

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2019.02.017

# T6 热处理对消失模铸造 AZ91D 与 AZ91D-1.5%Y 镁合金组织与性能的影响

林学雄<sup>1</sup>, 宗晓明<sup>2</sup>, 高飞<sup>2</sup>

(1. 航宇救生装备有限公司, 湖北襄阳 441003; 2. 洛阳轴承研究所有限公司, 河南洛阳 471039)

**摘要:**以消失模铸造 AZ91D 和 AZ91D-1.5%Y 镁合金作为研究对象, 利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射(XRD)、X 射线能谱仪(EDS)、及金属拉伸和硬度试验等系统研究了消失模铸造 AZ91D 和 AZ91D-1.5%Y 镁合金在 T6 热处理过程中  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的溶解与析出对组织及力学性能的影响。结果表明, T6(420 °C 固溶 20 h, 250 °C 时效) 处理工艺中, 随时效时间的延长, AZ91D 与 AZ91D-1.5%Y 镁合金的硬度和抗拉强度不断提高, 当时效时间为 15 h 时, 硬度和抗拉强度达到最大值, AZ91D-1.5%Y 镁合金固溶处理后硬度及抗拉强度均高于 AZ91D 镁合金。

**关键词:** AZ91D; Y; 消失模铸造; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG249; TG113

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2019)02-0201-05

## Effect of T6 Heat Treatment on Microstructure and Properties of AZ91D and AZ91D-1.5%Y Magnesium Alloys in Lost Foam Casting

LIN Xuexiong<sup>1</sup>, ZONG Xiaoming<sup>2</sup>, GAO Fei<sup>2</sup>

(1. Aerospace Life-support Industries, Co., Ltd., Xiangyang 441003, China; 2. Luoyang Bearing Research Institute Co., Ltd., Luoyang 471039, China)

**Abstract:** In lost foam casting AZ91D magnesium alloy AZ91D-1.5%Y and as the research object, using the optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD), X-ray spectrometer (EDS), and metal tensile and hardness test system to study the lost foam casting AZ91D magnesium alloy AZ91D-1.5%Y and  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase in the process of T6 heat treatment of dissolution and precipitation of the influence of the structure and mechanical properties. The results show that the T6 (250 °C 420 °C solution 20 h, aging) process, along with the aging time, the hardness and tensile strength of AZ91D magnesium alloy AZ91D-1.5%Y will be increasing; When the aging time is 15 h, the hardness and tensile strength reach the maximum, and the hardness and tensile strength of AZ91D-1.5%Y magnesium alloy after solid solution treatment are higher than AZ91D magnesium alloy.

**Key words:** AZ91D; Y; lost foam casting; microstructure; mechanical property

镁合金具有焊接强度大, 导热性好, 电磁波屏蔽性好、机械加工性能及可回用性等性能优良的特点, 大量用于交通、计算机、通讯、消费类电子、国防军工等诸多领域, 被誉为“21 世纪绿色工程材料”<sup>[1-4]</sup>。

由于镁合金自身的强度低、塑性差, 从而大大影响到镁合金制品的适用范围。虽然稀土细化晶粒、加入锆等合金化元素等方法可达到强韧化的目的, 但其产生的性价比难以让劳动密集型的镁合金产业所接受<sup>[5,6]</sup>。寻找一种能够改善镁合金组织, 提高合金强度, 降低加工成本, 提高镁合金的加工性能的

方法非常重要。热处理是改善合金工艺性能和使用性能, 充分发挥材料潜力的一种重要手段。

消失模铸造具有精度高、环境污染小、成本低等优点<sup>[7-9]</sup>, 本研究将消失模铸造技术应用于镁合金, 采用热处理的方法, 对消失模铸造 AZ91D 合金及 AZ91D-1.5%Y 合金进行 T6 处理(固溶及时效处理), 以期改变  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的数量、形貌以及分布, 通过观察组织、检测其力学性能, 确定镁铝系合金最佳的热处理工艺(固溶温度、时间及时效温度、时间), 并进一步分析镁铝系合金热处理强化的机制及影响因素, 为生产开发应用提供实验与理论依据。

## 1 试验材料与方法

### 1.1 试验材料与模型制备

本试验研究中用到的 AZ91D 合金化学成分如

收稿日期: 2018-10-19

作者简介: 林学雄(1990-), 福建福清人, 工程师, 主要从事金属

热处理方面的工作。电话: 18303696584,

E-mail: 526392309@qq.com.

表1 AZ91D镁合金的化学成分 w(%)

Tab.1 Chemical compositions of AZ91D magnesium alloy

名称	Al	Zn	Si	Mn	Mg
AZ91D	9.1	0.55	0.03	0.32	余量

表1, AZ91D-1.5%Y 合金采用在熔炼时加入 1.5%含量的稀土 Y 获得。

试验用的模型材料为可发性聚苯乙烯泡沫模, 试样形状如图 1 所示。试验所用的模型都是用密度为 20 kg/m<sup>3</sup> 聚苯乙烯(EPS)泡沫板材, 经线切割的方法制作完成。实验所用模组均用热溶胶粘接而成, 粘接时尽量减少热溶胶用量, 以减少热解产物对实验结果的干扰。之后用毛刷直接涂刷亚仕兰消失模专用涂料, 并将涂挂好的模组置于烘箱内烘干, 严格控制烘箱温度在 50 °C 以下, 一般为了保证涂料有足够强度, 应在模组上刷两层涂料, 并在上一次完全烘干后再涂刷下一层。

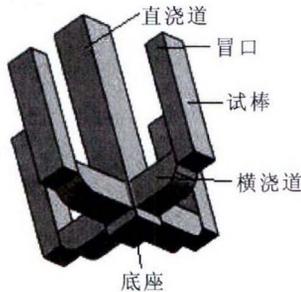


图1 消失模铸造塑料泡沫模样示意图

Fig.1 Schematic diagram of plastic foam pattern in EPC Process

将完全烘干的模组放入底抽式专用砂箱内, 填入宝珠砂并在三维振动紧实台上振动紧实, 覆盖上塑料薄膜并开启真空泵, 调整真空度待其稳定后, 在直浇道的位置上放好浇口杯, 并在浇口杯周围撒上千砂, 以防止浇注时金属液冲出烧破塑料薄膜而造成真空度下降。一般在真空度稳定 3~5 min 后再浇注, 并在浇注完成后继续保持真空度 5 min 左右。

1.2 T6 热处理方案

试样制备完成后, 采用 T6 热处理工艺对试样进行处理, 具体方案如表 2。

表2 AZ91D 与 AZ91D-1.5%Y 镁合金热处理试验方案

Tab.2 Heat treatment test scheme for AZ91D and AZ91D-1.5%Y magnesium alloys

试验材料	方案编号	固溶处理时间/h	时效处理时间/h
		420 °C	250 °C
AZ91D	1	—	—
	2	20	—
	3	20	5
AZ91D-1.5%Y	4	20	10
	5	20	15
	6	20	20

1.3 检测与分析

试验中的金相试样均从所浇注试样的底部截取, 经不同型号的砂纸打磨、抛光、侵蚀后, 用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀, 在 OLYMPUS-MG3 金相显微镜上进行组织观察和照片采集。本文采用型号为 HB-3000 的布氏硬度计测量合金各种状态下的硬度值。采用 X 射线衍射仪 (XRD, Shimadzu, Japan) 对渗层表面的相成分进行测试分析, 分析采用 Cu 靶, 扫描角度 2θ 的变化范围为 20°~150°; 拉伸实验在 HT-2402-100KN 电脑伺服控制材料实验机上完成, 应变速率为 1 mm/min; 抗拉强度、屈服强度数值以及拉伸曲线直接由电脑显示, 试样拉断后测量合金的伸长量 L<sub>1</sub>, 计算其伸长率 δ。利用扫描电子显微镜的二次电子像 (Secondary Electron Image) 显示镁合金的组织特征, 所用试样为经深腐蚀的金相试样。实验仪器为 QUANTA 200 环境扫描电子显微镜。

2 试验结果及分析

2.1 T6 热处理对 AZ91D 镁合金组织与性能的影响

图 2(a)~(f) 所示为 AZ91D 镁合金在消失模铸态、固溶及 5、10、15、20 h 时效处理后的基体组织。由图 2 (b) 可知, AZ91D 镁合金经 420 °C 固溶 20 h 处理后 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相完全溶到 α-Mg 基体中。时效析出相首先在晶界上析出, 经过 5 h 的时效处理, 晶界出现了明显的不连续 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相, 如图 2(c) 所示。随着时效时间的延长, 不连续析出基本停止, 而以 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相在晶内的连续析出为主, 且数量逐渐增加, 如图 2(e)、(f)。

非连续析出大多从晶界或位错处开始, Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相以片状按一定取向往晶内生长, 附近的固溶体同时达到平衡浓度。反应区和未反应区有明显的分界面, 后者的成分未发生变化, 仍保持原有的过饱和程度。从晶界开始的非连续析出进行到一定程度后, 晶内产生连续析出。Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相以细小片状形式延基面(0001)生长。与此相应, 基体含铝量不断下降, 晶格常数连续增大, 此时晶格常数变化是连续的。与铸态组织中相比, 由于经过了固溶与二次析出, β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相变得更加细小。由于不连续析出相集中在位错、缺陷等较多的晶界处, 在能量上处于有利地位, 有益于 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的形核与长大, 所以在时效时间较短时以不连续析出为主; 当时效至一定时间后, 连续析出开始进行, 连续析出相的数量逐渐增加, 连续析出的进行阻止了不连续析出相的形核与生长。因此, 对前期经过 420 °C 固溶 20 h 处理后的 AZ91D 合金接着进行 250 °C 的时效处理时,

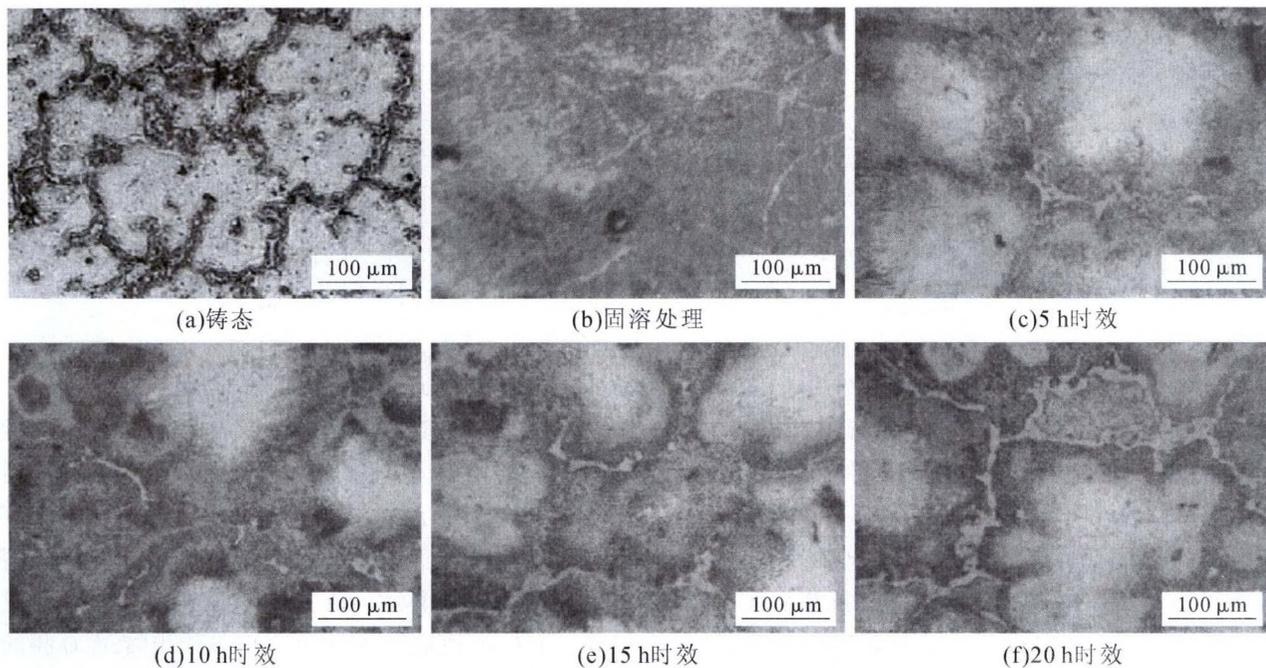


图2 不同热处理条件下的 AZ91D 镁合金显微组织

Fig.2 Microstructure of AZ91D magnesium alloy under different heat treatment conditions

$\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的析出过程包含不连续析出与连续析出两种析出方式。

表 3 所示为不同热处理工艺下 AZ91D 镁合金的布氏硬度 HB、抗拉强度  $\sigma_b$  和伸长率  $\delta$  测试结果。铸态组织中的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相经固溶处理后溶入到  $\alpha$ -Mg 基体中,形成的过饱和  $\alpha$ -Mg 固溶体。由于失去了晶界上  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相对位错运动的阻碍作用,屈服强度比铸态低,但  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的溶解减轻了对基体的割裂作用,导致伸长率增加,由铸态的 2.4%升高至 3.6%。

表3 不同热处理条件下的AZ91D镁合金力学性能  
Tab.3 Mechanical properties of AZ91D magnesium alloy under different heat treatment conditions

试样成分	热处理方案	硬度 (HB)	抗拉强度 /MPa	伸长率 (%)
AZ91D	铸态	54.3	155	2.4
	420 °C-20 h	47.9	170	3.6
	420 °C-20 h+200 °C-5 h	56.5	173	3.3
	420 °C-20 h+200 °C-10 h	60.8	177	3.1
	420 °C-20 h+200 °C-15 h	80.2	186	2.3
	420 °C-20 h+200 °C-20 h	79.7	190	2.2

时效过程中  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相从过饱和的  $\alpha$ -Mg 固溶体中析出,随时效时间的延长,在晶界的不连续析出以及晶内连续析出的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的数量不断增加,且  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相的尺寸较铸态时细小许多,形貌也发生较大的变化,导致合金的硬度和抗拉强度有明显的升高,由铸态时的 54.3 和 155 MPa 分别提高至 80.2、186.0 MPa,而合金的伸长率却随着时效的进行有明显的下降,其原因可以认为

$\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相对位错运动的阻碍作用逐渐增强,致位错在该处大量塞积,应力较大,萌生微裂纹,所以合金的塑性逐渐下降。

合金沉淀硬化产物可引起两方面的影响:其一是新相质点本身的性能与结构与基体不同;其二是质点周围产生了应力场,延滑移面运动的位错与析出相质点相遇时,就需要克服应力场和相结构本身的阻力,因而使位错运动发生困难。另外,位错通过物理性质与基体不同的析出相区时,其本身的应力场也要改变,所以位错运动也要受到影响。其他缺陷,如在析出过程中形成的空位和螺旋位错,也能阻碍位错运动。

## 2.2 T6 热处理对 AZ91D-1.5%Y 镁合金显微组织与性能的影响

图 3(a)、(b)、(c)所示为铸态、固溶处理和时效处理 20 h 后 AZ91D-1.5%Y 镁合金扫描电镜组织图。图 3(a)中白色岛状组织和图 3(c)中淡灰色组织均为  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相。由图可见,AZ91D-1.5%Y 镁合金经 420 °C 固溶 20 h 处理后  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相完全溶入到  $\alpha$ -Mg 基体中。经过 20 h 的时效处理,晶界出现了明显的不连续  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相,如图 3(c)所示;与铸态组织中的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相相比,由于经过了固溶与二次析出, $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 变细小,成断续网状或粒状,集中在晶界处。图 3(b)、图 3(c)中白色块状组织经 EDS 分析为 Al<sub>2</sub>Y。

经固溶处理后,AZ91D-1.5%Y 合金中的 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相固溶入基体,降低了合金的硬度。但 Al<sub>2</sub>Y 因具有高的热稳定性,固溶处理不能溶入基体。由于

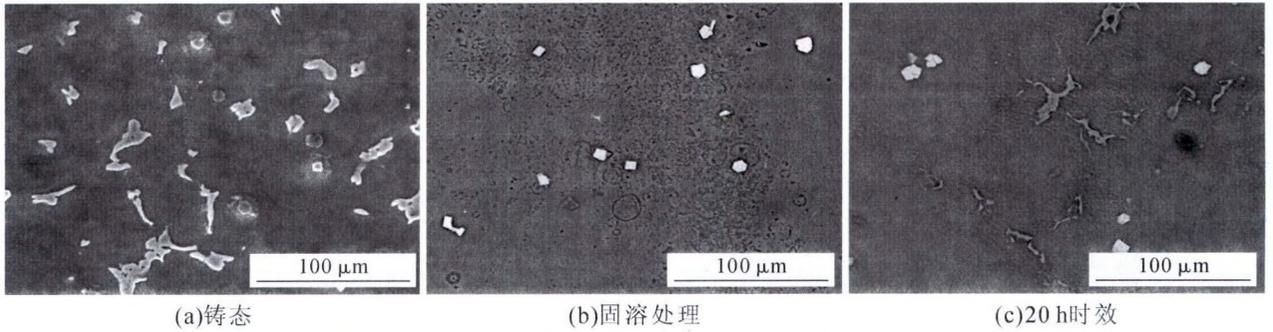


图3 不同热处理条件下的 AZ91D-1.5%Y 镁合金显微组织

Fig.3 Microstructure of AZ91D-1.5%Y magnesium alloy under different heat treatment conditions

固溶处理后 AZ91D-1.5%Y 合金中有硬质相存在,因此使得硬度比 AZ91D 合金的硬度高。

表 4 所示为不同热处理工艺下 AZ91D-1.5%Y 镁合金的布氏硬度 HB、抗拉强度  $\sigma_b$  和伸长率  $\delta$  测试结果。由表 4 可知,合金的硬度、抗拉强度、伸长率在固溶处理后都得到提高。在时效过程中,随着  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的析出量的增加,硬度和抗拉强度增加,分别由固溶时的 58.1 和 186.0 MPa 提高到 63.0 和 206.0 MPa。而伸长率则呈下降趋势,在时效 15 h 时甚至比铸态的值还低。

表4 不同热处理条件下的AZ91D-1.5%Y镁合金力学性能  
Tab.4 Mechanical properties of AZ91D-1.5Y magnesium alloy under different heat treatment conditions

试样成分	热处理方案	硬度 (HB)	抗拉强度 /MPa	伸长率 (%)
	铸态	57.6	165	3.3
	420 °C-20 h	58.1	186	4.6
	420 °C-20 h+200 °C-5 h	58.8	190	4.1
AZ91D+1.5%Y	420 °C-20 h+200 °C-10 h	59.8	195	3.8
	420 °C-20 h+200 °C-15 h	60.9	202	3.1
	420 °C-20 h+200 °C-20 h	63.0	206	2.7

对于固溶处理或经过轻微时效的合金,其溶质原子是高度弥散的。因此这些原子与母相之间的错配度所引起的应力场也是高度弥散的,不足以使位错弯曲。此时位错运动的阻力不大,合金处于比较软的状态。当合金进一步时效时,溶质原子开始聚集,从而使应力场的间距开始拉开,当拉开距离达到可以使位错线绕应力场呈弯曲状态时,合金开始变硬。由于 Al 在  $\alpha$ -Mg 中的固溶量降低,时效处理时 AZ91D-1.5%Y 合金的形核驱动力下降,时效速度减慢。250 °C 时效 5 h 后硬度仅有少量增加。

### 2.3 稀土元素钇对 AZ91D 镁合金热处理的影响

镁铝合金的时效过程实际上是 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相从过饱和固溶体中形核并长大的过程,这一过程受 Al 原子和 Mg 原子的扩散速度所控制。根据 Fick 扩散

第二定律,扩散速度与溶质浓度成正比,即扩散速度随固溶体中溶质浓度的增加而增加。在固溶处理后 AZ91D 合金中 Al 全部固溶在基体中,而含 1.5%Y 的 AZ91D 合金有一部分 Al 由于与 Y 形成不固溶的 Al<sub>2</sub>Y 相,因而 AZ91D 基体中 Al 的固溶量相对更多。另外,高稳定的 Al<sub>2</sub>Y 相在时效析出时,对  $\beta$  相的形核和长大有钉扎作用从而阻碍  $\beta$  相的析出,于是在时效过程中,AZ91D 的析出相数量相对较多,即 Y 有延缓镁合金时效过程的作用。

Y 和 Mg 均为密排六方晶格,且两者的晶格常数相近;两者的原子半径也相差不大。Y 与 Mg 的化合价相同 (Y 的化合价为 +2,Mg 的化合价为 +2)。因此,根据固溶度理论 Y 在 Mg 中的极限固溶度较大,达到 11.4%,具有较好的固溶强化作用。

Y 除部分固溶于合金中外,还与其它元素发生反应形成金属间化合物。稀土 Y 的加入可在合金中形成 Mg-Y、Al-Y 或 Mg-Al-Y 化合物。减少了形成低熔点相 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 的数量,有利于提高合金的蠕变性能,因此具有很高的热稳定性<sup>[10]</sup>。表 5 所示为 Y 与 Mg、Al 的电负性差值。

表5 Y与Mg、Al的电负性差值  
Tab.5 Difference of Electronegativity between Y and Mg and Al

元素	电负性 /E <sub>i</sub>	E <sub>i</sub> -E <sub>Mg</sub>	E <sub>i</sub> -E <sub>Al</sub>
Mg	1.31	—	0.3
Al	1.61	0.3	—
Y	1.22	0.09	0.39

由于 Y 与 Al 的电负性差值远远大于与 Mg 的电负性差值。因此,Y 在合金中首先与 Al 形成 Al-Y 化合物。但由于合金中加入的 Y 的含量较少,因此在还未生成 Mg-Y 或 Mg-Al-Y 化合物时,Y 已消耗完毕。因此在合金中 Y 应以 Al-Y 化合物的形式存在。

通过图 4 所示的 XRD 分析结果可知,AZ91D-1.5%Y 合金主要相组织为基体  $\alpha$  相、包围在  $\alpha$  相周围枝晶状的  $\beta$  相及少量的 Al<sub>2</sub>Y 和 Al<sub>6</sub>Mn<sub>6</sub>Y 相组成。Al<sub>2</sub>Y 相具有较高的熔点(约为 1 485 °C),远

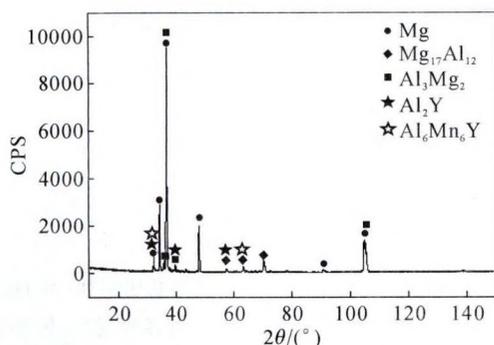


图4 AZ91D-1.5%Y 镁合金铸态的 XRD 分析情况

Fig.4 XRD results of as-cast AZ91D-1.5%Y magnesium alloy

远高于合金的共晶反应温度(约为 451 °C),因此在凝固初期优先形核。但是由于  $Al_2Y$  为立方晶体结构,晶格常数为  $a=0.786 \times 10^{-9}$  m,很难作为  $\alpha$ -Mg 在凝固过程中的异质形核核心。在凝固过程中细小的  $Al_2Y$  化合物吸附在  $\alpha$ -Mg 晶粒周围,阻碍  $\alpha$ -Mg 晶粒的长大,细化合金晶粒。随着温度的降低, $\alpha$ -Mg 晶界上 Y 的富集,促使  $Al_2Y$  相不断形核并长大。 $Al_2Y$  相的不断形核并长大,必将导致晶界上  $Al_2Y$  周围 Al 含量的降低,从而导致  $Al_2Y$  相周围  $Mg_{17}Al_{12}$  共晶相的减少,并呈断续网状或粒状结构弥散分布于晶界上,从而提高合金的强度,塑性韧性也得到了相应的提高。因此适量 Y 的加入能有效地提高合金的综合力学性能。

但当加入 Y 量较高时,凝固初期易于形成大量的  $Al_2Y$  核心,且在凝固过程中不断长大成块状。大量不规则形状的块状  $Al_2Y$  的形成,造成了合金组织与成分的不均匀,且块状  $Al_2Y$  的尖角处易于形成应力集中;块状的  $Al_2Y$  起割裂基体作用;同时  $Al_2Y$  相的形成,消耗一定量的 Al,减少了合金中  $Mg_{17}Al_{12}$  强化相的形成,从而降低了合金的力学性能。

### 3 结论

(1)T6(420 °C-20 h,200 °C 时效)处理工艺中,随时效时间的延长,AZ91D 镁合金的硬度不断提

高。当时效时间达到 15 h 时,硬度达到最大值。

(2)AZ91D-1.5%Y 镁合金固溶处理后的硬度高于 AZ91D 镁合金,这是由于高熔点  $Al_2Y$  相的存在提高了合金的硬度。经固溶 +250 °C 时效处理后,AZ91D-1.5%Y 镁合金的时效过程推迟。这是由于 Y 与 Al 结合形成的  $Al_2Y$  相不能固溶于  $\alpha$ -Mg 基体中,因而使得 Mg-9Al-1Zn 合金中 Al 在  $\alpha$ -Mg 中的固溶量降低,时效驱动力下降。

(3)在少于 20 h 的时效时间内,AZ91D-1.5%Y 镁合金的硬度呈上升趋势,但上升速度低于 AZ91D 镁合金,需要延长时效时间来使硬度峰值出现。

### 参考文献:

- [1] 黄晓艳,周宏.21 世纪绿色工程材料—Mg 合金 [J].南方金属,2004(8):4-8.
- [2] 陈礼清,赵志江.从镁合金在汽车及通讯电子领域的应用看其发展趋势[J].有色金属,2004(7):12-20.
- [3] Cole G, Michigan D I, Smith D S. Can Magnesium Achieve Its Potential For Large Volume Usage in Automotive Components. Magnesium the Light Weight Solution Automotive Sourcing Special Report[R], London, Automotive Sourcing UK Ltd, 1998:18-21.
- [4] Baghni I M, WU Yin-shun, LI Jiu-qing, et al. Mechanical properties and potential applications of magnesium alloys [J], Trans Non-ferrous Met Soc China, 2003, 13(6), 1253-1259.
- [5] 李元元,张卫文,刘英,等.镁合金的发展动态和前景展望[J].特种铸造及有色合金,2004,24(1):14-17.
- [6] 钟皓,刘培英,周铁涛.镁及镁合金在航空航天中的应用及前景[J].航空工程与维修,2002(4):41-42.
- [7] 顾伟清,胡成刚,姚爱民.消失模在铸造中的应用[J].铸造设备研究,2007(6):24-25.
- [8] 田学锋,樊自田,黄乃瑜,等.热处理对消失模铸造镁合金组织及力学性能的影响[J].铸造,2005,54(4):282-285.
- [9] 李继强,樊自田,王元庆,等.等温热处理对消失模铸造 AZ91D 镁合金组织与性能的影响[J].金属热处理,2008(3):97-100.
- [10] Zhou Haitao, Zeng Xiaoqin, Liu Faliu. Effect of cerium on microstructures and mechanical properties of AZ61 wrought magnesium alloy[J]. Journal of material science, 2004(39): 7061-7066.

## 《铸件均衡凝固技术及应用实例》

《铸件均衡凝固技术及应用实例》由西安理工大学魏兵教授编著。共 8 章:1、铸铁件均衡凝固与有限补缩;2、铸铁件冒口补缩设计及应用;3、压边浇冒口系统;4、浇注系统大孔出流理论与设计;5、铸件均衡凝固工艺;6、铸钢、白口铸铁、铝、铜合金铸件的均衡凝固工艺;7、浇注系统当冒口补缩设计方法;8、铸件填充与补缩工艺定量设计实例。全书 320 页,特快专递邮购价 226 元。

邮购咨询:李巧凤 029-83222071,技术咨询:13609155628