



# 钆对 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金铸态组织与力学性能的影响

徐春杰<sup>1,2</sup>, 徐信锋<sup>1,4</sup>, 马涛<sup>1,3</sup>, 孟令楠<sup>1,2</sup>, 张忠明<sup>1,2</sup>, SHECHTMAN Dan<sup>1,2</sup>

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048;

2. 西安谢赫特曼诺奖新材料研究院, 西安 710048;

3. 陕西铁路工程职业技术学院 机电工程系, 渭南 714099;

4. 上海航天精密机械研究所, 上海 201600)

**摘要:** 采用锂盐熔剂保护熔铸 Mg-8Li-4Zn-xGd(x=1, 3, 5)合金铸锭, 研究钆含量对铸态合金组织和力学性能的影响。结果表明: Mg-8Li-4Zn-xGd 合金基体由  $\alpha$ -Mg(HCP)和  $\beta$ -Li(BCC)双相构成。随着钆含量的增加, Mg<sub>5</sub>Gd 共晶相和 Zn<sub>12</sub>Gd 化合物相逐渐连成网状, 将基体  $\alpha+\beta$  双相隔离成 20~40  $\mu\text{m}$  的等轴状或类似于铸铁中的共晶团状, 可有效细化  $\alpha$ -Mg 相和连续的  $\beta$ -Li 相; 组织中大颗粒 Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub> 相弥散分布在  $\beta$ -Li 相内, Mg<sub>51</sub>Zn<sub>20</sub> 相分布在  $\alpha$ -Mg 晶界处; 锌元素还可以在  $\beta$ -Li 相中析出细小弥散分布的 MgZn 相, 其数量随钆含量的增加而增加, 可直接弥散强化  $\beta$ -Li 相。此外, 钆和钆对合金硬度的影响较大, 随着钆含量的增加, 合金的抗拉强度提高, 但伸长率降低。

**关键词:** Mg-Li 合金; 钆; 显微组织; 相组成; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2020)-04-0793-08

中图分类号: TG146.2<sup>+2</sup>

文献标志码: A

室温条件下镁的塑性变形能力有限, 仅能实现 {0001} 与 {11 $\bar{2}$ 0} 基面滑移和 {10 $\bar{1}$ 2} 与 {10 $\bar{1}$ 1} 锥面孪生, 但是孪生不能激活其它滑移系, 因此一般不能通过室温塑性加工镁及镁合金<sup>[1-3]</sup>。目前, 关于提高镁及镁合金塑性变形加工能力研究的热点仍是通过合金化<sup>[4-7]</sup>和 225  $^{\circ}\text{C}$  以上的热挤压大塑性变形<sup>[8-10]</sup>等。在镁中添加金属锂是改善镁合金塑性加工性能最有效的方法<sup>[11-13]</sup>。当加入 5.5%~11% 的锂元素后, 可以获得同时含有 HCP 结构的富镁  $\alpha$  相和 BCC 结构的富锂  $\beta$  相的双相合金, 使镁合金的室温塑性变形加工成为可能<sup>[13-17]</sup>。镁锂合金已经成为最具发展潜力的结构材料之一<sup>[18]</sup>。锂含量越高, 合金材料的塑性越好, 当锂含量超过 11% 后, 合金组织转变为全 BCC 结构的  $\beta$ -Li 相<sup>[19]</sup>。然而, 锂含量越高, 镁锂合金的强度越低<sup>[20-21]</sup>, 这极大地限制了镁锂合金的广泛应用, 如何强化富锂  $\beta$  相是提高镁锂合金综合力学性能的关键。加入铝、锌、钇和其他一些稀土元素可以有效改善镁锂合金的力学性能<sup>[5, 22-24]</sup>, 但关于钆对镁锂合金组织与性能的影响研究相对较少<sup>[24]</sup>。此外, 铸态镁锂合金是否具有优良的综合性能是得到综合性能优良变形态镁锂合金

材料的前提。因此, 对镁锂合金进行大塑性变形前, 有必要对铸态镁锂合金的组织 and 性能进行深入研究。

本文采用锂盐熔剂保护熔铸了 Mg-8Li-4Zn-xGd (x=1, 3, 5, 质量分数, %)合金, 研究不同钆含量对铸态合金组织和力学性能的影响; 以期研究结果为开发适合室温塑性变形加工的高强韧镁锂合金提供基础理论依据。

## 1 实验

试验原料为工业纯镁锭(99.9%, 质量分数), 纯锂 (>99.9%, 质量分数), 工业纯锌(>99%, 质量分数)及 Mg-30%Gd(质量分数)中间合金锭。在井式电阻坩埚炉中熔配 Mg-8Li-4Zn-xGd (x=1, 3, 5, 质量分数, %)合金, 熔配过程采用 75%LiCl+25%LiF 混合锂盐熔剂保护。在石墨坩埚中将镁锭熔化并升温至 720  $^{\circ}\text{C}$ , 依次加入中间合金和纯锌。待合金液温度降至 650~660  $^{\circ}\text{C}$  时, 用钛压罩将高纯锂压入合金液至完全熔化; 然后用钛棒搅拌熔体, 以利于合金成分均匀, 再升温

至 720 °C 并保温 10 min, 扒渣后将合金液浇入 300 °C 的铸铁模具中, 获得合金铸锭。试样均取自铸锭底部相同部位, 腐蚀剂采用 4% 硝酸酒精。采用 Nikon Epiphot 光学显微镜观察显微组织。采用 RigakuD/max-3C 型 X 射线衍射仪分析相组成, 辐射源  $\text{CuK}\alpha$ , 扫描速度  $8^\circ/\text{min}$ , 扫描范围  $20^\circ\sim 90^\circ$ 。采用 FEI QUANTA 400 型扫描电镜进行组织观察和 EDS 分析。采用 Netzsch DSC 404 C 高温型差示扫描量热仪分析合金的热物性参数, 升温 and 冷却的速度均为  $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 。采用 HV-120 型维氏硬度计测试合金的硬度, 载荷为 50 N, 加载时间 10 s, 测试 3 点取平均值。采用 HT-2402 型材料试验机进行拉伸试验, 试样的有效截面为  $d 5\text{ mm}$ , 屈服前和屈服后的应力应变速率分别为  $6.67\times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  和  $2\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 。

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织

图 1 所示为 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金的铸态组织。由图 1 可见, 三种合金的基体均由 HCP 结构的灰白色  $\alpha\text{-Mg}$  相和 BCC 结构的连续  $\beta\text{-Li}$  相组成。同时组织中还存在一些强化相颗粒和网状化合物相, 并随着钆含量增加,  $\alpha\text{-Mg}$  相、 $\beta\text{-Li}$  相及强化相颗粒或网状相均发生了显著变化。当钆含量为 1% 时,  $\alpha\text{-Mg}$  相呈不规则多边形、岛状和板条状, 且被连续的  $\beta\text{-Li}$  相包裹着; 强化相颗粒弥散分布在  $\alpha\text{-Mg}$  相与  $\beta\text{-Li}$  相的边界或  $\beta\text{-Li}$  相内, 如图 1(a) 所示; 当钆含量为 3% 时,  $\alpha\text{-Mg}$  相得到一定程度细化, 数量也有一定程度的减少。 $\beta\text{-Li}$  相中强化相颗粒数量增多, 弥散分布的强化相颗粒演变为断续网状, 使原本包裹  $\alpha\text{-Mg}$  相的连续  $\beta\text{-Li}$  相不连续, 如图 1(b) 所示; 当钆含量为 5% 时,  $\alpha\text{-Mg}$  相显著细化, 无明显的枝晶特点, 呈细长针棒状, 数量也进一步减少。网状相数量和体积分数明显增多并连在一起, 把  $\alpha+\beta$  相基体组织隔离成  $20\sim 40\ \mu\text{m}$  的等轴状, 类似灰铸铁中的共晶团。弥散析出强化相颗粒的数量也显著增多, 并大多分布在  $\beta\text{-Li}$  相内, 如图 1(c) 所示。这说明钆对镁锂合金晶粒有细化作用, 并随着钆含量增加, 晶粒细化越明显, 这与文献[25-26]中报道的结果相一致。

### 2.2 合金的相组成

图 2 所示为铸态 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金的 XRD 谱, 可以看出不同钆含量合金的 XRD 谱峰高不相同, 但各峰出现的位置基本相同, 这说明合金的相组成基本

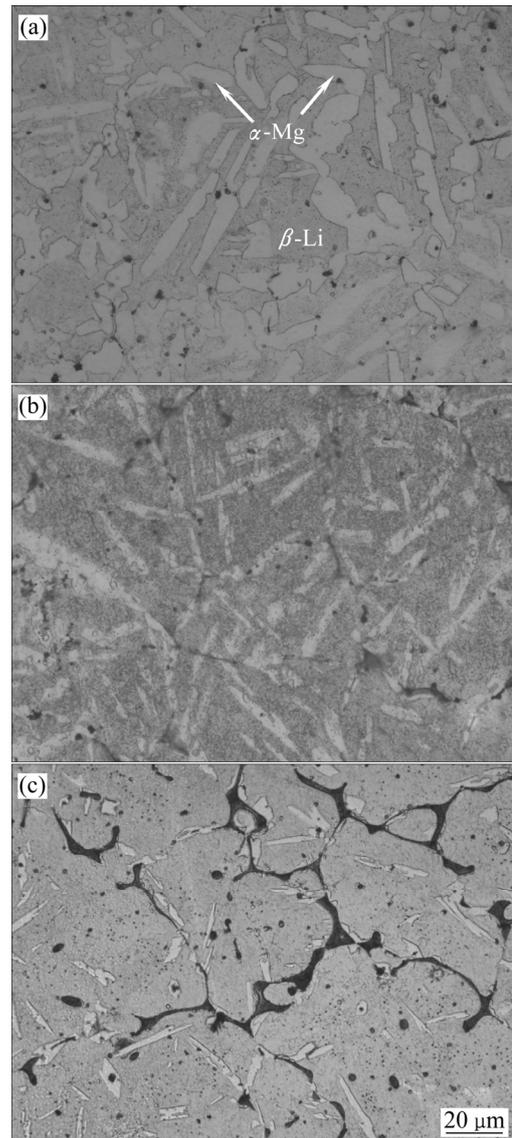


图 1 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金铸态组织

Fig. 1 Microstructures of as-cast Mg-8Li-4Zn-xGd alloys: (a) 1%Gd; (b) 3%Gd; (c) 5%Gd

相同, 均为  $\beta\text{-Li}$  相、 $\alpha\text{-Mg}$  相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$  相、 $\text{Mg}_{51}\text{Zn}_{20}$  相、 $\text{Mg}_5\text{Gd}$  相和  $\text{Zn}_{12}\text{Gd}$  相。此外, 三种合金均存在未知相峰。这是因为锂的原子序数为 3, 目前 SEM 和 TEM 设备附带的 EDS 均不能检测出锂元素, 因此 XRD 分析尚存在未知相, 如果这些是含锂的二元或多元相, 其标定尚待与其它手段结合深入研究<sup>[27]</sup>。

图 3 所示为铸态 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金的 SEM 形貌和相应各点的 EDS 分析结果。由图 3(b') 和图 3(d') 的 EDS 分析结果可以看出分布在  $\beta\text{-Li}$  相中的大颗粒强化相由镁和锌元素组成。根据 Mg-Li-Zn 三元相图可知, 合金组织中可能存在  $\text{Mg}_2\text{LiZn}_3$  三元相, 但结合图 2 的 XRD 分析及 Mg-Li-Zn 三元相形核与长大的特

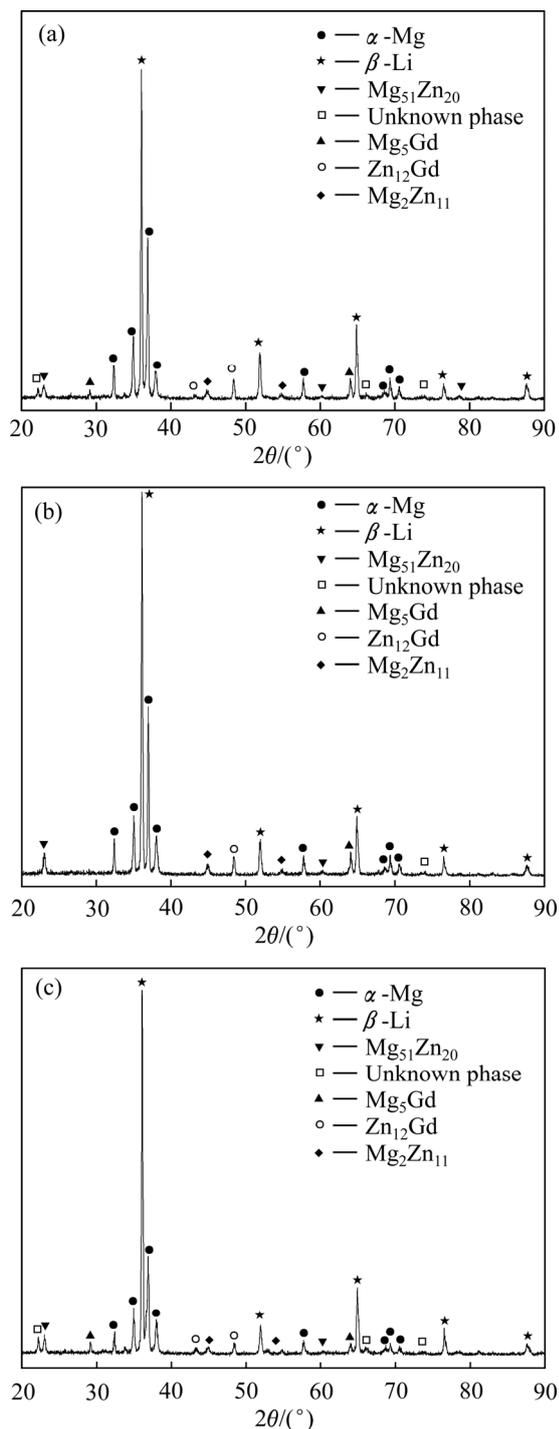


图2 铸态 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金的 XRD 谱

Fig. 2 XRD patterns of as-cast Mg-8Li-4Zn-xGd alloys: (a) 1%Gd; (b) 3%Gd; (c) 5%Gd

点, 该相只能在合金凝固后期形成共晶组织, 并分布在晶界; 根据 Li-Zn 二元相图, 在 161 °C 时, 锌在锂中的极限固溶度为 12.5%, 而室温时几乎为 0; 由 Mg-Li 二元相图可知, 588 °C 时锂在  $\alpha$ -Mg 中的最大固溶度为 5.5%, Mg 在  $\beta$ -Li 相中的最大固溶度为 11%;

由 Mg-Zn 二元相图可知, 在 325~341 °C 之间时共晶反应可以形成不稳定的  $Mg_{51}Zn_{20}$  相, 并分布在  $\alpha$ -Mg 相晶界处。靠近锌侧, 在 381 °C 和 364 °C 时, 液相分别与  $MgZn_2$  相发生包晶反应和共晶反应生成  $Mg_2Zn_{11}$  相。图 2 的 XRD 分析结果显示组织中不存在纯锌相。因此, 结合 EDS 分析结果和相关相图,  $\beta$ -Li 相中析出的大颗粒相应是  $Mg_2Zn_{11}$  相。

由图 3(a')、(c')和(e')所示 EDS 分析结果可知, 合金组织中网状化合物含有镁、锌及钆元素。结合图 3(d)和(f)可以看出, 由于网状相的析出, 靠近网状相边界的  $\beta$ -Li 相中几乎没有弥散分布的细小强化相颗粒, 这主要是因为网状相的析出消耗了该区域的合金元素, 导致该区域出现贫合金元素现象。结合图 1 和图 3 组织观察可知, 只有当合金中加入足量的钆, 才会析出网状组织, 并且随着钆含量的增加, 网状组织由断续网状演变成连续网状。由此可见, 钆含量对网状化合物的析出起到了决定性作用。结合 XRD 分析结果, 这些网状化合物应是  $Mg_5Gd$  相和  $Zn_{12}Gd$  相。EDS 分析结果显示, 钆主要分布在网状相中, 当钆含量增加至 5% 时,  $\beta$ -Li 相中析出了更多的弥散细小颗粒强化相, 但钆在  $\beta$ -Li 相中含量极少未被 EDS 检测到, 如图 3(f)所示。MANFRINETTI 等<sup>[28]</sup>研究 Gd-Mg 相图时发现, Gd-Mg 合金凝固存在四种包晶反应过程, 分别是 868 °C 析出的  $MgGd$  相、756 °C 析出的  $Mg_2Gd$  相、720 °C 析出的  $Mg_3Gd$  相及 658 °C 析出的  $Mg_5Gd$  相; 并且当温度降至 548 °C 时, 在 91.2%Mg(摩尔分数)侧发生共晶反应, 即  $L \rightarrow Mg_5Gd + \alpha$ -Mg。这也被 ROKHLIN 等<sup>[29]</sup>的研究结果所证实, 即 544 °C 时, Gd-90.7%Mg 共晶反应生成了  $Mg_5Gd$  相。这与本文的 XRD 和 EDS 分析结果一致。由  $Mg_5Gd$  相的分布特征可知, 该化合物不可能是通过连续包晶反应获得的。由此可见, 对于 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金而言, 网状化合物中的  $Mg_5Gd$  是该合金凝固后期通过共晶反应形成的。另外, 由于钆是表面活性元素, 且在镁中具有较大的固溶度, 可以起到固溶强化的作用, 同时, 随着合金凝固过程中温度梯度的变化, 钆在晶界处容易发生偏析, 造成成分过冷, 并且随着合金中钆含量的增加成分过冷区增大, 使得固液界面前沿钆含量不断升高, 能够有效地抑制  $\alpha$ -Mg 相晶粒的长大, 从而起到细化晶粒的作用。从形貌分布看, 似乎随钆含量的增加,  $\alpha$ -Mg 相含量“急剧减少”, 并由不规则岛状转变为板条状, 甚至针棒状; 然而, 实质是  $\alpha$ -Mg 相晶粒尺寸得到细化。由图 1 和图 3 可以看出, 随钆含量的增加, 合金晶界处形成的化合物数量显著增多, 并连成网状或断网状。这些含镁的金属间化合物也消耗

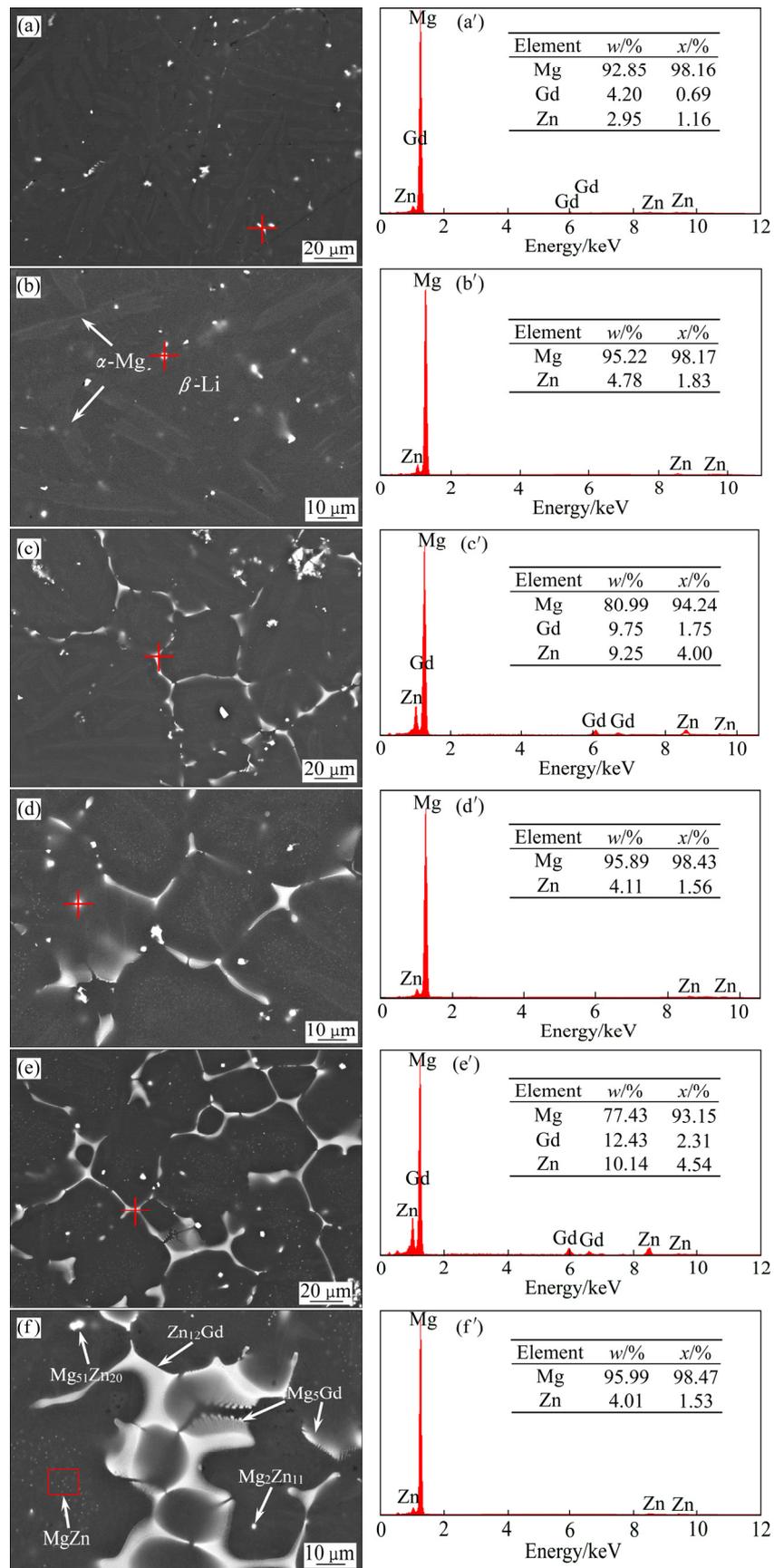


图3 铸态 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金的 SEM 像和 EDS 分析结果

Fig. 3 SEM images ((a), (b), (c), (d)) and corresponding EDS analysis results((a'), (b'), (c'), (d')) of as-cast Mg-8Li-4Zn-xGd alloys: (a), (b) 1%Gd; (c), (d) 3%Gd; (e), (f) 5%Gd

了一部分的镁, 使得合金的共晶点向锂侧发生偏移, 因此  $\alpha$ -Mg 相含量减少。

锌的熔点较低, 在合金凝固过程中随着温度降低, 其固溶度也发生了一定变化。在最后凝固的液相中, 锌更容易富积, 并生成  $Zn_{12}Gd$  化合物。这与 Zn-Gd 相图中在 420 °C 时靠近锌侧通过包晶反应生成  $Zn_{12}Gd$  化合物一致,  $Zn_{12}Gd$  化合物分布在共晶  $Mg_5Gd$  相的边缘。综上所述, 最终组织中的网状化合物是由层片状的共晶  $Mg_5Gd$  相和分布在其周围的  $Zn_{12}Gd$  化合物组成。

当钐含量为 3% 和 5% 时, 网状化合物将  $\alpha+\beta$  双相隔离成若干等轴状的同时, 在这些  $\alpha+\beta$  相组织中析出了大量细小的弥散强化颗粒, 并随着钐含量的增加有增多和长大趋势, 如图 3(c) 和 (e) 所示。图 3(f) 中 EDS 分析结果显示, 5%Gd 合金的  $\beta$ -Li 相中只有镁和锌元素。根据其凝固和分布特点, 这些弥散强化相应是 MgZn 相。这主要是因为随着钐含量的增加,  $\alpha$ -Mg 的形核和长大得到抑制, 提高了锌在富锂液相中的含量。因此, 在  $\beta$ -Li 相中弥散析出了极为细小的纳米级 MgZn 相, 这对  $\beta$ -Li 相起到了有效的强化作用。然而, 由于 MgZn 相极为细小、弥散分布且含量较少, 因此未被 XRD 有效检测到<sup>[24]</sup>。尽管 1%Gd 合金组织中弥散强化相颗粒析出不明显, 实际也存在少量 MgZn 相弥散析出, 如图 1(a)、图 3(a) 和图 3(b) 所示。

图 4 所示为铸态 5%Gd 合金的 DSC 曲线。由图 4 可以看出, 升温过程中在 580 °C 左右出现了一个吸热峰, 降温过程中在 560 °C 左右出现了一个放热峰。由于这是在基体的熔化温度范围内, 因此可以认为, 在此吸热峰和放热峰相对应温度范围内发生的过程分别是合金的熔化和凝固过程。同时, 升温 and 降温过程中分别在 533.2 °C 和 515.9 °C 出现了一个吸热峰和一个放热峰。结合该合金的 XRD 和 EDS 分析结果, 可

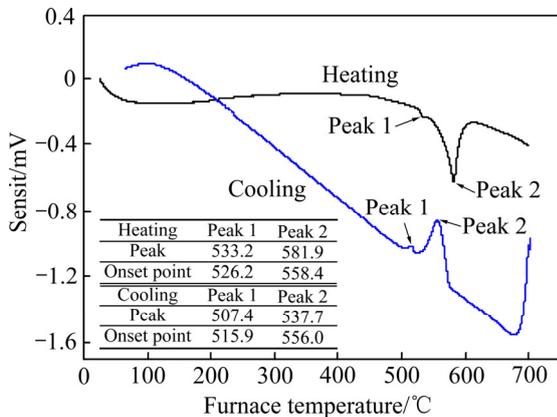


图 4 铸态 5%Gd 合金的 DSC 曲线

Fig. 4 DSC curves of as-cast 5%Gd alloy

以确定与该吸热峰和放热峰相对应的是  $Mg_5Gd$  的熔化过程和凝固过程。

### 2.3 钐的强化效果

表 1 所列为铸态 Mg-8Li 和 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金的维氏硬度测试结果。可见, 合金元素钐和钐的加入使 Mg-8Li 合金的硬度显著提高, 且随着钐含量的增加合金的硬度呈增加趋势。

图 5 所示为铸态 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金的拉伸真应力-应变曲线。由图 5 可以看出, 随着钐含量增加, 合金的抗拉强度呈增加趋势; 但抗拉强度增加的同时, 合金的伸长率逐渐减小。其中 5%Gd 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 211.7 MPa、186.4 MPa 和 17.4%, 相应的拉伸力学性能如图 5 中的数据表所示。

表 1 铸态 Mg-8Li 和 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金硬度对比

Table 1 Hardness of as-cast Mg-8Li and Mg-8Li-4Zn-xGd alloys

Alloy	Hardness, HV <sub>50</sub>	
Mg-8Li	46.8	
1%Gd	76.9	
3%Gd	78.2	
5%Gd	81.2	

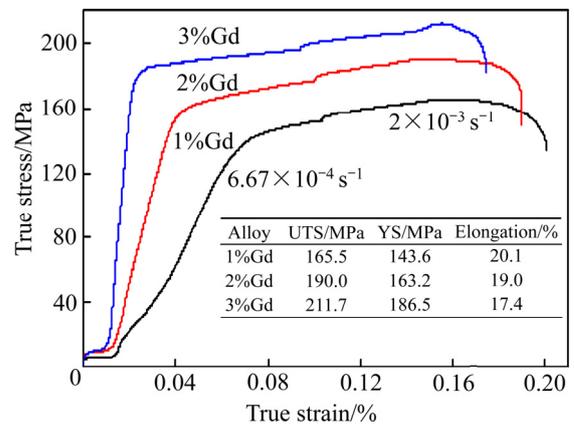


图 5 铸态 Mg-8Li-4Zn-xGd 合金拉伸真应力-应变曲线

Fig. 5 True stress-strain curves of as-cast Mg-8Li-4Zn-xGd alloys

室温下, 镁锂合金中连续 BCC 结构的富锂  $\beta$  相的五个滑移系均可以开动, 但是通常  $\beta$ -Li 相的强度极低, 变形强化效果也非常有限<sup>[5, 16, 30-31]</sup>。因此, 最有效的方法就是通过合金化沉淀析出强化相粒子以增强富锂  $\beta$  相, 从而增强镁锂合金<sup>[5, 32]</sup>。将钐加入 Mg-8Li 合金后, 不仅有固溶强化  $\alpha$ -Mg 相和  $\beta$ -Li 相的效果, 而且很容易在  $\beta$ -Li 相中析出 MgZn 强化相颗粒, 在  $\alpha$ -Mg

相晶界处析出  $Mg_{51}Zn_{20}$  相。此外, 锌还可以在  $\beta$ -Li 相中形成较大颗粒的  $Mg_2Zn_{11}$  相。因此, 锌既可以分布在  $\beta$ -Li 相内, 也可以分布在  $\alpha$ -Mg 相的晶界处, 直接强化  $\beta$ -Li 相。EDS 分析显示, 尽管钆在  $\beta$ -Li 相中的固溶度极低, 固溶强化和弥散析出强化也很有限, 但是析出的  $Mg_5Gd$  相和  $Zn_{12}Gd$  网状化合物将  $\alpha+\beta$  相隔离成若干类似灰铸铁中共晶团的等轴状, 有效细化了连续的富  $\beta$ -Li 相。同时, 随着钆含量的增加,  $\alpha$ -Mg 相不断得到细化, 这将显著提高合金的力学性能。由此可见, 尽管钆不能直接用于弥散强化  $\beta$ -Li 相, 但形成的  $Mg_5Gd$  相和  $Zn_{12}Gd$  网状化合物将连续的  $\beta$ -Li 相隔离成若干小区域, 其硬度高, 不仅可以起到阻碍位错运动的作用, 而且可以阻碍  $\beta$ -Li 相的进一步滑移, 间接强化  $\beta$ -Li 相。结合组织观察、XRD 及 EDS 定量分析, 当钆含量较低时, 铸态  $Mg-8Li-4Zn-xGd$  合金中有少量的含钆强化相生成, 且分布在  $\alpha$ -Mg 相晶界处, 起到了弥散强化作用; 另外, 随着钆含量增加, 含钆强化相数量逐渐增加, 沿  $\alpha$ -Mg 相晶界分布的强化相形态逐渐转变为连续网状, 这极大阻碍了晶粒变形和晶界的运动, 从而显著提高了合金的硬度和拉伸强度。由此可见, 尽管钆不能直接强化  $\beta$ -Li 相, 但依然可以强化合金。

随着钆含量的增加, 铸态  $Mg-8Li-4Zn-xGd$  合金表现为过共晶  $Mg-Li$  合金的特征, 即 BCC 结构的  $\beta$ -Li 相与 HCP 结构的  $\alpha$ -Mg 相的体积分数之比大于 1。通常, 当共晶成分范围内的  $\alpha$ -Mg 相和  $\beta$ -Li 相的体积分数接近 1:1 时, 合金的伸长率可以达到 50% 以上, 并可以产生超塑性<sup>[15, 33-34]</sup>, 这主要是因为  $\beta$ -Li 相具有 BCC 结构。锌和钆的加入可以强化  $Mg-8Li$  合金, 表明该合金不仅具有优良的塑性变形能力, 而且综合力学性能优良。另外, 由铸态  $Mg-8Li-4Zn-xGd$  合金的组织特征不难看出, 如果将合金进行大塑性变形, 使合金中的网状化合物破碎细化, 进一步细化  $\beta$ -Li 相和  $\alpha$ -Mg 相, 合金的综合力学性能将得到进一步提高。

### 3 结论

1) 铸态  $Mg-8Li-4Zn-xGd$  合金的基体由  $\beta$ -Li 和  $\alpha$ -Mg 双相构成, 随着钆含量的增加,  $\alpha$ -Mg 相晶粒得到细化, 形态也发生改变, 由不规则岛状转变为板条状, 甚至针棒状; 合金中的共晶  $Mg_5Gd$  相和分布在共晶  $Mg_5Gd$  相边缘的  $Zn_{12}Gd$  化合物逐渐连成网状, 并将共晶  $\alpha+\beta$  相隔离成 20~40  $\mu m$  的等轴状或类似于铸铁中的共晶团状; 组织中的大颗粒  $Mg_2Zn_{11}$  相弥散分

布在  $\beta$ -Li 相内,  $Mg_{51}Zn_{20}$  相分布在  $\alpha$ -Mg 相晶界处;  $MgZn$  相在  $\beta$ -Li 相内弥散析出, 含量相对较少, 但随着钆含量的增加而增加。

2) 锌和钆对  $Mg-8Li$  合金硬度有较大影响, 锌可以在  $\beta$ -Li 相中形成弥散强化颗粒, 直接强化  $\beta$ -Li 相。钆可以细化  $\alpha$ -Mg 相, 形成的化合物相也可以细化  $\beta$ -Li 相, 因此可以增强  $\beta$ -Li 相。且随着钆含量的增加, 合金的拉伸强度升高, 但伸长率明显降低。

### REFERENCES

- [1] ABBASSI F, SRINIVASAN M, LOGANATHAN C, NARAYANASAMY R, GUPTA M. Experimental and numerical analyses of magnesium alloy hot workability[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2016, 4(4): 295-301.
- [2] WU Z X, CURTIN W A. The origins of high hardening and low ductility in magnesium[J]. *Nature*, 2015, 526(7571): 62-67.
- [3] 宋波, 辛仁龙, 郭宁, 刘婷婷, 杨青山. 变形镁合金室温应变硬化行为的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(11): 2699-2710.  
SONG Bo, XIN Ren-long, GUO Ning, LIU Ting-ting, YANG Qing-shan. Research progress of strain hardening behavior at room temperature in wrought magnesium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(11): 2699-2710.
- [4] GUO X F, REMENNIK S, XU C J, SHECHTMAN D. Development of  $Mg-6.0\%Zn-1.0\%Y-0.6\%Ce-0.6\%Zr$  magnesium alloy and its microstructural evolution during processing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 473(1/2): 266-273.
- [5] 徐春杰, 马涛, 屠涛, 张忠明, 王锦程. 超轻  $Mg-Li$  合金强化方法研究现状及其应用[J]. *兵器材料科学与工程*, 2012, 35(2): 97-100.  
XU Chun-jie, MA Tao, TU Tao, ZHANG Zhong-ming, WANG Jin-cheng. Review of strengthening and application of ultralight  $Mg-Li$  alloys[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2012, 35(2): 97-100.
- [6] 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 Metals*, 2015, 25(4): 875-882.
- [7] 石裕同, 杜军, 黄正阳, 李文芳. 不同锰添加剂对  $Mg-3\%Al$  合金显微组织的影响[J]. *中国有色金属学报*,

- 2018, 28(5): 916–922.
- SHI Yu-tong, DU Jun, HUANG Zheng-yang, LI Wen-fang. Effects of different manganese additions on microstructure of Mg-3%Al alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*. 2018, 28(5): 916–922.
- [8] 徐春杰, 郭学锋, 张忠明, 贾树卓, 刘礼. 往复挤压及正挤压AZ91D镁合金丝材的组织及性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(3): 500–504.
- XU Chun-jie, GUO Xue-feng, ZHANG Zhong-ming, JIA Shu-zhuo, LIU Li. Microstructure and properties of reciprocating extruded and continuing forward extruded wire materials of AZ91D alloys[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(3): 500–504.
- [9] 徐春杰, 郭学锋, 刘礼, 张忠明. 往复挤压准晶增强快速凝固Mg<sub>92.5</sub>Zn<sub>6.4</sub>Y<sub>1.1</sub>合金[J]. *中国稀土学报*, 2007, 25(2): 224–228.
- XU Chun-jie, GUO Xue-feng, LIU Li, ZHANG Zhong-ming. Quasicrystal strengthened rapid solidification Mg<sub>92.5</sub>Zn<sub>6.4</sub>Y<sub>1.1</sub> alloys by reciprocating extrusion[J]. *Journal of the Chinese rare earth society*, 2007, 25(2): 224–228.
- [10] GUO F, ZHANG D F, YANG X, JIANG L Y, PAN F S. Microstructure and texture evolution of AZ31magnesium alloy during large strain hot rolling[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(1): 14–21.
- [11] LI C Q, XU D K, YU S, SHENG L Y, HAN E H. Effect of icosahedral phase on crystallographic texture and mechanical anisotropy of Mg-4Li based alloys[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2017, 33(5): 475–480.
- [12] ZENG Y, JIANG B, LI R H, HE J J, XIA X S, PAN F S. Effect of Li content on microstructure, texture and mechanical properties of cold rolled Mg-3Al-1Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 631: 189–195.
- [13] WEI G B, PENG X D, HADADZADEH A, MAHMOODKHAN Y, XIE W D, YANG Y, WELLS M A. Constitutive modeling of Mg-9Li-3Al-2Sr-2Y at elevated temperatures[J]. *Mechanics of Materials*, 2015, 89: 241–253.
- [14] KIM Y H, SON H T. Effects of Li addition on microstructure and mechanical properties of Mg-6Al-2Sn-0.4Mn alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(3): 697–703.
- [15] XU D K, WANG B J, LI C Q, ZU T T, HAN E H. Effect of icosahedral phase on the thermal stability and ageing response of a duplex structured Mg-Li alloy[J]. *Materials and Design*, 2015, 69: 124–129.
- [16] MAHATA A, SIKDAR K. Molecular dynamics simulation of nanometer scale mechanical properties of hexagonal Mg-Li alloy[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2016, 4(1): 36–43.
- [17] 杨艳, 张雪平, 任凤娟, 彭晓东, 谢卫东, 张振宇. Mg-8Li-4Al-0.3Y合金的微观组织与力学性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(8): 2518–2524.
- YANG Yan, ZHANG Xue-ping, REN Feng-juan, PENG Xiao-dong, XIE Wei-dong, ZHANG Zhen-yu. Microstructure and mechanical properties of Mg-8Li-4Al-0.3Y alloys[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(8): 2518–2524.
- [18] AGHION E, BRONFIN B. Magnesium alloys development towards the 21st century[J]. *Materials Science Forum*, 2000, 350/351(9): 19–30.
- [19] XU T C, PENG X D, QIN J, CHEN Y F, YANG Y, WEI G B. Dynamic recrystallization behavior of Mg-Li-Al-Nd duplex alloy during hot compression[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 639: 79–88.
- [20] 李瑞红, 蒋斌, 陈志军, 潘复生. 超轻Mg-Li-Al系变形镁合金挤压板材的组织及性能[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 2(1): 31–36.
- LI Rui-hong, JIANG Bin, CHEN Zhi-jun, PAN Fu-sheng. Microstructure and mechanical properties of as-extruded ultra-light Mg-Li-Al sheet[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 2(1): 31–36.
- [21] 马涛, 徐春杰, 冯港雯, 郭权芬. Li含量对Mg-Li合金组织与性能的影响[J]. *铸造技术*. 2016, 37(5): 863–866.
- MA Tao, XU Chun-jie, FENG Gang-wen, GUO Quan-fen. Effect of Li Content on Microstructure and Properties of Mg-Li alloy. *Foundry Technology*. 2016, 37(5): 863–866.
- [22] CHANG L L, SHI C C, CUI H W. Enhancement of mechanical properties of duplex Mg-9Li-3Al alloy by Sn and Y addition[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(1): 30–35.
- [23] LIU Y, WU Y H, BIAN D, GAO S, LEEFLANG S, GUO H, ZHENG Y F, ZHOU J. Study on the Mg-Li-Zn ternary alloy system with improved mechanical properties, good degradation performance and different responses to cells[J]. *Acta Biomaterialia*, 2017, 62: 418–433.
- [24] 徐春杰, 马涛, 王锦程, 屠涛, 张忠明. Y对Mg-8Li-4Zn-xY合金及其1mm薄板组织与性能的影响[J]. *稀有材料科学与工程*, 2013, 42(6): 1226–1230.
- XU Chun-jie, MA Tao, WANG Jin-cheng, TU Tao, ZHANG Zhong-ming. Effects of Y on microstructure and mechanical properties of Mg-8Li-4Zn-xY magnesium alloy and 1mm sheet[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(6): 1226–1230.
- [25] 魏树权, 张密林, 韩伟, 颜永得, 张斌. 氯化物熔盐体系共电沉积法制备Mg-Li-Gd合金的研究[J]. *金属学报*, 2011, 47(2): 173–178.
- WEI Shu-quan, ZHANG Mi-lin, HAN Wei, YAN Yong-de, ZHANG Bin. Study on electrochemical codeposition of Mg-Li-Gd alloys from chloride melts[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2011, 47(2): 173–178.

- [26] 杜 鹏. 稀土 Y、Gd 对镁锂合金组织及性能的影响[D]. 沈阳: 东北大学, 2014.  
DU Peng. The effect of Y and Gd on the microstructure and properties of Mg-Li alloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2014.
- [27] REMENNIK S, XU C J, BRANT R, MESHI L, SHECHTMAN D. Crystal structure of a new quaternary Mg-Zn-Ca-Li phase[J]. *Intermetallics*, 2012, 22: 62–67.
- [28] MANFRINETTI P, GSCHNEIDNER K A. Phase equilibrium in the La Mg (0-65at.% Mg) and Gd Mg systems[J]. *Journal of the Less-Common Metals*, 1986, 123(1/2): 267–275.
- [29] ROKHLIN L L, NIKITINA N I, IZV V U Z. The system phase diagram Gd-Mg[J]. *Tsvetnaya Metally*, 1977, 1: 167–168.
- [30] CAO F R, XIA F, HOU H L, DING H, LI Z Q. Effects of high-density pulse current on mechanical properties and microstructure in a rolled Mg-9.3Li-1.79Al-1.61Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 637: 89–97.
- [31] KARAMI M, MAHMUDI R. Work hardening behavior of the extruded and equalchannel angularly pressed Mg-Li-Zn alloys under tensile and shear deformation modes[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 607: 512–520.
- [32] 林 楷, 康志新, 方 强, 张俊逸. 剧塑性变形及退火后 Mg-Li 合金的组织与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(12): 3267–3274.  
LIN Kai, KANG Zhi-xin, FANG Qiang, ZHANG Jun-yi. Microstructure and mechanical properties of Mg-Li alloy processed by severe plastic deformation and annealing[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(12): 3267–3274.
- [33] WEI G B, MAHMOODKHANI Y, PENG X D, HADADZADEH A, XU T C, LIU J W, XIE W D, WELLS M A. Microstructure evolution and simulation study of a duplex Mg-Li alloy during double change channel angular pressing[J]. *Materials and Design*, 2016, 90: 266–275.
- [34] DONG S L, IMAI T, LIM S W, KANETAKE N, SAITO N. Superplasticity evaluation in an extruded Mg-8.5Li alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2007, 42(13): 5296–5298.

## Effects of Gd on microstructures and mechanical properties of as-cast Mg-8Li-4Zn-xGd alloys

XU Chun-jie<sup>1,2</sup>, XU Xin-feng<sup>1,4</sup>, MA Tao<sup>1,3</sup>, MENG Ling-nan<sup>1,2</sup>, ZHANG Zhong-ming<sup>1,2</sup>, SHECHTMAN Dan<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China;

2. Xi'an Shechtman Nobel Price New Materials Institute, Xi'an 710048, China;

3. Department of Electrical and Mechanical Engineering, Shaanxi Railway Institute, Weinan 714099, China;

4. Shanghai Spaceflight Precision Machinery Institute, Shanghai 201600, China)

**Abstract:** As-cast ingots of Mg-8Li-4Zn-xGd(x=1, 3, 5) alloys were prepared by lithium flux protection in an electric-resistance furnace. The effects of Gd addition on microstructures and mechanical properties of as-cast Mg-8Li-4Zn-xGd alloys were investigated. The results show that the matrix of as-cast Mg-8Li-4Zn-xGd alloys is consisted of  $\alpha$ -Mg (HCP) and  $\beta$ -Li (BCC) phase. With the content of Gd increasing, the Mg<sub>5</sub>Gd eutectic and Zn<sub>12</sub>Gd compound are gradually connected into network, isolating  $\alpha$  and  $\beta$  eutectic into equiaxed with a dimension from 20  $\mu$ m to 40  $\mu$ m or eutectic-cell similar to those in the cast iron, which can refine  $\alpha$ -Mg and the continuous  $\beta$ -Li phase effectively. The large Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub> particles are dispersed in  $\beta$ -Li phase and the Mg<sub>51</sub>Zn<sub>20</sub> phases are distribution at the grain boundary of  $\alpha$ -Mg phase. Zn can also precipitate the fine dispersed MgZn phases in the  $\beta$ -Li phase and the quantity increases with the increase of Gd content, which can directly dispersion strengthening  $\beta$ -Li phase. In addition, Zn and Gd have a great influence on the hardness of as-cast alloy, and with the Gd content increasing, the tensile strength of Mg-8Li-4Zn-xGd alloys increases, while the elongation decreases.

**Key words:** Mg-Li alloy; Gd; microstructure; phase composition; mechanical properties

**Foundation item:** Project(2017GY-135) supported by the Shaanxi Provincial Science and Technology Plan, China;

Project(U1502274) supported by the National Natural Science Foundation of China

**Received date:** 2018-04-12; **Accepted date:** 2020-03-30

**Corresponding author:** XU Chun-jie; Tel: +86-13119153059; E-mail: xuchunjie@gmail.com

(编辑 何学锋)