



# 轧制工艺对 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 合金中 LPSO 相及其组织性能的影响

王敬丰<sup>1,2,3</sup>, 黄秀洪<sup>1,2</sup>, 谢飞舟<sup>1,2</sup>, 黄崧<sup>1,2</sup>, 侯帆<sup>1,2</sup>, 潘复生<sup>1,2</sup>

1. 重庆大学 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044;
2. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044;
3. 重庆大学 机械传动国家重点实验室, 重庆 400044)

**摘要:** 研究“轧制+固溶+轧制”工艺和“固溶+轧制”工艺对 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 合金中 LPSO 相及其组织性能的影响。结果表明: 经“轧制+固溶+轧制”工艺处理后, 合金中块状 LPSO 相较小, 且分布弥散, 合金的组织由细小的再结晶晶粒组成, 最终合金获得较好的综合力学性能, 抗拉强度(UTS)达到 347 MPa, 伸长率(EL)为 11.6%; 经“固溶+轧制”工艺处理后, 合金中块状 LPSO 相较粗大, 分布不均匀, 由于固溶退火后析出的层状 LPSO 相阻碍合金的再结晶, 轧制后合金中仍存在变形组织, 最终合金具有相对较高的抗拉强度(UTS 为 358 MPa), 但是伸长率较低(EL 为 6.6%); 对比而言, “轧制+固溶+轧制”工艺易进行更大压下量轧制, 进而获得更高综合力学性能。

**关键词:** Mg-Gd-Y-Zn-Mn 合金; 轧制工艺; LPSO 相; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

镁合金作为目前最轻的金属结构材料, 具有比强度高、减振性好和易回收等优点, 在航天航空、国防军工、交通运输和电子产品等领域都具有广阔的应用前景<sup>[1]</sup>。然而由于镁合金的绝对强度较低, 限制了镁合金的应用。在提高镁合金力学性能的研究中, 添加稀土元素是一种重要的手段<sup>[2]</sup>。同时 Mg-RE 合金由于在时效处理时会析出大量沉淀相, 从而可以大幅度提高镁合金的强度, 成为人们研究的热点之一<sup>[3-6]</sup>。近年来, 研究发现通过成分设计和热处理调控, 在 Mg-RE-Zn 合金中能产生长周期堆垛有序结构相(LPSO 相), 它对提高镁合金的强度具有显著的效果<sup>[7-9]</sup>。进一步地, 通过有效地结合 LPSO 相和时效沉淀相的强化作用, HOMMA 等<sup>[10]</sup>开发了 Mg-10Gd-5.7Y-1.6Zn-0.6Zr(质量分数, %)合金, 时效后合金的抗拉强度达到 542 MPa, 断后伸长率为 8%(伸长率约为 6%), 这是目前通过常规工艺处理得到强度最高的镁合金。在此基础上, 多种高强度的 Mg-RE-Zn 合金相继被开发出来<sup>[11-13]</sup>。作者在先前的研究中<sup>[13]</sup>, 成功开发了 Mg-8.40Gd-5.30Y-1.65Zn-0.59Mn 合金, 时效后合金的抗拉强度可以达到 500 MPa, 伸长率约为 10%, 在降低稀土元素含量的情况下, 仍然表现出较

高的综合力学性能。

目前高强度 Mg-RE-Zn 合金的塑性变形加工多采用挤压方式, 关于轧制变形的研究较少。而轧制是生产板材合金的主要加工方法, 板材合金在实际应用中具有重要地位。研究表明<sup>[14-19]</sup>, 变形程度较大的轧制加工有利于优化镁合金的组织, 提高合金的力学性能。因此为了推动 Mg-RE-Zn 合金的生产应用, 有必要对 Mg-RE-Zn 合金的轧制变形进行研究。然而对于高强度 Mg-RE-Zn 合金, 由于存在含量较高的合金元素和第二相, 其塑性变形能力较差, 对合金进行剧烈的轧制变形时容易发生开裂, 轧制加工难度较大。本文作者以高强度 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 合金为研究对象, 设计了“轧制+固溶+轧制”和“固溶+轧制”2种工艺, 并研究这2种工艺对其力学性能和显微组织(重点是LPSO相)的影响, 为高强度 Mg-RE-Zn 合金的板材轧制变形提供参考。

## 1 实验

采用半连续铸造方法熔炼获得 Mg-9.23Gd-3.29Y-

基金项目: 重庆大学机械传动国家重点实验室科研业务费(SKLM-T-ZZKT-2012 MS); 国家自然科学基金资助项目(51571044); 国家重点基础研究计划资助项目(2013CB632201)

收稿日期: 2015-05-19; 修订日期: 2016-01-24

通信作者: 王敬丰, 教授, 博士; 电话: 023-65112153; E-mail: jingfengwang@163.com

1.24Zn-0.87Mn(质量分数, %)合金, 随后切取尺寸为 70 mm×60 mm×6 mm 的样品, 按表 1 中的工艺过程进行处理, 得到相应的轧制样品。其中, 样品 60- I 对应的固溶处理为(500 °C, 4 h)空冷, 主要是为了消除合金中的共晶相, 并避免层状 LPSO 相的析出; 样品 60- II 对应的固溶退火处理为(540 °C, 4 h)炉冷, 与先前研究<sup>[20-21]</sup>中的热处理工艺一致, 使合金中析出层状 LPSO 相。轧制过程中, 道次压下量为 5%~15%, 在 520 °C 进行中间退火 10 min。累积压下量达到 60%后, 将样品的边裂部分切除后再做进一步轧制。轧制变形后, 对合金进行(400 °C, 0.5 h)去应力退火。

表 1 不同工艺处理后合金的编号

Table 1 Code number of alloys after different processes

Code No.	Process
60- I	As-cast alloy was rolled to reduction of 50%, and then was homogenized
60- II	As-cast alloy was homogenized, and then was rolled to reduction of 60%
76- I	60-I alloy was rolled to total reduction of 76% at 520 °C
76- II	60-I alloy was rolled to total reduction of 76% at 520 °C

对铸态、固溶退火态和各轧制合金进行金相制样, 采用苦味酸溶液侵蚀, 通过 Olympus 光学显微镜进行金相组织观测。对制备好的金相试样, 进一步采用扫描电子显微镜的背散射探头收集信号成像, 并采用 EDS 检测手段对合金中第二相进行微区成分测定。XRD 物相测试分析在 Rigaku D/MAX2500PC 型 X 射线衍射仪器上进行, 采用铜靶材, 扫描角度从 10°到 90°, 扫描速度为 4 (°)/min。沿着轧制方向切取标距为 20 mm, 宽度为 4 mm, 厚度为 1.4 mm 或 2.4 mm 的拉伸片状试样, 进行室温拉伸测试, 实验设备为新三思 CMT-5105 型微机控制电子万能试验机, 加载速率为 1.5 mm/min。

## 2 结果和讨论

### 2.1 铸态和(540 °C, 4 h)固溶退火态合金的组织

图 1 所示为铸态和(540 °C, 4 h)固溶退火态合金显微组织的背散射 SEM 像。由图 1 可以看到, 铸态合金中存在枝晶, 晶粒形貌不规则, 大小不均匀。对合金进行固溶退火处理后, 晶粒尺寸显著长大, 且呈粗

大的等轴状。第二相方面, 铸态合金中有白亮色和灰亮色两种衬度的第二相, 呈网状分布在晶界处; 固溶退火处理后, 合金中主要有一种灰亮色衬度的第二相, 其中一部分以粗大的块状形式分布于晶界处, 另一部分以细密的层状形式分布于晶粒中, 每个晶粒中层状相的取向是一致的。XRD 测试分析的结果, 铸态合金中第二相主要为 MgZnY LPSO 相和 MgGdZn LPSO 相, 还有共晶相(Mg,Zn)<sub>3</sub>(Gd,Y), 结合 EDS 测试结果显示, 铸态合金中白亮相为共晶相, 灰亮相为 LPSO 相。固溶退火处理后, 共晶相对应的衍射峰消失, 第二相主要为 LPSO 相, 说明固溶退火后, 无论晶界处块状相还是晶粒内层状相均为 LPSO。

文献[21]指出, MgZnY LPSO 相可以在凝固过程中形成, 而 MgZnGd LPSO 相在铸态中是不存在的。同时, LPSO 相属于热稳定相, ZHU 等<sup>[22]</sup>研究了 Mg-Zn-Y 合金中的 14H 和 18R 的 LPSO 相, 对铸态的 Mg-8Y-2Zn-0.6Zr 合金进行了(500 °C, 16 h)和(500 °C, 60 h)后水冷的热处理实验, 发现了 14H 和 18R 的 LPSO 相依然存在, 在高温固溶过程中不会消失。而本文作者在铸态的 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 中也发现了块状 LPSO 相, 这些相在固溶处理后依旧存在。总之, 固溶退火后的 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 中既有之前铸态形成的在固溶过程中未消失的 LPSO 相, 也有在退火过程中析出的 LPSO 相。其中晶界处块状 LPSO 相为铸态时就形成的, 在固溶处理过程中只是伴随形貌的变化, 而晶粒内层状 LPSO 相则是因为共晶相的溶解, 而在随后的退火过程中重新形成的。

### 2.2 压下量为 60%的轧制合金的组织 and 力学性能

图 2 所示为压下量 60%的轧制合金的纵截面显微组织金相照片。可以看到, 60- I 合金中主要为等轴晶组织, 不存在明显的变形晶粒组织, 说明铸态合金在轧制变形中发生了较高度度的再结晶。此外, 60- I 合金中晶粒大小不均匀, 晶粒尺寸约为 4~16 μm, 这可能是由于在固溶处理中部分晶粒发生了长大。而在 60- II 合金中, 主要是层状变形组织, 等轴状晶粒较少。先前的研究发现<sup>[20-23]</sup>, 对含有大量层状 LPSO 相的合金进行热挤压后, 合金中同样主要是变形晶粒组织。LÜ 等<sup>[24]</sup>在对含层状 LPSO 相合金的热变形行为的研究中, 发现层状 LPSO 相能阻碍合金中发生动态再结晶。其原因是, 固溶退火态合金中大量细密的层状 LPSO 相将镁基体分隔开来, 由于 LPSO 相具有较高的稳定性, 阻碍镁基体间原子的扩散, 而再结晶晶粒

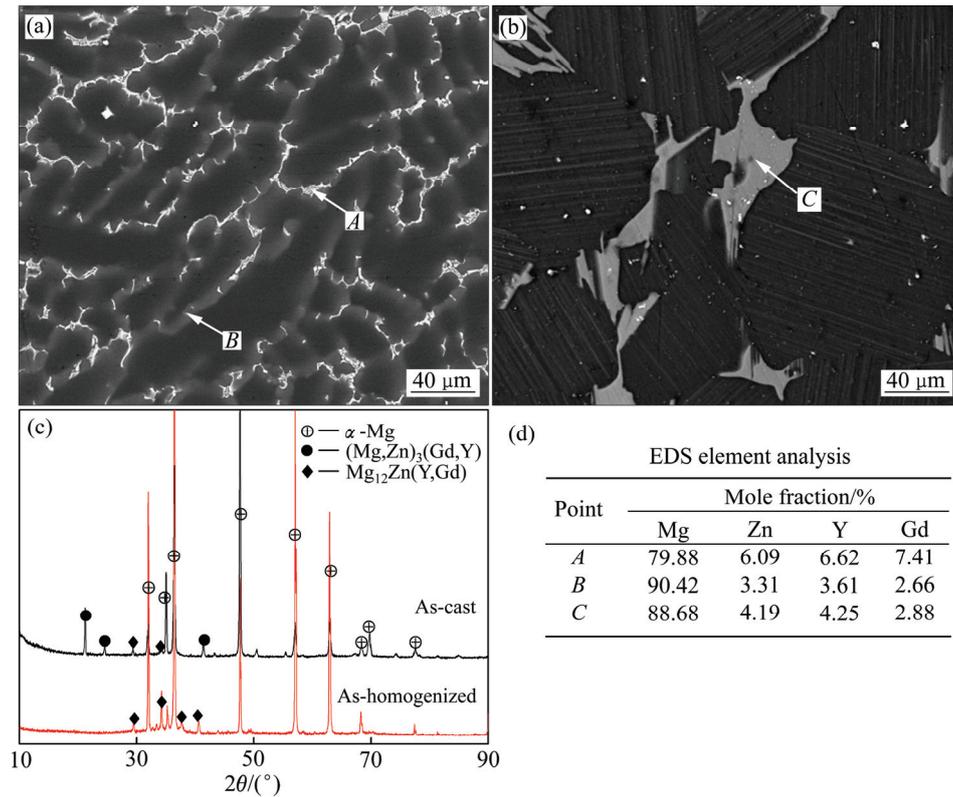


图1 铸态和(540 °C, 4 h)固溶退火态合金的SEM像, XRD谱和EDS测试结果

Fig. 1 SEM microstructure images of as-cast alloy(a) and alloy solution(b) annealed at 540 °C for 4 h, corresponding XRD patterns(c) and EDS test results(d)

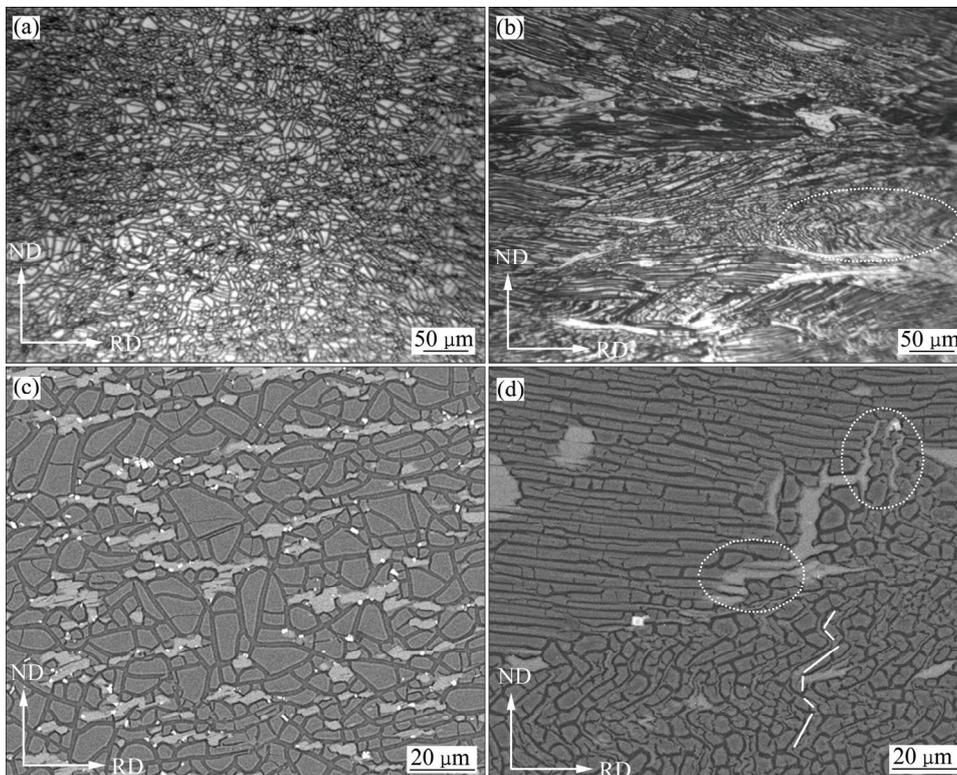


图2 累积压下量为60%的轧制合金显微组织的金相照片和SEM像

Fig. 2 Optical microstructure photographs and SEM images of alloys rolling with 76% thickness reduction: (a), (c) 60-I; (b), (d) 60-II

的形核与长大都涉及原子的扩散, 因而层状 LPSO 相的存在不利于合金发生再结晶。由图 2 还可以观察到, 在轧制变形作用下有小部分层状相发生了剧烈的弯曲。弯曲扭折是 LPSO 相重要的变形机制<sup>[25-26]</sup>。这些弯曲扭折区域内层状相被打断, 镁基体间原子扩散的阻力减弱, 并且由于晶格畸变程度较大, 发生了再结晶, SEM 像上分析出再结晶晶粒尺寸约为 2~4  $\mu\text{m}$ 。在变形过程中产生的动态再结晶晶粒随变形温度的升高有一定的长大。根据 Hall-Petch 公式, 显然晶粒尺寸的长大会降低力学性能。但是, 在含有 LPSO 相的镁合金的轧制中, 由于 LPSO 相的存在阻碍了晶粒长大, 从而一定程度上提高了力学性能。

结合图 2 的 SEM 像和图 3 的 XRD 检测分析结果, 可以得出, 60-I 和 60-II 合金中主要有一种灰白色衬度的第二相, 即 LPSO 相  $\text{Mg}_{12}\text{Zn}(\text{Y}, \text{Gd})$ 。其中, 60-I 合金中 LPSO 相以块状形式沿轧制方向呈不连续的带状分布, 与初始的铸态合金相比, 在轧制和固溶处理后, 合金中共晶相消失, 析出了分布更均匀的 LPSO 相。文献[27]指出, 对 Mg-Gd-Zn 合金在 500  $^{\circ}\text{C}$  下进行固溶处理时, 合金中  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  共晶相会发生溶解消失, 并析出 LPSO 相, 这与本研究的结果相符。另一方面, 与固溶退火态合金相比, 60-II 合金中大部分层状 LPSO 相逐渐趋于与轧制方向平行, 有小部分层状相发生了弯曲而被打断; 其块状 LPSO 相在轧制变形后发生了一定变形, 少量块状相在轧制中被割裂开来, 不过块状的 LPSO 相没有发生明显的细化。含 LPSO 相合金在受力变形时, 块状 LPSO 相可以通过位错滑移机制发生相应的变形<sup>[28-29]</sup>。对于本研究的 60-II 合金, 块状 LPSO 相在轧制时也发生了相应的变形, 即在受力时块状 LPSO 相能通过变形有效释放大

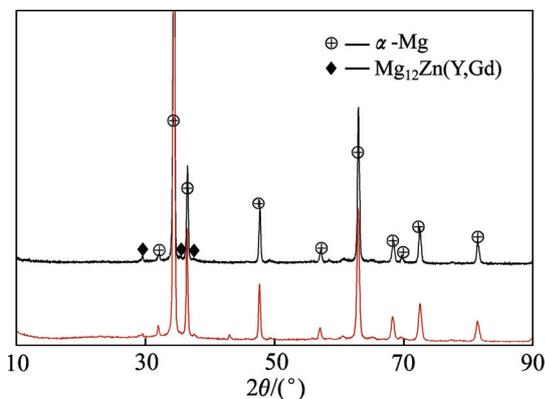


图 3 压下量为 60% 的轧制合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of alloys rolling with 60% thickness reduction

力, 从而不容易发生破碎而细化。同时, 由于合金中 LPSO 相含量不高, 合金的变形主要由镁基体的变形贡献, 致使合金中块状 LPSO 相变形程度也较小, 尺寸变化不大。相比于 60-II 合金中的块状 LPSO 相, 60-I 合金中的尺寸较小, 分布较均匀, 这说明结合适当的形变和热处理, 有利于析出尺寸较小且分布弥散的块状 LPSO 相。

图 4 所示为压下量 60% 的轧制合金的室温拉伸性能。由图 4 可以看到, 60-I 合金由于具有较高的塑性, 伸长率达到 11.8%, 其综合力学性能较高; 而 60-II 合金虽然具有较高的屈服强度, 但是由于伸长率仅为 1.0%, 合金的综合力学性能较差。分析认为, 60-I 合金中不存在变形晶粒组织, 位错密度较低, 加工硬化效应较弱; 加上晶粒组织主要为等轴状晶粒, LPSO 相尺寸较小、分布弥散, 拉伸变形时合金的变形更容易协调, 因此其塑性较高。而由于合金弥散分布的 LPSO 相, 以及一定的固溶原子, 使得合金具有良好的力学性能。60-II 合金中再结晶晶粒很少, 存在大量层状变形组织, 位错密度较高, 加工硬化效应较强; 加上细密分布的层状 LPSO 相对位错的阻碍作用, 因此其屈服强度较高。但是在拉伸变形时, 层状组织间的变形不易协调, 粗大的块状 LPSO 相区域容易产生应力集中, 显微裂纹容易萌生和扩展, 致使其塑性很差。

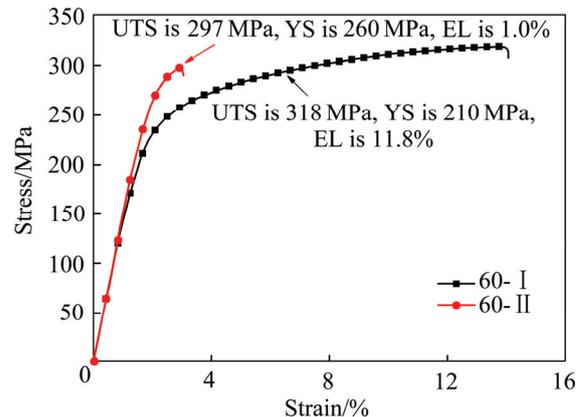


图 4 压下量为 60% 的轧制合金的室温拉伸性能

Fig. 4 Room temperature tensile property of alloys rolling with 60% thickness reduction

### 2.3 压下量为 76% 的轧制合金的组织 and 力学性能

对 60-I 和 60-II 合金继续进行轧制, 最终累积压下量达到 76%, 所得样品的照片如图 5 所示。对比来看, 76-II 合金的边裂情况更严重, 出现了 2~3 mm 长的边裂纹, 而 76-I 合金基本无边裂现象。分析认为, 60-II 合金的塑性较差, 同时合金中层状 LPSO 相抑制

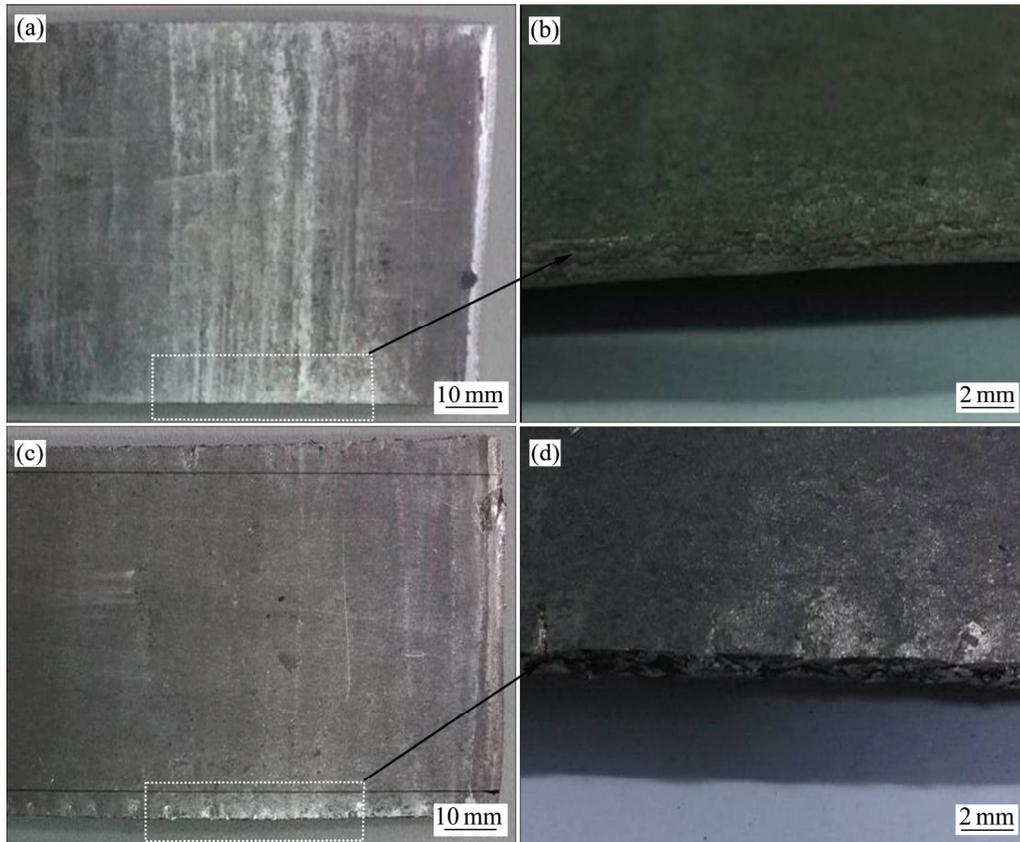


图5 压下量为76%的轧制合金的样品照片

Fig. 5 Sample photos of alloys rolling with 76% thickness reduction: (a), (b) 76- I ; (c), (d) 76- II

了合金的再结晶软化作用，轧制过程中合金的塑性得不到及时恢复，加上层状组织间变形不易协调，致使合金容易发生边裂。而 60- I 合金本身具有较高的塑性，同时等轴状的晶粒间变形更容易协调；另一方面在轧制过程中容易发生再结晶，有利于改善合金的塑性，使得合金在轧制变形中不易发生断裂。

从图 6 轧制合金的纵截面显微组织金相照片中可以看到，76- I 合金的组织主要为均匀的等轴晶晶粒，76- II 合金中出现了较多等轴晶晶粒，但仍然存在部分层状变形组织。相比于 60- I 合金，76- I 合金的晶粒组织变得更细小均匀，晶粒尺寸约为 4~6  $\mu\text{m}$ ，表明轧制变形程度增大，有利于细化该合金的晶粒组织。相比于 60- II 合金，76- II 合金中层状变形组织有所减少，再结晶晶粒增多，但再结晶晶粒的尺寸无明显细化，再结晶晶粒尺寸约为 2~6  $\mu\text{m}$ 。进一步对压下量为 76% 的轧制合金的显微组织进行 SEM 观测分析，可以看到，76- I 合金中 LPSO 相沿着轧制方向呈不连续的带状分布，部分块状相在轧制变形作用下被拉长。

76- II 合金中块状的 LPSO 相在轧制作用下，同样发生了一定程度的变形，但块状相仍然没有明显细化。与 60- II 合金相比，76- II 合金中没有看到层状相扭曲的现象，这是由于原来扭曲变形区域发生了程度较高的再结晶。

图 7 所示为压下量 76% 的轧制合金的室温拉伸性能。与压下量为 60% 的相比，76- I 合金的屈服强度和抗拉强度分别由 210、318 MPa 增大至 260、347 MPa，并且仍然具有较高的塑性，伸长率为 11.6%；而 76- II 合金伸长率由 1.0% 提升至 6.6%，抗拉强度由 297 MPa 大幅度增大至 358 MPa。总的来讲，轧制压下量由 60% 增大至 76% 后，合金的力学性能都有所改善，即适当增大轧制变形程度，有利于提高合金的性能。对于 76- I 合金，轧制压下量的增大，使合金的晶粒变得更细小均匀，晶粒尺寸由 4~16  $\mu\text{m}$  细化至 4~6  $\mu\text{m}$ 。根据 Hall-Petch 关系  $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ ，晶粒尺寸越小，合金的屈服强度越高。此外，轧制变形量增大时，合金中块状 LPSO 相沿着轧制方向被拉长，LPSO

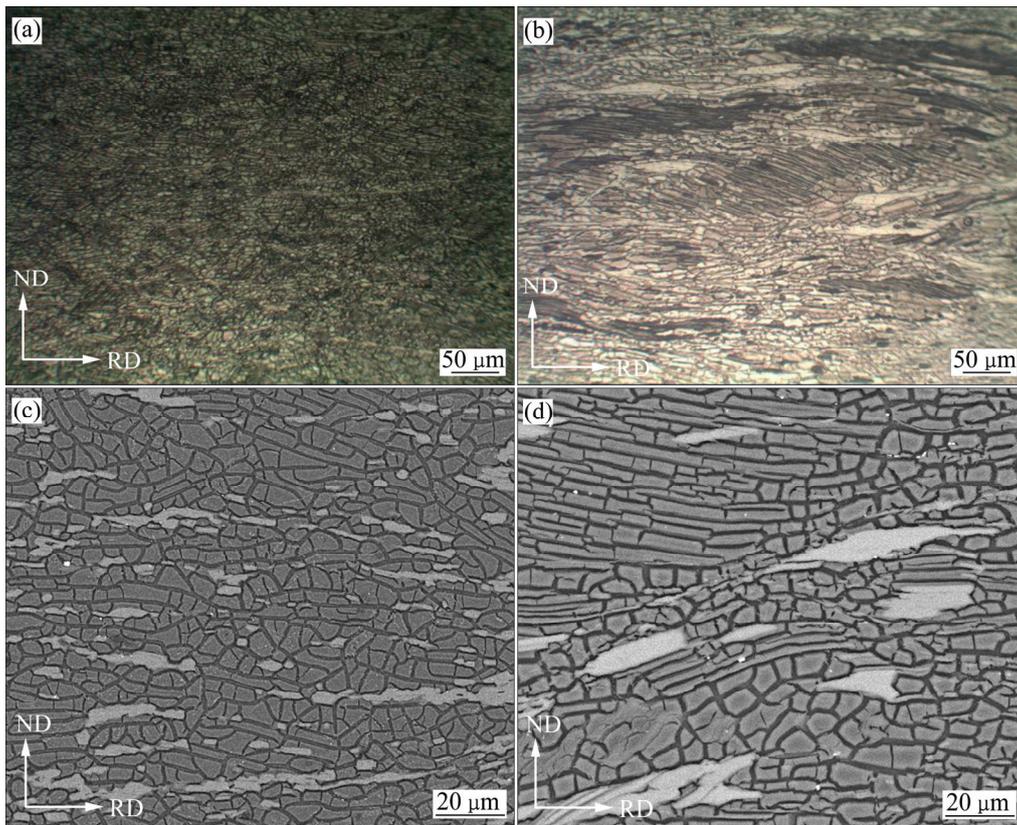


图 6 压下量为 76% 的轧制合金显微组织的金相照片和 SEM 像

Fig. 6 Optical microstructures and SEM images of alloys rolling with 76% thickness reduction: (a), (b) 76- I ; (c), (d) 76- II

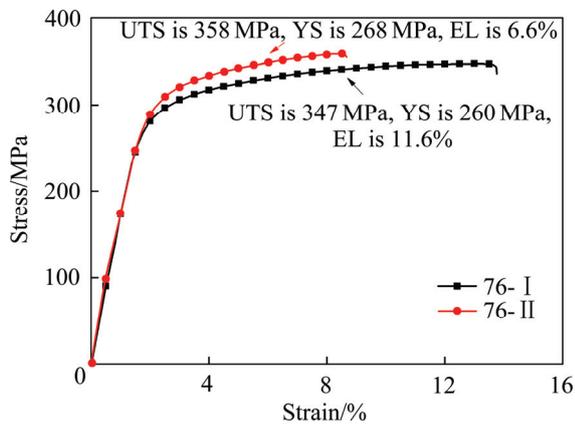


图 7 压下量为 76% 的轧制合金的力学性能

Fig. 7 Mechanical property of alloys rolling with 76% thickness reduction

相分布较均匀弥散。因此, 当力沿着轧制方向加载时, 剪切变形主要沿着 LPSO 相发生。LPSO 相在合金中扮演一种纤维增强的效果, 从而使得强度增加。同时, LPSO 相中的变形机制主要是弯曲扭折。这样的弯曲扭折有助于吸收调节内应力, 从而增加轧制板材的塑形和强度。同时, 相比于纯镁, LPSO 相具有更大的

弹性模量, 因此在塑形变形中可以承载更多的载荷<sup>[30]</sup>。

细晶强化和第二相强化等的综合作用, 使得 76- I 合金的强度和塑性提高。对于 76- II 合金, 轧制压下量的增大, 合金的屈服强度并没有大幅度提高。这主要是因为进一步轧制变形后, 合金中含有细密层状 LPSO 相的变形组织减少, 层状相的强化作用减弱。由于合金中具有较多细小的再结晶晶粒, 合金获得较高的细晶强化作用, 以及块状 LPSO 相沿轧制方向进一步被拉长, 其强化效果增大, 致使最终合金的屈服强度还是略有提升。另外, 合金中再结晶晶粒的增多, 层状变形组织的减少, 是合金塑性得到大幅度改善的主要原因。

对比 76- I 和 76- II 合金力学性能, 76- II 合金具有较高的强度, 但是塑性较低。从显微组织上看, 两合金中的再结晶晶粒尺寸相近, 但是 76- II 合金存在层状变形组织, 由于加工硬化和层状 LPSO 相的强化作用, 76- II 合金具有较高的强度。另一方面 76- II 合金中存在变形组织, 其块状 LPSO 相较为粗大且分布不均匀, 使得合金在变形时不易协调, 导致其塑性较差。

### 3 结论

1) 对铸态合金进行“轧制(压下量为 60%)+固溶处理”后,合金中晶粒组织发生细化,析出较均匀细小的块状 LPSO 相。最后压下量达到 76%时,合金具有均匀细小的晶粒组织,和弥散分布的块状 LPSO 相。获得了较好的综合力学性能,抗拉强度为 347MPa,伸长率为 11.6%。

2) 对铸态合金直接进行固溶退火后,晶粒显著长大,析出粗大的块状和细小层状的 LPSO 相。压下量为 76%时,发生了较高程度的再结晶,仍然存在层状变形组织,其块状 LPSO 相无明显变化。最终合金具有较高抗拉强度 358MPa,但塑性较低,伸长率仅为 6.6%。

3) 对比来看,经“轧制+固溶+轧制”工艺处理后,合金不易开裂,容易进行更大压下量的轧制变形,进而获得更高的力学性能;另外,该工艺处理后合金中 LPSO 相尺寸较小,分布更均匀,对于提高 LPSO 相的强化效果具有重要意义。

### REFERENCES

- [1] 陈振华, 严红革, 陈吉华, 全亚杰, 王慧敏, 陈鼎. 镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.  
CHEN Zhen-hua, YAN Hong-ge, CHEN Ji-hua, QUAN Ya-jie, WANG Hui-min, CHEN Ding. Magnesium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004.
- [2] 王军, 朱秀荣, 徐永东, 王荣, 聂景江, 张立君. 稀土 Ce 和 Y 对 AZ80 镁合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 25-35.  
WANG Jun, ZHU Xiu-rong, XU Yong-dong, WANG Rong, NIE Jing-jiang, ZHANG Li-jun. Effects of rare earth Ce and Y on microstructure and mechanical properties of AZ80 Mg alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 25-35.
- [3] CAO L, LIU W C, LI Z Q, WU G H, XIAO L, WANG S H, DING W J. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of sand-cast Mg-10Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 611-618.
- [4] NODOOSHAN H R J, LIU W C, WU G H, RAO Y, ZHOU C X, HE S P, DING W J, MAHMUDI R. Effect of Gd content on microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys under peak-aged condition[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 615: 79-86.
- [5] LUKYANOVA E A, ROKHLIN L L, TABACHKOVA N Y, DOBATKINA T V, NIKITINA N I. Reversion after ageing in an Mg-Y-Gd-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 635: 173-179.
- [6] 周丽萍, 曾小勤, 李德江, 杨春明. Mg-12Gd 合金的时效析出行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(6): 1409-1416.  
ZHOU Li-ping, ZENG Xiao-qin, LI De-jiang, YANG Chun-ming. Ageing precipitation behavior of Mg-12Gd alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2015, 25(6): 1409-1416.
- [7] KAWAMURA Y, HAYASHI K, INOUE A, MASUMOTO T. Rapidly solidified powder metallurgy Mg97Zn1Y2 alloys with excellent tensile yield strength above 600MPa[J]. Materials Transactions, 2001, 42(7): 1171-1176.
- [8] KAWAMURA Y, YAMASAKI M. Formation and Mechanical Properties of Mg97Zn1RE2 alloys with long-period stacking ordered structure[J]. Materials Transactions, 2007, 48(11): 2986-2992.
- [9] HAGIHARA K, KINOSHITA A, SUGINO Y, YAMASAKI M, KAWAMURA Y, YASUDA H Y, UMAKOSHI Y. Plastic deformation behavior of Mg97Zn1Y2 extruded alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20: 1259-1268.
- [10] HOMMA T, KUNITO N, KAMADO S. Fabrication of extraordinary high-strength magnesium alloy by hot extrusion[J]. Scripta Materialia, 2009, 61: 644-647.
- [11] XU C, ZHENG M Y, XU S W, WU K, WANG E D, KAMADO S, WANG G J, LV X Y. Ultra high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy sheets processed by large-strain hot rolling and ageing[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 547: 93-98.
- [12] 王振东, 房灿峰, 孟令刚, 李乃朴, 吴友芳, 张兴国. 高强 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的微观组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(1): 1-6.  
WANG Zhen-dong, FANG Can-feng, MENG Ling-gang, LI Nai-pu, WU You-fang, ZHANG Xing-guo. Microstructures and mechanical properties of high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(1): 1-6.
- [13] WANG J F, SONG P F, HUANG S, PAN F S. High-strength and good-ductility Mg-RE-Zn-Mn magnesium alloy with long-period stacking ordered phase[J]. Materials Letters, 2013, 93: 415-418.
- [14] 董勇, 刘吉兆. 初始取向对大应变轧制 AZ31 镁合金板材显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(7): 1700-1706.  
DONG Yong, LIU Ji-zhao. Effects of initial orientation on microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets fabricated by large strain rolling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(7): 1700-1706.

- [15] 郑 翊, 严红革, 陈吉华, 余海洋, 苏 斌. 高应变速率轧制 ZK60 板材的超塑性行为[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 839–847.  
ZHENG Yi, YAN Hong-ge, CHEN Ji-hua, YU Hai-yang, SU Bin. Superplasticity behavior of ZK60 alloy sheet prepared by high strain rate rolling process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(7): 839–847.
- [16] 宋 波, 辛仁龙, 陈 刚, 孙立云, 刘 庆. 热轧及热处理对 Mg-Y-Nd 合金组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(10): 2721–2729.  
SONG Bo, XIN Ren-long, CHEN Gang, SUN Li-yun, LIU Qing. Effect of hot rolling and thermal treatment on microstructure of Mg-Y-Nd[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(10): 2721–2729.
- [17] 杨海波, 胡水平. 轧制参数对 AZ31 镁合金织构和室温成形性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(8): 1953–1959.  
YANG Hai-bo, HU Shui-ping. Influence of rolling parameters on texture and formability of rolled AZ31 magnesium alloys at room temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(8): 1953–1959.
- [18] XU C, XU S W, ZHENG M Y, WU K, WANG E D, KAMADO S, WANG G J, LV X Y. Microstructures and mechanical properties of high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy sheets processed by severe hot rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 524: 46–52.
- [19] 袁武华, 齐 欣, 黄巧玲. 轧制工艺对 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(12): 3275–3281.  
YUAN Wu-hua, QI Xin, HUANG Qiao-ling. Effect of rolling process on microstructure and mechanical properties of Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(12): 3275–3281.
- [20] HUANG S, WANG J F, HOU F, HUANG X H, PAN F S. Effect of Gd and Y contents on the microstructural evolution of long period stacking ordered phase and the corresponding mechanical properties in Mg-Gd-Y-Zn-Mn alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 612: 363–370.
- [21] HUANG S, WANG J F, HOU F, LI Y, PAN F S. Effect of Sn on the formation of the long period stacking ordered phase and mechanical properties of Mg-RE-Zn alloy[J]. Materials Letters, 2014, 137: 143–146.
- [22] Zhu Y M, MORTON A J, NIE J F. The 18R and 14H long-period stacking ordered structures in Mg-Y-Zn alloys[J]. Acta Materialia, 2010, 58: 2936–2947.
- [23] DATTA A, WAGHMARE U V, RAMAMURTY U. Structure and stacking faults in layered Mg-Zn-Y alloys: A first-principles study[J]. Acta Materialia, 2008, 56: 2531–2539.
- [24] LÜ B J, PENG J, ZHU L L, WANG Y J, TANG A T. The effect of 14H LPSO phase on dynamic recrystallization behavior and hot workability of Mg-2.0Zn-0.3Zr-5.8Y alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 599: 150–159.
- [25] ITOI T, TAKAHASHI K, MORIYAMA H, HIROHASHI M. A high strength Mg-Ni-Y alloy sheet with a long-period ordered phase prepared by hot-rolling[J]. Scripta Materialia, 2008, 59: 1155–1158.
- [26] TAKAOMI I, SUZUKI, TAKERU, KAWAMURA, YOSHIHITO. Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Zn-Y Rolled Sheet with Mg<sub>12</sub>ZnY Phase[J]. Materials Transactions, 2010, 51(9): 1536–1542.
- [27] ZHANG J S, ZHANG W B, RUAN X Q, BIAN L P, CHENG W L, WANG H X, XU C X. Effect of zirconium on the microstructure and mechanical properties of long period stacking ordered Mg<sub>96</sub>Gd<sub>3</sub>Zn<sub>1</sub> alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 560: 847–850.
- [28] YAMASAKI M, HAGIHARA K, INOUE S I, HADORN J P, KAWAMURA Y. Crystallographic classification of kink bands in an extruded Mg-Zn-Y alloy using intragranular misorientation axis analysis[J]. Acta Materialia, 2013, 61: 2065–2076.
- [29] KIM J K, SANDLOBES S, RAABE D. On the room temperature deformation mechanisms of a Mg-Y-Zn alloy with long-period-stacking-ordered structures[J]. Acta Materialia, 2015, 82: 414–423.
- [30] XU C, XU S W, ZHENG M Y, WU K, WANG E D, KAMADO S, WANG G J, LV X Y. Microstructures and mechanical properties of high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy sheets processed by severe hot rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 524: 46–52.

## Influences of rolling processes on LPSO phase, microstructure and property of Mg-Gd-Y-Zn-Mn alloy

WANG Jing-feng<sup>1,2,3</sup>, HUANG Xiu-hong<sup>1,2</sup>, XIE Fei-zhou<sup>1,2</sup>, HUANG Song<sup>1,2</sup>, HOU Fan<sup>1,2</sup>, PAN Fu-sheng<sup>1,2</sup>

(1. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400044, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China;

3. The State Key Laboratory of Mechanical Transmission, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

**Abstract:** The influences of “rolling + solution treatment + rolling” process and “solution treatment + rolling” process on LPSO phase, microstructure and property of Mg-Gd-Y-Zn-Mn alloy were investigated in this work. The results show that the block-shaped LPSO phases in the alloy are smaller and dispersive after processing with “rolling + solution treatment + rolling”. And the microstructure of the alloy consists of tiny recrystallization grains. And then the alloy finally obtains a good comprehensive mechanical property, UTS=347 MPa, EL=11.6%. On the other hand, the block-shaped LPSO phases in the alloy are coarser, and its distribution is heterogeneous, after processing with “solution treatment + rolling”. And the deformed structure still exists in the alloy after rolling, since the recrystallization is hindered by the layered LPSO phases which precipitated after solution treatment. Then the alloy finally exhibits a high tensile strength of 358 MPa, but a bad plasticity of 6.6%. The increase of the rolling reduction is beneficial to improve the mechanical property of the alloy. By contrast, the rolling with greater reduction can be processed easily with “rolling + solution treatment + rolling” and then the higher mechanical property can be achieved.

**Key words:** Mg-Gd-Y-Zn-Mn alloy; rolling process; LPSO phase; microstructure; mechanical property

**Foundation item:** Project(SKLM-T-ZZKT-2012 MS) supported by the State Key Laboratory of Mechanical Transmission-Chongqing University; Project(51571044) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(2013CB632201) supported by the National Basic Research Program of China

**Received date:** 2015-05-19; **Accepted date:** 2016-01-24

**Corresponding author:** WANG Jing-feng; Tel: +86-23-65112153; E-mail: jingfengwang@163.com

(编辑 王超)