



挤压态 Mg-Dy-Cu 合金板材的 显微组织及时效硬化行为

毕广利¹, 袁利桃¹, 李元东¹, 姜 静¹, 韩宇翔¹, 蒋春宏², 马 颖¹

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院 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;

2. 兰石铸造有限公司, 兰州 730050)

摘 要: 采用 X 射线衍射仪、金相显微镜、扫描电镜、透射电镜及显微硬度计等研究挤压 Mg-2Dy-0.5Cu(摩尔分数, %)合金板材的显微组织及时效硬化行为。结果表明: 铸态合金主要由 α -Mg 枝晶、分布在枝晶间片层状的 18R-LPSO 相以及少量不规则的 MgDy₃ 颗粒相组成。挤压后, 合金发生动态再结晶, 粗大的 LPSO 相碎化并沿挤压方向排列, 少量细小片层状的 14H-LPSO 相在再结晶的 α -Mg 晶粒内析出。随着时效时间的增加, 14H-LPSO 相的体积分数逐渐增加并粗化, 合金的硬度增加且在 72 h 达到峰值。合金峰值硬度的产生主要归结为高体积分数 14H-LPSO 相的析出强化。

关键词: Mg-Dy-Cu 合金板材; LPSO 相; 显微组织; 时效行为

文章编号: 1004-0609(2018)-02-0241-08

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

镁合金具有低的密度、高的比强度、比刚度和易于回收等特点, 部分镁合金已被广泛应用于航空航天、汽车和 3C 产品等领域^[1]。然而, 由于传统的镁合金在室温下低的抗拉强度和有限的伸长率限制了其发展和应用^[2-3]。因此, 开发新型高强度、高韧性的镁合金至关重要。

最近的研究表明^[4-6], 含长周期堆垛有序结构(LPSO)的 Mg-Zn-RE (RE 为稀土元素, 主要包括 Y、Gd 和 Dy 等)合金显示了优异的室温及高温力学性能。KAWAMURA 等^[4]利用粉末冶金法制备 Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金在室温的拉伸屈服强度为 600 MPa, 伸长率为 5%。合金优异的拉伸性能主要归结为晶粒细化和 LPSO 相强化。目前, 已报道的 LPSO 相结构主要包括 6H、14H、18R、10H 和 24R, 其中 14H 和 18R 较为常见^[7-8]。18R-LPSO 相是一种高温亚稳相, 热处理后可转变成 14H-LPSO 相^[9]。同时, LPSO 相的结构、类型、尺寸、分布和体积分数等因素影响 LPSO 相强化效果, 影响合金的力学性能。研究表明^[10-11], 热挤压+等温时效可有效的细化晶粒, 改变 LPSO 相的类型, 提高 LPSO 相的体积分数, 并进一步提高合金的力学性能。LIU 等^[10]研究了挤压 Mg-7Y-4Gd-0.5Zn-0.4Zr 合金在 250 °C 等温时效的析出行为。研究结果表明, 该合金

挤压后, 晶粒明显细化, 晶内出现 14H-LPSO 相, 在 250 °C 时效 25 h 出现时效硬化峰值, 该峰值的出现主由于时效过程中 β' 相以及 14H-LPSO 相的析出强化。LENG 等^[11]研究挤压态的 Mg-9RY-4Zn 合金的时效硬化行为。研究结果显示: 峰值态合金在室温和 250 °C 的最大抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为 285 MPa、276 MPa、8.6% 和 243 MPa、316 MPa、16.3%。如此优异的力学性能主要是由于再结晶晶粒内高体积分数的 14H-LPSO 相和大量堆垛层错的共同强化。

课题组的研究表明^[12], 挤压+时效后的 Mg-Dy-Zn 合金显示了较高的高温力学性能, 300 °C 时合金的最大抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为 260 MPa、245 MPa、36%。合金优异的高温力学性能主要由于稳定的显微组织和 LPSO 相的析出强化。然而, 利用高熔点元素进行合金化可形成高温稳定的 LPSO 相, 进一步提高合金的高温力学性能。过渡元素 Cu 与 Zn 位于同一周期, 具有高的熔点, 并且由 Cu 形成的 LPSO 相也分别在铸态的 Mg₉₇Y₂Cu₁^[13]和 Mg_{96.8}Dy_{2.2}Cu₁^[14]合金中发现。课题组前期的研究显示^[15], 与铸态 Mg-Dy-Zn 合金相比, 铸态 Mg-Dy-Cu 合金具有较高的力学性能, 其室温的最大抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为 170 MPa、110 MPa 和 12.7%。因此, 为

了进一步促使 LPSO 相弥散分布, 提高 LPSO 相的耐热性, 本文作者制备挤压态 Mg-Dy-Cu 合金板材, 并研究了合金在等温时效过程中的组织演变和时效硬化行为, 为开发新型耐热稀土镁合金奠定理论基础。

1 实验

实验合金的名义成分为 Mg-2Dy-0.5Cu(摩尔分数, %)合金。将纯 Mg、纯 Cu 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, 将合金液注入直径为 85 mm, 长度为 350 mm 的水冷模具中, 得到 d 85 mm 的合金锭。车削合金锭表面, 得到 d 80 mm 的合金锭, 在 360 °C, 挤压比为 17:1 的条件下进行挤压。将挤压合金板材用线切割机制备成 10 mm×10 mm×10 mm 的立方块试样, 随后在 Al-708P 型电阻炉中进行 250 °C 的时效处理。

利用 Olympus-BX51 型光学显微镜、D/MAX-2500 PC 型 X 射线衍射仪(XRD)、Quanta Feg450 型扫描电子显微镜(SEM), Tecnai G2 F20 型透射电子显微镜(TEM)对合金的物相和晶体结构进行观察和分析。合金的金相试样经粗磨、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)下腐蚀, 腐蚀后用 2%(体积分数)的 HNO₃ 和酒精混合液再次清洗去除腐蚀产物。透射试样经细磨、抛光成为厚度约为 30 μ m 的薄片, 再经离子减薄仪进行减薄, 制备成直径为 3 mm 的薄膜样品。合金中 LPSO 相的体积分数以及长宽通过 Image-Pro Plus 6.0 软件测量, 每个数值的测量至少选取了 10 张 SEM 像进行统计, 并取平均值。硬度测试在 HV-100 型显微硬度计上进行, 载荷 3 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 显微组织

图 1 所示为铸态合金的光学显微组织和 XRD 谱。由图 1(a)可知, 铸态合金主要由 α -Mg 枝晶和分布在枝晶内的第二相组成。铸态合金的 XRD 谱显示合金主要为 α -Mg 和 18R-LPSO 相的衍射峰, 如图 1(b)所

示。图 2 所示为铸态合金的扫描组织。合金的第二相主要由分布在枝晶间的片层状相以及少量位于晶内的颗粒相组成。表 1 的 EDS 分析结果显示, 片层状相(如图 2 中 B 区)的平均化学成分为 Mg-4.5Dy-3.7Cu (摩尔分数, %)。根据先前的研究^[15], 这种片层状相是具有 18R-LPSO 结构的 Mg₁₂DyCu 相, 其具有密排六方(HCP)晶体结构, 晶格常数分别为 $a=0.321$ nm, $c=$

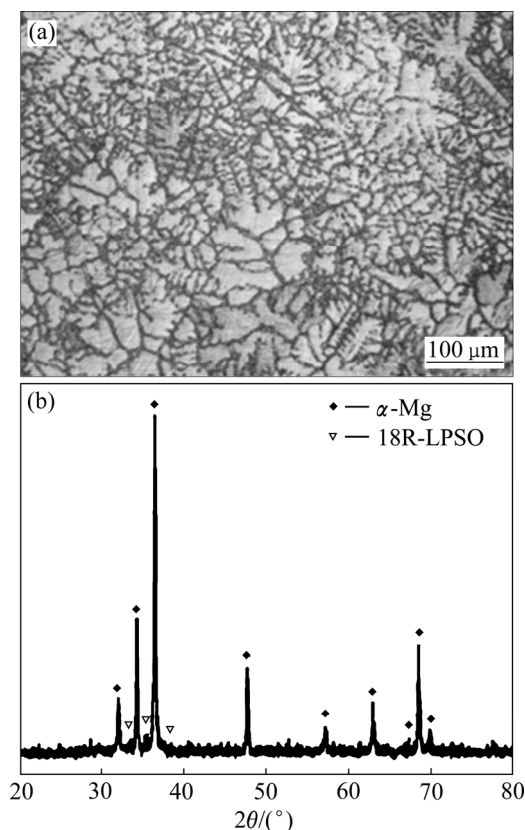


图 1 铸态合金的光学显微组织和 XRD 谱

Fig. 1 Optical microstructure(a) and XRD pattern(b) of as-cast alloy

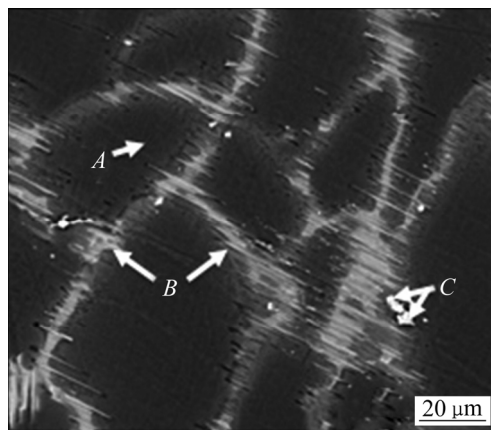


图 2 铸态合金的 SEM 像

Fig. 2 SEM image of as-cast alloy

表 1 图 2 中颗粒相的 EDS 分析结果

Table 1 EDS results of particles shown in Fig. 2

Position	Mole fraction/%		
	Mg	Dy	Cu
A	99.5	0.5	0
B	91.8	4.5	3.7
C	25	75	0

4.86 nm。这种 18R-LPSO 相也在铸态的 $\text{Mg}_{97.5}\text{Zn}_{0.5}\text{Dy}_2$ 合金^[16]和 $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$ 合金^[17]中报道, 不规则颗粒相(如图 2 中 C 区)平均的化学成分为 Mg-75Dy(摩尔分数, %), 其化学成分中 Mg 与 Dy 的摩尔比为 1:3。因此, 确定该颗粒相应为 MgDy_3 相, 这种相的形成主要是由于合金在凝固过程中 Mg 和 Dy 原子的偏聚形成的富含 Dy 的固溶体, 并且在后续的挤压和时效过程中依然存在。但由于其数量较低, 因此, 在 XRD 谱中没有检测到该相的衍射峰。

图 3 所示为挤压态合金的光学显微组织。铸态合金中的 Mg_3Dy 和 18R-LPSO 相在挤压过程中被碎化并沿挤压方向分布形成挤压带, 如图 3(a)。挤压过程中合金部分区域发生动态再结晶, 晶粒明显细化^[18-19], 形成再结晶区, 如图 3(b)。挤压后合金的平均晶粒尺寸为 1.8 μm 。图 4 为挤压态合金的 SEM 像。由图 4

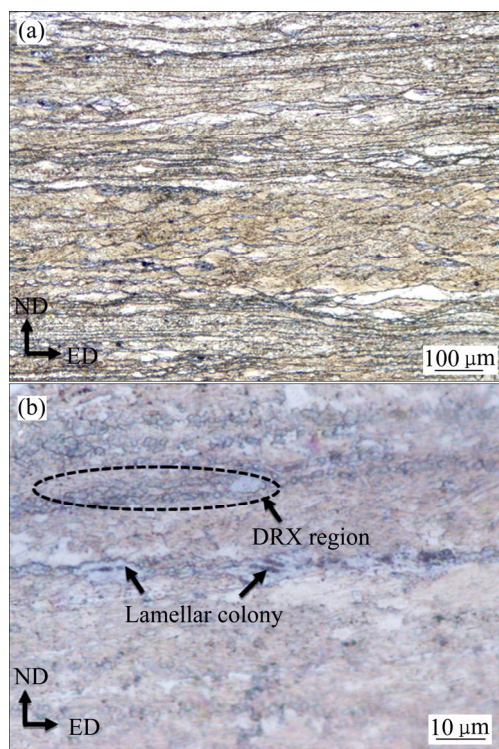


图 3 挤压态合金的光学显微组织

Fig. 3 Optical microstructure of extruded alloy: (a) Low magnification; (b) High magnification

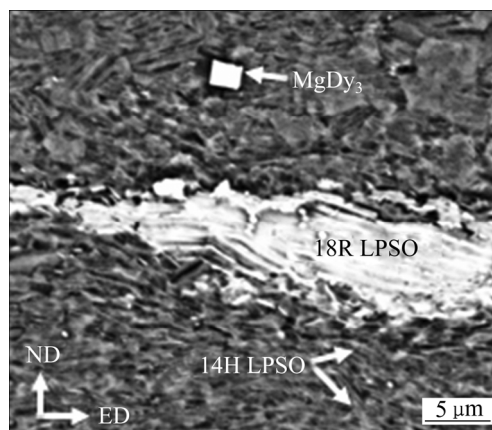


图 4 挤压态合金的 SEM 像

Fig. 4 SEM image of extruded alloy

可知, 合金经挤压后其组织除了 $\alpha\text{-Mg}$ 基体, 晶界的片层状相和立方体颗粒 MgDy_3 相以外, 还出现了一种晶内的片层状相。为了进一步确定晶界片层状相和晶内片层状相的结构, 图 5 显示了两种片层状相的 TEM 像以及对应的 SAED 谱。图 5(a)显示了分布在晶界处的片层相, 由该相的 SAED 谱可知(见图 5(b)), 从(0001)面到(0002)面对应衍射斑点的间距被 5 个衍射斑点平分, 因此, 该相为 18R LPSO 结构^[20]。图 5(c)显示了分布在晶内的片层相, 由该相的 SAED 谱可知(见图 5(d)), 从(0000)面到(0002)面对应衍射斑点的间距被 13 个衍射斑点平分, 因此, 该相为 14H LPSO 结构, 具有密排六方(HCP)结构, 晶格常数分别为 $a=0.325\text{ nm}$, $c=3.694\text{ nm}$ ^[7, 20]。图 6 所示为挤压态合金的 XRD 谱。由图 6 可知, 除了铸态 $\alpha\text{-Mg}$ 和 18R-LPSO 相的衍射峰外, 合金中还出现 14H-LPSO 相的衍射峰, 这与图 5(d)的 SAED 结果相一致。

2.2 时效硬化行为

图 7 所示为挤压态合金在 250 $^{\circ}\text{C}$ 的时效硬化曲线。由图 7 可知, 挤压合金的硬度随时效时间的增加而先增加后降低。挤压合金(时效时间为 0)的最初硬度为 87 HV。在 72 h, 合金达到时效峰值, 峰值硬度为 94 HV, 相比挤压态合金, 挤压峰值态合金的硬度提高了 8%。在 150 h, 合金硬度降到 88 HV。

图 8 所示为挤压态, 挤压峰值态和挤压过时效态合金的 XRD 谱。由图 8 可知, 14H-LPSO 相的衍射峰随时效时间的增加而增加, 这表明该相的体积分数逐渐增加。此外除 $\alpha\text{-Mg}$ 、18R-LPSO 相和 14H-LPSO 相的衍射峰并没有发现其它相的衍射峰, 这说明合金在时效的过程中没有新相的形成。图 9 所示为挤压态、

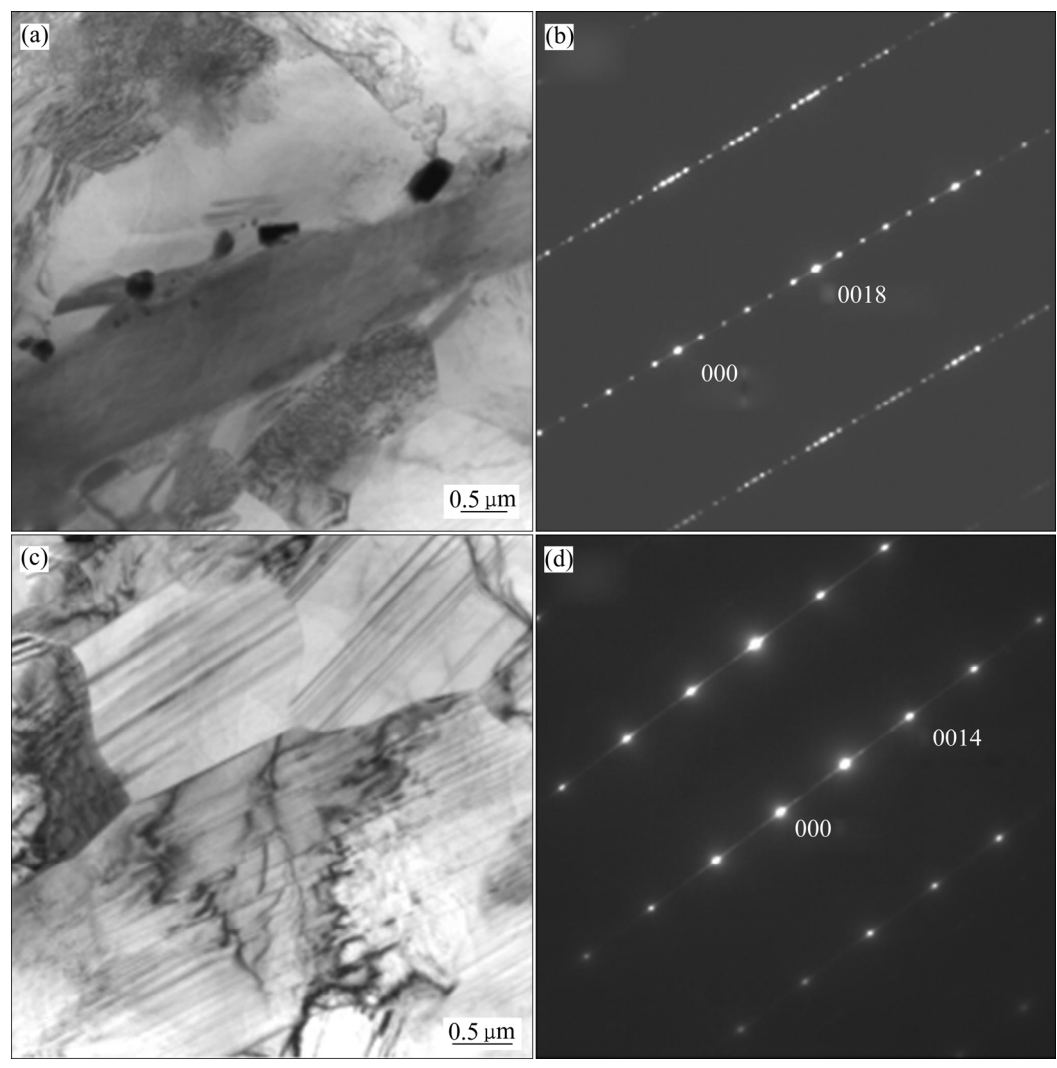


图 5 挤压峰值态合金中片状相的 TEM 像及相应的 SAED 谱

Fig. 5 TEM images((a), (b)) and corresponding SAED patterns((c), (d)) of lamellar phases in peak-aged extruded alloy

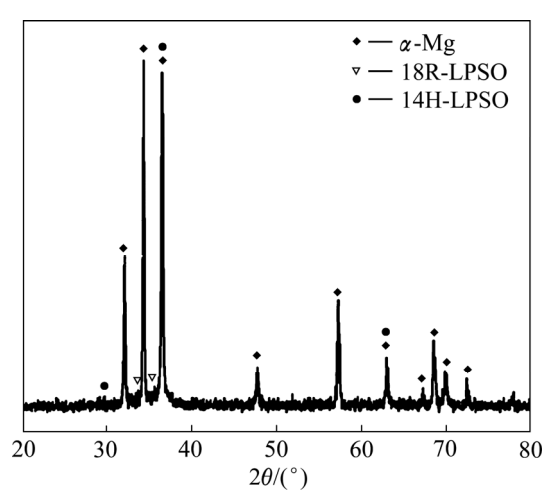


图 6 挤压态合金的 XRD 谱

Fig. 6 XRD pattern of extruded alloy

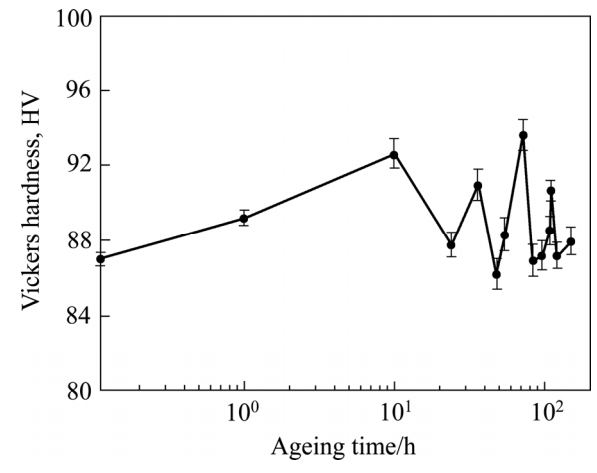


图 7 挤压态合金在 250 °C 的时效硬化曲线

Fig. 7 Age-hardening curve of extruded alloy at 250 °C

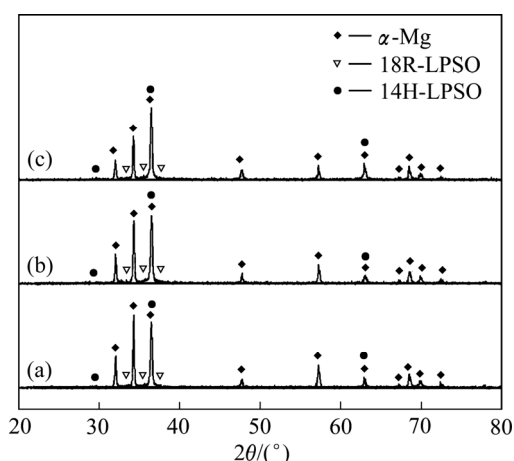


图 8 挤压态合金时效过程中的 XRD 谱

Fig. 8 XRD patterns of extruded alloy during aging process:

(a) Initial state; (b) Peak-aged state; (c) Over-aged state

挤压时效峰值态以及挤压过时效态的光学显微组织。

由图 9(a)、(c)和(e)可知,随着时效时间的增加,挤压合金中再结晶区域的面积增加,合金的晶粒尺寸也略微增加。挤压态和挤压时效峰值态合金的平均晶粒平均尺寸分别为 1.8 和 2.1 μm 。时效 150 h,挤压态合金的平均晶粒尺寸增加到 10.8 μm 。同时,由图 9(b)、(d)和(f)可以看出,合金在时效的过程中再结晶区晶粒内析出 14H-LPSO 相逐渐增加,该相在挤压态、挤压时效峰值态和挤压过时效态的体积分数分别为 35%、54%和 80%。然而随着时效时间的增加,14H-LPSO 相的形貌也逐渐发生改变。如图 9(b)、(d)和(f)所示,在时效初期(时效 0 h),14H-LPSO 相的平均长度(l)和宽度(d)分别为 2.25 和 0.26 μm ;在时效峰值态(72 h)LPSO 相的长、宽略微增加($l=2.37 \mu\text{m}$, $d=0.25 \mu\text{m}$);

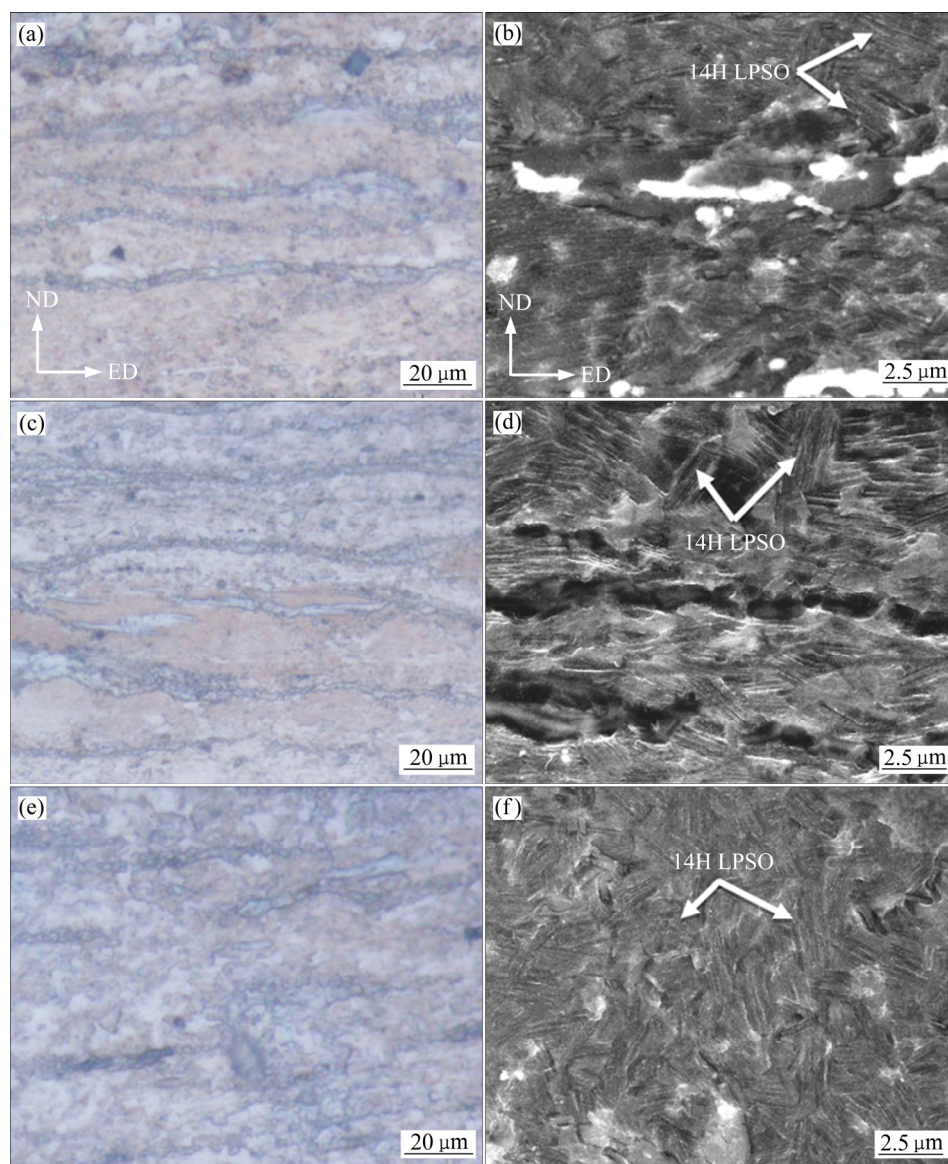


图 9 挤压态合金在时效过程中的显微组织

Fig. 9 Microstructures of extruded alloy during aging process: (a), (b) Initial state; (c), (d) Peak-aged state; (e), (f) Over-aged state

在时效 150 h, 其平均长度和宽度明显增加, 分别为 4.01 μm 和 1.37 μm , 表明该相在时效过程中发生粗化。研究表明, 14H-LPSO 相的析出可有效的阻碍位错运动, 提高合金的力学性能^[14]。本合金在时效 72 h 时, 晶内析出大量细小片层状的 14H-LPSO 相, 且合金的平均晶粒尺寸几乎不变。因此, 高体积分数 14H-LPSO 相的析出强化和晶粒细化导致合金时效硬化行为的产生。然而, 合金在时效 150 h 时, 尽管 LPSO 相的体积分数增加, 但平均晶粒尺寸也明显增大且析出的 14H LPSO 相发生严重粗化。由晶粒粗化和 LPSO 相粗化所导致的弱化作用高于高体积分数 LPSO 相引起的强化作用。因此, 合金在时效 150 h 时显示较低的硬度值。

2.3 14H-LPSO 相形成机理

目前, 合金中 14H-LPSO 相的形成存在两种机理: 1) 18R-LPSO 相原位转变^[21]; 2) 过饱和 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体的析出^[22-23]。本研究中 14H-LPSO 相的形成主要是因热挤压和时效导致过饱和 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体析出的结果, 其中 14H-LPSO 相的形成包括两个阶段: 第一阶段是在合金挤压过程中形成, 第二阶段是在合金时效过程中析出。先前的研究表明^[24-25], LPSO 相的形成需要同时满足堆垛序和化学序, 即 LPSO 相的形成需要堆垛层错的存在及固溶原子的扩散。铸态合金因 Dy 和 Cu 的添加导致合金中产生大量的堆垛成错。同时, 热挤压过程中合金的化学成份偏析消除, 增加了 Dy 和 Cu 元素在镁中达到的固溶度^[26]。另外, 热挤压可以产生位错集中并在位错的周围产生局部的应变区, 这种应变区增加了 Dy 和 Cu 原子的扩散速率, 促进了 LPSO 相化学序的形成^[10], 当合金中的 Dy 和 Cu 原子扩散到堆垛层错上, 当结构序和化学序同时满足时, 14H-LPSO 相便在挤压合金的再结晶晶粒内析出, 如图 5(c)所示。LIU 等^[26]研究挤压 Mg-Y-Zn 合金在时效过程中 14H-LPSO 相的析出过程: $\alpha\text{-Mg}'(\text{SSSS}) \rightarrow \alpha\text{-Mg} + 14\text{H-LPSO}$, 其中 $\alpha\text{-Mg}'(\text{SSSS})$ 指为过饱和固溶体, $\alpha\text{-Mg}$ 为固溶体接近平衡状态。从图 9(b)、(d)和(f)可以看出, 14H-LPSO 相是在 $\alpha\text{-Mg}$ 晶粒内形成, 表明挤压态合金在时效过程中该相的形成与过饱和 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体的分解相关。此外, 合金在时效过程中, 由于枝晶界处的 18R-LPSO 相是一种亚稳相, 部分 Dy 和 Cu 将由 18R-LPSO 相向镁基体中扩散, 形成过饱和的 $\alpha\text{-Mg}$ 基体, 当 Dy 和 Cu 原子在堆垛层错的界面的摩尔比为 2:1 时, 基体内 14H-LPSO 相将在镁基体中析出。随着时效时间的增加, 合金中析出的 14H-LPSO 相的体积分数增加, 然而 18R-LPSO 相逐渐减少, 晶

粒内析出的 14H-LPSO 相沿着 $\alpha\text{-Mg}$ 基体的 c 轴生长而粗化^[27], 如图 9(b)、(d)和(f)所示。因此, 前者的硬化作用略高于后者的软化作用, 导致合金在时效过程中显示了较低的时效硬化行为。

3 结论

1) 铸态合金主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 枝晶, 分布在枝晶间片层状的 18R-LPSO 相以及少量的 MgDy_3 颗粒相组成。挤压后, 合金发生动态再结晶, 晶粒明显细化, 合金的平均晶粒尺寸为 1.8 μm 。片层状 18R-LPSO 相被挤碎并沿挤压方向形成挤压带, 同时少量细小片层状的 14H-LPSO 相在动态再结晶的 $\alpha\text{-Mg}$ 晶粒内析出。

2) 挤压态合金在 250 $^{\circ}\text{C}$ 时效的过程中, 随着时效时间的增加, 14H-LPSO 相在 $\alpha\text{-Mg}$ 晶粒内逐渐析出, 体积分数增加且粗化, 合金的硬度先增加后降低。合金在 72 h 达到时效峰值, 其硬度为 94 HV, 相比挤压态, 峰值态合金的硬度提高了 8%。时效峰值硬度的产生主要归结为高体积分数 14H-LPSO 相的析出强化。

REFERENCES

- [1] 王敬丰, 黄秀洪, 谢飞舟, 黄 崧, 侯 帆, 潘复生. 轧制工艺对 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 合金中 LPSO 相及其组织性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(8): 1588-1596.
WANG Jing-feng, HUANG Xiu-hong, XIE Fei-zhou, HUANG Song, HOU Fan, PAN Fu-sheng. Influences of rolling processes on LPSO phase, microstructure and property of Mg-Gd-Zn-Mn alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(8): 1588-1596.
- [2] LUO Xiao-mei, BI Guang-li, JIANG Jing, LI Ming, LI Rong-guang, LI Yuan-dong, MA Ying, HAO Yuan. Compressive anisotropy of extruded Mg-Dy-Zn alloy sheet[J]. Transactions of Nonferrous of Metals Society of China, 2016, 26(2): 390-397.
- [3] 刘 庆. 镁合金塑性变形机理研究进展[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1458-1472.
LIU Qing. Research process on plastic deformation mechanism of Mg alloys[J]. Acta Metall Sinica, 2010, 46(11): 1458-1472.
- [4] KAWAMURA Y, HAYASHI K, INOUE A, MASUMOTO T. Rapidly solidified powder metallurgy $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$ alloys with excellent tensile yield strength above 600 MPa[J]. Materials Transaction, 2001, 42(7): 1172-1176.
- [5] BI G 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 1at.%) alloys[J]. Journal of

- Magnesium and Alloys, 2014, 2(1): 64–67.
- [6] LI J C, HE Z L, FU P H, WU Y J, PENG L M, DING W J. Heat treatment and mechanical properties of a high-strength cast Mg-Gd-Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 651: 745–752.
- [7] MATSUDA M, II S, KAWAMURA Y, IKUHARA Y, NISHIDA M. Variation of long-period stacking order structures in rapidly solidified $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$ alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 393: 269–274.
- [8] ZHU Y M, WEYLAND M, MORTON A J, OH-ISHI K, HONO K, NIE J F. The building block of long-period structures in Mg-RE-Zn alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(11): 980–983.
- [9] ITOI T, SEIMIYA T, KAWAMURA Y, HIROHASHI M. Long period stacking structures observed in $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_{1.5}\text{Y}_2$ alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(2): 107–111.
- [10] LIU K, ZHANG J H, TANG D X, ROKHLIN L L, ELKIN F M, MENG J. Precipitates formed in a Mg-7Y-4Gd-0.5Zn-0.4Zr alloy during isothermal ageing at 250 °C [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2009, 117: 107–112.
- [11] LENG Z, ZHANG J H, ZHU T L, WU R Z, ZHANG M L, LIU S J, SUN J F, LI Zhang. Microstructure and mechanical properties of Mg-(6,9)Y-4Zn alloys by extrusion and aging[J]. *Materials and Design*, 2013, 52: 713–719.
- [12] BI G L, FANG D Q, ZHAO L, LIAN J S, JIANG J, JIANG Z H. An elevated temperature Mg-Dy-Zn alloy with long period stacking ordered phase by extrusion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(10/11): 3609–3614.
- [13] KAWAMURA Y, KASAHARA T, IZUMI S, YAMASAKI M. Elevated temperature $\text{Mg}_{97}\text{Y}_2\text{Cu}_1$ alloy with long period ordered structure[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55: 453–456.
- [14] ZOU G D, CAI X C, FANG D Q, WANG Z, ZHAO T S, PENG Q M. Age strengthening behavior and mechanical properties of Mg-Dy based alloys containing LPSO phases[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 620: 10–15.
- [15] BI G L, LUO X M, JIANG J, ZHANG Y G, XU J J, CHEN J M, LI Y D, MA Y. Effect of Zn, Cu, and Ni addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Dy alloys[J]. *China Foundry*, 2016, 13(1): 54–58.
- [16] 毕广利, 李元东, 黄晓峰, 陈体军, 马颖, 郝远. Zn 含量对铸态 Mg-Dy 合金显微组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(4): 875–882.
- BI Guang-li, LI Yuan-dong, HUANG Xiao-feng, CHEN Ti-jun, MA Ying, HAO Yuan. Effect of Zn addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Dy alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metal*, 2015, 25(4): 875–882.
- [17] 刘欢, 薛峰, 白晶, 周健, 孙扬善. 高温退火对铸态和挤压态 $\text{Mg}_{97}\text{Y}_2\text{Zn}_1$ 合金中周期有序结构形态的影响[J]. *金属学报*, 2013, 49(10): 1255–1263.
- LIU Huan, XUE Feng, BAI Jing, ZHOU Jian, SUN Yang-shan. Effect of high temperature annealing on morphology of long period stacking ordered structures in as-cast and extruded $\text{Mg}_{97}\text{Y}_2\text{Zn}_1$ alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(10): 1255–1263.
- [18] ZHANG Y, ZENG X Q, LIU L F, LU C, ZHOU H T, LI Q, ZHU Y P. Effect of yttrium on microstructure and mechanical properties of hot-extruded Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 373(1/2): 320–327.
- [19] YANG Z, GUO Y C, LI J P, HE F, XIA F, LIANG M X. Plastic deformation and dynamic recrystallization behaviors of Mg-5Gd-4Y-0.5Zn-0.5Zr alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 485(1/2): 487–491.
- [20] 付丽丽, 邱克强, 任英磊, 李荣德. 热处理对 $\text{Mg}_{81}\text{Ni}_{18}\text{Zn}_{5}\text{Y}_6$ 合金中周期有序结构的影[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(7): 1414–1419.
- FU Li-li, QIU Ke-qiang, REN Ying-lei, LI Rong-de. Effect of heat treatment on long-period stacking ordered structure of $\text{Mg}_{81}\text{Ni}_{18}\text{Y}_6$ alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metal*, 2016, 26(7): 1414–1419.
- [21] ZHU Y M, MORTON A J, NIE J F. Growth and transformation mechanisms of 18R and 14H in Mg-Y-Zn alloys[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(19): 6562–6572.
- [22] WU Y J, ZENG X Q, LIN D L, PENG L M, DING W J. The microstructure evolution with lamellar 14H-type LPSO structure in an $\text{Mg}_{96.5}\text{Gd}_{2.5}\text{Zn}_1$ alloy during solid solution heat treatment at 773 K[J]. *Journal of Alloy and Compounds*, 2009, 477(1/2): 193–197.
- [23] ZHANG X L, WANG Z H, DU W B, LIU K, LI S B. Microstructure and mechanical properties of Mg-13Gd-5Er-1Zn-0.3Zr alloy[J]. *Materials and Design*, 2014, 58: 277–283.
- [24] ABE E, KAWAMURA Y, HAYASHI K, INOUE A. Long-period ordered structure in a high-strength nanocrystalline Mg-1 at% Zn-2 at% Y alloy studied by atomic-resolution Z-contrast STEM[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(15): 3845–3857.
- [25] DING W J, WU Y J, PENG L M, ZENG X Q, YUAN G Y, LIN D L. Formation of 14H-type long period stacking ordered structure in the as-cast and solid solution treated Mg-Gd-Zn-Zr alloys[J]. *J Mater Res*, 2009, 24: 1842–1854.
- [26] LIU H, BAI J, YAN K, MA A, JIANG J H. Comparative studies on evolution behaviors of 14H LPSO precipitates in as-cast and as-extruded Mg-Y-Zn alloys during annealing at 773 K[J]. *Materials and Design*, 2016, 93: 9–18.
- [27] BI G L, JIANG J, ZHANG F, FANG D Q, LI Y D, MA Y, HAO Y. Microstructure evolution and properties of Mg-Dy-Zn alloy during cooling after solution treatment[J]. *Journal of Rare Earths*, 2016, 34(9): 931–936.

Microstructures and age-hardening behavior of extruded Mg-Dy-Cu alloy sheet

BI Guang-li¹, YUAN Li-tao¹, LI Yuan-dong¹, JIANG Jing¹, HAN Yu-xiang¹, JIANG Chun-hong², MA Ying¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;
2. Lanshi Foundry Co., Ltd., Lanzhou 730050, China)

Abstract: The microstructure and age-hardening behavior of an extruded Mg-2Dy-0.5Cu (mole fraction, %) alloy sheet were investigated by X-ray diffractometer, optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and microhardness tester. The microstructures of the as-cast alloy mainly consist of α -Mg dendrites, the 18R-long period stacking ordered (LPSO) phase distributes among α -Mg dendrites and a small number of MgDy₃ particle phases. After extrusion, dynamic recrystallization (DRX) occurs and fine microstructure is obtained during extrusion. Some coarse 18R-LPSO phases are crushed and distributed along the hot extrusion direction. Moreover, few fine lamellar 14H-LPSO phases precipitate in DRX α -Mg grains. With the increase of aging time, the volume fraction of 14H-LPSO phase gradually increases and the phases coarsen, the hardness of the alloy increases and reaches a peak at 72 h, which is mainly attributed to the precipitation strengthening of the high volume fraction of 14H-LPSO phase.

Key words: Mg-Dy-Cu alloy sheet; LPSO phase; microstructure; aging behavior

Foundation item: Projects(51301082, 51464031) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2016-11-02; **Accepted date:** 2017-05-08

Corresponding author: BI Guang-li; Tel: +86-931-2973564; E-mail: glbi@163.com

(编辑 李艳红)