



Zn 含量对铸态 Mg-Dy 合金 显微组织和力学性能的影响

毕广利, 李元东, 黄晓峰, 陈体军, 马颖, 郝远

(兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050)

摘要: 研究添加不同含量 Zn 对铸态 Mg-2Dy(摩尔分数, %)合金显微组织、时效行为和力学性能的影响。结果表明: Zn 含量为 0.5%和 1%(摩尔分数)时, 铸态合金中分别析出片层状具有 18R 类型长周期有序(LPSO)结构的 $Mg_{12}ZnDy$ 相和粗大的 $Mg_3Zn_3Dy_2$ 相; 同时, Zn 的添加细化了合金的晶粒; 固溶处理后, LPSO 相由 18R 类型转变成沿晶内分布的细条状的 14H 类型, 新的 $(Mg, Zn)_x Dy$ 相形成, 且 $Mg_3Zn_3Dy_2$ 相的体积分数减小; 添加 0.5%Zn 有效地增强了合金的时效硬化行为, 提高了合金的室温和 200 °C 的拉伸强度。

关键词: Mg-Dy-Zn 合金; 显微组织; 时效行为; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of Zn addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Dy alloy

BI Guang-li, LI Yuan-dong, HUANG Xiao-feng, CHEN Ti-jun, MA Ying, HAO Yuan

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The effects of Zn addition on the microstructure, aging behavior and mechanical properties of as-cast Mg-Dy alloy were investigated. The results show that the lamellar $Mg_{12}ZnDy$ phase with a 18R-type long period stacking ordered (LPSO) structure and coarse $Mg_3Zn_3Dy_2$ phase precipitate in the alloy, respectively, when 0.5% and 1% (mole fraction) Zn are added. Simultaneously, the grains of the alloy are refined with increasing Zn content. After solution heat treatment, the 18R-type LPSO phase transforms to a strip-like 14H-type LPSO structure distributing in the grain interior. In addition, the $(Mg, Zn)_x Dy$ phase forms and the volume fraction of $Mg_3Zn_3Dy_2$ phase decreases. 0.5% Zn addition improves the aging behavior and strengthens the tensile strengths at room temperature and 200 °C.

Key words: Mg-Dy-Zn alloy; microstructure; aging behavior; mechanical property

镁合金作为最轻的金属结构材料, 以其独特的优点, 如低密度、高比强度和易回收等, 已逐渐引起研究者的广泛重视。然而, 镁合金的强度随温度的增加而降低, 尤其当温度超过 200 °C 时。其较差的耐热性制约了该合金在高温领域的发展。因此, 研究和开发新型的耐热镁合金来满足实际工业的需求已变得十分迫切。

已有的研究表明^[1-5], 向镁中添加稀土元素, 尤其是重稀土(RE)元素, 如 Y, Gd, Ho 和 Dy 等, 可通过固溶强化、析出强化和时效硬化显著地提高镁合金的高温拉伸强度和蠕变性能。对于这些典型的析出强化型二元镁稀土合金, 在时效过程中 $\beta'(Mg_3RE)$ 和 $\beta''(Mg_7RE)$ 是主要的析出相, 其结构和析出顺序也已被广泛报道^[6-10]。虽然这些相的析出可有效地提高镁

基金项目: 国家自然科学基金项目资助(51301082, 51464031, 51464032)

收稿日期: 2014-08-01; 修订日期: 2014-12-18

通信作者: 毕广利, 副教授, 博士; 电话: 0931-2973564; E-mail: glbi@163.com

合金的耐热性,但较低的时效硬化特性和较长的到达峰值硬度的时间同样也会影响镁稀土合金的发展和工业应用。最近的研究表明^[11-13],合金元素 Zn 的添加不但可以有效地细化镁稀土合金的晶粒尺寸,而且还可以促进 β'' 相的析出并使不同结构的高温稳定相如 X 相(Mg_{12}ZnY)和 W 相($\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Y}_2$)形成,缩短了合金到达峰值硬度的时间,增强了合金的时效硬化行为并提高了合金的强度。据报道,向 Mg-RE 合金中添加 Zn 可导致一种长周期有序(LPSO)相的析出^[6, 14-15]。SUZUKI 等^[15]研究在 Mg-Y 合金中添加了少量 Zn 有助于堆垛层错的形成。这种 LPSO 相和堆垛层错可阻碍位错的运动,提高合金的拉伸性能。HONMA 等^[6]也在 Mg-2.0Gd-1.2Y-0.2Zr(摩尔分数,%)合金中证实了添加 0.3%~1.0%Zn(摩尔分数)产生的 LPSO 相既可提高合金的强度又能增强合金的塑性。

与 Mg-Gd 合金类似,在共晶温度下,Dy 在 Mg 中有较大的固溶度,并且该固溶度的值随温度降低而显著减小。因此,Mg-Dy 合金也是一种十分有潜力的析出强化型合金。前期已有研究报道了 Mg-2Dy-0.5Zn 合金的时效硬化行为^[16]和不同 Zn 含量对 Mg-Dy 合金铸态力学和腐蚀性能的影响^[17],为了进一步探索 Zn 的添加对 Mg-Dy 合金时效硬化行为和相应力学性能的影响,因此,本文作者系统研究了不同 Zn 含量对铸态 Mg-Dy 合金显微组织、时效行为和力学性能的影响。

1 实验

实验合金的名义成分为 Mg-2Dy(摩尔分数,%)合金、Mg-2Dy-0.5Zn(摩尔分数,%)合金和 Mg-2Dy-1Zn(摩尔分数,%)合金,其分别记做合金 I、合金 II 和合金 III。将纯 Mg、纯 Zn 和 Mg-20Dy(质量分数,%)中间合金分别放入石墨坩埚中,在熔盐覆盖剂的保护下利用电阻炉对坩埚进行加热,当温度升高到 750 °C 后,待金属完全熔化,均匀搅拌 10 min,使合金元素充分混合,然后将炉内温度降到 720 °C,静置 30 min 后,将合金液注入水冷模具中,得到直径 92 mm 的合金锭。将制备好的合金试样在 SX2-4-10 型箱式电阻炉内进行固溶和时效处理。固溶处理温度 525 °C,固溶时间为 12 h,然后快速淬入冷水中。时效处理温度为 180 °C,时效时间为 128 h。

利用 MeF3 型光学显微镜(OM)、D/MAX-2400 型 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)和 JEM-2100F 型透射电镜(TEM)对合金的显微组织,物

相和晶体结构进行观察和分析。金相试样经粗磨、细磨、抛光后在苦味酸溶液(2.75 g 苦味酸、45 mL 乙醇、5 mL 蒸馏水、2.5 mL 乙酸)腐蚀,腐蚀后用 2%的 HNO_3 和酒精再次清洗去除腐蚀产物。透射试样是先将合金经过粗磨和细磨,使其厚度达到 25 μm ,再用凹坑仪和离子减薄仪对试样减薄,得到直径 3 mm 的薄片。拉伸测试在 Instron 1211 型万能拉伸机上完成,拉伸速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。硬度测试在 HV-100 型显微硬度计上进行,载荷为 0.98 N,保载时间为 15 s。每个压痕均覆盖基体和第二相,且每个试样测 10 个硬度值,取其平均值。

2 结果和讨论

2.1 合金的显微组织

图 1 所示为铸态合金的光学显微组织。由图 1(a)~(c)可以看出,这些合金主要由 α -Mg 和不同形貌的第二相组成。结合先前的 XRD 和 SEM 分析可知^[3, 16-17],合金 I 的第二相是由尺寸为 10 μm 的点状 $\text{Mg}_{24}\text{Dy}_5$ 共晶相组成,该共晶相主要分布在晶内和晶界(见图 1(b)),然而晶界十分清晰。当 Zn 的添加量为 0.5%时,粗大的层片状 18R 类型的 LPSO 相在晶界析出,如图 1(d)所示。当 Zn 的添加量增加到 1%时,一些不连续的小型 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 颗粒相在晶界形成^[17](见图 1(f))。同时可以注意到,少量尺寸为 1~2 μm 的立方体状 Mg_2Dy 相出现在合金 II 和合金 III 中。铸态合金 I、II 和 III 的晶粒尺寸分别为 260、130 和 128 μm 。图 2 所示为固溶热处理态合金的光学显微组织。合金在 525 °C 固溶 10 h 后,其组织发生了显著变化。对于合金 I,共晶的 Mg_{24}Y_5 相已经完全溶解到 α -Mg 基体中,且与铸态合金相比,合金的晶粒尺寸也明显增加(见图 2(a))。对于合金 II,几乎所有分布在晶界的 $\text{Mg}_{12}\text{ZnDy}$ 相都转变成了晶内细的层片相,同时,一些不规则的颗粒相也在合金的基体中析出(见图 2(b))。

对于合金 III, $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相由粗大变得细小而均匀。部分不连续的 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相固溶到 α -Mg 基体中,相的体积分数减少。一些典型的退火孪晶在合金 III 的基体内形成(见图 2(c))。合金 III 典型组织的背散射谱如图 2(d)所示。固溶处理后合金的 XRD 谱如图 3 所示。由图 3 可知,合金 I 中只有 α -Mg 相;合金 II 包含 α -Mg 相、LPSO 相和 $(\text{Mg}, \text{Zn})_x\text{Dy}$ 相;而合金 III 仍由 α -Mg 和 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相组成。这也说明合金在高温热处理后发生了相转变。对于合金 I,几乎所有的 Mg_{24}Y_5 相溶解到了 Mg 基体中;对于合金 II,处于晶界的具有 18R

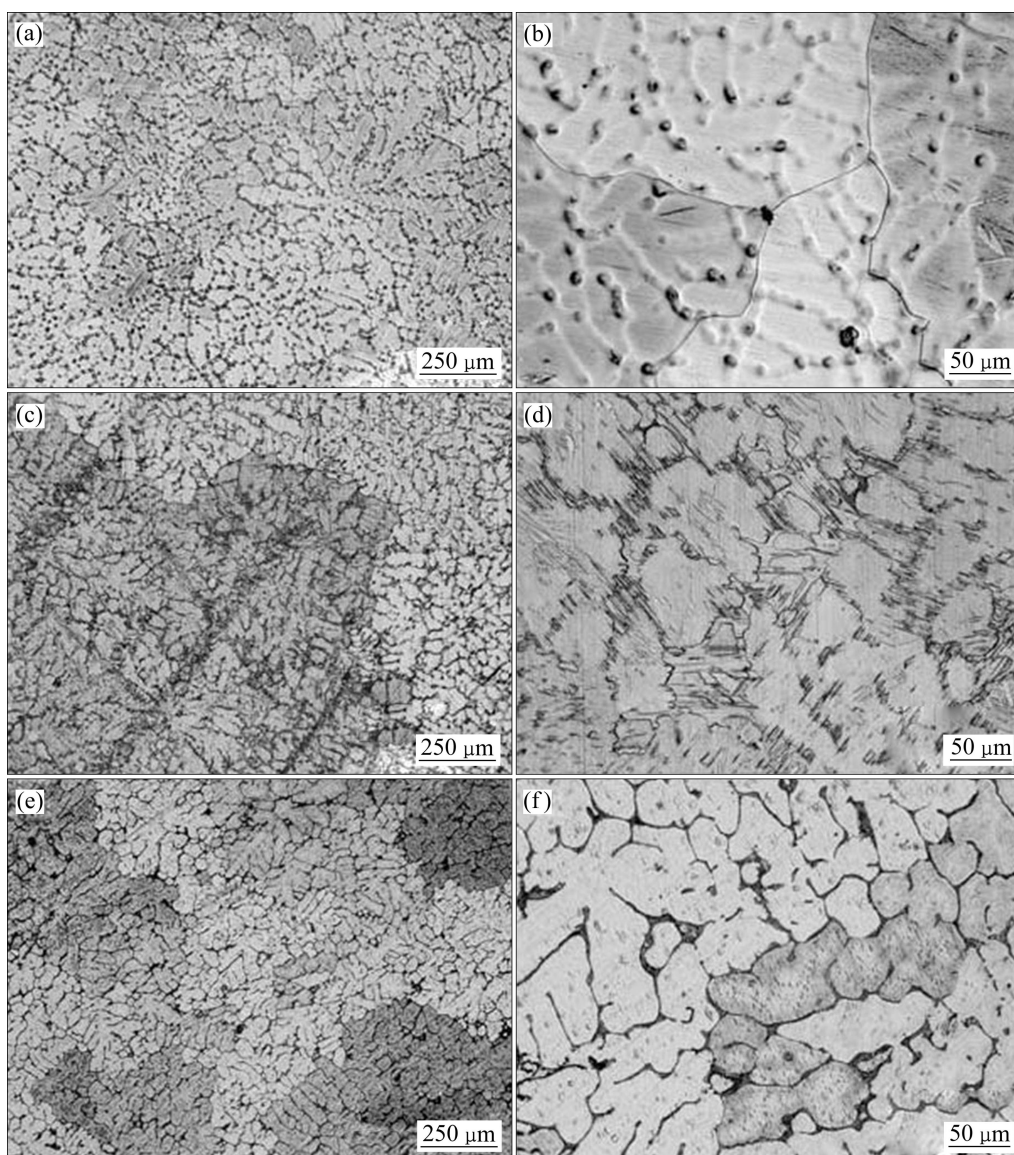


图 1 铸态合金低倍和高倍的光学显微组织

Fig. 1 Low-magnification((a), (c), (e)) and high-magnification((b), (d), (f)) optical microstructures of as-cast alloys: (a), (b) Alloy I; (c), (d) Alloy II; (e), (f) Alloy III

类型的 $\text{Mg}_{12}\text{ZnDy}$ 相转变成了分布在晶内的 14H 类型的 LPSO 相。关于该 LPSO 相在热处理中的结构和相转变过程已在文献[16]中报道过。而合金 III 在固溶过程中除有退火孪晶外, 并没有新相的产生。这种结果也可从该合金放大的背散射扫描像中得出, 如图 2(d) 所示。固溶处理后合金的 XRD 谱如图 3 所示。由图 3 可知, 合金 I 中只有 $\alpha\text{-Mg}$ 相; 合金 II 中包含 $\alpha\text{-Mg}$ 相、LPSO 相和 $(\text{Mg}, \text{Zn})_x\text{Dy}$ 相; 而合金 III 仍由 $\alpha\text{-Mg}$ 和 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相组成。这也表明合金在高温热处理后合金中的相发生了转变。对于合金 I, 几乎所有的 Mg_{24}Y_5 相固溶到了 Mg 基体中形成了过饱和 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体; 对于合金 II, 处于晶界的具有 18R 类型的

$\text{Mg}_{12}\text{ZnDy}$ 相转变成了分布在晶内的 LPSO 相。而合金 III 在固溶过程中除有退火孪晶外, 并没有新相的产生。这种结果也可从该合金对应放大的光学图片中得出, 如图 2(c) 所示。

为了更好地了解 Zn 含量对 Mg-Dy 合金组织和性能的影响, 3 种合金在时效硬度最大值(时效峰值)时的组织如图 4 所示。由图 4(a) 可知, 峰值态合金 I 中有一些细小的颗粒相在基体内析出。与此同时, 从典型合金 II 分别在 36 和 80 h 峰值态的光学显微照片中可以看出, 颗粒相的种类、大小和分布已发生了变化。时效过程中, LPSO 相的体积分数逐渐增加, $(\text{Mg}, \text{Zn})_x\text{Dy}$ 颗粒相的析出以及粗化, 三者的共同作用导致

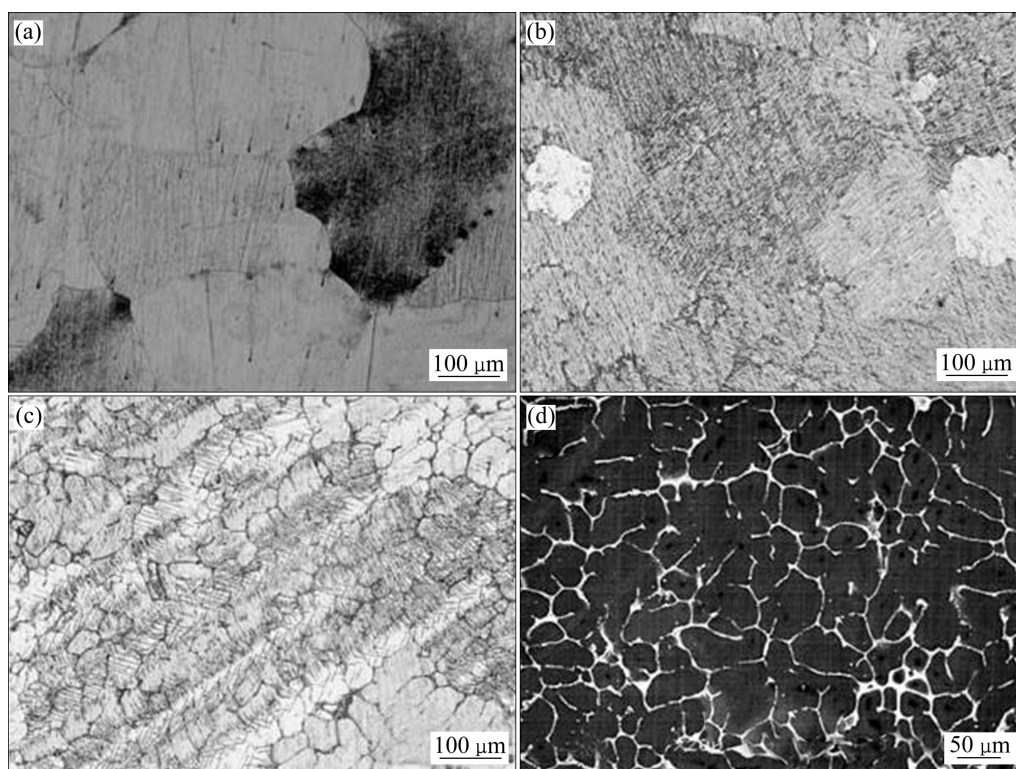


图 2 热处理态合金的光学显微组织

Fig. 2 Microstructures of solution heat-treated alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Back SEM image of alloy III

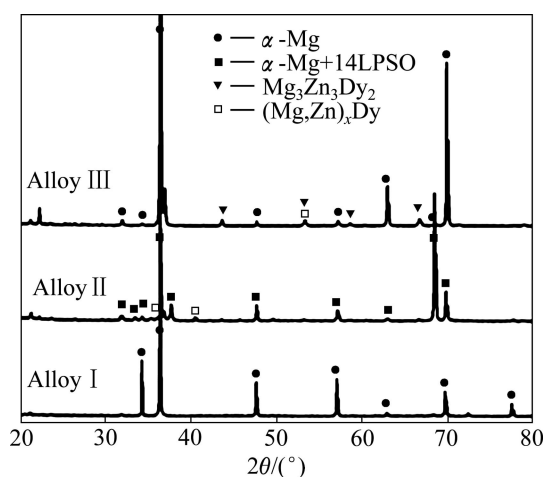


图 3 固溶处理态合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of solution heat-treated alloys

合金 II 呈现两个硬度峰值^[16]。

与固溶处理态相比,时效峰值态合金 III 中退火孪晶已经消失,晶界处的 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相也由“不连续”分布转变成“连续”分布,同时,该相的体积分数略微增加(见图 4(d))。 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相在合金 III 中分布形式的变化如 $\text{Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ 相在 Mg-Al 系合金中的分布类似^[18]。这种相在晶界的不同分布形式也会影响其合金

的力学性能。因此,合金从固溶态到峰值时效态的组织转变中,第二相种类、形态和分布的改变都应与固溶原子 Dy 和 Zn 的扩散有关。

为了进一步了解合金在时效峰值态下第二相的结构,该状态下合金的 XRD 谱如图 5 所示。由图 5 可知,合金 I 中并没有出现新相的衍射峰,然而值得注意的是,该状态下基体 $\alpha\text{-Mg}$ 相的衍射峰强度比固溶态下该相的衍射峰强度低。合金 II 中有新的 $(\text{Mg}, \text{Zn})_x\text{Dy}$ 相的衍射峰出现,同时 $\alpha\text{-Mg}$ 相和 LPSO 相的衍射峰也被观察到。而合金 III 与合金 I 相似,除 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相的衍射峰外,并没有观察到新析出相的衍射峰。但是, $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相的衍射峰强度略比固溶态下该相的衍射峰强度高。这种结果显示了时效峰值态合金 III 中 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相的数量或体积分数有所增加。然而,这种相的分布由固溶态的“连续”分布转变成了时效态的“不连续”分布。该 XRD 结果与合金在固溶和时效峰值态下的光学显微组织观察结果相一致。另外,从固溶态到时效峰值态,合金的晶粒尺寸也发生了变化。合金 I 的晶粒尺寸和合金 II 的晶粒尺寸均减小,而合金 III 的晶粒尺寸变化不大。这说明合金的晶界迁移、大小晶界的转变、亚晶的形成和最终新晶粒的产生应与各合金中原子扩散的热力学和动力

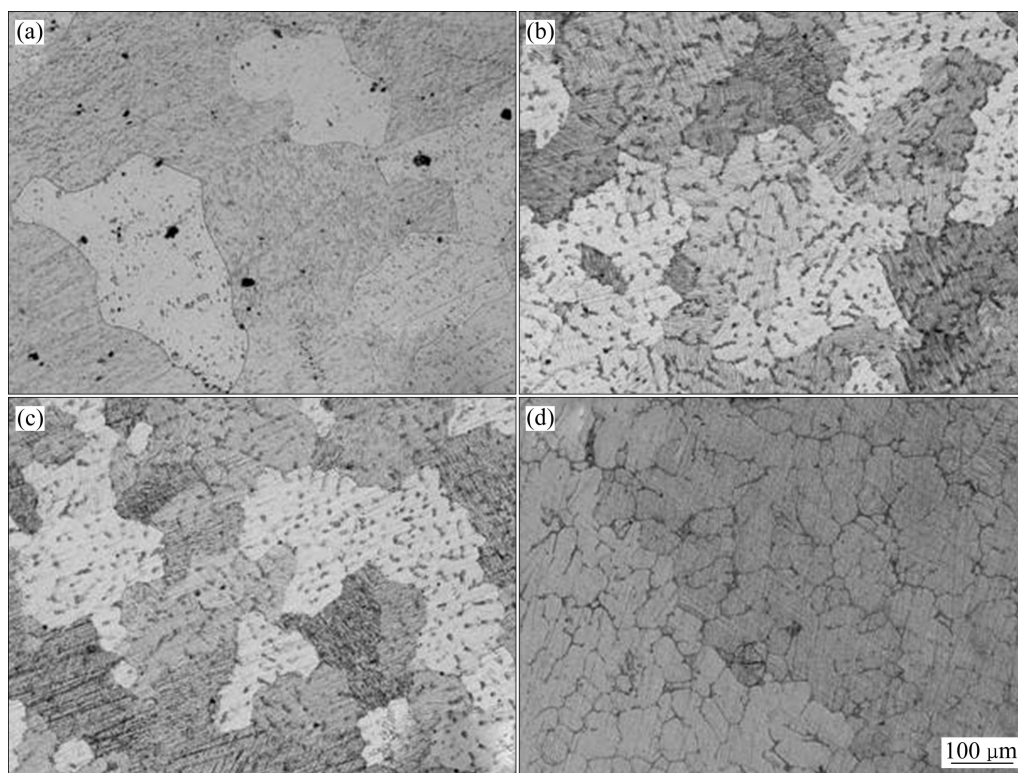


图 4 时效峰值态合金的光学显微组织

Fig. 4 Optical microstructures of peak-aged alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II, 36 h; (c) Alloy II, 80 h; (d) Alloy III

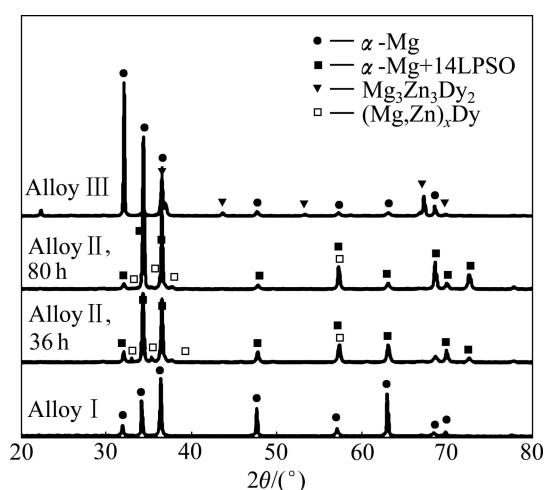


图 5 峰值时效态合金的 XRD 谱

Fig. 5 XRD patterns of peak-aged alloys

学有关, 关于这种不同合金成分在相同的条件下导致不同的晶粒形成的机制还不十分清晰, 其相关机制的研究还在进行中。

2.2 合金的时效硬化行为

图 6 所示为合金 I、合金 II 和合金 III 在 180 °C 下的时效硬化曲线。由图 6 可知, 添加 0.5%Zn 有效地

提高了合金的时效硬化行为, 然而当 Zn 的含量为 1.0% 时, 合金的时效硬化行为明显降低。合金 I 在淬火态(时效时间为 0 h)的硬度为 59 HV, 该硬度值与合金 III 的接近(59 HV), 相比合金 II 却显示了较高的硬度, 其淬火态的硬度约为 71 HV。随着时效时间的延长, 合金 I 的硬度逐渐增加, 当时效时间为 118 h, 合金的硬度达到最大值, 约为 68.5 HV, 硬度值降低。可见合金 I 显示了较低的时效硬化能力。合金 III 的时效硬化行为与合金 I 的相似, 该合金在 99 h 时达到了峰值点, 其峰值硬度约为 71 HV。另外, 合金 II 的硬度在时效时间分别为 36 和 80 h 处达到峰值, 其值分别为 81 HV 和 79 HV, 这两个峰值硬度值非常接近, 可以认为该合金有两个峰值硬度, 即双峰时效行为。两元 Mg-Dy 合金的时效行为已有研究, 该合金在时效过程中相的析出顺序为 α -Mg 过饱和固溶体 (S.S.S.S.) $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ ^[19]。其中 β' 和 β'' 是主要的析出强化相, 这两种相的均匀析出导致合金的峰值硬度。因此, 合金 I 的峰值硬度来自 β' 和 β'' 相的析出。为了了解合金 II 和合金 III 在时效峰值处析出相的结构, 两合金的 TEM 像及选区电子衍射分析结果如图 7 所示。由图 7(a) 可知, 分布在晶内的片层相是由晶界向晶内生长。该相的选区电子衍射斑点显示, 周期性的 6 个

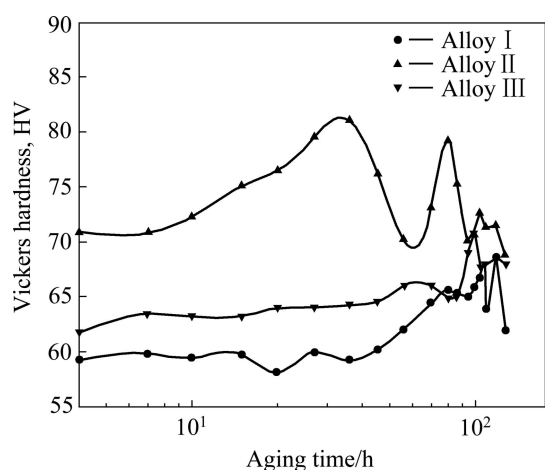


图 6 合金在 180 °C 下的时效硬化曲线

Fig. 6 Age-hardening curves of alloys aged at 180 °C

衍射斑点平分了从(000)即透射中心到(002)衍射斑点间的距离。因此,可以确认该相为 14H 类型的 LPSO 相。其放大的透射电子显微图片(见 7(b))更清晰地显示该合金相是由 2H 的 α -Mg 相和 14H 类型的 LPSO 相组成。通过对该 LPSO 相的高分辨分析可知,2H 的

α -Mg 相的周期原子间距为 0.52 nm,而 14H 类型的 LPSO 相的周期原子间距为 3.59 nm,该数值为 2H 类型的 α -Mg 相周期原子间距的 7 倍。这也进一步证实了该相是 14H 类型的 LPSO 相^[3-4,6]。对于合金 III,峰值态下细小颗粒状的 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相清晰地呈现在图 7(d)中,该相选区电子衍射图谱揭示其为 FCC 结构。对于合金 II 的双峰时效硬化行为主要是由于时效过程中 LPSO 相的体积分数逐渐增加,同时伴有 $(\text{Mg}, \text{Zn})_x\text{Dy}$ 相的析出和粗化,这两者的共同作用导致合金 II 产生了两个硬度峰。

合金 I 较低的时效硬化能力是由于 Dy 的含量低导致合金中 β' 和 β'' 的数量少。然而对于合金 III,由于 FCC 结构的 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Dy}_2$ 相与 α -Mg 基体相并不共格,因此,这种相的形成和粗化是导致合金 III 呈现低时效硬化行为的原因。

2.3 合金的力学性能

铸态和峰值态合金在室温和 200 °C 下的拉伸性能如表 1 所列。由表 1 可知,随 Zn 含量的增加,合金的屈服强度($\sigma_{0.2}$)、最大抗拉强度(σ_b)和伸长率(δ)先

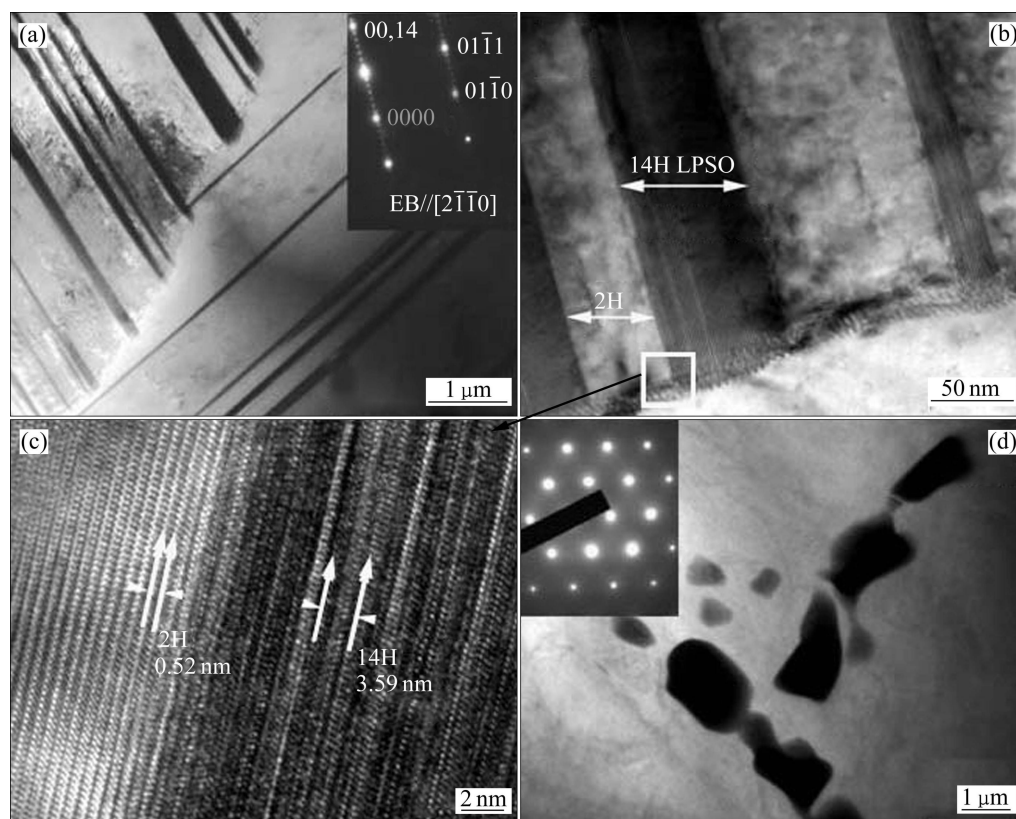


图 7 时效峰值态合金 II 中层片相和合金 III 中颗粒相的 TEM 像及选区电子衍射分析(图(c)所示为图片(b)中白框内层片相的高分辨谱)

Fig. 7 TEM images and corresponding SAED patterns of lamellar phase in peak-aged alloy II ((a), (b)) and particle phase in peak-aged alloy III (d) (Fig. (c) is high resolution pattern of white frame in Fig. (b))

表 1 铸态和时效峰值态合金在室温和 200 °C 时的力学性能

Table 1 Mechanical properties of as-cast and peak-aged alloys tested at room temperature and 200 °C

Alloy	State	RT			200 °C		
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
I	As-cast	114	83	2.8	87	70	5.8
	Peak-aged	131	90	2.0	112	75	5.2
II	As-cast	145	100	5.2	143	90	12.6
	36 h peak-aged	175	140	4.0	172	130	8.4
	80 h peak-aged	170	135	4.5	166	123	8.0
III	As-cast	128	95	1.2	112	77	3.5
	Peak-aged	140	100	3.7	120	89	8.2

增加后降低。铸态和 36 h 峰值态合金 II 在室温和 200 °C 都显示了最高的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 。另外, 峰值态合金的拉伸强度都高于铸态的。值得注意的是, 与室温拉伸性能比, 铸态和峰值态合金 II 在 200 °C 的拉伸强度几乎没有降低, 表明合金 II 显示了出色的高温性能。铸态合金 II 室温和 200 °C 的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 分别为 145 MPa、100 MPa 和 143 MPa、90 MPa; 36 h 峰值态下室温和 200 °C 的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 分别为 175 MPa、140 MPa 和 172 MPa、130 MPa, 类似的性能趋势也出现在 80 h 峰值态合金中。而合金 I 和合金 III 的拉伸强度却随温度的增加而显著降低, 且峰值态处合金 I 和合金 III 的拉伸强度均高于铸态的。上述力学性能的差异都与合金的显微组织变化有关。添加 0.5%Zn 使合金在室温和高温下显示了较高的拉伸性能, 这与合金的细晶强化、LPSO 相强化和颗粒相的析出强化有关。

首先, Zn 的添加细化了合金的晶粒, 减小了合金的晶粒尺寸^[17]。根据 Hall-Patch 关系, 合金的晶粒尺寸与屈服强度成反比。因此合金的拉伸性能得到了提高。当 Zn 的添加量为 0.5% 时, 合金 II 中含有 LPSO 相, 它与 α -Mg 相呈共格, 并且有较高的热稳定性^[20]。同时, 这种相的存在不但可以增加基面滑移的临界剪切应力, 而且可以激活非基面的滑移。前者可提高合金的强度, 后者可改善合金的塑性。另外, 这种稳定的 LPSO 相可有效地阻止位错运动和晶界滑移, 提高了合金的高温强度^[21-22]。相反地, 当 Zn 的含量为 0 和 1.0% 时, 合金中 $Mg_{24}Dy_5$ 相和 $Mg_3Zn_3Dy_2$ 相分别析出, 其相的含量也随时效时间的延长而增加, 在峰值处分别达到最大值。由于这两相与 α -Mg 基体的界面均不共格, 相界面的原子结合力较弱, 在变形的过程中显微裂纹很易在相界面萌生, 从而恶化了合金 I 和 III 的拉伸性能。另外, 峰值态合金 III 中尽管 $Mg_3Zn_3Dy_2$ 相的体积分数高, 但其分布形式由“连续”转变成了

“不连续”, 这导致合金 III 显示出较高的拉伸强度和伸长率。

3 结论

1) 铸态 Mg-2Dy 合金由 α -Mg 和共晶 $Mg_{24}Dy_5$ 相组成。添加 0.5%Zn 使合金中形成具有 18R LPSO 结构的 $Mg_{12}ZnDy$ 相。经过 525 °C、10 h 的固溶处理后, LPSO 相的类型由 18R 转变成了 14H, 同时, 大部分 $(Mg, Zn)_x Dy$ 相在晶界析出。当 Zn 的含量为 1.0% 时, 合金中形成了 $Mg_3Zn_3Dy_2$ 相。另外, Zn 的添加细化了合金的晶粒尺寸。

2) 添加 0.5%Zn 有效地增强了 Mg-2Dy 合金的时效硬化行为, 得到了两个时效峰, 但 Zn 的含量为 1.0% 时, 合金的时效硬化行为降低。

3) 添加 0.5%Zn 有效地提高了铸态和时效峰值态合金的室温和 200 °C 拉伸强度, 提高的力学性能主要归结为晶粒细化、LPSO 相强化和 $Mg_3Zn_3Dy_2$ 相的析出强化。

REFERENCES

[1] 吴文祥, 靳 丽, 董 杰, 章桢彦, 丁文江. Mg-Gd-Y-Zr 高强耐热镁合金的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2709-2718.
WU Wen-xiang, JIN Li, DONG Jie, ZHANG Zhen-yan, DING Wen-jiang. Research progress of high strength and heat resistant Mg-Gd-Y-Zr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2709-2718.
[2] PENG Q M, WANG L M, WU Y M, WANG L M. Microstructure and strengthening mechanism of die-cast Mg-Gd based alloys[J]. Journal of Materials Research, 2008, 23(5):

- 1269–1275.
- [3] BIG L, FANG D Q, ZHAO L, LIAN J S, JIANG Q, JIANG Z H. An elevated temperature Mg-Dy-Zn alloy with long period stacking ordered phase by extrusion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 528(10): 3609–3614.
- [4] ZHANG J H, XU L J, JIAO Y F, XU C, ZHANG L, LIU S J, MENG J, WU R Z, ZHANG M L. Study of Mg-Ymm-Zn alloys with high-strength at elevated temperatures processed by water-cooled mold casting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 610: 139–144.
- [5] 张胜利, 杨光昱, 刘少军, 介万奇. Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 铸造镁合金的蠕变机制[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(2): 331–336.
- ZHANG Sheng-li, YANG Guang-yu, LIU Shao-jun, JIE Wan-qi. Creep mechanism of Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr cast alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(2): 331–336.
- [6] HONMA T, OHKUBO T, KAMADO S, HONO K. Effect of Zn additions on the age-hardening of Mg-2.0Gd-1.2Y-0.2Zr alloys[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(12): 4137–4150.
- [7] NIE J, MUDDLE B. Precipitation in magnesium alloy WE54 during isothermal ageing at 250 °C[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(10): 1089–1094.
- [8] ANTON C, DONNADIEU P, PERRARD F, DESCHAMPS A, TASSIN C, PISCH A. Hardening precipitation in a Mg-4Y-3RE alloy[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(18): 5335–5348.
- [9] 张磊, 董选普, 李继强, 王爱华, 罗可, 樊自田. Mg-15Gd-3Y 挤压合金的时效强化[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(4): 599–605.
- ZHANG Lei, DONG Xuan-pu, LI Ji-qiang, WANG Ai-hua, LUO Ke, FAN Zi-tian. Aging strengthening of squeezed Mg-15Gd-3Y alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(4): 599–605.
- [10] 汤伊金, 章桢彦, 靳丽, 董杰, 丁文江. Mg-Gd 系合金时效析出研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(1): 8–24.
- TANG Yi-jin, ZHANG Zhen-yan, JIN Li, DONG Jie, DING Wen-jiang. Research progress on ageing precipitation of Mg-Gd alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(1): 8–24.
- [11] LIU Huan, XUE Feng, BAI Jing, ZHOU Jian, SUN Yang-shan. Microstructure and mechanical properties of Mg94Zn2Y4 extruded alloy with long-period stacking ordered structure[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(12): 3598–3603.
- [12] NIE J, GAO X, ZHU S. Enhanced age hardening response and creep resistance of Mg-Gd alloys containing Zn[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 53(9): 1049–1053.
- [13] NIE J, OH-ISHI K, GAO X, HONO K. Solute segregation and precipitation in a creep-resistant Mg-Gd-Zn alloy[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(20): 6061–6076.
- [14] TANG Ping-ying, WU Meng-meng, TANG Bi-yu, WANG Ji-wei, PENG Li-ming, DING Wen-jiang. Microstructure of 18R-type long period ordered structure phase in Mg97Y2Zn1 alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(4): 801–806.
- [15] SUZUKI M, KIMURA T, KOIKE J, KOIKE J, MARUYAMA K. Strengthening effect of Zn in heat resistant Mg-Y-Zn solid solution alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(8): 997–1002.
- [16] BIG L, FANG D Q, ZHAO L, ZHANG Q X, LIAN J S, JIANG Q, JIANG Z H. Double-peak ageing behavior of Mg-2Dy-0.5Zn alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(32): 8268–8275.
- [17] BIG L, LI Y D, ZANG S J, ZHANG J B, MA Y, HAO Y. Microstructure, mechanical and corrosion properties of Mg-2Dy-xZn ($x=0, 0.1, 0.5$ and 1 at.%) alloys[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2014, 2(1): 64–71.
- [18] WEI L Y, DUNLOP G L, WESTENGEN H. Development of microstructure in cast Mg-Al-rare earth alloys[J]. *Materials Science and Technology*, 1996, 12(9): 741–750.
- [19] IWASAWA S, NEGISHI Y, KAMADO S, KOJIMA Y, NINOMIYA R. Age hardening characteristics and high temperature tensile properties of Mg-Gd and Mg-Dy alloys[J]. *The Japan Institute of Light Metals*, 1994, 44(1): 3–8.
- [20] ITOI T, SEIMIYA T, KAWAMURA Y, HIROHASHI M. Long period stacking structures observed in Mg97Zn1Y2 alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(2): 107–111.
- [21] SHAO X H, YANG Z Q, MA X L. Strengthening and toughening mechanisms in Mg-Zn-Y alloy with a long period stacking ordered structure[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(14): 4760–4771.
- [22] BIG L, LI Y D, HUANG X F, CHEN T J, LIAN J S, JIANG Z H, MA Y, HAO Y. Deformation behavior of an extruded Mg-Dy-Zn alloy with long period stacking ordered phase[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 622(12): 52–60.

(编辑 龙怀中)