коррозии магния, а с увеличением его от 2 до 8% идет снижение коррозионной стойкости, связанное, по-видимому, с образованием катодной фазы  $Mg_{24}Y_5$ . Легирование бинарного сплава Mg — 8% Y цинком до 2% значительно повышает его коррозионную стойкость и резко снижает ее с увеличением содержания Zn более 2%. Равномерное понижение сопротивления коррозии сплава Mg — 8% Y отмечается при введении кадмия.

Положительную роль в коррозионном поведении магниево-иттриевого сплава, как и всех магниевых сплавов, играют добавки марганца и циркония. Наиболее эффективным является марганец. По мнению авторов работы [131], с введением в сплав марганца повышается перенапряжение водорода и образуется пленка, состоящая из гидратированной окиси марганца. Но основное действие марганца, по данным работы [3], — высаживание из расплава железа. Такую же роль выполняет и добавка циркония.

Предельное содержание примесей железа и никеля в магнии, выше которого резко возрастает коррозия магния, по данным работ [132, 133], составляет соответственно 0,017 и 0,005%. Уменьшение никеля в сплаве МЛ5 с 0,01 до 0,0009% повышает коррозионную стойкость сплава примерно в 50 раз [131].

Исследования ряда плавок магниевого сплава ИМВ6, содержащего кадмий, марганец и алюминий, проведенные авторами, показали, что коррозионная стойкость этого сплава существен-

но зависит от содержания примеси железа и в большей степени — никеля. Испытания на общую коррозию целого ряда круглых и плоских слитков сплава с содержанием иттрия в пределах 7,5—8,8% (при незначительных колебаниях содержания других легирующих элементов), примесей никеля от 0,0002 до 0,0019% и железа от 0,002 до 0,022%, выполненные методом полного погружения в 3%-ный раствор хлористого натрия, позволили определить пределы коррозионной стойкости сплавов в зависимости от содержания примесей.

В табл. 49 приведены средние значения потерь массы образцов из 35 исследованных плавок, разбитых на 4 группы по содержанию в них железа и никеля.

Исследованиями установлено, что сплав ИМВ6, содержащий железа не более 0,005% и никеля не более 0,0005%, имеет коррозионную стойкость на уровне промышленного сплава МА2—1пч. С повышением содержания железа и особенно никеля увеличиваются потери массы и разброс значений в пределах 10 испытанных на вариант образцов.

Присутствующие в сплаве примеси могут или образовывать самостоятельную фазу, например  $FeAl_3$ , при наличии даже очень низкого содержания алюминия, или входить в фазу  $Mg_{24}Y_5$ , замещая некоторые атомы иттрия. Каждая из фаз является эффективным катодом по отношению к твердому раствору и, главное, обладает низким перенапряжением водорода. Можно предположить, что с растворением примесей в фазе  $Mg_{24}Y_5$  усиливается катодная эффективность последней.

Коррозионная стойкость литого материала в сильной степени зависит от формы первичных выделений магниево-иттриевой фазы: чем грубее и более непрерывны выделения по границам дендритных ячеек фазы  $Mg_{24}Y_5$ , входящей в эвтектику, тем интенсивнее коррозионные процессы. Частичное растворение неравновесной эвтектики, изменение формы выделений и более

Таблица 49

Результаты испытаний на общую коррозию в 3%-ном растворе NaCl сплава ИМВ6 с различным содержанием железа и никеля

Группы плавок	Пределы содержания Fe, %	Пределы содержания Ni, %	Пределы средних значений потерь массы	
			мг/см <sup>2</sup> ·сутки	
I	0,002—0,005	0,0002—0,0005		0,5—1,2
II	0,006—0,009	0,0006—0,0009		0,8—3,7
III	0,01—0,015	0,0007—0,0014		0,9—4,1
IV	0,016—0,22	0,0015—0,0019		1,4—5,2

равномерное их распределение в объеме литого материала, происходящее в процессе гомогенизации, приводят к заметному повышению коррозионной стойкости сплава (см. рис. 67, а, б). Более высоким сопротивлением общей коррозии обладают деформированные полуфабрикаты, в структуре которых фаза  $Mg_2Y_5$  раздроблена и вытянута в цепочки параллельно направлению деформации (см. рис. 67, д). Как показали испытания, коррозионная стойкость деформированного материала в 3—4 раза выше, чем литого, при тех же самых содержаниях примесей железа и никеля.

### Сопротивление коррозионному растрескиванию (КР)

Сплавы магния, легированные иттрием в количестве от 2 до 8—9% и выше, относятся к группе чувствительных к коррозионному растрескиванию. Дополнительное легирование цинком, кадмием, алюминием в количествах, превышающих пределы их растворимости в магнии, уменьшает сопротивление коррозионному растрескиванию, что, вероятно, связано с образованием большого количества вторых фаз и увеличением внутренних напряжений в связи с искажением кристаллической решетки твердого раствора.

Отрицательно влияет на сопротивление КР сплава с большим содержанием иттрия (7—9%) фаза  $Mg_2Y_5$ ; ее распределение и форма выделений могут заметно изменять чувствительность к коррозионному растрескиванию. Отсюда вытекает зависимость сопротивления КР магниево-иттриевых сплавов от их термической обработки. Особую роль в коррозионном растрескивании магниево-иттриевых сплавов играют примеси. Эти сплавы, как никакие другие магниевые сплавы промышленного производства, чувствительны к примесям железа и никеля.

Проведенные исследования на коррозионное растрескивание отожженных листов сплава ИМВ6 (толщиной 2 мм) с содержанием иттрия 8—8,5% и близких значениях других легирующих элементов, но с разным содержанием алюминия и примесей железа и никеля показали, как повышается сопротивление КР листов по мере снижения примесей железа, никеля и особенно алюминия (табл. 50).

Испытания были выполнены методом заданной деформации при переменном погружении образцов в 0,001%-ный раствор хлористого натрия (в соответствии с ГОСТ 9.019—74).

Аналогичная зависимость сопротивления КР от количества примесей выявлена и при испытаниях других деформированных полуфабрикатов — прессованных прутков, штамповок. Анализ микроструктуры показал в листах с минимальным содержанием

Таблица 50  
Влияние железа, никеля и алюминия на коррозионное растрескивание листов сплава ИМВ6

Группы образцов	Содержание примеси, %		Содержание Al	Количество разрушающихся образцов к числу испытаний	Среднее время до разрушения образцов, сутки	Напряжение в образцах, кгс/мм <sup>2</sup>
	Fe	Ni				
I	0,038	0,013	0,15	9/9	20	17,3
II	0,012	0,0012	0,41	10/10	78	18,0
III	0,006	0,0005	0,11	10/10	198	17,5
IV	0,005	0,0007	0,02	6/10	>350	20,3

Примечание. Следует отметить и более низкое содержание кадмия в IV группе (0,21%) по сравнению с (0,35—0,50 %) тремя предыдущими.

примесей и алюминия почти полное отсутствие строчечных выделений фаз (рис. 85, б). Повышение содержания в сплаве примесей и алюминия до десятых долей процента сопровождается увеличением количества строчечных выделений фаз, направленных вдоль оси деформации (рис. 85, а). Это, по-видимому, связано, во-первых, с образованием фазы  $FeAl_3$ , количество которой возрастает с увеличением в сплаве и железа, и алюминия, и, во-вторых, с возможным понижением растворимости иттрия и в связи с этим увеличением количества избыточной фазы  $Mg_2Y_5$ . Кроме того, при образовании фазы  $Mg_2(Y, Fe)_5$  возможно торможение процессов ее растворения при гомогенизации сплава. Так или иначе появление в структуре сплава большого количества катодных фаз усиливает роль электрохимического фактора, одного из составляющих механизма коррозионного растрескивания магниевых сплавов, ускоряя процесс развития коррозионной трещины.

Таким образом, повышение чистоты магниево-иттриевых сплавов следует рассматривать как один из путей повышения их сопротивления общей коррозии и коррозионному растрескиванию.

Другой путь снижения чувствительности к коррозионному растрескиванию — правильный выбор режимов термической обработки сплавов. Снижению количества избыточных фаз в структуре сплава, а соответственно и увеличению сопротивления КР способствовало повышение температуры гомогенизации слитков (с 510° до 540° С) и температуры отжига полуфабрикатов. Тенденция к повышению сопротивления КР листов по мере уменьшения количества фазы  $Mg_2Y_5$  по границам зерен отмечена при испытании листов, отожженных при температурах в интервале

375—475° С в течение 1 часа. При отсутствии этой фазы в структуре листов, отожженных при 450 и 475° С, нет случаев разрушения образцов за 335 суток испытаний при напряжении 0,75  $\sigma_{0,2}$ , хотя при этих температурах наблюдается незначительное снижение предела текучести, а следовательно, и абсолютных

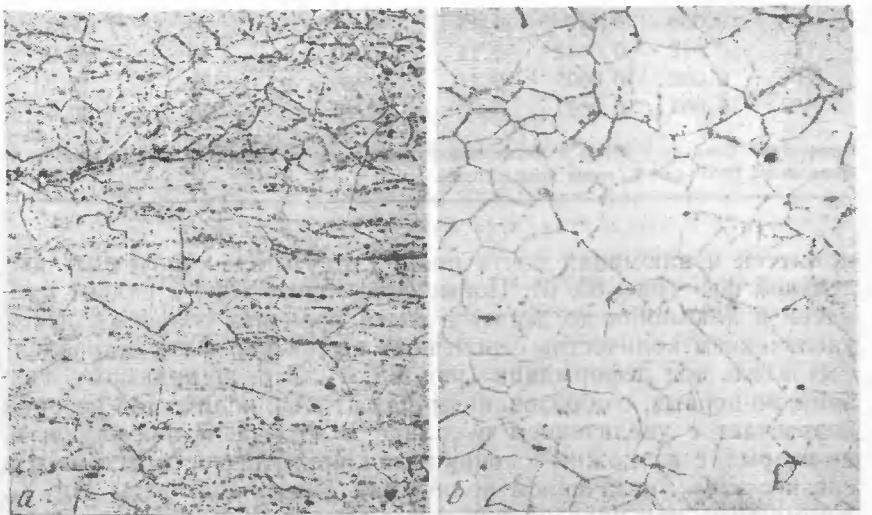


Рис. 85. Микроструктура листов

*a* — с содержанием примесей Fe — 0,012%, Ni — 0,0012% и Al — 0,11%; *b* — Fe — 0,005%, Ni — 0,0007% и Al — 0,02%,  $\times 200$



Рис. 86. Транскристаллитный характер разрушения деформированных полуфабрикатов,  $\times 400$

значений напряжений в образцах (с 17,6 кгс/мм<sup>2</sup> при 375° С до 13,7 и 12,7 — при 450 и 475° С).

Старение магниево-иттриевых сплавов, применяемое для повышения прочностных характеристик, повышает чувствительность к коррозионному растрескиванию деформированных полуфабрикатов; время до разрушения всех испытанных при напряжениях 0,25; 0,5; 0,75 и 0,9 от  $\sigma_{0,2}$  отожженных полуфабрикатов больше, чем у состаренных. Однако в силу повышения предела текучести материала в состаренном состоянии уровень его безопасных напряжений может быть равным или больше, чем у отожженного материала. Так, на упомянутой выше партии листов с минимальным содержанием примесей и алюминия были установлены уровни безопасных напряжений, достигающие в долевом направлении 11 кгс/мм<sup>2</sup> для отожженного и 15 кгс/мм<sup>2</sup> для состаренного состояния на базе испытаний 1 год.

Магниево-иттриевый сплав, легированный кадмием и марганцем, имеет существенный недостаток: прессованным и штампованным полуфабрикатам присуща анизотропия коррозионного растрескивания, как, впрочем, и механических свойств.

Анализ прочностных и пластических характеристик прессованных прутков диаметром 60, 90 и 120 мм, прессованных полос сечением 47×250, 20×300 и 22×320 мм в горячепрессованном и состаренном состояниях показывает, что коэффициент анизотропии предела прочности ( $\sigma_y^p/\sigma_y^s$ ) колеблется для этих полуфабрикатов в пределах от 1,2 до 2; предела текучести — от 1,17 до 2; особенно большую величину имеет коэффициент анизотропии относительного удлинения — от 1,2 до 8,7. От 2 до 5 и более составляет коэффициент анизотропии коррозионного растрескивания ( $a_{kp}$ ) прессованных прутков и полос, выраженный как отношение средних значений времени до разрушения продольных образцов к поперечным. Значения 2,2  $a_{kp}$  достигает на горячепрессованных полосах сечением 47×250 мм с сильно выраженной строчечной направленностью фаз, он увеличивается до величины 5,3 в состаренном состоянии, причем в основном за счет большего снижения сопротивления КР в поперечном направлении.

Интересным фактом является отсутствие анизотропии КР в горячедеформированных штамповках, в структуре которых нет направленных выделений фаз, и проявление ее в состаренном состоянии. Коэффициент анизотропии КР, как отношение средних значений времени до разрушения хордовых образцов к радиальным, составил в этом случае величину 4,4. Полученные данные дают основание считать, что определенную роль в проявлении анизотропии КР играют расположенные параллельно направлению деформации строчечные выделения фаз. Немаловажное значение имеют также дисперсные выделения, ответственные за

упрочнение сплава при старении (по литературным данным — это гомогенная фаза с моноклинной решеткой, когерентной с матрицей). Очевидно процесс старения представляет собой ориентированный распад твердого раствора, связанный с текстурой деформации.

Вероятно, что при транскристаллитном распространении коррозионной трещины, характерном для магниевых сплавов, строчечные выделения фаз, расположенные перпендикулярно плоскости развития трещины в долевых образцах, являются механическим препятствием, в результате чего и время до разрушения этих образцов больше, чем у поперечных, в которых трещина продвигается параллельно строчечным выделениям (рис. 86). Можно предположить, что в первом случае замедляется стадия механического разрушения материала, тогда как ориентированный распад твердого раствора может влиять на электрохимическую стадию процесса коррозионного растрескивания.

## ОСНОВЫ ТЕХНИКИ БЕЗОПАСНОСТИ ПРИ ПЛАВКЕ, ЛИТЬЕ, МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ИТРИЙ

Специфические особенности магниевых сплавов (высокая химическая активность в расплавленном состоянии, опасность взаимодействия жидкого магния с влагой и др.) заставляют конструкторов, строителей и технологов при разработке проектов цехов и участков по производству деформированных полуфабрикатов обращать особое внимание на технику безопасности [134].

Производственные площади, на которых происходит плавка и литье сплавов, должны иметь огнестойкое перекрытие и быть изолированы от других помещений. Почвенные воды на этих участках удаляются. Печи и миксеры, а также участки, где производится механическая обработка сплавов, необходимо оборудовать местной, а помещение в целом — приточно-вытяжной вентиляцией. Вентиляционные устройства должны обеспечивать полный и своевременный отсос образовавшихся мелкодисперсных отходов, исключать возможность создания в системе источников воспламенения, обеспечить сбор и нейтрализацию взрывоопасных отходов, исключать оседание и накопление отходов в воздуховодах вентиляции. Вентиляционные установки должны систематически очищаться от пыли. Содержание вредных газов и пыли в воздушной атмосфере цеха контролируется отборами проб.

Предельно допустимая концентрация аэрозоля окиси иттрия в атмосфере производственных помещений при плавке, литье магниево-иттриевых сплавов и их сварке не должна быть выше 2 мг/м<sup>3</sup>.

Магниево-иттриевые сплавы можно приготовлять в отражательных и индукционных тигельных печах промышленной частоты. Кладка ванн отражательных печей и миксеров выполняется из магнезитового кирпича, который нейтрален по отношению к магнию. Стенки выше уровня металла и свод футеруются шамотным кирпичом.

Тигель индукционных печей обычно изготавливается из железа, толщина стенок колеблется от 8 до 12 мм. Дно тигля толщиной 25 мм имеет сферическую форму и приваривается к кор-

пусу. Качество шва контролируется просвечиванием рентгеновскими лучами. В процессе эксплуатации тигель проверяется после каждой двадцатой плавки (на толщину стенки, наличие трещин и других дефектов).

При приготовлении сплава в отражательных печах расплав защищают покровными и рафинирующими флюсами, в индукционных печах — защитными газами. Влажность флюса не должна превышать 2,0%.

Сухая и чистая шихта загружается в разогретую до 400—500° С печь. Холодная шихта загружается в печь в тех случаях, когда в ванне или тигле нет расплавленного металла. При загрузке вручную в первую очередь загружается более крупная шихта, а мелкая замешивается в жидкий расплав. По мере расплавления и оседания шихты производится подгрузка новых порций. При загрузке шихты с помощью завалочной машины в первую очередь на подину печи загружается мелкогабаритная шихта, поверх ее — более крупная и затем чушковой металл. В процессе загрузки шихты поверхность ее засыпают молотым флюсом ВИ-2 для предотвращения и ликвидации очагов горения.

Перелив металла из печи в миксер осуществляется подогретым до 200—250° С сифоном. Новый сифон после его изготовления просушивается при температуре 350—400° С, очищается с внутренней и наружной поверхности от окалины. Сифон не должен иметь повреждений и трещин. Печи, в том числе и борова, при охлаждении должны тщательно очищаться от флюса и шлака для устранения их насыщения влагой.

Технологический инструмент перед употреблением очищается от шлака и окалины и нагревается до 120—150° С. Шлаки, содержащие гигроскопические хлориды соли, попав в расплав, могут вызвать выброс жидкого металла. Аналогичное явление вызывают окислы железа, марганца и некоторых других элементов при взаимодействии с расплавленным магнием.

Литье слитков производится методом полунепрерывного литья с непосредственным охлаждением их водой. При этом особое внимание обращается на предотвращение возможного попадания воды в кристаллизатор: проверяются качество полировки внутренней поверхности кристаллизатора, равномерность поступления воды на слиток, надежность закрепления шлангов, подающих воду в кристаллизатор.

Необходимо тщательно протирать и просушивать поддон литейной машины. Зазор между поддоном и стенкой кристаллизатора закрывают шнуровым асбестом.

Распределительную воронку и литейную коробку перед началом литья нагревают до красного каления.

Подача металла из миксера в кристаллизатор осуществляется при помощи электромагнитных насосов. Трубопроводы на-

сосов должны быть сухими и чистыми, трубы насосов подогревают перед началом литья.

В процессе литья слитков нужно вести технологический процесс таким образом, чтобы исключить прорывы жидкого металла из кристаллизатора в воду. С этой целью следует избегать появления неслитин, не отливать слитки без необходимости в высокие кристаллизаторы. Для наращивания толщины закристаллизованвшейся корки слитков диаметром свыше 420 мм нужно периодически останавливать ход литейной машины до выхода слитка из кристаллизатора.

В случае прорыва металла в процессе литья литейщик обязан немедленно прекратить подачу металла в кристаллизатор и покинуть площадку.

Металл, попавший в воду, быстро охлаждается, при этом возможны хлопки, сопровождающиеся выделением окиси магния в виде белого дыма.

После окончания литья поступление металла в кристаллизатор прекращается, вынимается насос. Вода и защитный газ отключаются после охлаждения слитка до комнатной температуры.

Тигли к индукционным печа姆 изготавливаются методом сварки из листовой стали марки Ст. 20 (ГОСТ 1050—60) и марки Ст. 3 (ГОСТ 380—60). При этом обращается особое внимание на качество сварки, на отсутствие трещин, раковин, слоистости, пробоин и других видимых дефектов.

Качество сварки контролируется рентгеном. Рентгеновскому контролю подвергаются стыковые швы каждого тигля. Выемные тигли, находящиеся в эксплуатации, контролируются через три плавки, стационарные — перед каждой установкой в печь, но не реже чем через 50 часов работы печи.

Для проведения контроля внутренняя поверхность тигля очищается от остатков шлака, флюса, корольков металла. Наружная поверхность очищается от окалины. После очистки в тигель наливается вода для отмочки от оставшегося флюса и шлака. После очистки и промывки тигель просушивают в печи при температуре 100—150° С и предъявляют мастеру для осмотра и контроля.

При контроле тигли бракуются, если они имеют общее или местное утонение стенок и днища более 50% первоначальной толщины, трещины и раковины, ослабляющие стенки тигля, разрушение сварного шва, провисание фланца.

При литье магниевых сплавов предусматривается применение электромагнитных насосов. Принцип действия электромагнитных насосов основан на взаимодействии электрического тока, протекающего по жидкому металлу, с магнитным полем, создаваемым при помощи специальных магнитных систем.

Движение жидкого металла в канале насоса вызывается электромагнитными силами, возникающими в результате взаимодействия тока и магнитного поля в активных зонах канала.

Насосы не имеют движущихся частей и за счет конструкции обеспечивают герметизацию перекачиваемого металла от окружающей среды. Регулирование расхода металла производится путем изменения напряжения, питающего катушку индуктора тока.

К работе с электромагнитными насосами допускаются рабочие, имеющие специальное удостоверение литьщика и удостоверение по электробезопасности квалификационной группы II.

Механическая обработка слитков производится в соответствии с требованиями правил безопасности при холодной обработке [135] в отдельных помещениях или в общих цехах на отдельных участках. При небольшом объеме работ допускается совместная обработка магниевых сплавов с другими сплавами.

Помещение периодически убирается от магниевой пыли и проветривается. Обработка слитков должна производиться всухую острым, правильно заточенным резцом, исключающим загорание металла. Обточка круглых слитков производится на обдирочном станке при скорости резания 600—1000 м/мин, при продольной подаче суппорта за один оборот шпинделя 0,98 м, при подаче суппорта 595 мм/мин глубина резания за один проход 7,5 мм.

Фрезеровка магниевых сплавов ведется на фрезерных станках при подаче стола 1500 мм/мин, при глубине резания за один проход не более 12,5 мм. Чистота обработки должна быть не менее  $\nabla 3,0$ . При загорании стружки на обрабатывающем станке следует его выключить и засыпать очаг горения сухим флюсом или песком. Не следует для этой цели пользоваться другими средствами пожаротушения.

Стружка и опилки, образуемые в процессе механической обработки слитков, могут быть переплавлены в печах, в которых производится приготовление кондиционных сплавов. Отходы собираются и хранятся в металлических ящиках или открытых ларях, при этом они должны быть сухими и не содержать посторонних предметов. Влажная стружка должна быть просушенна. В складских помещениях не разрешается печное отопление, хождение с огнем и нагретыми до высоких температур (свыше 150°С) предметами.

Минимальная температура (в °С) самовоспламенения для магниево-иттриевых сплавов (ИМВ6) составляет: порошок в слое 303, порошок в аэровзвеси 430, компактный материал — не воспламеняется до температуры плавления.

Нижний концентрационный предел взрываемости — 75 г/см<sup>3</sup>. Места хранения отходов магниево-иттриевых сплавов долж-

ны быть обеспечены достаточным количеством сухого молотого флюса ВИ-2, применяется в качестве средств пожаротушения.

Гомогенизация слитков производится в воздушно-циркуляционных печах, которые должны обеспечивать равномерный нагрев, автоматическую регулировку температуры и иметь экранизацию нагревательных элементов.

Во избежание загорания слитков их очищают от стружки, пыли и заусенцев.

При укладке слитков в печь необходимо между ними помешать прокладки из магниевых сплавов, которые должны быть гладкими и не иметь заусенцев. Загрузка и выгрузка производится при отключеной печи лицами, имеющими удостоверение чальщика.

На рабочем месте у печей обязателен аварийный запас флюса ВИ-2 в количестве не менее 300 кг, лопата или совок. Флюс надо хранить в герметичном ящике и один раз в месяц проверять на содержание влаги, количество которой должно быть не более 3,0%, и периодически обновлять.

В случае загорания слитков печи должны быть выключены. При небольших очагах загорания слитки выгружают из печи и обрабатывают флюсом или песком.

В случае интенсивного горения слитки не выгружают. В этом случае печь засыпают флюсом, неплотности закрывают асбестом или шамотной глиной, и с течением времени огонь вследствие недостатка кислорода гаснет.

Обработка давлением должна проводиться в соответствии с «Правилами безопасности при работе в цехах горячей и холодной прокатки алюминиевых и магниевых сплавов».

Химическая и электрохимическая обработка производится в ваннах с растворами солей, кислот, щелочей, горячей и теплой водой. Ванны должны иметь бортовые отсосы.

Обращается особое внимание на недопустимость загрузки магниево-иттриевых сплавов в ванны с концентрированной азотной кислотой или попадания концентрированной азотной кислоты на изделия из этого сплава во избежание загорания изделий и выделения окислов азота. Магний и его сплавы загораются также при погружении в расплавленные щелочи, расплавленные азотокислые соли. Заливка кислот должна производиться в воду, недопустимо делать наоборот. Кислоты, щелочи и другие химикаты нельзя хранить в помещении, где производится химическая и электрохимическая обработка изделий.

Помещение для хранения хромового ангидрида должно быть сухим и огнестойким. В нем запрещено держать горючие жидкости, соляную и серную кислоты, которые вступают с хромовым ангидридом в химические реакции, создающие опасность загорания.

## ЛИТЕРАТУРА

---

1. Дриц М. Е. Магниевые сплавы и перспективы их использования в народном хозяйстве. М.: ВИНИТИ, 1959. 39 с.
2. Расширение применения магниевых сплавов в различных отраслях народного хозяйства/Под ред. А. Ю. Тайца. М.: Цветметинформация, 1968, ч. I. 104 с.; ч. II. 76 с.
3. Эмли Е. Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов. М.: Металлургия, 1972. 488 с.
4. Савицкий Е. М.—В кн.: Вопросы теории и применения редкоземельных металлов. М.: Наука, 1964, с. 7—14.
5. J. Amer. Chem. Soc., 1960, 82, N 21, p. 5523—5544.
6. Юм-Розери В. Введение в физическое металловедение. М.: Металлургия, 1965. 203 с.
7. Григорович В. К. Электронное строение и термодинамика сплавов железа. М.: Наука, 1970. 292 с.
8. Григорович В. К. Периодический закон Менделеева и электронное строение металлов. М.: Наука, 1966. 287 с.
9. Савицкий Е. М., Терехова В. Ф. Металловедение редкоземельных металлов. М.: Наука, 1975, 271 с.
10. Мёллер Г.—В кн.: Редкоземельные металлы. М.: Металлургия, 1965, с. 22—43.
11. Спэддинг Ф. Х.—В кн.: Редкоземельные металлы. М.: Металлургия, 1965, с. 15—22.
12. Брил К. Дж.—В кн.: Успехи в химии и технологии редкоземельных элементов. М.: Металлургия, 1970, с. 39—77.
13. Минеев Д. А. Лантаниды в рудах редкоземельных и комплексных месторождений. М.: Наука, 1974. 236 с.
14. Шахно И. В., Шевцова З. Н., Федоров П.И., Коровин С. С. Химия и технология редких и рассеянных элементов. М.: Высшая школа, 1976. Ч. II. 360 с.
15. Зеликман А. Н., Meerсон Г. А. Металлургия редких металлов. М.: Металлургия, 1973. 607 с.
16. Терехова В. Ф., Савицкий Е. М. Иттрий. М.: Наука, 1967, 159 с.
17. Гом-Мак Ф.—В кн.: Успехи в химии и технологии редкоземельных элементов. М.: Металлургия, 1970, с. 248—309.
18. Jandelli A.—In: *Rare Earth research*/Ed. by E. V. Kleber. N. Y.: Macmillan Co., 1961, p. 135—141.
19. Терехова В. Ф.—В кн.: Физикохимия редких металлов. М.: Наука, 1972, с. 66—76.
20. Gibson E. D., Carlson O. N.—Trans. Amer. Soc. Metals, 1960, 52, p. 1084.
21. Терехова В. Ф., Маркова И. А., Савицкий Е. М.—Журнал неорганической химии, 1960, 5, № 1, с. 235—236.
22. Mizer D., Clark J. B.—Trans. Met. Soc. AIME, 1961, 221, N 2, p. 207—208.
23. Свидерская З. А., Падежнова Е. М.—Изв. АН СССР. Металлы, 1968, № 6, с. 183—190.
24. Гладышевский Е. И., Крип'якевич П. И., Черкашин Е. Е., Заречнюк О. С., Залузецкий И. И., Евдокименко В. И.—В кн.: Редкоземельные элементы. М.: Наука, 1963, с. 67—70.
25. Крип'якевич П. И., Евдокименко В. И.—В кн.: Вопросы теории и применения редкоземельных металлов. М.: Наука, 1964, с. 146—148.
26. Smith J. F., Bailey D. M., Novotny D. B., Davison J. E.—Acta met., 1965, 13, N 8, p. 889—895.
27. Крип'якевич П. И., Евдокименко В. И., Гладышевский Е. И.—Кристаллография, 1964, 9, № 3, с. 410—411.
28. Крип'якевич П. И., Евдокименко В. И.—Доповіді АН УРСР, 1962, № 12, с. 1610—1612.
29. Крип'якевич П. И., Евдокименко В. И., Залузецкий І. І.—Доповіді АН УРСР, 1964, № 5, с. 766—767.
30. Рохлин Л. Л.—В кн.: Проблемы металловедения цветных сплавов. М.: Наука, 1978, с. 59—70.
31. Савицкий Е. М. Редкие металлы и сплавы. М.: Дом техники, 1959. 84 с.
32. Свидерская З. А., Никитина Н. И.—В кн.: Металловедение цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1972, с. 61—65.
33. Комиссарова Л. Н., Покровский Б. И.—Журнал неорганической химии, 1964, 9, № 10, с. 2277—2278.
34. Beaudry B. J., Daane A. H.—J. Less-Common Metals, 1969, 18, N 3, p. 305—308.
35. Лашко Н. Ф., Морозова Г. И.—Заводская лаборатория, 1964, № 10, с. 1187—1189.
36. Евдокименко В. И., Крип'якевич П. И.—Кристаллография, 1964, 9, № 4, с. 554—556.
37. Евдокименко В. И., Крип'якевич П. И.—Кристаллография, 1963, 8, № 2, с. 186—193.
38. Крип'якевич П. И., Евдокименко В. И.—Вісник Львівського університету. Серія хімічна, 1969, вып. 11, с. 3—7.
39. Johnson Q., Smith G. S.—Acta crystallogr., 1967, 22, N 3, p. 360—365.
40. Крип'якевич П. И., Евдокименко В. И., Гладышевский Е. И.—Кристаллография, 1964, 9, № 3, с. 410—411.
41. Buschow K. H. J.—J. Less-Common Metals, 1976, 44, N 1, p. 301—306.
42. Kruyriakewytzsch P. I., Eudokimenko V. I.—Z. anorg. und allg. Chem., 1967, 355, N 1/2, S. 104—112.
43. Jandelli A.—In: *The physical chemistry of metallic solutions and intermetallic compounds*. London, 1959, vol. I, 3F.
44. Крип'якевич П. И., Терехова В. Ф., Заречнюк О. С., Буров И. В.—Кристаллография, 1963, 8, № 2, с. 268.
45. Jandelli A.—Atti Accad. naz. Lincei Mem. Cl. sci. fis., mat. e natur., 1960, серия 8, 29 (второй семестр), с. 62—69.
46. Klemm W., Koch H., Mühlpfordt W.—Angew. Chem., 1964, 76, N 20, S. 862.
47. London R. V., Edelman R. E., Markus H.—Trans. ASME, 1966, 59, N 2, p. 250—261.
48. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Падежнова Е. М.—Технология легких сплавов, 1972, № 2, с. 15—21.
49. Mizer D., Peters B. C.—Met. Trans., 1972, 3, N 6, p. 3262—3264.
50. Тимонова М. А., Бляблин А. А., Чиркова Е. Ф., Смирнова Е. И., Кутайцева А. И., Гуревич Ф. Л.—В кн.: Металловедение и технология легких сплавов. М.: Наука, 1976, с. 113—118.
51. Воронов С. М. Избранные труды по легким сплавам. М.: Оборонгиз, 1957, 548 с.
52. Уманский Я. С., Финкельштейн Б. Н., Блантер М. Е., Кишкун С. Г., Фавстов Н. С., Горелик С. С. Физическое металловедение. М.: Металлургиздат, 1955. 724 с.
53. Свидерская З. А., Орешкина А. А.—В кн.: Сплавы цветных металлов. М.: Наука, 1972, с. 161—166.

54. Свидерская З. А., Рохлин Л. Л. Магниевые сплавы, содержащие неодим. М.: Наука, 1965. 140 с.
55. Дриц М. Е., Гурьев И. И., Васильева Н. И., Ансютина А. Е.— В кн.: Металловедение легких сплавов. М.: Наука, 1965, с. 217—225.
56. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Гурьев И. И., Фридман З. Г., Орешкина А. А., Кулаков Н. Н.— В кн.: Металловедение и литье легких сплавов. М.: Металлургия, 1977, с. 206—213.
57. Дриц М. Е., Рохлин Л. Л., Орешкина А. А.— В кн.: Обработка металлов и сплавов давлением. М.: ВИЛС, 1976, с. 39—46.
58. Рохлин Л. Л.— Физика металлов и металловедение, 1963, № 5, с. 703—709.
59. Свидерская З. А., Рохлин Л. Л., Гурьев И. И., Орешкина А. А.— Изв. АН СССР. Металлы, 1965, № 1, с. 160—165.
60. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Орешкина А. А.— Технология легких сплавов, 1975, № 2, с. 10—14.
61. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Добаткина Т. В.— В кн.: Магниевые сплавы. М.: Наука, 1978, с. 74—78.
62. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Добаткина Т. В.— В кн.: Проблемы металловедения цветных сплавов. М.: Наука, 1978, с. 89—91.
63. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962, с. 122—126.
64. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962, с. 452, 962, 983, 988.
65. Buschow K. H. J. et al.— Philips Res. Repts, 1967, 22, N 3, р. 233—234.
66. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Добаткина Т. В.— В кн.: Редкие металлы в цветных сплавах. М.: Наука, 1975, с. 5—11.
67. Шанк Ф. Структура двойных сплавов. М.: Металлургия, 1973. 728 с.; Эллиот Р. П. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургия, 1970. 472 с.
68. Свидерская З. А., Падежнова Е. М.— Изв. АН СССР. Металлы, 1970, № 1, с. 206—210.
69. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Рохлин Л. Л.— В кн.: Исследование металлов в жидком и твердом состояниях. М.: Наука, 1964, с. 272—275.
70. Свидерская З. А., Падежнова Е. М.— В кн.: Структура и свойства легких сплавов. М.: Наука, 1971, с. 6—10.
71. Свидерская З. А., Падежнова Е. М.— Изв. АН СССР. Металлы, 1976, № 4, с. 217—221.
72. Магниевые сплавы. Справочник. Ч. I. М.: Металлургия, 1978, 348 с.
73. Дриц М. Е., Рохлин Л. Л., Никитина Н. И.— Изв. АН СССР. Металлы, 1976, № 4, с. 217—221.
74. Свидерская З. А., Никитина Н. И.— В кн.: Металловедение цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1972, с. 61—65.
75. Комиссарова Л. Н., Покровский Б. И.— Журнал неорганической химии, 1964, 9, вып. 10, с. 2277—2281.
76. Заселан Б. Н., Афанасьев С. К., Коваленко Ю. И.— Научно-технический бюллетень. Цветная металлургия, 1967, № 9, с. 42—46.
77. Падежнова Е. М., Мельник Э. В., Добаткина Т. В.— Изв. АН СССР. Металлы, 1979, № 1, с. 217—221.
78. Mason J. T.— Chioti.— Met. Trans., 1976, A7, N 2, р. 287—291.
79. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Гузей Л. С.— Изв. АН СССР. Металлы, 1977, № 3, с. 218—221.
80. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Миклина Н. В.— В кн.: Металловедение цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1972, с. 52—58.
81. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Миклина Н. В.— В кн.: Общие закономерности в строении диаграмм состояния металлических систем. М.: Наука, 1973, с. 143—147.
82. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Миклина Н. В.— Изв. АН СССР. Металлы, 1974, № 4, с. 218—222.

83. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Миклина Н. В.— Технология легких сплавов, 1971, № 1, с. 32—34.
84. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Миклина Н. В.— Изв. вузов. Цветная металлургия, 1971, № 4, с. 104—107.
85. Mater. Eng. 1968, 67, N 3, p. 37.
86. Pat. 3,391,034 (USA).
87. Pat. 3,419,385 (USA).
88. Pat. 1,067,915 (Gr. Brit.).
89. Couling S. L.— Metals Eng. Quart., 1972, 12, N 2, p. 7—13.
90. Mater. Eng. 1971, 73, N 4, p. 17.
91. Chem. Abstrs, 1969, 70, N 12, p. 213.
92. А. с. 492,581 (СССР).
93. А. с. 443,097 (СССР).
94. А. с. 443,096 (СССР).
95. А. с. 287,309 (СССР).
96. А. с. 283,590 (СССР).
97. А. с. 460,317 (СССР).
98. Saia A., Edelman R.— Nucl. Sci. Abstrs, 1971, 25, N 22, p. 114.
99. Овечкин Б. И., Миклина Н. В., Климович Л. Г., Сорокин А. Ф.— В кн.: Магниевые сплавы. М.: Наука, 1978, с. 172—176.
100. Mizer D., Peters B. C.— In: Proc. 2nd Conf. Strength Metals and Alloys, ASM, Pacific Grove, California, 1970. 669 р.
101. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Миклина Н. В.— Технология легких сплавов, 1978, № 5, с. 42—45.
102. Дриц М. Е., Падежнова Е. М., Миклина Н. В.— Технология легких сплавов, 1974, № 6, с. 9—10.
103. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Туркина Н. И.— Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1960, № 4, с. 111—119.
104. Дриц М. Е., Гурьев И. И., Падежнова Е. М., Миклина Н. В., Добаткина Т. В.— В кн.: Магниевые сплавы. М.: Наука, 1978, с. 78—82.
105. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Никитина Н. И.— В кн.: Металловедение цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1972, с. 106—110.
106. Дриц М. Е., Рохлин Л. Л., Никитина Н. И., Гурьев И. И., Миклина Н. В.— В кн.: Магниевые сплавы. М.: Наука, 1978, с. 82—85.
107. Свидерская З. А., Никитина Н. И.— В кн.: Металловедение цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1972, с. 61—65.
108. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Никитина Н. И.— Технология легких сплавов, 1974, № 5, с. 12—17.
109. Дриц М. Е., Свидерская З. А., Елкин Ф. М., Трохова В. Ф. Сверхлегкие конструкционные сплавы. М.: Наука, 1972. 145 с.
110. А. с. 449,969 (СССР).
111. А. с. 455,161 (СССР).
112. Бондарев Б. И. Плавка и литье деформируемых магниевых сплавов. М.: Металлургия, 1973. 287 с.
113. Тихова Н. М., Соловьева Г. Г., Блохина В. А., Антипова А. П., Васильева Т. П.— В кн.: Редкоземельные металлы и сплавы. М.: Наука, 1971, с. 99—103.
114. Тихова Н. М., Блохина В. А., Антипова А. П.— Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 3, с. 70—71.
115. Тихова Н. М., Блохина В. А., Антипова А. П., Васильева Т. П.— Литейное производство, 1970, № 7, с. 20—21.
116. Дриц М. Е., Рохлин Л. Л., Шередин В. В., Шульга Ю. Н.— Проблемы прочности, 1971, № 10, с. 62—66.
117. Pat. 1,239,105 (BRD).
118. Pat. 451,528 (Switzerland).
119. Pat. 2,296,698 (France).
120. Pat. 2,223,471 (France).
121. А. с. 551,396 (СССР).

122. Pat. 103463 (BRD).
123. Pat. 1463609 (Gr. Brit.).
124. А. с. 273436 (СССР).
125. *Whitehead D. J.*—*Mod. Cast.*, 1961, 40, N 3, р. 102—116.
126. Леонтис Т. Е.—В кн.: Редкоземельные металлы. М.: Металлургия, 1965, с. 497—534.
127. Дриц М. Е., Рохлин Л. Л., Шередин В. В.—Изв. АН СССР. Металлы, 1970, № 2, с. 206—209.
128. Weissman G. F., Babington W.—*J. Environ. Sci.*, 1966, 9, N 5, р. 19—27.
129. Фавстов Ю. К., Шульга Ю. Н. Сплавы с высокими демпфирующими свойствами. М.: Металлургия, 1973. 255 с.
130. Тимонова М. А. Защита от коррозии магниевых сплавов. М.: Металлургия, 1977. 152 с.
131. Тимонова М. А. Коррозия и защита магниевых сплавов. М.: Машиностроение, 1964. 276 с.
132. Акимов Г. В. Теория и методы исследования коррозии металлов. М.: Изд-во АН СССР, 1945. 414 с.
133. Акимов Г. В., Розенфельд И. Л.—ДАН СССР, 1944, т. X, № IV, с. 2111.
134. Крымов В. В. Техника безопасности и промышленная санитария при работе с магниевыми сплавами. М.: Машиностроение, 1968. 226 с.
135. Правила техники безопасности и производственной санитарии при холодной обработке металлов в машиностроительной промышленности. М.: Машгиз, 1959. 56 с.

# **МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ИТРИЕМ**

Утверждено к печати  
Институтом металлургии им. А. А. Байкова  
Академии наук СССР

Редактор издательства  
**А. А. Сальников**

Художник  
**А. А. Шпанов**

Художественный редактор  
**С. А. Литвак**

Технический редактор  
**А. П. Гусева**

Корректор  
**А. А. Смогилева**

**ИБ № 16438**

Сдано в набор 19.12.78  
Подписано к печати 18.05.79

Т-09042. Формат 60×90<sup>1</sup>/<sub>16</sub>  
Бумага типографская № 1  
Гарнитура литературная

Печать высокая  
Усл. печ. л. 10,25. Уч.-изд. л. 10,3  
Тираж 950 экз. Тип. Зак. 4414.  
**Цена 1 р. 60 к.**

Издательство «Наука»  
117864 ГСП-7, Москва, В-485, Профсоюзная ул., 90  
2-я типография издательства «Наука»  
121099, Москва, Г-99, Шубинский пер., 10

1 р. 60 к.

В монографии изложены результаты исследований и разработок новых высокопрочных и жаропрочных сплавов на основе системы магний-иттрий. Подробно рассмотрены вопросы физико-химического взаимодействия магния с иттрием в двойных, тройных и более сложных системах магния, содержащих иттрий. Приведены характеристики и структура сплавов, представляющих практический интерес. Включены вопросы, касающиеся технологии литья и обработки давлением этих сплавов, коррозионных свойств, а также техники безопасности.

Монография рассчитана на работников научно-исследовательских институтов, инженеров-технологов и конструкторов, работающих над созданием и применением новых легких сплавов. Она представит интерес для профессорско-преподавательского состава, аспирантов и студентов металлургических, машиностроительных и технологических вузов.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «НАУКА»