

挤压比及 Mn 含量对 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 镁合金组织和性能的影响

胡耀波^{1,2}, 杨生伟¹, 姚青山¹, 潘复生^{1,2}

(1. 重庆大学, 重庆 400044)

(2. 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044)

摘要: 通过模铸法制备了 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn (X=0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0, 质量分数, %) 系列镁合金, 研究了挤压比及 Mn 含量对 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 镁合金显微组织及室温力学性能的影响。结果表明: 铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金经热挤压后, 合金中的长周期堆垛有序(LPSO)结构由亚稳的 18R 结构转变为稳定的 14H 结构。大挤压比能够显著提高合金的室温力学性能, 当 Mn 含量为 0.8% 时, 未时效态合金的抗拉强度达到 386 MPa, 断后延伸率约为 10%。

关键词: 镁合金; 挤压比; 长周期堆垛有序(LPSO)结构; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2*2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)01-0135-08

镁合金是最轻的商业金属材料, 具有高的比强度、比刚度及易于加工等优点, 已应用于航空航天、汽车以及电子通讯等领域^[1-3]。目前, 镁合金的应用尽管越来越广泛, 但其相对较低的强度限制了其在航空航天等行业的应用, 因此高强镁合金正在成为国内外研究开发的热点^[4]。在 Mg-RE-Zn 合金中, 由于存在强韧性优良的长周期堆垛有序(LPSO)结构, 能够同时提高合金的室温塑性和强度, 使其表现出优异的室温力学性能^[5-8]。Zr 元素也被添加到该系合金中, 以期通过晶粒细化, 而进一步提高合金的强度和塑性。但铸造时, Zr 元素易与 RE 元素反应, 降低了稀土元素的收得率; 同时, Zr 颗粒在铸造时易于下沉, 降低铸件的冶金质量^[1]。而添加 Mn 元素可以有效纯化铸态合金、显著细化挤压态合金晶粒及改善合金的成形性能^[9,10]。因此, 为进一步提高 Mg-Gd-Y-Zn-XMn 系合金的综合性能, 探讨不同挤压比对该系合金的影响规律, 具有重要的实际意义。本实验通过添加不同含量的 Mn 元素, 研究 Mn 元素含量变化及不同挤压比对 Mg-Gd-Y-Zn-XMn (X=0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0, %) 系合金组织和室温力学性能的影响。

1 实验

采用纯 Mg、纯 Zn 和 Mg-30%Gd、Mg-30%Y、Mg-10%Mn (质量分数) 中间合金制备实验合金, 合金在电阻炉中进行熔炼, 采用 SF₆ 和 CO₂ 气体进行保

护。合金的化学成分如表 1 所示。

铸锭在 350 °C 下保温 2 h, 然后升温到 540 °C 保温 4 h, 水淬至室温, 得到固溶态合金。将固溶态合金在 800 t 卧式挤压机上进行挤压, 挤压温度为 420 °C, 挤压比分别为 84 和 27, 挤压速率为 1 m/min, 挤压后空冷至室温。

合金光学显微组织采用 OPTEC 公司的 MDS 金相显微镜观察, 金相试样用 5.5 g 苦味酸+90 mL 无水乙醇+5 mL 乙酸+10 mL 蒸馏水的腐蚀剂进行浸蚀。在 VEGA II LMU 型号扫描电子显微镜 (SEM) 上观察合金显微组织, 分析第二相种类、形貌及分布等, 并结合其附件 INCA Energy 340 X 射线能谱仪 (EDS) 分析试样表面微区成分, 确定试样中第二相种类。在 D/max-1200 V X 射线衍射仪 (XRD) 上进行合金的相结构分析。利用透射电子显微镜 (TEM, ZEISS LIBRA 200 FE) 进行合金的相形貌观察和 SAED 花样的分析。在新三

表 1 实验合金的设计成分和实际成分
Table 1 Actual composition of the experimental alloys (wt%)

Alloy	Mg	Gd	Y	Zn	Mn
Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.4Mn	Bal.	10.10	6.61	1.61	0.43
Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn	Bal.	10.44	6.44	1.57	0.72
Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-1.2 Mn	Bal.	10.50	6.52	1.63	1.25
Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-1.6 Mn	Bal.	10.20	6.50	1.71	1.66
Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-2.0Mn	Bal.	10.71	6.49	1.76	2.23

收稿日期: 2015-12-03

基金项目: 中央高校基本科研业务费(CDJZR13130036); 国家自然科学基金(51474043)

作者简介: 胡耀波, 男, 1974 年生, 博士, 副教授, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65102821, E-mail: yaobohu@cqu.edu.cn

思 GMT-5105 微机控制电子万能材料试验机上进行力学性能测试，拉伸速率为 2 mm/min。

2 结果与分析

2.1 铸态合金显微组织分析

图 1 为铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn (X=0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0)合金的光学显微组织。从图中可以看出，5 种合金都表现出典型的枝晶组织，这是因为 Mg-Gd、Mg-Y 合金二元相图都处于亚共晶范围内，并且合金凝固速率较快，稀土元素 Gd、Y 与 Mg 形成的稀土相不是凝固过程中的领先相，最终存在于枝晶间或晶界上，因此 5 种合金的铸态组织均为典型的非平衡凝固枝晶结构。在 Mn 含量较小的合金中，局部枝晶间距

小，枝晶臂较细。随着 Mn 含量的增加，合金的枝晶结构变得不明显，趋向于胞状结构，这与凝固时成分过冷有关。由于在镁合金中加入 RE 元素，凝固时 RE 元素原子被排挤到固/液界面，而且 Mn 的存在降低了 Gd、Y、Zn 原子在镁基体中的溶解度，从而在凝固过程中在固/液界面前沿析出较多的 Gd、Y、Zn 合金元素，造成成分不均匀，引起成分过冷^[11]。

如图 2 所示，经过 X 射线衍射分析可知，5 种合金共同存在的相为 α -Mg 基体、 $Mg_{24}(Y, Gd, Zn)_5$ 以及 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相，而 Mn 元素不参与形成任何相。这说明在 5 种合金中，Mn 元素与其他元素均不形成新相，而是以 Mn 单质颗粒的形式存在。

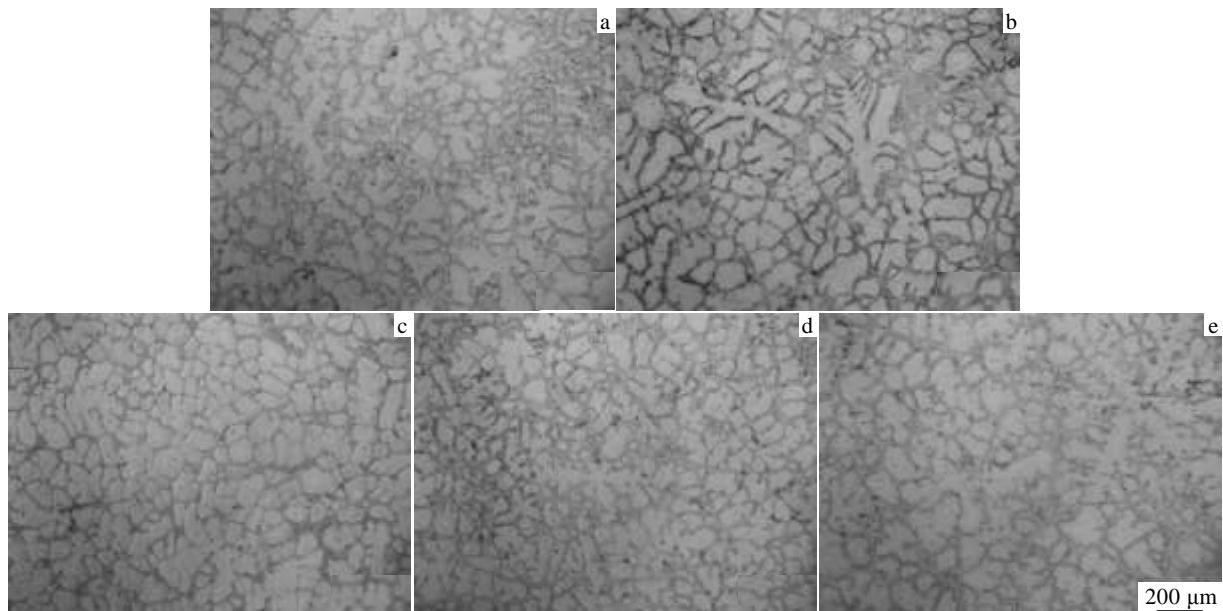


图 1 铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的光学显微组织

Fig.1 Optical micrographs of as-cast Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys: (a) X=0.4, (b) X=0.8, (c) X=1.2, (d) X=1.6, and (e) X=2.0

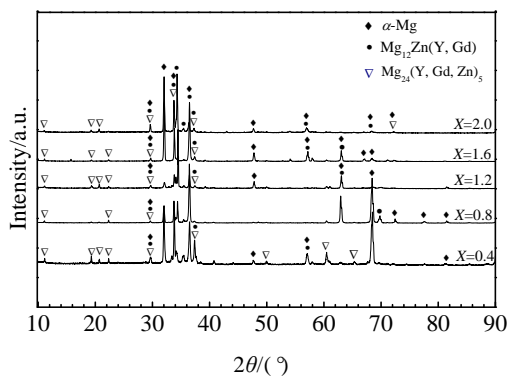


图 2 铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the as-cast Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys

图 3 和表 2 给出了合金中主要相的 SEM 照片及相应的 EDS 结果。由相形态和分布可知，铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金枝晶间相主要由 Mg 基体（图 3b 中 A 所示）、暗灰色板条相（图 3b 中 B 所示）、灰白色相（图 3b 中 C 所示）组成。这些相沿着晶界分布形成网络状结构，并且晶粒内可以观察到大量精细条纹(图 3c 中 D 所示)。由 EDS 检测结果可知，黑白交替的暗灰色板条相（图 3b 中 B 所示）组成为 Mg-2.41 at%Gd-4.9 at%Y-3.34 at%Zn，稀土 Gd 和 Y 与 Zn 原子比(Gd, Y)/Zn 大约为 2.18，结合 XRD 结果，这种黑白交替的暗灰色板条相应为 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相^[12-14]。灰白色相（图 3b 中 C 所示）的 EDS 结果显示其平均组成为 Mg-4.47 at%Gd-8.12 at%Y，其化学成分接近于

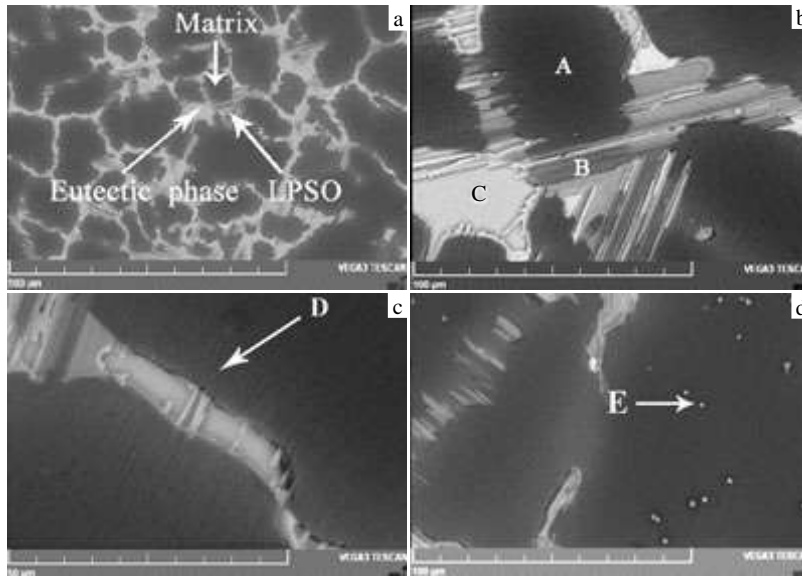


图 3 铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of the as-cast Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn alloy: (a) as-cast, (b) Mg (A), dark gray lath phase (B) and gray white phase (C), (c) fine fringe (D) in grain, and (d) Mn particle (E)

表 2 图 3 中铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金中主要相的 EDS 检测结果

Table 2 EDS results of the main phase in the as-cast Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn alloys in Fig.3 (at%)

Main phase (test point)	Mg	Gd	Y	Zn	Mn
α -Mg matrix (A)	93.37	—	0.96	—	4.67
Gray phase (B)	89.24	2.41	4.90	3.34	—
Bright phase (C)	86.41	4.47	8.12	—	—
Matrix lamellae phase (D)	94.14	1.39	1.69	0.44	—
Particle (E)	12.77	—	—	—	87.23

$Mg_{24}(Gd, Y, Zn)_5$, 基于 Gd、Y 在镁合金中最大固溶度分别为 23.5%和 12.4%, Gd 原子的最大固溶度远高于 Y 原子, $Mg_{24}(Gd, Y, Zn)_5$ 相的熔点高于 Mg_5Gd , 因此晶界处组织应为 $Mg_{24}(Gd, Y, Zn)_5 + \alpha$ -Mg 共晶组织。沿着枝晶界向基体平行生长的精细条纹(图 3c 中 D 所示)与暗灰色板条相(图 3b 中 B 所示)具有相同的组成, 结合 XRD 检测结果, 该相同样为 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相。如图 3d 所示, 分布在 Mg 基体上的 E 点, 根据 EDS 结果, 其主要组成为 Mg 和 Mn 原子, 可以确认为 Mn 单质颗粒。

目前, 在 Mg-RE-Zn 镁合金中研究发现有 5 种不同类型的 LPSO 结构相, 包括 6H, 10H, 14H, 18R 和 24R。为了确定铸态时 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金中 X 相的结构, 借用 TEM 透射电子显微镜研究了铸态时的合金相结构, 如图 4 所示。从图 4a 中可以看到很多平行的细条纹, 这些细条纹彼此平行且都沿着

晶界向晶内生长, 部分细条纹贯穿整个晶粒, 有些则长到晶粒内部就停止了, 并且在同一个晶粒内部其生长方向一定, 而在不同的晶粒内部, 其生长方向不同。据此可知, 在凝固过程中 Y、Zn 原子在晶界富集, 并沿着基面生长到晶粒内部。由图 4b 和 4c 给出的 SAED 花样可知, 这种 LPSO 结构相为 18R 结构的 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ LPSO 结构。

2.2 挤压态合金显微组织分析

图 5 所示为挤压态(挤压比为 84) Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的横截面显微组织。可以看出, 在热挤压过程中, 5 种合金都发生了动态再结晶, 由挤压前的铸态枝晶结构变为再结晶等轴晶粒。在挤压过程中 α -Mg 和第二相被压碎, 黑色第二相沿晶界分布形成黑色网络, 同时少量大片状第二相分布在晶粒内部。合金经过挤压后的平均晶粒尺寸如图 6 所示, 随着 Mn 含量的增加, 合金平均晶粒尺寸先减小后增大。当 Mn 含量达到 0.8%时, 合金晶粒尺寸最小, 达到 4 μ m。

分析挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金相组成, 其结果如图 7 所示。在合金的 XRD 衍射峰中没有出现新的衍射峰。在 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金中 α -Mg 基体相和 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相的衍射峰较强; 与铸态相比, 挤压态合金中 $Mg_{24}(Y, Gd, Zn)_5$ 相的衍射峰弱化, 这说明经过热挤压过程, Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金中大部分 $Mg_{24}(Y, Gd)_5$ 相已通过原子扩散方式转化为 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 。而在 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-2.0Mn 合金中 $Mg_{24}(Y, Gd, Zn)_5$ 相的衍射峰较强, 这是

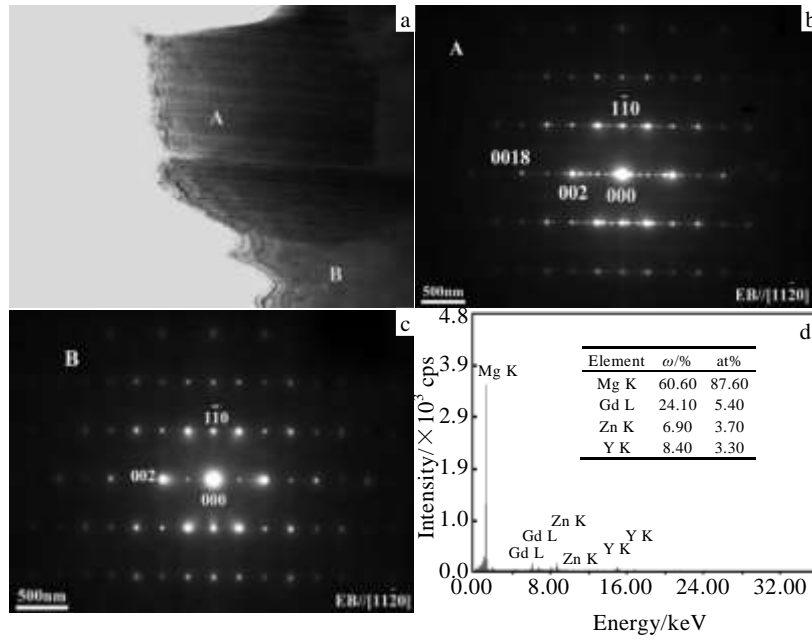


图 4 铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金 LPSO 相的明场像；A、B 区域的电子衍射花样；A 处的 EDS 结果
 Fig.4 Bright-field TEM image of the LPSO phase of the as-cast Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn alloy (a), the corresponding selected area electron diffraction patterns took from area A and B (b, c), and the EDS results of area A (d)

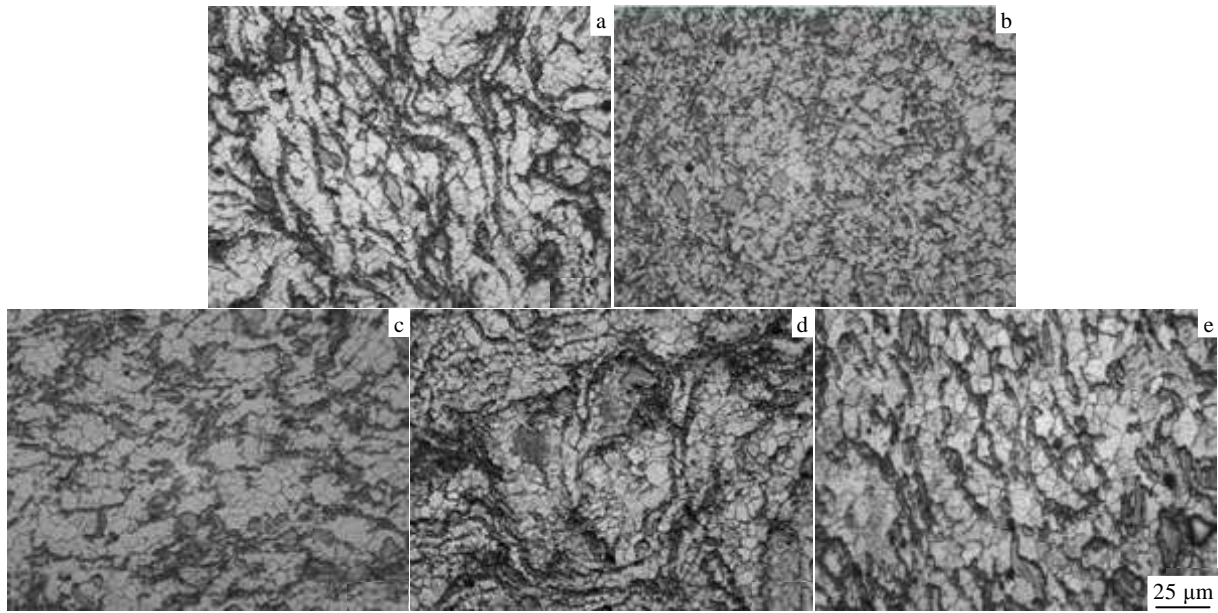


图 5 挤压比为 84 的挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的光学显微组织
 Fig.5 Optical microstructures of extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys with the extrusion ratio of 84: (a) X=0.4, (b) X=0.8, (c) X=1.2, (d) X=1.6, and (e) X=2.0

因为 $Mg_{24}(Y,Gd,Zn)_5$ 是通过 Gd、Y、Zn 3 种原子扩散的方式转化为 $Mg_{12}Zn(Y,Gd)$ 相，而过量 Mn 原子固溶到 Mg 基体中，导致晶格畸变，影响了 Gd、Y、Zn 3 种原子的扩散速率。

为了进一步分析挤压态合金中相种类、形貌及分布，对挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 横截面进行高

倍 SEM 及 EDS 分析，结果如图 8 及表 3 所示。对比 5 种合金，当 Mn 含量为 0.4% 时，挤压后合金晶粒大小相对均匀，约为 5 μm；结合表 3 中的 EDS 检测结果，第二相呈两种形态存在，其中一种呈絮状沿晶界分布（图 8a 中 B 所示），而另一种呈片状分布于基体上（图 8a 中 A 所示），这说明原始铸态块状长周期相

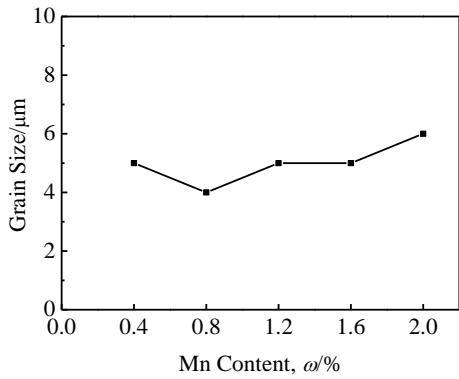


图 6 挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的平均晶粒尺寸

Fig.6 Average grain size of as-extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys

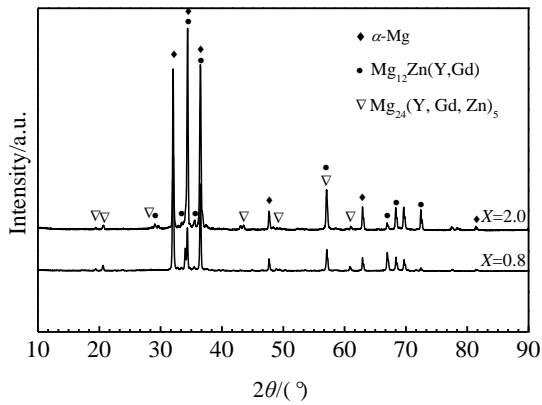


图 7 挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of the as-extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys

经过挤压后变为晶界絮状相和基体片状相。当 Mn 含量增加到 0.8% 后，合金晶粒细小均匀，尺寸仅为 4 μm，絮状和片状第二相沿晶界呈条带状分布，基体上只有少量的片状第二相。当 Mn 含量达到 1.2% 后，晶粒尺寸又增大，约为 5 μm，而且在基体上以及沿着晶界分布着大量的絮状和片状第二相；当 Mn 含量达到 1.6% 时，晶粒尺寸较均匀，基体中分布更多的絮状和大片状第二相，而且第二相聚集；当 Mn 含量添加到 2.0% 时，合金中平均晶粒尺寸为 6 μm，基体上除了灰色絮状和片状第二相外，还存在另一种白色第二相（图 8e 中的 C、D 所示），结合 EDS 检测结果，该白色的第二相为 Mg₂₄(Y, Gd, Zn)₅ 相。

结合合金的扫描显微组织及 EDS 能谱分析可知，挤压后合金中的主要相为 LPSO 结构。为了确认热挤压变形后长周期相的具体类型，通过 TEM 技术研究了挤压态合金中的 LPSO 结构，如图 9 所示。从图 9a 可以看出，LPSO 结构由交替平行排列的白色和黑色

表 3 图 8 中挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn (X=0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0%) 合金中主要第二相的 EDS 检测结果

Table 3 EDS results for the main phases in as-extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys in Fig.8 (at%)

Test point	Mg	Gd	Y	Zn
A	98.56	1.44	—	—
B	39.36	17.82	42.82	—
C	85.45	5.59	8.96	—
D	87.21	3.53	7.03	2.24

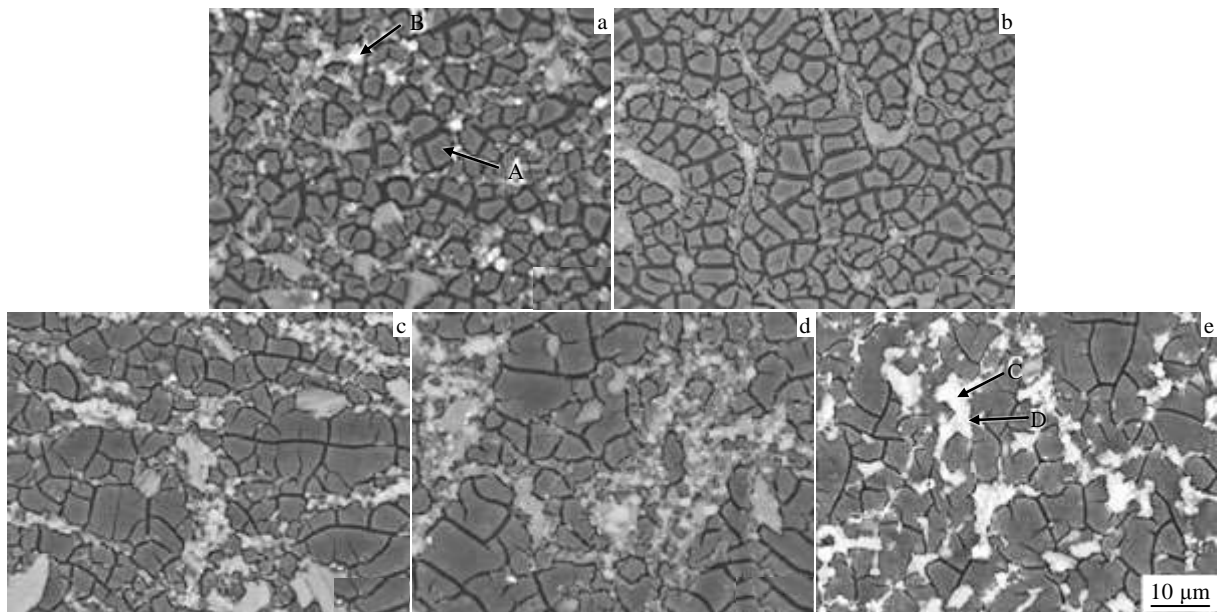


图 8 挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的 SEM 显微组织

Fig.8 SEM images of the as-extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys: (a) X=0.4, (b) X=0.8, (c) X=1.2, (d) X=1.6, and (e) X=2.0

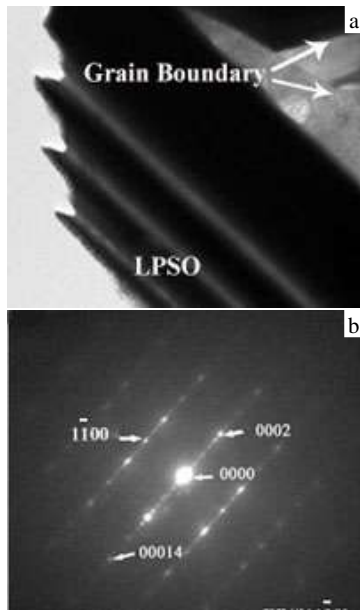


图 9 挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金灰色相的明场像及其相应的电子衍射花样

Fig.9 TEM bright field image (a) of the gray phase in the as-extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn alloy and the corresponding SAED pattern (b) (the electron beam parallel to $[11\bar{2}0]$)

色条带组成，由之前的研究结果可知，白色条带为 α -Mg^[15]。图 9b 给出了 $[11\bar{2}0]$ 晶带轴下的 SAED 花样，表明这种 LPSO 结构是沿着(0001)方向排列的 14 周期

堆垛有序结构，这与之前的研究相一致^[16]。

当挤压比为 27 时，合金经热挤压后的显微组织如图 10 所示。随着 Mn 含量的变化，合金表现出完全不同的室温组织。在添加了 0.4%Mn 的 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.4Mn 合金中，经挤压变形后，晶粒为完全再结晶等轴晶粒，平均晶粒尺寸约为 10 μm ，同时大量尺寸较大的第二相沿晶界平行于挤压方向呈流线状分布，这是由于变形量小，第二相破碎不够完全所致。Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金的显微组织与 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.4Mn 合金相似，但在其晶粒内部可以看到少量层状第二相析出，且沿晶界呈流线分布的第二相形态比较小。Mn 含量为 1.2% 和 1.6% 的合金，其微观显微组织与其他合金显著不同。两种合金都没有发生完全再结晶，合金组织仍与铸态固溶后组织相似，第二相沿晶界分布，构成网络状结构，大量扭曲长周期结构相分布在晶界处（图 10c 中 A、图 10d 中 B 所示），这种扭曲的长周期结构相在挤压过程中类似于阻碍墙阻止变形发生，阻碍晶界扩散，因此当挤压过程结束后，合金组织因没有来得及发生再结晶而仍呈现铸态网络组织，这也是合金具有较高强度的原因。而 Mn 含量为 2.0% 的合金，经过挤压变形后，其合金组织发生了完全再结晶，与其他合金组织不同的是在该合金中少量第二相沿晶界呈流线分布，而大量第二相则在晶粒内部以细条纹长周期结构相析出（图 10e 中白色箭头所示）。这种细条纹第二相细小弥散分布在镁合金基体中，势必使合金具有较优的室温力学性能。

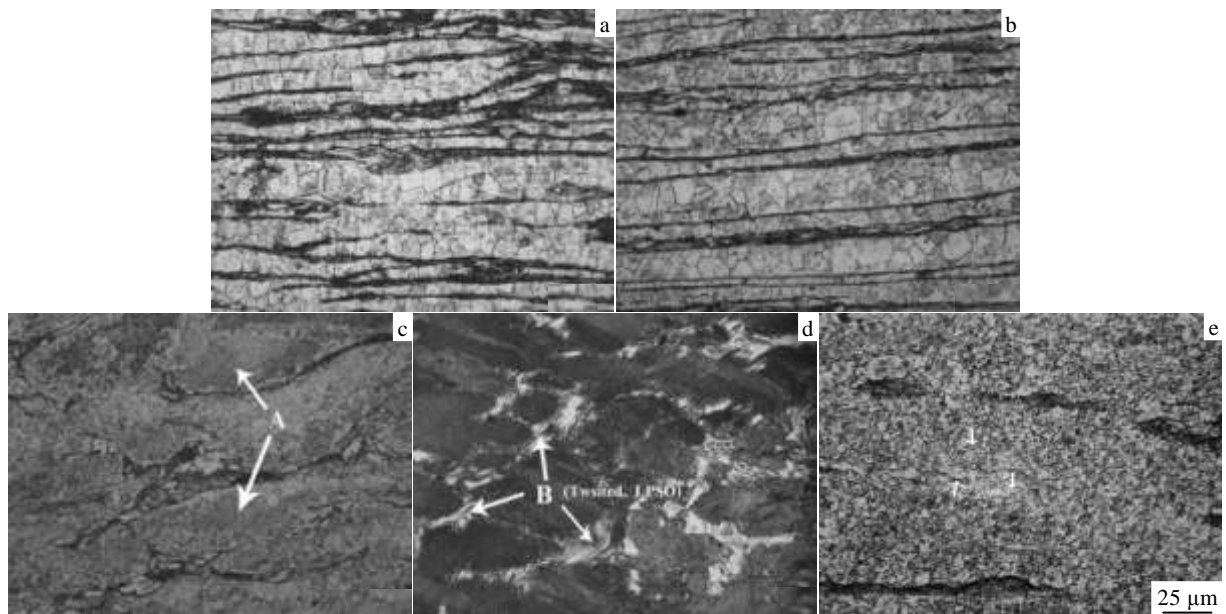


图 10 挤压比为 27 的挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的光学显微组织

Fig.10 Optical microstructures of extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys with the extrusion ratio of 27: (a) X= 0.4, (b) X= 0.8, (c) X=1.2, (d) X=1.6, and (e) X=2.0

2.3 挤压态合金力学性能分析

挤压比为 84 时合金的力学性能如图 11a 所示。对比 5 种合金常温下力学性能可以看出, 添加了微量 Mn 的 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.4Mn 合金其强度较低, 断后延伸率也比较小, 这主要与基体中以大片状分布的第二相有关。而 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金, 其综合室温力学性能较好, 其抗拉强度约为 386 MPa, 断后延伸率约为 10%, 这种优异的力学性能主要源于其细小的晶粒尺寸以及沿着晶界呈条状分布的第二相。当 Mn 含量增加到 1.2% 时, 合金的强度和断后延伸率都有所降低, 结合合金组织可以看出, 此时基体中存在较多的大片状第二相, 且晶粒尺寸比 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金中的大, 这是造成合金强度和塑性降低的原因。当 Mn 含量添加到 1.6% 时, 合金强度基本不变, 但是塑性降低较为明显, 同样分析此时合金组织可以看出, 合金中第二相大量聚集在基体中而不是沿着晶界分布。当 Mn 含量增加到 2.0% 时, 合金表现出最低的塑性, 这种低的塑性主要与合金中存在的白色 $Mg_{24}(Y, Gd, Zn)_5$ 相有关, 该相硬且脆性大, 因此挤压后合金的塑性很差^[17]。

图 11b 给出了挤压比为 27 时, Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金的力学性能测试结果。从挤压后合金的力学性能可知, 其力学性能与其室温组织完全吻合。

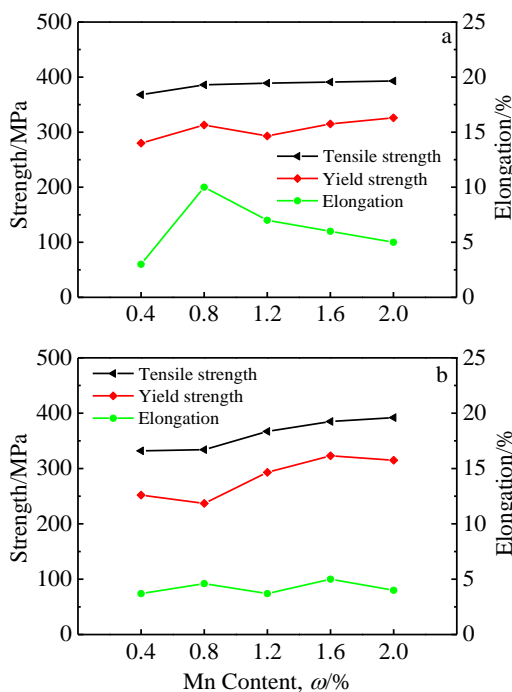


图 11 挤压态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金室温力学性能
Fig.11 Mechanical properties of the as-extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys at room temperature: (a) extrusion ratio of 84, (b) extrusion ratio of 27

对于发生再结晶的 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.4Mn 和 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金, 由于其晶粒较粗大, 且第二相呈连续片状分布在晶界处, 因此室温时其力学性能均较低; 由于挤压比较小, 大片状的第二相未被破碎, 形成“阻碍墙”, 阻碍晶粒变形, 挤压结束后, Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-1.2Mn 和 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-1.6Mn 合金未发生完全的再结晶, 仍保留铸态时的组织特点, 因此挤压后合金的强度均低于未挤压合金, 但表现出较好的塑性; Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-2.0Mn 合金, 由于第二相以层状分布在晶粒内部, 晶界处第二相较少。因此, 挤压结束后合金强度和塑性均较高。

3 结 论

1) 铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn ($X=0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0$, 质量分数, %)合金组织为典型的树枝晶组织, 主要相组成为 α -Mg, $Mn_{12}Zn(Y, Gd)$ LPSO 结构及 $Mg_{24}(Y, Gd, Zn)_5$ 相, Mn 元素与其他元素均不形成新相, 而是以 Mn 单质颗粒的形式存在。

2) 铸态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn 合金经热挤压后, 合金中的 $Mn_{12}Zn(Y, Gd)$ LPSO 相由亚稳的 18R 结构转变为稳定的 14H 结构。

3) 当 Mn 含量为 0.8% 时, 合金的综合室温力学性能最好, 未时效态 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.8Mn 合金的抗拉强度达到 386 MPa, 断后延伸率约为 10%。这种优异的力学性能主要源于细小的晶粒尺寸以及沿着晶界呈条状分布的强韧性 LPSO 结构。

4) 挤压比、变形量较大时, Mn 对变形的阻碍作用更加明显, 对合金室温力学性能的影响也更加明显。

参考文献 References

- [1] Chen Zhenhua(陈振华). *Wrought Magnesium Alloys*(变形镁合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 24
- [2] Mordike B T, Ebert T. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 302(1): 37
- [3] Deng Yuyong(邓玉勇), Zhu Jiang(朱江), Li Li(李立). *Chemical Techno-Economics*(化工技术经济)[J], 2002, 20(4): 9
- [4] Pan Fusheng(潘复生), Yang Fan(杨帆), Yang Mingbo(杨明波) et al. *Journal of Chongqing University*(重庆大学学报)[J], 2013, 36(5): 31
- [5] Chino Y, Mabuchi M, Hagiwara S et al. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(7): 711
- [6] Abe E, Kawamura Y, Hayashi K et al. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(15): 3845
- [7] Itio T, Seimiya T, Kawamura Y et al. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(2): 107
- [8] Amiya K, Ohsuna T, Inoue A. *Materials Transactions*[J], 2003,

- 44(10): 2151
- [9] Fang X Y, Yi D Q, Nie J F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 470(1-2): 311
- [10] Wang Jingfeng, Song Pengfei, Huang Song *et al.* *Materials Letters*[J], 2013, 93: 415
- [11] Liu Xianlan(刘先兰), Liu Chuming(刘楚明), Li Huizhong(李慧中) *et al.* *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2009, 29(2): 173
- [12] Singh A, Tsai AP. *Scripta Materialia*[J], 2003, 49(2): 143
- [13] Shi Fei(史菲), Guo Xuefeng(郭学锋), Zhang Zhongming(张忠明). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(1): 112
- [14] Luo Zhiping(罗治平), Zhang Shaoqing(张少卿), Wei Guo(魏国) *et al.* *Acta Aeronautica ET Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 1994, 15(7): 860
- [15] Chen Ping, Li Donglin, Yi Jianxiong *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 485(1-2): 672
- [16] Zhu Y M, Morton A J, Nie J F. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(8): 2936
- [17] Xu D K, Tang W N, Liu L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 461(1-2): 248

Effects of Extrusion Ratio and Mn Content on Microstructure and Properties of Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn Magnesium Alloy

Hu Yaobo^{1,2}, Yang Shengwei¹, Yao Qingshan¹, Pan Fusheng^{1,2}

(1. Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing 400044, China)

Abstract: Various amounts of Mn element ($X=0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0, \text{wt}\%$) were added to Mg-10Gd-6Y-1.6Zn alloys. We investigated the effect of Mn content and extrusion ratio on the microstructures and mechanical properties of the alloys. The results show that in the hot extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-XMn alloys, the long period stacking ordered (LPSO) structure turns from a metastable 18R structure into a stable 14H one. Large extrusion ratio can significantly improve mechanical properties of the alloys at room temperature. When 0.8 wt% Mn element is added to the alloy, its tensile strength of no-aged state is 386 MPa, and its elongation is about 10%.

Key words: magnesium alloy; extrusion ratio; long period stacking ordered (LPSO) structure; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Hu Yaobo, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65102821, E-mail: yaobohu@cqu.edu.cn