

Li含量对Mg-6Y-3Zn-xLi合金微观组织和力学性能的影响

杜玥 黄啸辰 张景琪 张亚莲 丁俊峰

(航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

文 摘 采用氩气保护真空熔炼的方法制备了铸态Mg-6Y-3Zn-xLi($x=0, 5, 8, 11, \text{wt}\%$)合金, 并对其进行了均匀化处理和热挤压变形。通过OM、SEM以及拉伸试验等手段研究了Li含量对合金微观组织与力学性能的影响。结果表明:随着Li含量的增加, 铸态Mg-6Y-3Zn-xLi合金基体由 α 单相结构逐渐转变为 $(\alpha+\beta)$ 双相结构, 晶粒尺寸和共晶化合物的形貌及分布规律也发生明显变化。均匀化处理后Mg-6Y-3Zn-xLi合金中形成的块状长周期有序(LPSO)结构相, 随Li含量的增加其体积分数逐渐降低, $(\text{Mg}, \text{Zn})_{24}\text{Y}_5$ 相数量则逐渐增多。Mg-6Y-3Zn-8Li合金经过均匀化处理和热挤压变形后表现出最优的综合力学性能, 抗拉强度和延伸率分别达到278 MPa和11.6%, 这主要是由于均匀分布的被破碎细化的块状LPSO相和大量细小动态再结晶的共同强化作用。

关键词 镁锂合金, Mg-Y-Zn-Li系合金, LPSO相, 微观组织, 力学性能

中图分类号: TG146.22

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2021.06.006

Effects of Li Content on The Microstructure and Mechanical Properties of Mg-6Y-3Zn-xLi Alloys

DU Yue HUANG Xiaochen ZHANG Jingqi ZHANG Yalian DING Junfeng

(Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

Abstract The as-cast Mg-6Y-3Zn-xLi ($x=0, 5, 8$ and $11\text{wt}\%$) alloys were prepared by vacuum induction melting under controlled argon atmosphere. The alloys were then processed by homogenized treatment and hot extrusion. The effects of Li content on the microstructure and mechanical properties of the alloys were investigated by using OM, SEM and tensile test. The results showed that, with increasing Li content, the as-cast Mg-6Y-3Zn-xLi alloys were transformed gradually from single α phase structure to $(\alpha+\beta)$ dual-phase structure. Meanwhile, the grain size of Mg matrix, morphology and distribution of eutectic compounds were changed remarkably. After homogenized treatment, block-like long-period stack ordered (LPSO) phases formed in the Mg-6Y-3Zn-xLi alloys. As Li content increased, the volume fraction of LPSO phases decreased, while the amount of $(\text{Mg}, \text{Zn})_{24}\text{Y}_5$ phases increased. Tensile test results indicated that as-extruded Mg-6Y-3Zn-8Li alloy exhibited the best comprehensive mechanical properties, i. e., the ultimate tensile strength and elongation reached to 278 MPa and 11.6%, respectively. The improvement of mechanical properties was mainly attributed to the complex strengthening mechanism by the distributed fragmented and refined LPSO phases and the great amount of fine dynamic recrystallized grains.

Key words Mg-Li alloy, Mg-Y-Zn-Li alloy, LPSO phase, Microstructure, Mechanical properties

0 引言

镁锂合金是最轻的金属结构材料, 密度一般为 $1.30 \sim 1.65 \text{ g/cm}^3$, 比普通镁合金轻 $1/4 \sim 1/3$, 比铝合金轻 $1/3 \sim 1/2$; 同时, 具有高比强度、高比模量、高抗压

屈服强度、各向异性不明显、优良的冷热变形能力、对缺口敏感性低以及良好的阻尼性能等特点, 是航空航天飞行器轻量化的理想材料之一^[1-2]。发达国家对镁锂合金的研究应用十分重视, 已形成了多种

收稿日期: 2021-05-20

第一作者简介: 杜玥, 1988年出生, 博士, 主要从事轻质合金材料及精密塑性成形工艺研究。E-mail: nuc_duyue@126.com

牌号,如 LA141、LA91、LAZ933、MA21、MA18 等牌号,并大量应用到型号上,如航天器框架、支架、电子仪表外壳、波导管等^[3-4]。近年来,国内对镁锂合金研究日益增多,实现了其在航天领域的应用。例如,“浦江一号”、“通信技术试验卫星三号”等卫星上预埋件、支架和部分机箱机壳等部件使用了新型镁锂合金材料,以实现整星减重。

根据镁锂合金二元相图,当 Li 含量低于 5.7% 时,镁锂合金仍保持密排六方(hcp)结构的 α -Mg 单相组织,当 Li 含量为 5.7%~10.3% 时,镁锂合金为 hcp 结构的 α -Mg 相和体心立方(bcc)结构的 β -Li 相共存的双相组织;当 Li 含量超过 10.3%,镁锂合金为 bcc 结构的 β -Li 单相组织。目前,镁锂合金强度普遍偏低、性能稳定性差,极大限制了其应用范围。因此,引入高热稳定性的强化相是提高镁锂合金强度的主要途径^[5-7]。另外,热挤压变形也是提高镁合金的力学性能的有效方法之一。

有研究表明,向 Mg-RE 合金中添加 Zn 可以形成具有较高的热稳定性的 LPSO 相,可以显著改善合金室温及高温力学性能。例如,KAWAMURA^[8]利用快速凝固粉末冶金的方法制备了具有 LPSO 相结构的 Mg₉₇Y₂Zn 合金,室温屈服强度达到 600 MPa。这为 Mg-Li-RE-Zn 系合金的成分设计思路提供一定的借鉴。目前,已有研究人员制备出具有 LPSO 相的 Mg-8Li-6Y-2Zn、Mg89Y4Zn2Li5、Mg92Gd3Zn1Li4 合金等,并开展了相关研究^[9-12]。但不同含量 Li 对 Mg-Y-Zn-Li 系合金的微观组织的影响规律以及热处理和挤压变形过程中微观组织演变规律还鲜有报道。

本文制备了 Mg-6Y-3Zn-xLi ($x=0, 5, 8, 11, \text{wt}\%$)合金铸锭,并进行了均匀化热处理和热挤压实验,研究了 Li 含量对合金微观组织和力学性能的影响规律,并制备了具有优良综合力学性能的 Mg-6Y-3Zn-8Li 合金,以为镁锂合金强韧化合金设计相关研究提供理论和试验参考。

1 实验材料及方法

在本研究中,实验原材料采用纯镁($\geq 99.95\%$)、纯锂($\geq 99.9\%$)、纯锌($\geq 99.9\%$)以及 Mg-20wt% Y 中间合金。为避免镁锂合金的氧化,采用氩气保护下的真空感应熔炼工艺进行合金的熔炼,而后采用低碳钢模具进行浇铸,浇铸温度控制在 650~750 °C,最终获得 Mg-6Y-3Zn-xLi ($x=0, 5, 8, 11, \text{wt}\%$,下同)合金铸锭,合金名义成分和实测成分如表 1 所示。

在真空热处理炉中进行铸锭的均匀化热处理,均匀化处理温度为 480 °C,保温时间为 6 h,结束后进行空冷。之后,对均匀化处理后合金铸锭进行热挤压变形实验,挤压温度为 300 °C,挤压比为 15:1,挤

压速度为 5 mm/s。最后,加工拉伸试样并进行室温拉伸力学性能测试,拉伸试验在 Instron 5569 万能材料试验机上进行,拉伸速率 1 mm/min。从不同状态的镁锂合金试样上截取 $\Phi 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的试样,经过研磨、抛光和 4% 硝酸酒精溶液腐蚀,利用 OLYMPUS GX51 金相显微镜及美国 FEI 扫描电子(SEM)显微镜对微观组织进行观察及分析。

表 1 实验合金的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of the studied alloy wt%

名义成分	实测成分
Mg-6Y-3Zn	Mg-5.82Y-2.78Zn
Mg-6Y-3Zn-5Li	Mg-5.66Y-2.85Zn-4.57Li
Mg-6Y-3Zn-8Li	Mg-5.71Y-2.68Zn-7.73Li
Mg-6Y-3Zn-11Li	Mg-5.52Y-2.91Zn-10.23Li

2 结果与分析

2.1 铸态合金的微观组织

图 1 为铸态 Mg-6Y-3Zn-xLi 合金的金相组织照片。从图 1(a)中可以看出,铸态 Mg-6Y-3Zn-xLi 合金具有典型的 Mg-Y-Zn 合金微观组织,主要由 α -Mg (灰色衬度区域)和晶界处呈连续的网状分布粗大的块状第二相(白色衬度区域)组成。当 Li 元素含量达到 5% 时[图 1(b)],Mg-6Y-3Zn-5Li 合金显微组织是由 α -Mg 和晶界处连续网状分布的共晶化合物组成,与 Mg-6Y-3Zn 合金中的粗大块状相相比,其共晶化合物尺寸较为细小,如图 1(b)中插图所示,仅在晶界三叉交界处形成尺寸较大的块状相。随着 Li 元素进一步增加[图 1(c)],Mg-6Y-3Zn-8Li 合金中共晶化合物尺寸分布不均匀性明显增大,局部尺寸甚至超过了 Mg-6Y-3Zn 合金,达到 200 μm 以上。而当 Li 含量达到 11% 时,合金基体中 β -Li 相开始增多,晶界共晶化合物连续网状的分布特点消失,出现大量呈链状分布的白色颗粒相。这说明 Li 元素的加入会抑制 Mg-6Y-3Zn 合金中共晶化合物的产生,从而改变共晶化合物的形貌和分布规律。

另外,加入 Li 元素引起了合金中 α -Mg 平均晶粒尺寸的变化。可以看出, α -Mg 的平均晶粒尺寸随着 Li 含量的增加表现出先减小后增大随后逐渐减小的变化趋势。当 Li 含量达到 5% 时,由于晶界处粗大的共晶化合物体积分数和尺寸同时减小,合金平均晶粒尺寸达到最小值 45 μm 。当 Li 含量大于 8% 时,随着共晶化合物的减少,晶界 β -Li 相的增多, α -Mg 平均晶粒尺寸则先增大后逐渐减小趋势。有研究表明,Li 元素的添加可以通过成分偏析起到抑制 α -Mg 枝晶长大的作用^[13]。因此,适当的 Li 元素的添加可以有效细化晶粒。

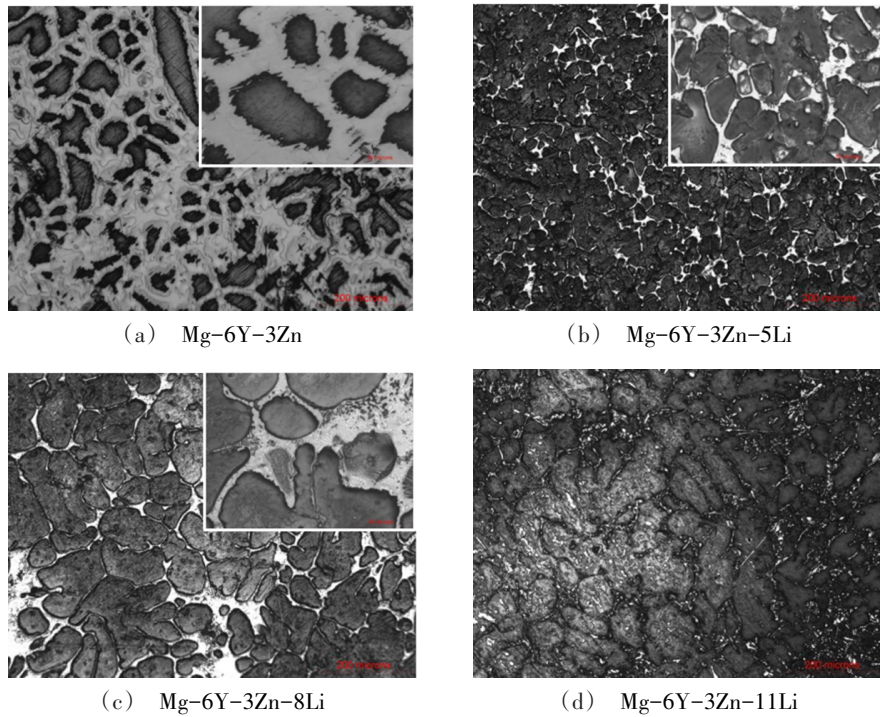


图1 铸态合金的金相组织照片

Fig. 1 Optical microstructure images of as-cast alloys

2.2 均匀化处理对Mg-6Y-3Zn-xLi合金微观组织的影响

2.2.1 Mg-6Y-3Zn-xLi合金金相组织

由于合金铸态组织存在大量粗大的共晶化合物,主要分布于晶界处,对合金的力学性能和后续变形加工性能不利,因此需要对合金进行均匀化处理。图2为经过均匀化处理后的Mg-6Y-3Zn-xLi合金的金相图。从图2(a)可见,经480℃×6h的均匀化处

理,Mg-6Y-3Zn合金晶界处共晶化合物区域出现不规则的块状相,同时在 α -Mg晶粒内出现贯穿式的针状相。当Li含量增加到5%时[图2(b)],热处理后的Mg-6Y-3Zn-5Li合金由 α -Mg、晶界处离散分布的短棒状相组成。而随着Li含量进一步增加[图2(c)],Mg-6Y-3Zn-11Li合金经过热处理,原始铸态晶界处呈链状分布的白色颗粒相转变为不均匀分布的网状相,同时在 α -Mg晶粒内出现大量分布的细小颗粒相。

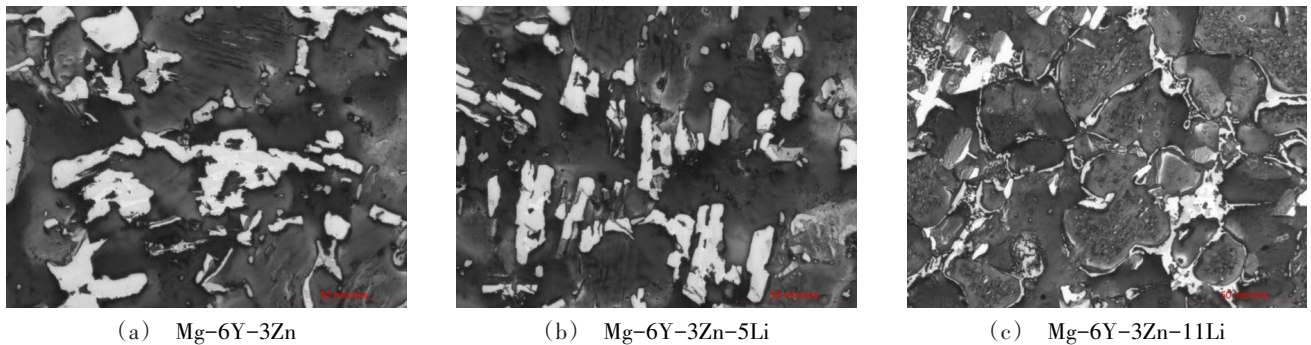


图2 经480℃×6h均匀化处理后合金的金相组织照片

Fig. 2 Optical microstructure images of the alloys after homogenized treatment at 480 °C for 6 h

均匀化处理后合金 α -Mg的平均晶粒尺寸随着Li含量的变化与铸态合金保持相同的规律。当Li含量达到5%时,晶界处网状相转变为大量短棒相,合金平均晶粒尺寸达到最小值32 μm ,与铸态合金相当。而当Li含量逐渐增加,随着晶界处块状相体积分数的减少, β -Li相的增多, α -Mg平均晶粒尺寸出现一定程度的减小,达到25 μm 。

2.2.2 Mg-6Y-3Zn-xLi合金第二相SEM形貌及EDS分析结果

为进一步分析合金中各第二相组成,对合金进行SEM观察和EDS能谱测定。由于Li元素难以被测定出,因此仅提供Mg、Y、Zn元素的测试结果,如表2所示。

图3为Mg-6Y-3Zn-xLi合金经过480℃×6h均

表2 经480℃×6 h均匀化处理后合金物相合金元素EDS分析结果

Tab. 2 EDS analysis results of phases in the alloys after homogenized treatment at 480 °C for 6 h

合金	点	物相	成分/at%		
			Y	Zn	Mg
Mg-6Y-3Zn	A	α-Mg	1.51	0.47	98.02
	B	块状相	7.6	4.3	88.1
	C	长条相	16.64	7.01	76.35
	D	方块相	49.93	1.66	48.41
Mg-6Y-3Zn-5Li	A	α-Mg	1.29	0.41	98.3
	B	块状相	11.63	6.47	81.9
	C	鱼骨相	17.46	5.82	76.72
	D	方块相	62.2	0.92	36.89
Mg-6Y-3Zn-11Li	A	α-Mg	0.51	0.07	98.01
	B	β-Li	0.36	0.05	17.46
	C	块状相	9.81	5.6	84.6
	D	网状相	17.31	8.19	74.5

均匀化处理后的微观组织SEM图。可以看到,Mg-6Y-3Zn合金微观组织中粗大的灰色块状相边缘存在一些由晶界沿一定方向向晶粒内延伸层状相。同时,块状相内还残留一些亮白色的不连续长条状相和方块相。EDS检测结果表明,Mg-6Y-3Zn合金中α-Mg基体(点A)中Y和Zn的含量较高,分别为1.51 at%和0.47 at%,亮灰色块状相(点B)成分为Mg-7.6Y-4.3Zn(at%)。根据Mg-RE-Zn合金的有关研究,LPSO相具有特殊的形貌特征:层片或平直棒(块)状;另外,在Mg-Y-Zn合金中发现的14H型和18R型

LPSO相的成分分别为Mg-6Y-7Zn(at%)和Mg-6Y-4Zn(at%)。因此,可以判断均匀化处理后Mg-6Y-3Zn合金中的块状相为LPSO相。在块状LPSO相内的亮白色不连续长条状相(点C)的化学成分为Mg-16.64Y-7.01Zn(at%),与Mg-Y-Zn合金中普遍存在的(Mg,Zn)₂₄Y₅相接近。这说明,Mg-6Y-3Zn合金均匀化后由块状LPSO相和共晶相(Mg,Zn)₂₄Y₅共同组成。随着Li的添加,Mg-6Y-3Zn-5Li合金中α-Mg基体(点A)中Y和Zn的含量稍微下降,分别为1.29at%和0.41at%。块状相(点B)成分为Mg-11.63Y-6.47Zn(at%),根据形貌和成分确定仍然为LPSO相;与短棒状相相连的鱼骨状相(点C)的化学成分为Mg-17.46Y-5.82Zn(at%),确定为(Mg,Zn)₂₄Y₅相。这说明,Mg-6Y-3Zn-5Li合金中第二相组成未发生变化。

当Li含量逐渐增加,Mg-6Y-3Zn-11Li合金中Y和Zn在α-Mg(A点:0.51 at% Y-0.07 at% Zn)和β-Li(B点0.36 at% Y-0.25 at% Zn)中的含量均处于较低水平。相较于Mg-6Y-3Zn合金,Y和Zn在α-Mg中的含量明显降低。与此同时,Zn在β-Li相中含量明显高于α-Mg中的。这会消耗一部分Zn原子,从而减少了LPSO相的形成,同时,形成一些点状相。EDS结果表明,α-Mg/β-Li晶界处灰色块状相(点C)和不均匀网状相(点D)分别为LPSO相和(Mg,Zn)₂₄Y₅相。此时,(Mg,Zn)₂₄Y₅相体积分数明显高于LPSO相。此外,EDS结果还表明,不同合金中标记的方块相的成分较为接近,确定为Mg-RE合金中普遍存在的富稀土相。

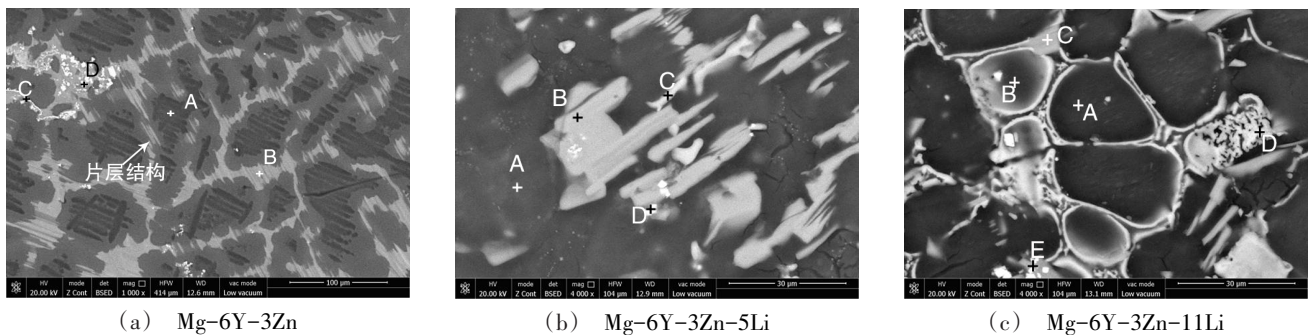


图3 经480℃×6 h均匀化处理后合金的SEM图

Fig. 3 SEM images of the alloys after homogenized treatment at 480 °C for 6 h

从总体上看,均匀化后Mg-6Y-3Zn合金微观组织中(Mg,Zn)₂₄Y₅相体积分数随着Li含量的增加逐渐增大,而LPSO相体积分数逐渐减小。这说明Li元素的加入利于Mg-Y-Zn合金均匀化处理过程中形成(Mg,Zn)₂₄Y₅共晶相,而阻碍LPSO相的形成。原因可能有以下几点:第一,Li在Mg基体中固溶度要远超过Y和Zn。同时,Li元素加入会导致Mg的晶格发生

变化。由于合金元素相互之间作用,彼此在Mg基体中的固溶度改变,从而降低了Y和Zn在α-Mg基体中的固溶度。第二,Mg-Y-Zn系合金中,成分比例和堆垛层错是形成LPSO相的必要条件。尽管Li并不利于形成堆垛层错,但Y和Zn的添加会减小层错能,有利于在α-Mg(0001)基面形成堆垛层错,同时促进达到成分比例。当Li含量较少时,Li对

堆垛层错的阻碍作用并不明显。因此,大量Y和Zn聚集在Mg的基面上以形成LPSO相,仅有少量Y和Zn以共晶相的形式析出。当Li含量超过一定值时,堆垛层错的数量迅速减少,这导致LPSO相数量的减少。同时,因此大量剩余的Y和Zn原子聚集在晶界处,形成 $(Mg, Zn)_{24}Y_5$ 共晶相。

2.3 挤压变形对Mg-6Y-3Zn-xLi合金微观组织的影响

图4为挤压态Mg-6Y-3Zn-xLi合金的金相组织照片。当Li含量较低时,Mg-6Y-3Zn-5Li合金微观组织沿挤压方向拉长,均匀化处理后形成的块状第二相破碎细化,并沿挤压方向在基体中呈均匀带状分布,如图4(a)所示, α -Mg发生了显著的动态再结

晶,平均晶粒尺寸达到 $10\ \mu\text{m}$ 左右。而随着Li含量的增加,基体中逐渐形成 β -Li相,并且体积分数逐渐提高,具有较高的塑性变形能力,合金变形组织表现为拉长的纤维状, α -Mg再结晶体积分逐渐降低。因此,在Mg-6Y-3Zn-xLi合金存在拉长变形的粗大未再结晶的 α -Mg晶粒,如图4(c)所示,平均晶粒尺寸提高到 $30\ \mu\text{m}$ 左右。另外,基体中弥散分布大量尺寸小于 $1\ \mu\text{m}$ 的点状相和颗粒相。

图5为挤压变形后Mg-6Y-3Zn-xLi合金的显微组织SEM图。结合EDS检测分析,Mg-6Y-3Zn-5Li、Mg-6Y-3Zn-8Li合金中块状相仍然为LPSO相和 $(Mg, Zn)_{24}Y_5$ 共晶相,未形成新的析出相。Mg-6Y-3Zn-5Li合金中块状相随着变形过程被破碎成为长

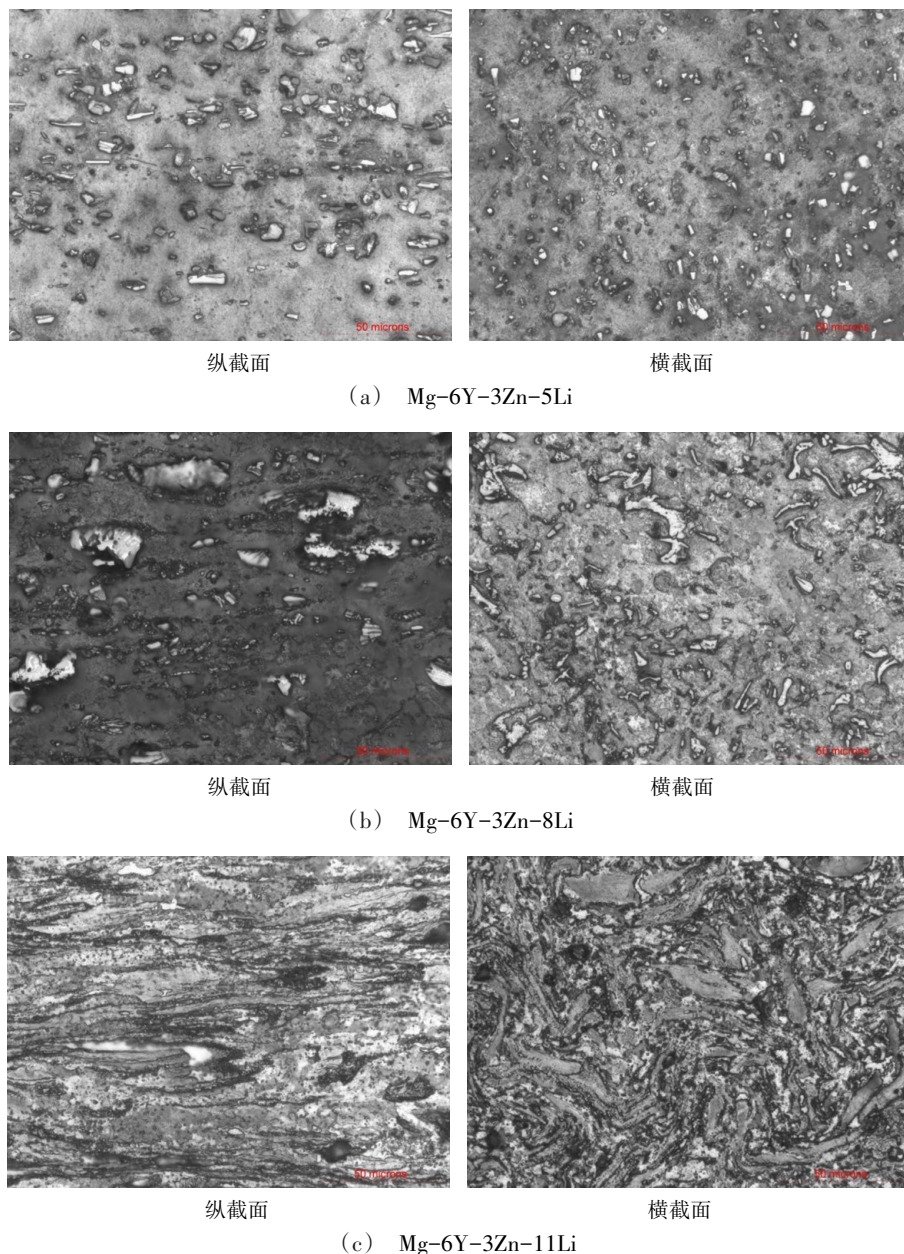


图4 挤压态合金的金相组织照片

Fig. 4 Optical microstructure images of the as-extruded alloys

7~18 μm、宽1~5 μm的小块或短棒[图5(a)],而Mg-6Y-3Zn-8Li合金中块状第二相尺寸更加细小,但由于原始尺寸分布不均匀,导致变形后局部区域出现沿相界聚集分布的现象。破碎的块状LPSO相以及(Mg,Zn)₂₄Y₅共晶相可通过PSN机制在变形过程中促进动态再结晶形成^[14]。同时,在晶界处起到钉扎作用,

阻碍动态再结晶继续长大,因此挤压态Mg-6Y-3Zn-5Li、Mg-6Y-3Zn-8Li合金显微组织均匀细小。而Mg-6Y-3Zn-11Li合金中,网状(Mg,Zn)₂₄Y₅相和LPSO相混合体破碎扩散并更加均匀地分布在α-Mg/β-Li晶界处,难以进行分辨。同时,出现大量细小颗粒相,有可能是热变形过程中析出的MgLiZn相。

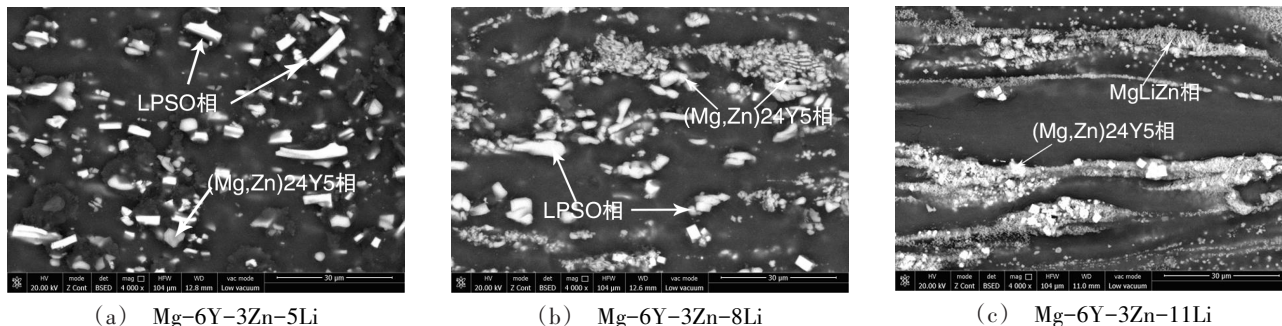


图5 挤压态合金的微观组织SEM图

Fig. 5 SEM images of the as-extruded alloys

2.4 Mg-6Y-3Zn-xLi合金力学性能及断口分析

表3列举了不同状态合金室温拉伸力学性能测试数据。可见,相比于铸态合金,经过均匀化热处理后挤压变形的合金室温拉伸力学性能均得到明显提升,其中Mg-6Y-3Zn-8Li合金综合力学性能最好,其室温抗拉强度、延伸率分别由铸态的183 MPa、6.2%大幅提高至278 MPa、11.6%。结合上述显微组织观察,合金中由于添加了较多的Y和Zn元素,在枝晶边界形成了几乎连续的金属间化合物,这种脆性化合物的连续分布严重影响了合金的塑性,同时塑性的降低也使得合金的形变强化不能充分发挥作用,因此合金的强度也较低。而挤压过程产生的动态再结晶细化了微观组织,使合金的强度和伸长率均得到提高。在挤压过程中,晶界处的块状第二相破碎后变为均匀弥散分布在α-Mg/β-Li界面,阻碍位错运动,起到强化作用,合金的力学性能得到相应提高。同时,由于β-Li相具有相当高的塑性,为合金起到协调变形的作用。Mg-6Y-3Zn-11Li合金β-Li相中体积分数最高,因此使合金的塑性变形能力最好。

表3 Mg-6Y-3Zn-xLi合金室温力学性能测试结果
Tab. 3 Mechanical properties of Mg-6Y-3Zn-xLi alloys at ambient temperature

合金	状态	抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	延伸率 /%
Mg-6Y-3Zn-5Li	铸态	196	134	4.5
	均匀化+挤压	282	237	6.7
Mg-6Y-3Zn-8Li	铸态	183	128	6.2
	均匀化+挤压	278	225	11.6
Mg-6Y-3Zn-11Li	铸态	161	132	9.3
	均匀化+挤压	248	193	16.4

图6为挤压态Mg-6Y-3Zn-xLi合金的拉伸断口形貌SEM照片。可以看出,挤压态Mg-6Y-3Zn-5Li合金的拉伸断口中观察到较多的撕裂棱,表现出一定的脆性断裂特征,这可能是由于块状LPSO相体积分数较高,导致晶界处结合力降低,易形成裂纹源。而随着Li含量的增加,撕裂棱明显减少,韧窝和深孔逐渐增多,Mg-6Y-3Zn-11Li合金断口呈现出典型的韧性断裂特征,具有最好的塑性变形能力。另外,在

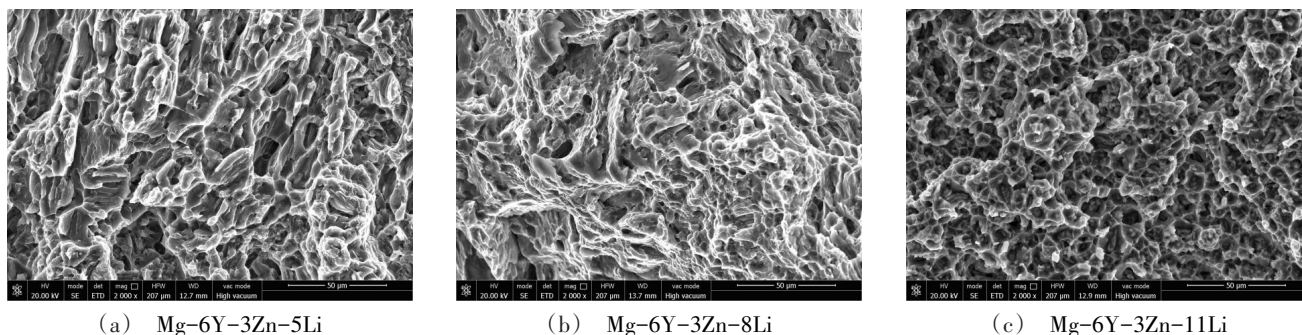


图6 挤压态合金的室温拉伸断口形貌

Fig. 6 Fractural morphologies of the as-extruded alloys after the tensile tests

初窝内部观察到颗粒状的第二相,这说明裂纹可能是由颗粒第二相 $(\text{Mg}, \text{Zn})_{24}\text{Y}_5$ 相处萌生长大的。

3 结论

本文制备了 Mg-6Y-3Zn-xLi ($x=0, 5, 8, 11, \text{wt}\%$)合金铸锭,并进行了均匀化热处理和热挤压实验,研究了Li含量对合金微观组织和力学性能的影响规律,主要结论如下。

(1)随着Li元素含量的增加,铸态合金基体由 α 单相结构逐渐转变为 $\alpha+\beta$ 双相结构, α -Mg的平均晶粒尺寸表现出先减小后增大随后逐渐减小的变化趋势。

(2)均匀化后 Mg-6Y-3Zn 合金微观组织中 $(\text{Mg}, \text{Zn})_{24}\text{Y}_5$ 相体积分数随着Li含量的增加逐渐增大,而LPSO相体积分数逐渐减小。Li元素的加入利于 Mg-Y-Zn 合金均匀化处理过程中形成 $(\text{Mg}, \text{Zn})_{24}\text{Y}_5$ 共晶相,而阻碍LPSO相的形成。

(3) Mg-6Y-3Zn-8Li 合金经过均匀化处理和热挤压变形表现出最优的综合力学性能,抗拉强度和延伸率达到278MPa和11.6%,这是由于块状LPSO相破碎后均匀弥散分布于基体和大量细小动态再结晶的共同强化作用。

参考文献

[1] 张密林, ELKIN F M. 超轻镁锂合金[M]. 北京:科学出版社,2010.

ZHANG M L, ELKIN F M. Ultralight magnesium lithium alloy[M]. Beijing: Science Press, 2010.

[2] 王祝堂. 镁锂合金的性能与应用[J]. 轻合金加工技术,2016,44(08):1-7.

WANG Z T. Properties and applications of Mg-Li alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2016,44(08):1-7.

[3] 冯凯,李丹明,何成旦,等. 航天用超轻镁锂合金研究进展[J]. 特种铸造及有色合金,2017,37(02):140-144.

FEN K, LI D M, HE C D, et al. Progress in superlight Mg-Li alloys for aerospace industry [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys,2017,37(02):140-144.

[4] 林奔,宋凌峰,王祝堂. 最轻的实用结构镁锂合金[J]. 轻合金加工技术,2018,46(05):1-5.

LIN B, SONG L F, WANG Z T. The lightest practical structure Mg-Li alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2018,46(05):1-5.

[5] 徐春杰,马涛,屠涛,等. 超轻Mg-Li合金强化方法研究现状及其应用. 兵器材料科学与工程,2012,35(2):97-100.

XU C J, MA T, TU T, et al. Research status and application of strengthening method of ultralight Mg-Li alloys[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2012, 35(2):97-100.

[6] 蔡祥,乔岩欣,许道奎,等. 镁锂合金强化行为研究进展[J]. 材料导报,2019,33(S2):374-379.

CAI X, QIAO Y X, XU D K, et al. Research progress in mechanical properties strengthening of Mg-Li alloy [J]. Materials Reports,2019,33(S2):374-379.

[7] WU R Z, GUO X, LI D. Ageing behavior of Mg-9Li-6Al-xY ($x=0, 0.5, 2$) alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds,2014,616:408-412.

[8] KAWAMURA Y, HAYASHI K, INOUE A, et al. Rapidly solidified powder metallurgy Mg97Zn1Y2 alloys with excellent tensile yield strength above 600 MPa [J]. Materials Transaction,2001,42(7):1172-1176.

[9] ZHANG J H, ZHANG L, LENG Z, et al. Experimental study on strengthening of Mg-Li alloy by introducing long-period stacking ordered structure[J]. Scripta Materialia,2013(68):675-678.

[10] LIU W, ZHANG J S, XU C X, et al. High-performance extruded Mg89Y4Zn2Li5 alloy with deformed LPSO structures plus fine dynamical recrystallized grains[J]. Materials & design, 2016, 15(110):1-9.

[11] BAO L, LE Q, ZHANG Z, et al. Effect of homogenization treatment on microstructure evolution and the distributions of RE and Zr elements in various Mg-Li-RE-Zr alloys [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2013, 1 (2) : 139-144.

[12] WEI L Y, ZHANG J S, LIU W, et al. Effect of Li on formation of long period stacking ordered phases and mechanical properties of Mg-Gd-Zn alloy [J]. China Foundry, 2016, 13 (4):256-261.

[13] LI M, HAO H, ZHANG A, et al. Effects of Nd on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-8Li-3Al alloy[J]. Journal of Rare Earths, 2012, 30(5): 492-496.

[14] TONG L B, LI X, ZHANG D P, et al. Dynamic recrystallization and texture evolution of Mg-Y-Zn alloy during hot extrusion process[J]. Materials Characterization, 2014, 92: 77-83.