

Zn 含量对 Mg-Gd-Zn 合金显微组织与力学性能的影响

孟 姣, 薛 烽, 孙晶晶, 白 晶

(东南大学, 江苏 南京 211189)

摘 要:研究了 3 种成分的 Mg-11Gd-(1, 1.5, 2)Zn 合金的显微组织和力学性能。结果表明, 合金的铸态显微组织均由 α -Mg 基体、 $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$ 共晶相和 14H 型 LPSO 相组成。铸态组织中 $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$ 相的体积分数随 Zn 含量的增加而增大, 且其热稳定性不断提高。同时, 合金中 LPSO 相的体积分数也随 Zn 含量的增加而逐渐增大。合金在常温时的抗拉强度随着 Zn 含量的增加而降低, 其中 Zn 含量较少的 Mg-11Gd-1Zn 合金在 T6 处理后呈现最高的强度和良好的塑性。当 Zn 含量较多时, 合金 T6 处理的效果却远低于 T5 处理。随 Zn 含量的增加, 合金在 200 °C 高温下的抗蠕变性能也略有下降, 但 3 种合金的抗蠕变性能都优于 WE54 合金。

关键词: Zn; Mg-Gd-Zn 合金; LPSO

中图分类号: TG146.2+2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)10-2429-06

作为密度最低的金属结构材料, 镁合金在航空航天业、汽车工业、电子通讯业等很多领域展示出广阔的应用前景。然而, 镁合金强度相对偏低, 高温蠕变性能较差, 致使镁合金的应用范围至今仍远小于铝合金^[1,2]。在镁合金中添加适量的稀土元素, 可增加合金流动性, 降低微孔率, 显著改善热裂和疏松现象, 使合金在 200~300 °C 高温下仍具有较高强度和蠕变性能^[3]。同时, 稀土合金中会出现沉淀相, 其沉淀序列为: 170~200 °C, 生成六方 β'' 相, 该相为超点阵结构; 在 200~250 °C 形成体心正交的 β' 相; 在 300 °C 以上, 在晶内及晶界上形成不均匀分布的平衡凝固的面心立方 β 沉淀相^[4]。由于具有弥散分布和热稳定的颗粒相存在, 稀土镁合金展现出较好的高温性能。近年来研究发现, 具有长周期堆垛有序结构 (long period stacking ordered structure, LPSO) 的 Mg-RE-Zn 系合金呈现出优异的室温和高温力学性能, 因而获得广泛关注^[5,6]。当 β 系列沉淀颗粒和长周期相 (LPSO) 共存时, 对于合金的强化具有更加显著的效果^[7], 这为镁合金应用拓展了一条新的途径。

LPSO 相首先在 $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$ 合金中发现^[8]。近年来的研究显示, 当 Mg-RE-Zn 合金中的 RE/Zn 比值不同时, 合金的组织和性能也不同^[9-11]。对于 Mg-Y-Zn 合金系, 若 Zn/Y 原子比在 0.5~0.3, 合金组织为 α -Mg+LPSO 相; 若 Zn/Y 原子比稍低于 0.3, 合金组织中除了为 α -Mg

和 LPSO 相外, 还会出现 Mg_{24}Y_5 相。如果 Zn 含量很小 (Zn/Y 远小于 0.3), 则合金中不会形成 LPSO 相, 显微组织由 α -Mg + Mg_{24}Y_5 组成。然而, 在迄今为止的研究中, Mg-RE-Zn 合金中的 RE 元素主要是 Y, 其它稀土元素在 Mg-RE-Zn 合金中的作用研究相对较少。本实验以 Gd 作为主要合金元素, 系统研究 3 种 Mg-Gd-Zn 三元合金在各种状态下的组织和性能。

1 实 验

设计了 3 种 Mg-Gd-Zn 三元合金, 其成分列于表 1 中。3 种合金中 Gd 含量相同, Zn 含量分别为 1.0%、1.5% 和 2.0% (质量分数)。合金以纯镁 ($\geq 99.90\%$)、纯钕 ($\geq 99.90\%$) 和纯锌 ($\geq 99.95\%$) 配制。由于熔炼时各元素都有不同程度的氧化烧损、挥发以及熔失, 因此配料时各元素均增加一定比例的加入量。

表 1 Mg-Gd-Zn 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the prepared alloys ($\omega/\%$)

No.	Alloy code	Gd	Zn	Mg	Gd/Zn atomic ratio
1	GZ111(Mg-11Gd-1Zn)	11	1	Bal.	4.57
2	GZ111.5(Mg-11Gd-1.5Zn)	11	1.5	Bal.	3.05
3	GZ112(Mg-11Gd-2Zn)	11	2	Bal.	2.29

收稿日期: 2014-09-20

基金项目: 江苏省自然科学基金 (2010392)

作者简介: 孟 姣, 女, 1989 年生, 博士生, 东南大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 211189, 电话: 025-52090689-23, E-mail: joejoe1st@yeah.net

熔炼前先将原材料的表面氧化层去除，并对原材料进行干燥处理。合金在井式坩埚炉中熔炼，采用 SF₆+CO₂ 混合气体作为保护气体。先将坩埚预热至暗红色，然后装入经预热的镁锭，待镁锭完全熔化后再加入稀土钷。待熔体升温至 720 °C 时，搅拌使之成分均匀，清除熔渣。再升温至 750 °C 加入 Zn。保温 15 min，待合金全部溶解均匀后将温度降至 720 °C 浇铸进入直径为 60 mm 的水冷铜模得到铸锭。

铸锭经 510 °C，12 h 均匀化退火后，在 315 t 油压机上挤压成直径为 20 mm 的圆棒。挤压前将铸锭加热至 430 °C，挤压模也预热至 250 °C。挤压后采用空冷的方式冷却。固溶处理 (T4) 在高温加热炉中进行。试样的时效处理 (T5 和 T6) 在 DHG-9036A 型精密干燥箱中进行。各合金的 T4、T5 和 T6 工艺参数见表 2。

合金在各状态下的显微组织采用 Olympus BHM 金相显微镜和 Sirion 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察。长周期相和沉淀析出相的形貌和结构采用 Tecnai G2 型透射电子显微镜 (TEM) 和选区电子衍射 (SAED) 分析观察。合金的室温拉伸性能在 CMT-5105 型电子拉伸试验机上测试，拉伸速率为 2 mm/min。高温拉伸蠕变在 RD2-3 型高温蠕变试验机上进行。

2 实验结果

2.1 合金铸态显微组织

对铸态 GZ111.5 和 GZ112 合金进行了 XRD 物相分析，结果如图 1。结合 Zhen 等^[12]对 GZ111 合金所做的 XRD 分析，可知 3 种合金的组成相主要是 α-Mg 基体和 (Mg,Zn)₃Gd 相。图 2 是 3 种成分的合金铸态 SEM 照片，由图可见，第二相 (Mg,Zn)₃Gd 的体积分数随 Zn 含量的增加而增大，且由晶界处间断的岛型逐渐变为连续的网状结构分布，这说明 Zn 含量的增加能促进 (Mg,Zn)₃Gd 相形成。对图 2a 中 A 处放大发现，(Mg,Zn)₃Gd 相周围灰色衬度区域密集分布着层片状组织 (图 2d)。图 2e 为灰色衬度区域的 TEM 像及相应的 SAED 花样。对花样进行标定可见在 (0001)_a 和 (0002)_a 之间有 14 个等间距的超结构衍射斑点排于等高线上，由此可以判定该层片相应为 14H 型 LPSO 相。

表 2 GZ 合金热处理工艺参数

Table 2 Heat treatment parameters of the alloys

Alloy	T4	T6	T5
GZ111	500 °C, 8 h	500 °C, 8 h+225 °C, 14 h	225 °C, 14 h
GZ111.5	500 °C, 8 h	500 °C, 8 h+200 °C, 36 h	200 °C, 32 h
GZ112	500 °C, 8 h	500 °C, 8 h+200 °C, 26 h	200 °C, 34 h

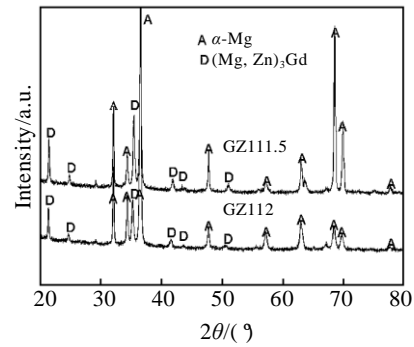


图 1 合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of as-cast alloys

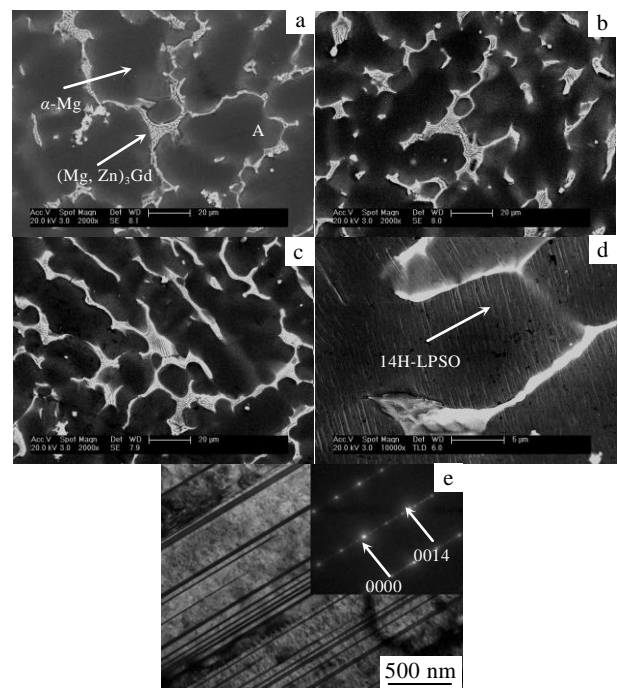


图 2 合金铸态显微组织

Fig.2 Microstructures of as-cast alloys: (a) GZ111, (b) GZ111.5, (c) GZ112, (d) amplification image of A zone in Fig.2a, and (e) TEM image and corresponding SAED (B//[1120] a) pattern of A zone in Fig.2a

2.2 合金挤压态显微组织

对 3 种合金在 510 °C 均匀化退火 12 h 后，进行热挤压变形。由图 3 可见，铸态下网状的 (Mg,Zn)₃Gd 相发生了破碎，且呈条带状沿挤压方向排列。GZ111 合金中第二相大多溶入基体，但 GZ111.5 和 GZ112 合金经退火和热挤压处理后显微组织中残存的 (Mg,Zn)₃Gd 较多，表明 Zn 阻碍了 Gd 原子向基体的固溶，增强了 (Mg,Zn)₃Gd 相的热稳定性。GZ111 合金晶粒中几乎无

LPSO 相析出 (图 3a), 而 GZ111.5 (图 3b) 和 GZ112 (图 3c) 晶粒中析出较多的 LPSO 相。由此可见, 随 Zn 含量的增加, 挤压后析出的 LPSO 相的体积分数相应增加。

2.3 合金热处理态显微组织

经 T4 处理后, GZ111 合金 (图 4a) 中第二相大部分溶入基体, 剩余第二相体积分数很少, 沿晶界零星分布。GZ111.5 (图 4b) 和 GZ112 合金 (图 4c) 中也有一部分条带状第二相溶入基体, 但剩余第二相体积分数远远大于 GZ111 合金, 且仍呈条带状。由此可见, Zn 的增加提高了第二相的稳定性。同时, 3 种合金中都有较多层片状 LPSO 相析出。与挤压态中的 LPSO 相相比, T4 处理后层片粗化。

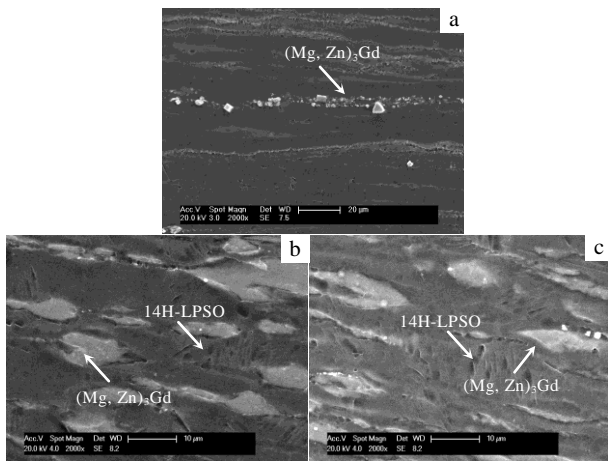


图 3 合金挤压态显微组织

Fig.3 Microstructures of the alloys as-extruded: (a) GZ111, (b) GZ111.5, and (c) GZ112

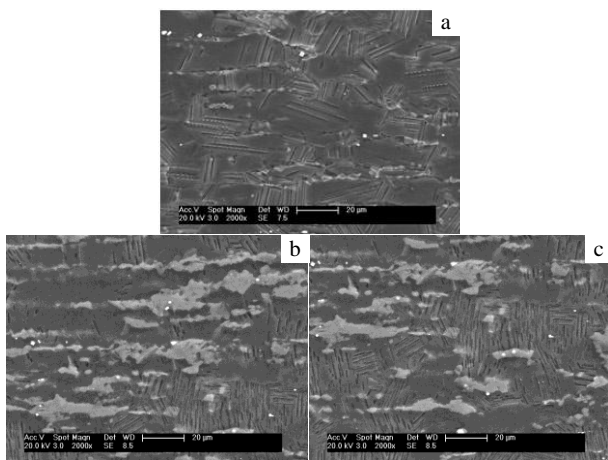


图 4 合金 T4 态显微组织

Fig.4 Microstructures of the alloys after T4 treatment: (a) GZ111, (b) GZ111.5, and (c) GZ112

图 5 为 GZ111 和 GZ111.5 合金 T6 态显微组织。GZ112 显微组织与 GZ111.5 相似。图 5a、5c 为时效后两合金的 SEM 照片, 两合金晶粒中层片状 LPSO 相的体积分数都显著增加。两合金基体晶粒尺寸均增大, 但 GZ111.5 晶粒尺寸明显大于 GZ111 合金。图 5b、5d 分别为 GZ111 和 GZ111.5 合金的 TEM 照片。在 GZ111 合金中, 观察到细小椭球状沉淀, 据文献[13]报道, 这种析出相是 β' 相, 具有 cbco (底心正交) 结构。当 β' 相分布于镁基体中, 可使时效硬化发挥最大的效果^[7]。然而, 在 GZ111.5 和 GZ112 合金中几乎无 β' 相的析出。

图 6 为 GZ111 和 GZ111.5 合金经 T5 处理后的显微组织。由 SEM (图 6a、6c) 照片可见, 经 T5 处理后, 2 种合金中均有 LPSO 相析出, 但体积分数比经 T6 处理的合金少。图 6b 为 GZ111 合金的 TEM 照片, 在 T5 态试样中也出现了 β' 相, 但其体积分数少于 T6 态试样。此外, 在 GZ111.5 (图 6d) 合金及 GZ112 合金 T5 处理的试样中也均未观察到 β' 相。与挤压态相比, T5 态合金基体再结晶晶粒的尺寸有所增大, 但平均尺寸比 T6 态试样小。GZ112 合金显微组织与 GZ111.5 相似。

2.4 力学性能

2.4.1 室温拉伸性能

分别对 3 种合金的挤压态及热处理后的试样进行了常温拉伸试验, 结果如表 3 所示。由表中结果可见, 合金挤压态的抗拉强度随 Zn 含量的增加而降低, 但总体相差不大。经过时效 (T6) 处理后, 含 Zn 较少的 GZ111 合金的时效强化效果最明显, 抗拉强度达到了 416 MPa, 但 Zn 含量较多的 GZ111.5 和 GZ112 合金 T6 处理后未

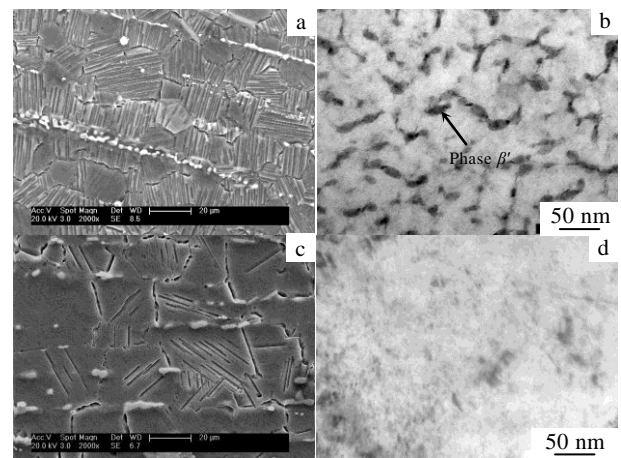


图 5 T6 态合金的显微组织

Fig.5 Microstructures of the alloys after T6 treatment: (a) SEM image of GZ111, (b) TEM image of GZ111, (c) SEM

image of GZ111.5, and (d) TEM image of GZ111.5

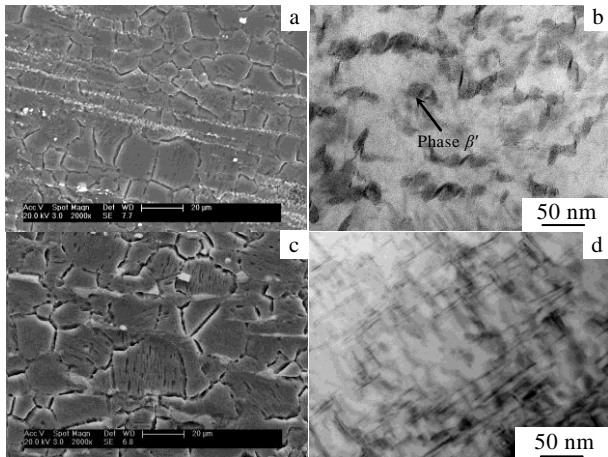


图 6 T5 态合金的显微组织

Fig.6 Microstructures of the alloys after T5 treatment: (a) SEM image of GZ111; (b) TEM image of GZ111; (c) SEM image of GZ111.5; (d) TEM image of GZ111.5

得到明显的强化, 抗拉强度变化不大。经 T5 处理后, 3 种合金均得到一定强化。GZ111 合金强化效果最明显, 抗拉强度达到 384 MPa, 但低于 T6 处理后的强度 416 MPa。对于 GZ111.5 和 GZ112 合金, T5 态合金的强化效果比 T6 态的好。3 种合金挤压态试样的延伸率都较高, 但经热处理后延伸率有所下降。在相同热处理态下, Zn 含量最高的 GZ112 合金的延伸率最高。

2.4.2 高温抗蠕变性能

文献[14]指出, 在 Mg-RE 合金中加入 Zn 元素, 合金中生成 LPSO 相有利于进一步提高合金的热稳定性、高温强度和塑性, 为制备高强度高韧性的耐热镁合金提供了可行性。因此, 本实验对挤压态 Mg-11Gd-xZn (x=1, 1.5, 2) 3 种合金进行了 200 °C, 80 MPa 的蠕变试验。此外, 作为对比, 对商用耐热镁合金 WE54 合金也进行了同条件下的蠕变测试, 结果如图 7 所示。由蠕变曲线(图 7a)可知, 3 种合金在 100 h 的蠕变试验中, 仍处于蠕变第 2 阶段, 即稳态阶段。随 Zn 含量增加, 合金的稳态蠕变速率变快, 100 h 的蠕变伸长量也增加, 抗蠕变性能降低(图 7b)。表 4 所示为各合金的抗蠕变性能数据。

表 3 三元合金室温力学性能比较

Table 3 Mechanical properties of the alloys after different heat treatment

	GZ111		GZ111.5		GZ112	
	σ_b /MPa	δ /%	σ_b /MPa	δ /%	σ_b /MPa	δ /%
Extruded	335	9.00	327	7.52	295	15.20
T4	299	5.30	265	6.40	275	14.16

T6	416	7.12	276	4.00	264	12.96
T5	384	5.60	312	6.00	321	9.20

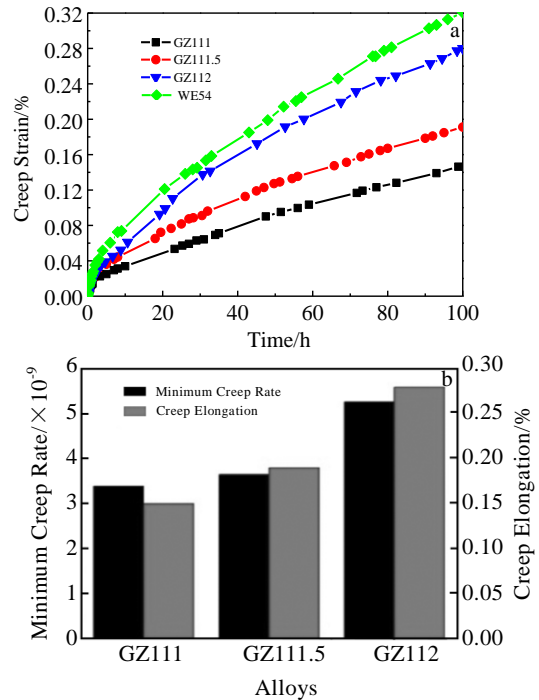


图 7 Mg-11Gd-xZn (x=1,1.5, 2)系合金 200 °C/80 MPa, 100 h 蠕变性能

Fig.7 Creep properties of as-extruded alloys under conditions of 200 °C/80 MPa: (a) creep curves and (b) minimum creep rates and elongation

表 4 GZ 系合金抗蠕变性能

Table 4 Creep properties of as-extruded alloys

Alloy	Condition	$\dot{\epsilon}/\times 10^{-9} s^{-1}$	$\sigma_{100 h}/\%$	t_f/h
GZ111	200 °C 80 MPa	3.39	0.15	>100
GZ111.5		3.65	0.19	>100
GZ112		5.27	0.28	>100
WE54		6.58	0.32	>100

Note: $\dot{\epsilon}$ -minimum creep rate; $\sigma_{100 h}$: Creep elongation (100 h); t_f -creep life

可见, GZ111 合金具有最小的稳态蠕变速率, 达到 $3.39 \times 10^{-9} s^{-1}$, 100 h 的总延伸率为 0.15%。3 种合金的高温抗蠕变性能均优于 WE54 合金。

3 分析与讨论

迄今为止, 根据关于长周期相增强稀土镁合金的文献报道, Mg-RE-Zn 合金的强化主要来自于细晶强化、沉淀强化和长周期相强化。通常来说, 铸态下 Mg-RE-Zn 合金的强度和塑性均较低, 主要是由于铸态组织过于粗大以及缺陷较多所致。在本实验中, 试样经热挤压变形

后, 由于发生了动态再结晶, 合金的强度得到大幅提高。

对显微组织进行分析可知, T6 处理后 GZ111 试样中析出较多 β' 相 (图 5b), β' 相弥散分布, 有效提高了合金的强度。然而, 合金 GZ111.5 和 GZ112 的 T6 试样中几乎没有 β' 相。这是由于 GZ111 合金经退火和 T4 处理后, 形成了溶质原子浓度很高的过饱和固溶体。时效过程中形成大量沉淀相, 从而充分发挥了时效强化的作用, 力学性能得到大幅度提高。随 Zn 含量的增加, 合金中第二相 $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$ 稳定性变高 (图 3、图 4), 固溶入镁基体的 Gd 原子大大减少。文献[15]指出, LPSO 相中 Zn 和 RE 原子之间具有强相互作用。随 Zn 含量增加, 析出的 LPSO 相体积分数相应增加, 导致进入基体的 Gd 原子减少。Zn 含量越多, 基体中 Gd 含量越少^[13]。因此, 在随后的时效过程中, 析出 β' 相体积分数相应大大减少。通过比较图 5a、5c 和图 6a、6c 发现, 随 Zn 含量增加, 基体晶粒尺寸明显增大。一般来说, 第二相的析出可以有效钉扎晶界, 其弥散分布可以有效阻碍晶界滑动^[16]。因而, 具有弥散分布 β' 相的 GZ111 晶界滑动受阻, 晶粒粗化不明显。同时, 随 Zn 的增多, 晶粒内析出的 LPSO 相层片粗化, 层间距也增加, 因而强化效果被削弱。

GZ111 合金经 T6 处理后获得了最高的抗拉强度, 但 T5 处理后, 时效强化效果并不明显, 这显然是因为 T5 处理后没有足够的 β' 相析出 (图 5b、6b)。因此, 对于 GZ111 合金, T6 处理处理的效果优于 T5。T6 和 T5 处理工艺的不同之处是前者在 T4 处理后进行, 而后者则是直接用挤压态试样进行时效。高温下的 T4 处理不可避免地会导致晶粒的粗化, 因此 T6 处理是沉淀强化和由于晶粒粗化引起的“弱化”共同作用的结果。由于 T5 处理没有进行固溶处理 (T4), 因此热处理引起的晶粒长大的负面效应就低于 T6 处理。GZ111 合金的 T6 态强度高于 T5 态, 正说明了时效强化的效果大于晶粒粗化对力学性能造成的负面效应。对于 GZ111.5 和 GZ112 合金, T4 处理后未形成溶质原子浓度足够高的过饱和固溶体, 后续的沉淀强化效果不显著, 不足以抵消 T4 处理过程中晶粒粗化带来的负面效应, 所以 T6 态的强度显著低于 T5 态。

Mg-Gd-Zn 系合金蠕变实验结果表明, GZ111 合金具有最好的高温抗蠕变性能。随 Zn 含量增加, 合金的稳态蠕变速率变快, 100 h 的蠕变伸长量也增加, 抗蠕变性能降低。Mg-RE 系合金中加入微量 Zn, 合金中生成 LPSO 相, 可以大大改善其高温蠕变性能。然而, Zn 元素也会增加合金的热裂倾向和显微疏松, 从而使材料脆性和热收缩性增加, 高温抗蠕变性能变差。由此可见, Zn 含量的变化对合金抗蠕变性能具有显著影响。必须控制 Zn 含量以获得最好的综合性能。

4 结 论

1) Mg-11Gd-xZn ($x=1, 1.5, 2$) 合金的铸态显微组织由 α -Mg 基体、 $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$ 和层片状的 14H 型长周期相 (14H-LPSO) 组成。随 Zn 含量增加, 合金中 $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$ 相的体积分数增大。

2) 在 Mg-11Gd-xZn ($x=1, 1.5, 2$) 合金的显微组织中, 中间相的热稳定性随 Zn 含量的增加而提高。当合金在热挤压或 T4 处理后, 含 Zn 量较少的 Mg-11Gd-1Zn 合金中大部分中间相溶入 α -Mg 基体, 而含 Zn 量相对较高的 Mg-11Gd-1.5Zn 和 Mg-11Gd-2Zn 合金中仍残留大量第二相。

3) Mg-11Gd-xZn ($x=1, 1.5, 2$) 合金在热挤压过程中发生了 LPSO 相的沉淀 (析出), 且 LPSO 相的体积分数随 Zn 含量的增加而增大。

4) 随着 Zn 含量增加, Mg-11Gd-xZn ($x=1, 1.5, 2$) 合金 (包括挤压态和时效态) 在常温下的抗拉强度逐渐降低。含 Zn 量较少的 Mg-11Gd-1Zn 合金在 T6 处理后呈现最高的强度和良好的塑性, 显现了显著的时效强化效果。

5) Mg-11Gd-1Zn 合金呈现出最好的抗蠕变性能, 随 Zn 含量的增加, 合金抗蠕变性能下降。

参考文献 References

- [1] Luo A, Pekguleryuz M O. *Journal of Materials Science*[J], 1994, 29(20): 5259
- [2] Luo A. *International Materials Reviews*[J], 2004, 49(1): 13
- [3] Yan Yunqi(闫蕴琪), Zhang Tingjie(张廷杰), Deng Ju(邓炬) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(6): 561
- [4] Ma Minglong(马鸣龙), Zhang Kui(张奎), Li Xinggang(李兴刚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 635
- [5] Garcés G, Oñorbe E, Dobes F. *Materials Science and Engineering*[J], 2012, 01(23): 1
- [6] Abe E, Kawamura Y, Hayashi K. *Acta Materialia*[J], 2002, 50: 3845
- [7] Han X Z, Xu W C, Shan D B. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(35): 8625
- [8] Kawamura Y, Hayashi K, Inoue A et al. *Materials Transactions*[J], 2001, 42(7): 1172
- [9] Lee J Y, Kim D H, Lim H K et al. *Mater Letters*[J], 2005, 59(29-30): 3801
- [10] Kawamura Y, Kasahara T, Izumi S et al. *Scripta Materials*[J], 2006, 55(5): 453

- [11] Shao G, Varsani V, Fan Z. *Calphad*[J], 2006, 30(3): 286
- [12] Zhen R, Sun Y, Xue F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 550: 273
- [13] Liu K, Zhang J, Su G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 481(1-2): 811
- [14] Wu Yujuan(吴玉娟), Ding Wenjiang(丁文江), Peng Liming(彭立明) *et al. Materials China* (中国材料进展)[J], 2011, 30(2): 1
- [15] Egusa D, Abe E. *Acta Material*[J], 2012, 60: 166
- [16] Song Bo(宋波), Long Xinren(龙辛仁), Liu Qing(刘庆). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 21(11): 2719

Effects of Zn Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Gd-Zn Alloys

Meng Jiao, Xue Feng, Sun Jingjing, Bai Jing

(Southeast University, Nanjing 211189, China)

Abstract: The effect of Zn additions on the microstructure and mechanical properties of Mg-11Gd-(1, 1.5, 2)Zn alloys was investigated by OM, SEM, TEM and electronic universal testing machine. The results show that the microstructure of as-cast Mg-11Gd-(1, 1.5, 2)Zn alloys are composed of α -Mg matrix, $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$ eutectic phase and lamellar 14H-LPSO structure. With the increase of Zn additions, both the volume fractions of $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$ eutectic phase and LPSO phase increase, and the thermal stability of the $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$ phase is improved as well. Tensile tests at room temperature indicate that the strength of as-extruded Mg-11Gd-(1, 1.5, 2)Zn alloys decreases with the increasing Zn content. The Mg-11Gd-1Zn alloy, which contains the lowest Zn among all the alloys studied, exhibits the highest tensile strength with good ductility after T6 treatment. However, the tensile strengths of the Mg-11Gd-1.5Zn and Mg-11Gd-2Zn alloys after T6 treatment are lower than that after T5 treatment. The creep tests at 200 °C/80 MPa reveal that all of the alloys studied have higher creep resistance than the WE54 alloy, and the creep resistance of the alloys decreases gradually with the increase of Zn addition.

Key words: Zn; Mg-Gd-Zn alloys; LPSO

Corresponding author: Xue Feng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, P. R. China, Tel: 0086-25-52090689-21, E-mail: xuefeng@seu.edu.cn