

Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的微观组织与力学性能

杨 艳^{1,2}, 张雪平¹, 任凤娟¹, 彭晓东^{1,2}, 谢卫东^{1,2}, 张振宇¹

(1. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

(2. 重庆大学 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044)

摘 要: 利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)和 X 射线衍射仪(XRD)等手段系统研究了铸态、固溶处理态和挤压态 Mg-8Li-4Al-0.3Y (质量分数, %) 合金的微观组织, 测试了其室温力学性能。实验结果表明: 铸态实验合金主要由 α -Mg、 β -Li、Al₂Y 和 AlLi 相以及 MgAlLi₂ 相组成; 固溶处理后合金中在相界处分布的 MgAlLi₂ 化合物相消失, 大量 AlLi 相发生分解并固溶于合金基体中, 仅剩下部分尺寸较大的 AlLi 相。在挤压过程中合金发生动态再结晶, 显微组织明显细化, 组织更加均匀。固溶处理后合金基体硬度明显高于铸态合金; 与铸态相比, 挤压态合金的综合力学性能得到大幅提升, 其抗拉强度和延伸率分别达到 208 MPa 和 25.1%。

关键词: Mg-Li 合金; 固溶处理; 挤压变形; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)08-2518-07

镁合金具有低密度、高比强度、比刚度、良好的切削加工性能以及再生性, 被广泛用于汽车和航空航天等领域^[1-6]。然而, 镁合金为密排六方晶体结构, 滑移系少, 室温下难以进行塑性变形^[7]。在镁中加入金属锂, 一方面可进一步降低合金的密度, 另一方面可以改变合金的晶体结构, 进而提高合金的塑性^[8-10]。二元 Mg-Li 合金中, 当 Li 添加量 (质量分数, 下同) 低于 5.7% 时, 合金由密排六方结构的 α -Mg 相组成, 但是 Li 的加入降低了密排六方结构中的 c/a 比值; 当 Li 含量超过 11.3% 时, 合金则由体心立方结构的 β -Li 相构成; 当 Li 含量介于 5.7% 至 11.3% 之间时, 合金由 α -Mg+ β -Li 构成的双相结构组成, 由于其特殊的晶体结构, Mg-Li 合金具有较好的塑性。镁锂合金是目前最轻的金属结构材料^[11,12], 具有高比强度和比刚度、塑性加工性能好等优点, 受到航空航天、军事、医学及通信等领域的广泛关注。一些相对成熟的 Mg-Li 系合金, 如 LA141、MA21、MA18、LA91 已投入商业使用, 但现有的镁锂合金普遍存在强度和塑性难以兼顾、绝对强度较低等缺点, 进而限制了其广泛应用。

已有研究表明^[13]: α -Mg 相区的 Mg-Li 合金具有较高的强度, 但是塑性相对较差, 而 β -Li 相区的 Mg-Li 合金塑性较好, 但强度较低, α -Mg+ β -Li 双相区 Mg-Li 合金具有较好的综合力学性能, 是目前的研究热点。

因此, 本研究聚焦于双相 Mg-Li 合金区。合金化是改善 Mg-Li 合金力学性能最有效的方法之一, 通常向镁锂合金中加入 Al、Zn、RE 等元素来改善镁锂合金的性能。已有研究表明^[14-16]: Al 元素能够提高 Mg-Li 合金的强度, 同时兼顾较好的塑性, 但当 Al 含量高于 5% 时, 合金塑性快速下降, 本研究将 Al 含量设定在 4%, 但是 Mg-Li-Al 系合金存在时效软化、室温力学性能差等缺点。稀土元素 Y 能够显著改善镁合金的铸造工艺性能, 细化晶粒, 改善其综合力学性能^[17,18], 因此本研究拟采用稀土元素 Y 改善 Mg-Li-Al 合金的力学性能, 为保证合金的超轻特性, 将 Y 添加质量分数定为 0.3%。基于上述分析, 本研究通过向镁锂合金中加入 Al、Y 元素制备 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金, 系统研究铸态、热处理态和挤压态合金的微观组织和力学性能, 系统分析 Al 和 Y 元素在合金中的存在形态和强化机制, 为后续 Mg-Li 系合金的开发和应用奠定理论基础。

1 实 验

以纯镁(99.9%)、纯锂(99.9%)、纯铝(99.5%)和镁钎中间合金(Mg-30Y)为原材料, 首先将纯镁、铝锭和 Mg-30Y 中间合金按比例放置在坩埚中, 加热至 720 °C, 待全部熔化后, 将温度调整到 680 °C, 加入金属 Li, 对熔体进行搅拌并保温 10 min, 最后将合金熔体浇

收稿日期: 2017-08-10

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2016YFB0700403); 国家自然科学基金 (51601024); 重庆市基础科学与前沿技术研究项目 (cstc2016jcyjA0418); 中央高校基本科研业务费 (106112015CDJXY130011)

作者简介: 杨 艳, 女, 1983 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: 023-65102856, E-mail: yangyang@cqu.edu.cn

铸到尺寸为 $\Phi 90 \text{ mm} \times 300 \text{ mm}$ 金属型模具中, 制备 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金铸锭, 熔炼过程采用 $\text{SF}_6 + \text{CO}_2$ 混合气体保护。采用光谱直读仪测试合金的成分, 合金的实际化学成分为 Mg-8.25Li-4.36Al-0.26Y(质量分数, %)。

将铸态合金试样加热至 350°C 并保温 1 h, 水冷至室温, 制备固溶处理态合金试样。将 $\Phi 90 \text{ mm}$ 铸锭切削至 $\Phi 80 \text{ mm}$ 去除表面氧化夹杂后将铸锭加热至 250°C 保温 2 h 进行均匀化热处理, 而后将铸锭在 XJ-500 热挤压机上挤压加工成为 $\Phi 16 \text{ mm}$ 棒材, 挤压温度为 250°C , 挤压速度为 1 mm/min , 挤压比为 25。分别对铸态、固溶处理态和挤压态实验合金试样进行机械研磨和抛光, 采用 3.5% 的硝酸乙醇溶液腐蚀 3~5 s, 制备微观组织观察试样, 分别采用 OM 和 SEM 观察铸态、热处理态和挤压态合金的微观组织, 采用 XRD 分析合金相组成。采用上海泰明显微硬度测试仪测定铸态和热处理态合金基体微观硬度, 加载力为 0.98 N , 加载时间 10 s, 每个试样测定 20 个点, 取平均值。在新三思 CMT-5105 型万能电子拉伸试验机上以 2 mm/s 速度对铸态和挤压态试样进行室温拉伸性能测试, 其中挤压态试样的拉伸方向与挤压方向平行, 拉伸试样标距段尺寸为 $\Phi 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$, 采用扫描电镜(SEM)观察拉伸试样断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 铸态与热处理态实验合金的微观组织

图 1 所示为铸态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的微观组织。图 1a 为铸态合金的金相显微组织, 由图可知: 铸态合金基本由 $\alpha\text{-Mg}$ 相和 $\beta\text{-Li}$ 相组成, 图 1a 中灰色区域为 $\beta\text{-Li}$ 相, 白色区域为 $\alpha\text{-Mg}$ 相, 合金中除了存在相对较大的黑色颗粒外, 在 $\alpha\text{-Mg}/\beta\text{-Li}$ 相界面和 $\beta\text{-Li}$ 相内部还弥散分布着很多颗粒相。为更加清楚地表征

合金的微观组织, 对合金进行了 SEM 和高倍数 SEM 观察, 图 1b 所示为铸态合金的 SEM 形貌, 由图可以确认: 合金中的化合物相包括亮白色颗粒、边界较亮颗粒和 $\beta\text{-Li}$ 相内部灰色颗粒 3 种, 灰色颗粒主要分布在 $\alpha\text{-Mg}/\beta\text{-Li}$ 相界面和 $\beta\text{-Li}$ 相内部。为进一步确定合金相组成, 分别对亮颗粒和 $\beta\text{-Li}$ 相内部灰色小颗粒进行了 EDS 分析, 分析结果如图 1c 和图 1d 所示。由图可知: A 点白色亮颗粒主要由 Mg、Al 和 Y 3 种元素构成, 其中 Al/Y 原子比接近 2/1, 因此推断亮颗粒相为 Al_2Y 相。B 点灰色颗粒仅包括 Mg、Al 2 种元素, 考虑到 Li 元素检测不出来, 猜测灰色颗粒相为 AlLi 相或者 MgAlLi_2 相。

图 2a 所示为固溶处理后 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的金相显微组织, 由图可知: 固溶处理之后, 合金基体仍由 $\alpha\text{-Mg}$ 相和 $\beta\text{-Li}$ 相构成, 但是合金中细小的颗粒相特别是分布于两相界面之间的化合物相基本消失, 合金中仅剩下尺寸相对较大的颗粒相。图 2b 所示为固溶处理后合金的 SEM 形貌。由图可确定: 经固溶处理之后, 合金内部只剩下尺寸相对较大的亮色颗粒相和极少量的较大尺寸的灰色颗粒相, 边界处颗粒相消失。为进一步确定亮颗粒的化学成分, 对合金中 C 点白色颗粒相进行了 EDS 分析, 分析结果显示, C 点主要由 Mg、Al 和 Y 3 种元素构成, 其中 Al/Y 原子比接近 2/1。图 3 所示为固溶态合金的 EDS 线扫描结果, 由图可知, 在化合物相区域 Al 元素和 Y 元素含量上升, Mg 含量急剧减少, 进一步确认化合物相为 Al_2Y 相, Mg 元素的线分布结果亦显示在 $\beta\text{-Li}$ 相区域其含量轻微减少。图 4 所示为固溶态合金的 EDS 面扫描结果, 结果显示在亮白色化合物相区域 Al、Y 元素含量增加, 在 $\alpha\text{-Mg}/\beta\text{-Li}$ 相界面, 合金元素无明显变化, 推断该处化合物相在固溶处理过程中全部分解并固溶

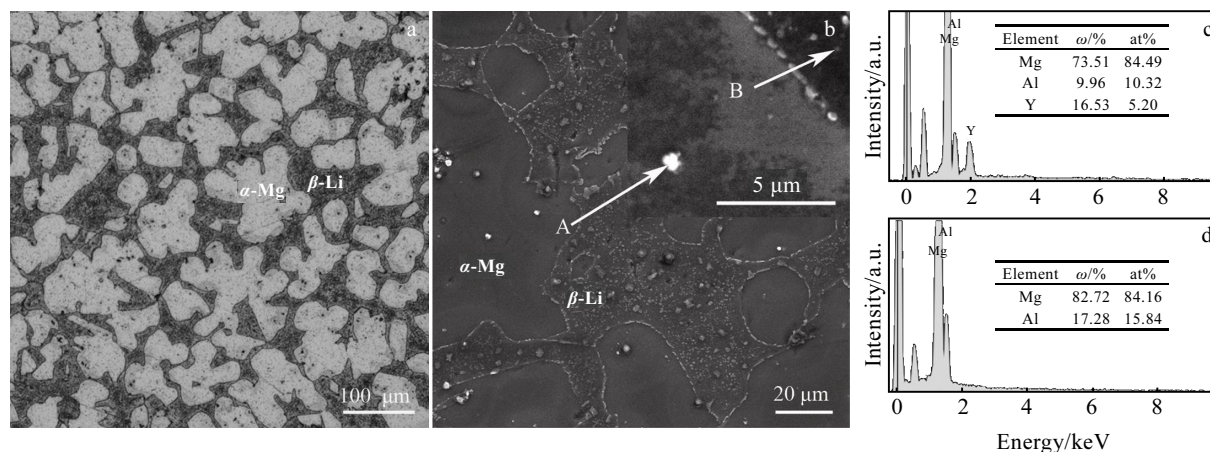


图 1 铸态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的微观组织与 EDS 分析结果

Fig.1 OM (a) and SEM (b) images and EDS analyses of point A (c) and point B (d) in Fig.1b of as-cast Mg-8Li-4Al-0.3Y alloy

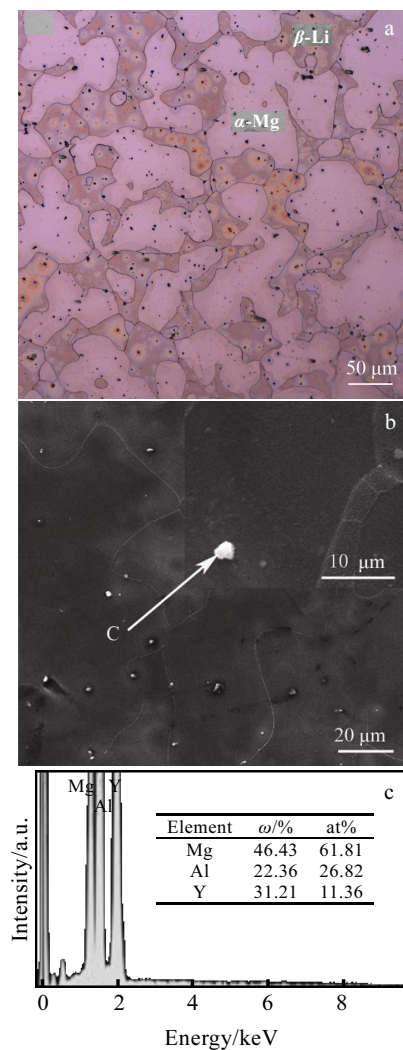


图2 固溶处理后实验合金的微观组织与 EDS 分析结果
Fig.2 OM image (a), SEM microstructure (b) and EDS analysis (c) of point C in Fig.2b for solution-treated test alloy

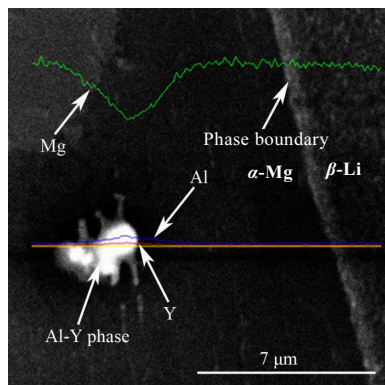


图3 固溶态实验合金的 SEM 形貌和 EDS 线分析结果
Fig.3 Microstructure and EDS linear analysis of solution-treated test alloy

于合金基体中。结合合金的 EDS 点、线、面分析结果可以推断:固溶态合金中的亮白色化合物相为 Al_2Y 相。

为进一步确定合金相组成,分别对铸态和热处理态合金进行了 XRD 分析,分析结果如图 5 所示。由图可知,铸态实验合金主要由 α -Mg、 β -Li、 Al_2Y 、 AlLi 和 MgAlLi_2 相组成。固溶处理之后, MgAlLi_2 相的衍射峰消失, AlLi 相衍射峰强度也有较大的降低,固溶处理态合金主要由 α -Mg、 β -Li、 Al_2Y 和少量 AlLi 相组成。结合合金的 SEM 和 EDS 结果,对比分析铸态和固溶处理态合金的微观组织形貌变化可以确定:铸态合金主要由 α -Mg、 β -Li、 Al_2Y 、 AlLi 和 MgAlLi_2 相组成, Al_2Y 相均匀分布于合金基体中, MgAlLi_2 则主要分布于 α -Mg/ β -Li 两相界面处, AlLi 相主要分布于 β -Li 相中。经固溶处理后,分布于两相界面的 MgAlLi_2 相和大部分细小 AlLi 相发生分解并固溶于合金基体中,因此固溶态合金主要由 α -Mg、 β -Li、 Al_2Y 和少量尺寸较大的 AlLi 相组成。已有研究表明^[19], Mg-Li-Al 合金中存在亚稳相 MgAlLi_2 和 AlLi 相,在 350 °C 固溶处理过程中,亚稳相 MgAlLi_2 分解,完全固溶于合金基体中,此研究结果与本实验结果一致。由 Al-Y 二元合金相图可知, Al_2Y 相为高温稳定相,铸态实验合金中的 Al_2Y 相在本固溶温度下不会发生分解,因此铸态和固溶处理态合金内部 Al_2Y 相含量未发生明显变化, Y 在合金中主要以 Al_2Y 形态存在。

2.2 挤压态合金的微观组织

图 6 所示为挤压态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的金相照片。由图可见,挤压态合金晶粒明显小于铸态合金, α -Mg 相沿挤压方向被拉长, β -Li 相区则存在着大量细小的等轴晶,晶粒尺寸在 3~12 μm 之间,说明其在挤压过程中发生了动态再结晶。挤压态合金中存在颗粒状化合物相。

为进一步明确挤压态合金中的第二相情况,对挤压态合金进行了 SEM 观察和 EDS 分析,结果如图 7 所示。由图 7a 可知:挤压态合金中的化合物相与铸态类似,主要包括尺寸相对较大的颗粒相和分布于 α -Mg/ β -Li 两相界面处与 β -Li 相内部的化合物相。图 7b 所示为较大颗粒相 D 点的 EDS 分析结果,由图可见, D 点主要由 Mg、Al 和 Y 元素构成,其中 Al、Y 元素的原子比接近 2/1,因此确定该化合物相为 Al_2Y 相,图 7c 所示为 β -Li 相内部颗粒相 E 点的 EDS 分析结果, E 点主要由 Mg、Al 元素构成,由于 Li 元素检测不出,推断细小颗粒相为 AlLi 相。对比分析铸态和挤压态合金的 SEM 形貌得出:挤压变形后,合金中的化合物相分布更加均匀,挤压态合金中的化合物相包括 Al_2Y 相、分布于 α -Mg/ β -Li 两相界面的 MgAlLi_2 相

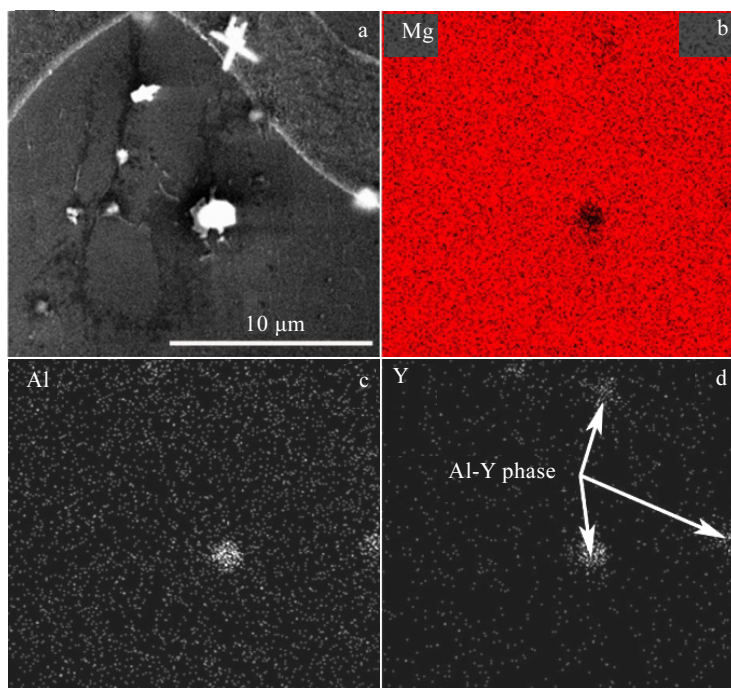


图 4 固溶态实验合金的 SEM 形貌和 EDS 面扫描结果

Fig.4 Microstructure (a) and EDS mapping (b~d) of solution-treated test alloy: (b) Mg, (c) Al, and (d) Y

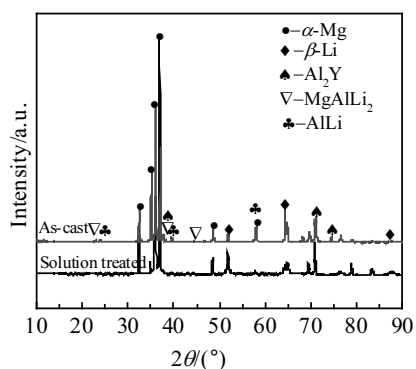


图 5 铸态及固溶处理态实验合金的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of as-cast and solution treated test alloys

和分布于 β -Li 相内部的 AlLi 相, 挤压态合金中不存在大尺寸 AlLi 相。

与铸态合金相比, 挤压态合金晶粒明显细化, 挤压过程中合金内部发生动态再结晶。但是挤压态合金中 α -Mg 相与 β -Li 相形貌明显不同, α -Mg 相沿挤压方向被拉长, 而 β -Li 相则主要呈现为细小等轴晶粒。由于 α -Mg 相和 β -Li 相的物理性能如熔点、塑性和晶体结构等均有很大的不同, 因此在相同的变形工艺下, 其组织演变机理极有可能不同。Yi 和 Yang 等人^[20-22]提出连续动态再结晶(CDRX)是镁及镁合金中最常见

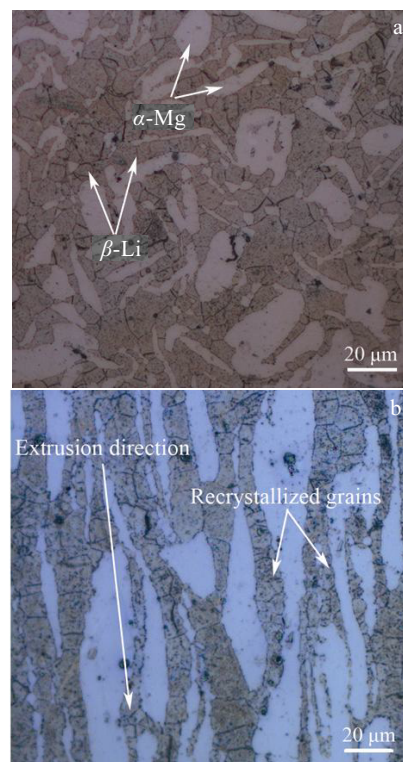


图 6 挤压态实验合金的金相组织

Fig.6 Optical microstructures of as-extruded test alloy: (a) vertical to the extrusion direction and (b) along the extrusion direction

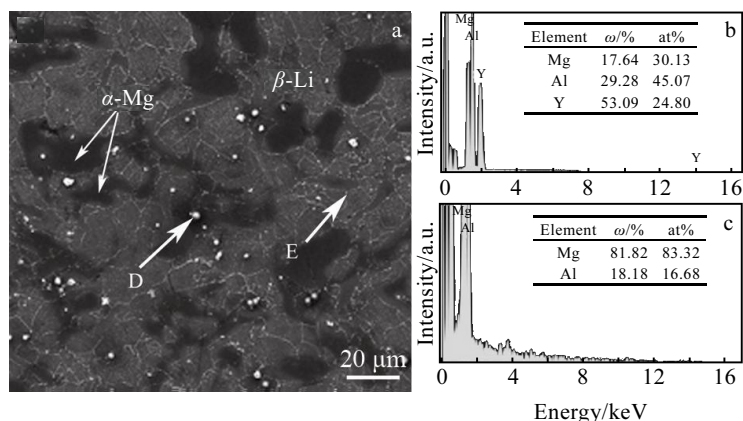


图 7 挤压态实验合金的 SEM 形貌和 EDS 分析结果

Fig.7 SEM morphology (a) and EDS results of as-extruded test alloy: (b) point D and (c) point E in Fig.7a

的动态再结晶形式之一。连续动态再结晶更容易在低温和大变形条件下发生。结合之前的研究,我们认为在挤压温度 250 °C、挤压比 25 实验条件下 α-Mg 相主要发生形变诱发的晶粒细化,也称之为连续动态再结晶。β-Li 相的晶粒特征与典型的非连续动态再结晶晶粒形貌相似^[22]。非连续动态再结晶在较高的温度下更容易发生^[23],为了促进非连续动态再结晶的进行,通常需要一定的形变量。由于具有体心立方晶格的 β-Li 相与 α-Mg 相相比更软且塑性更好,在变形过程中,塑性变形首先在 β-Li 相中发生,β-Li 相更容易达到非连续动态再结晶所需要的临界变形量;β-Li 相的熔点(588 °C)相对较低,挤压温度 250 °C 亦能够满足合金中的 β-Li 相发生非连续动态再结晶的温度要求,最终导致 β-Li 相在挤压过程中发生非连续动态再结晶。

2.3 合金的力学性能

图 8 所示为铸态和固溶处理后合金的微观硬度测试结果。铸态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金中 α-Mg 相的硬度值(HV)为 701 MPa,β-Li 相的硬度为 663 MPa,经固溶处理后,α-Mg 相与 β-Li 相的硬度值分别达到 862

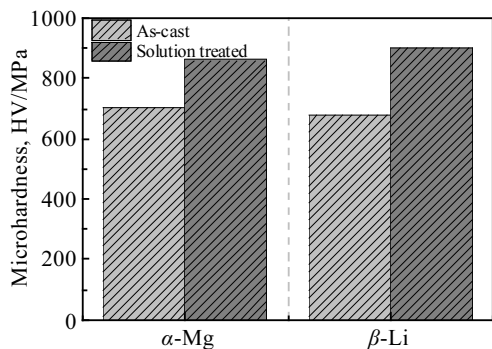


图 8 铸态与固溶处理态试验合金基体显微硬度

Fig.8 Micro-hardness of as-cast and solution-treated test alloy

MPa 和 901 MPa,均得到较大提高,β-Li 相硬度增加尤其明显。在固溶处理过程中,分布于 β-Li 相内部和两相界面之间的 MgAlLi₂ 和 AlLi 化合物相发生分解并固溶于合金基体中,导致合金基体中特别是 β-Li 相内部的 Al 元素的含量增加,水冷至室温即形成了 Al 含量较高的固溶体,晶格畸变增强,进而固溶强化效果增强,导致合金基体硬度的增加。

图 9 所示为铸态和挤压态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的拉伸应力-应变曲线。铸态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的屈服强度和抗拉强度分别为 171 和 186 MPa,延伸率仅为 3%。挤压变形之后,屈服强度达到 185 MPa,抗拉强度达到了 208 MPa,延伸率超过 25%,由此可见,挤压变形之后,合金的强度和塑性均得到较大幅度的提升。

挤压变形后合金晶粒明显细化,细晶强化效果增强,挤压变形使得合金中的化合物相的大小和分布得到明显改善,使得合金中第二相强化效果增强,此外在挤压过程中,铸造合金中的缩孔、缩松等缺陷减少,

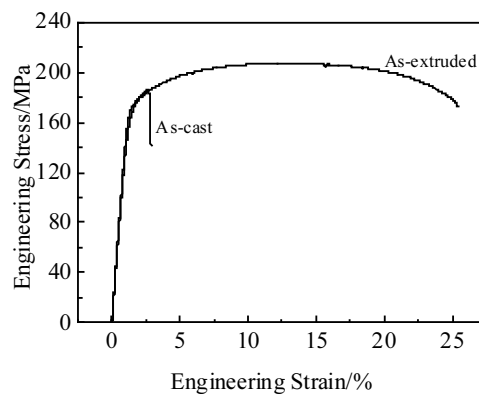


图 9 铸态与挤压态实验合金的拉伸应力应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves of as-cast and as-extruded test alloy

有益于合金的强度的提高。随着合金晶粒尺寸的减小,晶界的滑动、移动和转动能协调合金的塑性变形,有利于合金塑性的提高。此外,由于挤压态合金中的化合物相尺寸和分布更加均匀,对基体的割裂程度降低,有利于合金塑性的改善。挤压变形过程中,铸态合金内部的缺陷的减少或消除对合金的塑性也有较好的影响。因此,挤压态合金的强度和塑性均得到较大幅度的提高。

实验合金中金属 Al 一部分固溶于合金基体中,起到固溶强化作用,一部分以第二相的形式存在,起到第二相强化的效果。金属 Y 主要以 Al_2Y 的形态存在,起到第二相强化作用。由于 Al_2Y 相为高温稳定相,可以推测稀土元素 Y 的加入可以改善合金的高温稳定性能。

2.4 断口形貌

铸态和挤压态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金断口 SEM 形貌如图 10 所示。由图可知:铸态实验合金断口中虽然存在一些小韧窝,但是断口出现明显的解理刻面和较多的撕裂棱,合金主要呈现脆性断裂特征。图 10b 所示为挤压态实验合金的断口形貌,挤压态合金断口中有大量均匀细小韧窝出现,与铸态相比,撕裂棱明显减少,断口呈现出以韧窝为主的塑性断裂特征。挤压

变形过程中合金晶粒细化和化合物相分布的改善,促进了合金塑性的改善。

3 结 论

1) 铸态 Mg-8Li-4Al-0.4Y 合金主要由 α -Mg、 β -Li、 Al_2Y 、AlLi 和 $MgAlLi_2$ 相组成,经固溶处理后,在相界处分布的 $MgAlLi_2$ 相消失,合金中大量的 AlLi 相也发生分解并固溶于基体当中,固溶处理态合金主要由 α -Mg、 β -Li、 Al_2Y 和少量 AlLi 相构成。

2) 与铸态合金相比,挤压态 Mg-8Li-4Al-0.4Y 合金晶粒明显细化, α -Mg 相沿挤压方向被拉长,而 β -Li 相则主要以细小等轴晶出现。挤压变形过程中合金中 α -Mg 相主要发生连续动态再结晶,而 β -Li 相则主要发生非连续动态再结晶。

3) 固溶处理后合金硬度明显高于铸态合金,固溶处理后,合金基体中 Al 含量增加,固溶强化效果增强,从而导致合金基体硬度的增加。

4) 与铸态合金相比,挤压态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的力学性能有显著提升,抗拉强度和延伸率分别达到 208 MPa 和 25.1%。挤压过程中合金晶粒细化、化合物相分布的改善和铸造缺陷的减少与消除均有利于合金力学性能的提高。

5) 铸态 Mg-8Li-4Al-0.3Y 合金的断口形貌主要呈现出以解理断裂为主的脆性断裂,而挤压态合金的断口形貌则呈现出以韧窝断裂为主的塑性断裂机制。

参考文献 References

- [1] Kim J J, Han D S. *Mater Trans*[J], 2008, 49(5): 894
- [2] Li L, Nam N D. *J Magnes Alloy*[J], 2016, 4(1): 44
- [3] Shi X Y, Liu Y, Lu J et al. *Scripta Mater*[J], 2016, 112: 136
- [4] Wang Chunming(王春明), Chen Yungui(陈云贵), Xiao Sufen(肖素芬). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(10): 2596
- [5] Zhang Daidong(张代东), Shi Xiaobao(时小宝), Cai Yancen(蔡彦岑) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 1055
- [6] Li Ruihong(李瑞红), Jiang Bin(蒋 斌), Chen Zhijun(陈志军) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(1): 31
- [7] Song B, Xin R L, Guo N et al. *Mater Lett*[J], 2016, 176: 147
- [8] Wu R, Yan Y, Wang G et al. *Int Mater Rev*[J], 2015, 60: 65
- [9] Park G H, Kim J T, Park H J et al. *J Alloy Compd*[J], 2016, 680: 116
- [10] Wang T Z, Zhu T L, Sun J F et al. *J Magnes Alloy*[J], 2015, 3(4): 345

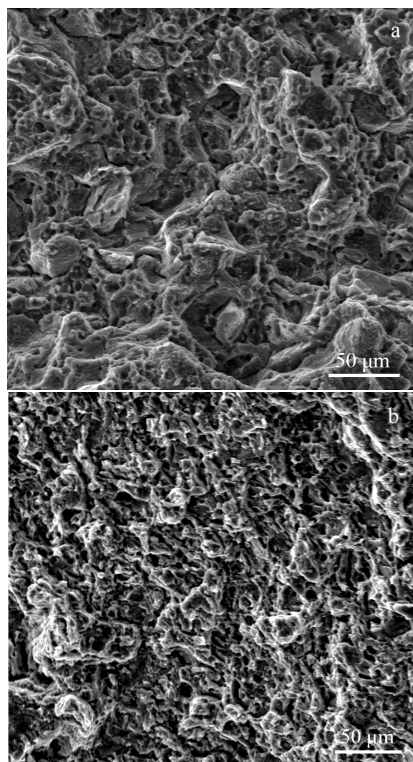


图 10 铸态与挤压态实验合金的拉伸断口形貌

Fig.10 Tensile fracture morphologies of as-cast (a) and as-extruded (b) test alloy

- [11] Yang Y, Peng X D, Wen H M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2014, 611: 1
- [12] Yao Z, Xia Q, Ju P *et al. Sci Rep-UK*[J], 2016, 6: 116
- [13] Yang Y, Peng X D, Wen H M *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2013, 44(2): 1101
- [14] Xu W Q, Birbilis N, Sha G *et al. Nature Mater*[J], 2015, 14: 1229
- [15] Yang Y, Peng X D, Xie W D *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(6): 1281
- [16] Xu D K, Li C Q, Wang B J *et al. Mater Design*[J], 2015, 88: 88
- [17] Yu J C, Liu Z, Dong Y *et al. J Magnes Alloy*[J], 2015, 3(2): 134
- [18] Wang Wenli(王文礼), Zhang Wei(张 薇), Lei Ningning(雷宁宁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(6): 1473
- [19] Kim D H, Han Y S, Lee H I *et al. Scripta Metall Mater*[J], 1994, 31(7): 819
- [20] Yi S B, Zaefferer S, Brokmeier H G. *Mater Sci Eng A*[J], 2006, 424(1-2): 275
- [21] Yang X, Miura H, Sakai T. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2007, 17(6): 1139
- [22] Dudova N, Belyakov A, Sakai T *et al. Acta Mater*[J], 2010, 58(10): 3624
- [23] Hallberg H, Wallin M, Ristinma M. *Comput Mater Sci*[J], 2010, 49(1): 25

Microstructure and Mechanical Properties of Mg-8Li-4Al-0.3Y Alloys

Yang Yan^{1,2}, Zhang Xueping¹, Ren Fengjuan¹, Peng Xiaodong^{1,2}, Xie Weidong^{1,2}, Zhang Zhenyu¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

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

Abstract: The microstructure and mechanical properties of as-cast, solution-treated and as-extruded Mg-8Li-4Al-0.3Y alloys were studied by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction analysis (XRD) and tensile test machines. The results show that as-cast Mg-8Li-4Al-0.3Y alloy is composed of α -Mg, β -Li, Al₂Y, AlLi and MgAlLi₂ phases. MgAlLi₂ compound at the grain boundaries disappears in the solution-treated alloy and most of AlLi phase decompose and dissolve into the matrix, while only part of larger AlLi particles are left during the solution treatment. The microstructure of the as-extruded alloy is refined obviously and more uniform due to the dynamic recrystallization during the extrusion process. The microhardness of the solution-treated alloy is much higher than that of as-cast one due to solution strengthening. The mechanical properties of Mg-8Li-4Al-0.3Y alloys are improved a lot by extrusion and the ultimate strength and elongation of the extrude alloy reach 208 MPa and 25.1%, respectively.

Key words: Mg-Li alloy; solution treatment; hot extrusion; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Yang Yan, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65102856, E-mail: yanyang@cqu.edu.cn