

不同相组成 Mg-Li 二元合金的力学性能及阻尼性能

徐丹丹^{1,2}, 王敬丰^{1,2}, 鲁若鹏^{1,2}

- (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)

摘要: 在氩气保护下采用电磁感应真空熔炼制备出单一 α -Mg 相、单一 β -Li 相及两相共存的 3 种不同相态的 Mg-Li 二元合金, 并运用光学显微镜、XRD、阻尼测试及力学测试方法对合金的组织结构、力学性能及阻尼性能进行分析和讨论。结果表明: Li 含量的增加使合金的相态发生改变, 同时对合金起到晶粒细化的作用, 且能有效地提高合金的屈服强度。体心立方结构的 β -Li 相会增大合金的临界应变振幅以及阻尼性能, 但两相共存状态的 Mg-Li 合金具有最好的抗拉强度及伸长率。Mg-Li 二元合金的新阻尼机制是由低温区域位错滑移、高温区域的晶界滑移以及合金中的晶格畸变这 3 种阻尼机制叠加而成。

关键词: Mg-Li 合金; 弹性模量; 力学性能; 阻尼性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Mechanical properties and damping capacity of Mg-Li alloys with different phases

XU Dan-dan^{1,2}, WANG Jing-feng^{1,2}, LU Ruo-peng^{1,2}

- (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)

Abstract: The vacuum induction melting furnace was used to melt the Mg-Li alloys under the protection of argon atmosphere. Three kinds of Mg-Li binary alloys, single α -Mg phase alloy, single β -Li phase alloy and the dual-phase alloy are obtained. The optical microscope (OM), X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM), tensile properties test, amplitude-damping test and temperature-damping test were used to analyze the mechanical properties and the damping capacity of Mg-Li alloys with different phases were studied. The results show that the increase of Li content changes the phases of the alloy, and also plays an important role in the grain refinement which can effectively improve the yield strength. The BCC-structured β -Li phase improves the critical stain amplitude and the damping capacity of Mg-Li alloys, and the dual-phase Mg-Li alloy has the best tensile strength and elongation. The new damping mechanism of Mg-Li alloy is superposed by the dislocation gliding at low temperature, grain boundary sliding at high temperature and the lattice distortion.

Key words: Mg-Li alloys; elastic modulus; mechanical property; damping capacity

Mg-Li 合金是目前世界上最轻的合金, 除了具有 Mg 合金本身比强度和比刚度高、机械加工性能好、回收容易等优点外^[1-3], 还有密度极小(在一定条件下

小于 1 g/cm³ 实现合金漂浮在水上)以及阻尼性能较高的优异条件, 因此成为极具潜力的新型高阻尼合金材料。而交通运输业及航空航天技术的不断发展, 使合

金材料的轻量化和减振降噪功能成为合金研究的重点^[4-6]。减振降噪不但能降低由噪声引起的环境污染, 还能提高材料的使用寿命, 而轻量化材料的使用更是可以大幅降低成本^[7-9]。而 Mg-Li 合金所表现出的超轻量化及优异的减振降噪性能使合金具有很大的应用前景。其中 Mg-Li 合金的加工变形能力远超一般 Mg 合金, 其主要原因是 Li 的添加使合金的结构发生变化。室温下, 当 Li 含量小于 5.1% 时, Mg-Li 合金是 HCP 结构的 α -Mg 相; 当 Li 含量在 5.1%~11%(质量分数)之间时, 合金呈现两相共存的状态($\alpha+\beta$), 同时, 存在 BCC 及 HCP 结构; 当 Li 含量大于 11%(质量分数)时, Mg-Li 合金转变为 BCC 结构的 β -Li 相。Mg-Li 合金的晶体结构由 Mg 合金 HCP 的晶体结构, 转变为塑性更强的体心立方结构, 提高了合金的加工变形性能^[10]。但由于 Mg-Li 二元合金较为活泼, 且力学性能较差, 目前, 对 Mg-Li 合金中阻尼性能的研究多从合金化角度出发, 使 Mg-Li 合金的阻尼机理及各项性能受到合金化元素的干扰, 而忽略对单纯镁锂二元合金中相组成变化后基本阻尼机制的研究。

考虑到 Mg 与 Li 在空气中极活泼且极易氧化的特性, 因此, 采用电磁感应真空熔炼法制备出不同相态的 Mg-Li 二元合金, 通过对不同相态下合金的组织、阻尼及力学性能的测试, 分析相组成对 Mg-Li 二元合金各项性能的影响。

1 实验

实验所用材料为真空熔炼法熔炼所得的不同相态的 Mg-Li 二元合金(Mg-xLi)。由于纯 Li 在空气条件下极易氧化且熔点极低, 不利于切割及熔炼, 本文作者采用 Li 含量为 23%(质量分数)的 Mg-Li 中间合金以及 99.9%(质量分数)的纯 Mg 进行真空条件下的熔炼, 所得合金化学成分见表 1。

由于 Mg-Li 系合金的耐腐蚀性能较差, 二元 Mg-Li 合金在空气条件下极易氧化, 表面产生氧化薄

表 1 不同相态 Mg-xLi 合金的成分

Table 1 Chemical composition of Mg-xLi alloys in different phases

Alloy	Mass fraction/%					
	Mg	Li	Fe	Ti	Cu	Ni
ML1	99.10	0.88	0	0	0	0
ML2	92.91	6.97	0.03	0.03	0.03	0.03
ML3	87.24	12.54	0.05	0.05	0.05	0.05

膜影响测试结果。本研究中利用光学显微镜进行组织观察。拉伸实验采用 CMT-5105 微机控制电子万能试验机进行, 拉伸速度为 0.78 mm/min; 拉伸标距尺寸为 10 mm×3 mm×1.5 mm。阻尼性能测试采用 DMA-TA-Q800 动态机械热分析仪进行, 阻尼样品大小尺寸为 40 mm×5 mm×1.2 mm。

2 结果与分析

2.1 合金的微观组织

图 1 所示为不同相态的铸态 Mg-xLi 合金光学显微镜下的金相组织。由图 1 可看出, ML1 合金在光学显微镜下表现出极大的晶粒; ML2 合金的晶粒较 ML1 的小许多, 且能明显看出具有两种相态存在; ML3 合金晶粒明显小于另两种相态合金。结合图 2 的 XRD 物相分析结果可以看出, ML1 为单一 α -Mg 相合金;

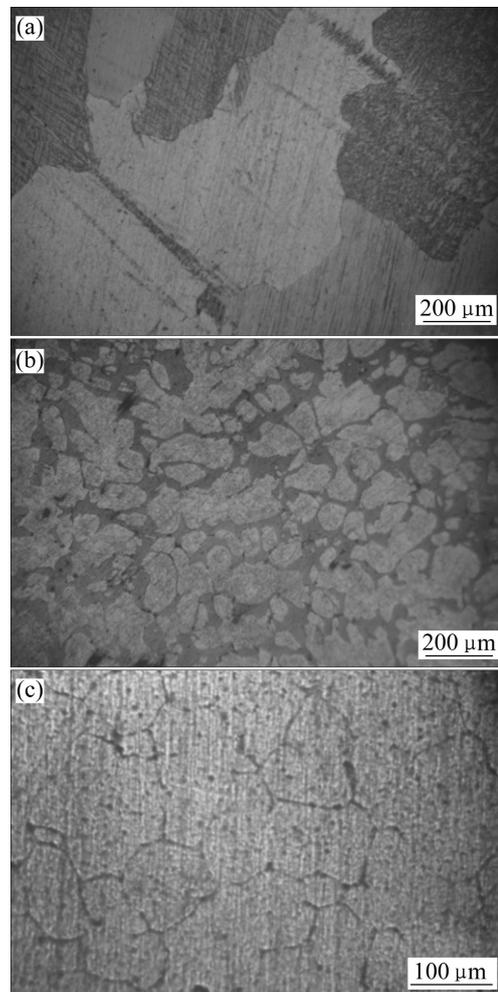


图 1 Mg-xLi 合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of Mg-xLi alloys: (a) ML1; (b) ML2; (c) ML3

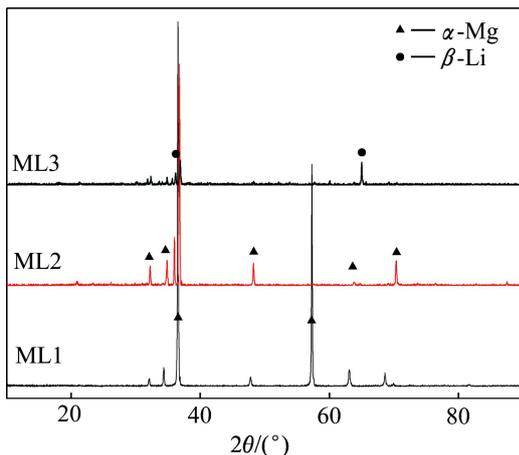


图2 不同相态的Mg-xLi合金的XRD谱

Fig. 2 XRD patterns of as-cast Mg-xLi alloys in different phases

ML2合金中同时存在两种相态,且两相区域分布较为明显,XRD物相分析显示 α -Mg相为主要相成分,因此含量较多的明亮区域表示为 α -Mg相,而另一种较暗区域为 β -Li相;ML3为单一的 β -Li相合金。

根据图1中晶粒大小对比可知,Li元素的添加具有细化晶粒的作用,3种合金的晶粒大小随着Li含量的增加而减小。这种现象是由于Li含量的增加使ML2及ML3合金中出现BCC结构的 β -Li结构。BCC结构Li的晶格常数为 $a_{\text{Li}}=2.84 \times 10^{-10}$ m,原子半径 $R_{\text{Li}}=1.23 \times 10^{-10}$ m,HCP结构的原子半径为 $a_{\text{Mg}}=3.23 \times 10^{-10}$ m,Mg的原子半径为 $R_{\text{Mg}}=1.60 \times 10^{-10}$ m,BCC结构的原子半径及晶格常数均小于HCP结构的,因此,当合金中BCC结构增加后,合金的晶粒大小减小。图2中所示3种合金的相组成分布表明,在Mg-Li二元合金中,Li元素的增加或减小并没有使合金中出现第二相。相图表明,室温时当Li含量小于5.1%(质量分数)时,Mg-Li合金是HCP结构的 α -Mg相;当Li含量在5.1%~11%(质量分数)之间时,合金呈现两相共存的状态($\alpha+\beta$),同时存在BCC及HCP结构;当Li含量大于11%(质量分数)时,Mg-Li合金转变为BCC结构的 β -Li相,即在本研究合金中的单一相合金中Mg或Li原子以固溶形式存在。

2.2 合金阻尼性能的变化

2.2.1 应变振幅对合金阻尼性能的影响

图3所示为在频率为1 Hz、35 °C条件下铸态Mg-xLi合金阻尼性能随着应变振幅变化的曲线。合金阻尼性能随着应变振幅的变化可以分为两个区域:应变无关区域和应变相关区域。小图中显示的应变无关

阶段曲线的放大。可以清楚看出,在应变无关阶段,单一 β -Li相的ML3合金阻尼性能明显高于另两种合金,且3种合金中Li含量增加,其阻尼性能也增加,但两相共存的ML2与ML1的阻尼性能随Li含量的增加,阻尼性能增加的幅度较小。这是由于Li元素的添加,使合金中溶质原子的数量增加,滑移系增加,弱钉扎数量也增加,从而产生大量位错弓出而提高阻尼性能,但HCP结构的 α -Mg相由于其本身滑移系较少,对应变无关阶段的阻尼具有阻碍作用,因此,含有 α -Mg相结构的ML1与ML2的阻尼值相差较少,而当合金中不存在 α -Mg相结构时,合金ML3表现出极高的阻尼性能。

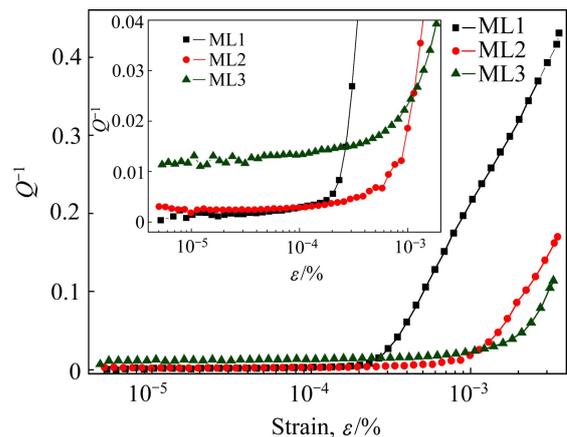


图3 ML1、ML2、ML3合金的应变振幅—阻尼性能曲线
Fig. 3 Strain amplitude—damping capacity curves of as-cast ML1, ML2 and ML3 ($f=1$ Hz, $\theta=35$ °C)

图3中ML1、ML2、ML3合金的临界应变振幅 ϵ_{cr} 分别为 1.0×10^{-4} 、 2.0×10^{-4} 和 3.4×10^{-4} 时3种合金的临界应变振幅 ϵ_{cr} 随着Li含量的增加而增加;也就是说,BCC结构的 β -Li相的添加能有效的提高合金的临界应变振幅 ϵ_{cr} ,同时,随着 β -Li相的增加,临界应变振幅 ϵ_{cr} 也相应增加。这是由于BCC结构 β -Li相的出现使合金的整体滑移系增加,从而导致位错脱钉所需要的外力增加,位错脱钉更加困难,从而引起更高的临界应变振幅。当振幅大于临界应变振幅后,合金进入应变相关阶段。合金的阻尼性能开始随着应变振幅的增加而急剧上升,3种合金的阻尼性能增加幅度相似,而在同一应变振幅条件下,ML1的阻尼性能最高,当应变振幅大于 1.137×10^{-3} 后,ML2的阻尼性能超过ML3的,但始终低于ML1的。

本文作者认为在应变相关阶段应变振幅—阻尼性能曲线的这种反常变化是由于弹性模量的影响而产生。弹性模量是用来表示材料拉伸及压缩性能的物理

量, 弹性材料在承受正向应力时会产生正向应变, 在形变量没有超过材料弹性限度时, 正向应力与正向应变的比值为这种材料的弹性模量。

在应变相同的条件下, 弹性模量越小, 应力也就越小。Li 的弹性模量是 4.9 GPa, 大约是 Mg 弹性模量 (45 GPa) 的十分之一, 因此, 在应变相关阶段, 同一应变振幅下, 弹性模量越小的合金, 所受到的应力越小, 合金对应的阻尼值则越小。

根据目前对 Mg 合金的研究可知, 室温下 Mg 及 Mg 合金的阻尼机制符合 G—L 的理论模型。G—L 模型中提出合金的阻尼性能(Q^{-1})是应变无关阶段阻尼(Q_0^{-1})与应变相关阶段阻尼(Q_H^{-1})两部分的和值^[11-14], 即

$$Q^{-1} = Q_0^{-1} + Q_H^{-1} \quad (1)$$

其中,

$$Q_0^{-1} = C_1 \rho f^2 / b^2 \quad (2)$$

$$Q_H^{-1} = (C_2 / \varepsilon_0) \exp(-C_3 / \varepsilon_0) \quad (3)$$

$$C_2 = (\rho F_B L_N^3) / (6bEL_c^2), \quad C_3 = F_B / (bEL_c^2) \quad (4)$$

式中: C_1 、 C_2 及 C_3 表示物理常量; ρ 是位错密度; b 表示的是伯格矢量; ε_0 和 f 分别表示应变振幅及频率; L_c 表示溶质原子之间的平均位错段长度; L_N 是弱钉扎间的平均位错段长度 $L_c \ll L_N$; F_B 是位错与溶质原子之间的结合力; E 表示非弛豫模量。

将式(3)和(4)进行变形可以得到式(5):

$$\ln(\varepsilon Q_H^{-1}) = \ln C_2 - C_3 / \varepsilon \quad (5)$$

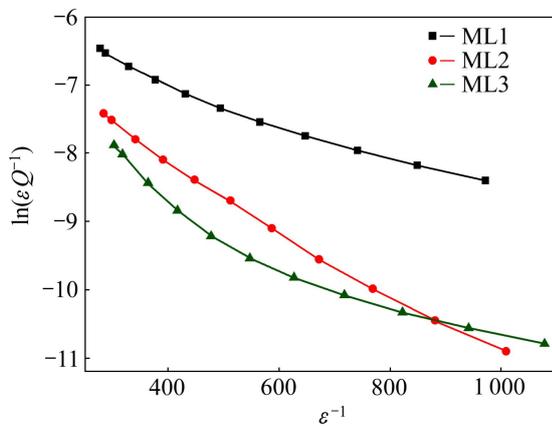


图 4 铸态合金的 G—L 曲线

Fig. 4 G—L plot of as-cast ML1, ML2 and ML3 alloys

由式(5)可以认为, 在应变相关阶段, $\ln(\varepsilon Q_H^{-1})$ 与 ε^{-1} 成线性关系, 直线的斜率为 $-C_3$, 截距为 $\ln C_2$ 。而

横坐标为 ε^{-1} , 纵坐标为 $\ln(\varepsilon Q_H^{-1})$ 作出的图就是 G—L 图。根据对合金阻尼的研究可知, G—L 图可以用来判定合金材料的阻尼性能是否符合 G—L 的位错脱钉理论。当合金材料应变相关阶段的 G—L 图能成一条直线的时候, 也就说 ε^{-1} 和 $\ln(\varepsilon Q_H^{-1})$ 成线性关系, 则合金的阻尼性能被认为是符合 G—L 的位错脱钉理论的; 如果图线不能成为一条直线, 则说明不符合 G—L 理论。

根据这一原理, 本文作者将室温下 3 种合金的应变相关阶段的应变振幅—阻尼曲线转化为 G—L 图 (见图 4)。可以明显看出, 3 种合金的 G—L 曲线均不是平直的直线, 这说明, 二元 Mg-xLi 合金的阻尼机制并不是单纯的 G—L 理论, Mg-Li 合金本身由于 Li 的出现, 在 G—L 位错钉扎理论的基础上, 还叠加了一种新的阻尼机制。

2.2.2 温度对合金阻尼性能的影响

图 5 所示为 ML1、ML2 和 ML3 合金的阻尼性能在频率为 1 Hz、应变振幅 10 μm 、升温速度为 5 $^\circ\text{C}/\text{min}$ 的条件下温度从 30 $^\circ\text{C}$ 升高至 250 $^\circ\text{C}$ 时的变化曲线。从图 5 中可以明显看出, 仅含有 HCP 结构 α -Mg 相的 ML1 合金的阻尼性能随着温度变化较小, 且阻尼性能较低; 而仅含有 BCC 结构 β -Li 相的 ML3 合金的阻尼性能在低温区就超过 0.01, 属于高阻尼合金, 且随着温度的升高, 阻尼性能继续升高; 两种相态共存的 ML2 合金阻尼曲线在温度较低时 ($t < 130$ $^\circ\text{C}$), 阻尼性能随温度升高增加的幅度较小; 而当温度持续升高后, 阻尼性能上升速度提高, 并在温度达到 230 $^\circ\text{C}$ 时, 阻尼性能超过 ML3 的。

图 5 中 ML3 合金在低温条件下 ($t < 70$ $^\circ\text{C}$) 阻尼性

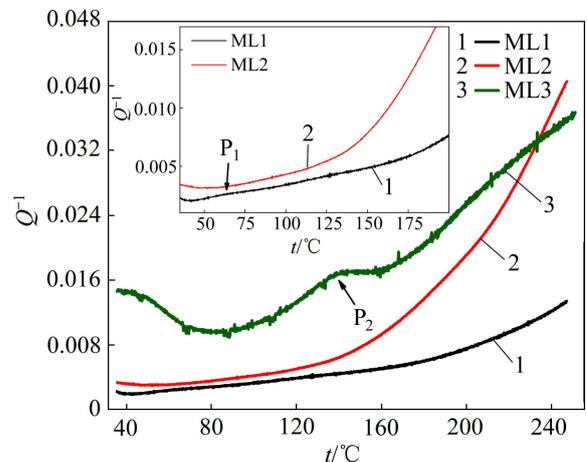


图 5 合金的温度—阻尼性能曲线 ($\varepsilon=10$ μm , $v=5$ $^\circ\text{C}/\text{min}$, $f=1$ Hz)

Fig. 5 Temperature—damping capacity curves of as-cast ML1, ML2 and ML3 alloys ($\varepsilon=10$ μm , $v=5$ $^\circ\text{C}/\text{min}$, $f=1$ Hz)

能随着温度升高而降低,分析这种现象产生的原因得出: Mg 固溶在 Li 基体中,由于 Mg 的原子半径与 Li 的原子半径相差不大,因此以置换固溶体的形式存在,会发生晶格畸变,低温时固溶度较小,固溶原子逐渐呈有序排列,晶格畸变能较大,且 BCC 结构中大量的滑移系在此温度范围内被激活,位错开始滑移,则合金的阻尼性能较高。而随着温度增加,固溶度越大,固溶原子逐渐以无序固溶体形式存在,容易发生偏聚,从而抵消一部分晶格畸变能,并阻碍部分位错滑移,因此,合金的阻尼性能逐渐降低。

已有研究结果显示^[15-17],铸态纯 Mg、含 Ni 量为 6.2%~22.6%(质量分数)时的铸态 Mg-Ni 合金的温度—阻尼曲线在温度较低区域时(0~150 °C)均出现一个峰值 P_1 ,在温度较高区域处($t > 150$ °C)出现第二个峰值 P_2 。研究中指出, P_1 峰是由于在基面上出现位错滑移而产生。在固溶过程中,合金中的杂质原子往往会在晶界发生偏聚现象,从而使合金中的位错更容易发生滑移,阻尼值上升;而当温度升高后,杂质原子被热能所激活,从晶界扩散到晶粒内部尤其是集中在位错部位,阻碍了位错的进一步移动,阻尼性能逐渐下降。而 P_2 峰是由于晶界滑移而产生,阻尼大小是由滑移距离和沿着晶界的滑移阻力决定的。而 P_2 峰的最大值受到晶界及偏聚在晶界上的杂质原子数量的影响,晶界数量越多,晶界上的杂质原子越少, P_2 峰的最高阻尼值也就越高。

图 5 中 ML3 合金在 130 °C 时出现一个明显的峰值 P_2 。本文作者认为这个峰是晶界滑移阻尼峰。综上所述,晶界本身对温度特别敏感,温度较高条件下晶界才会发生相对滑移,此时,晶界由于粘滞性流动而引起能量损耗,其损耗能量大小由滑移距离和沿着晶界的滑移阻力决定,约等于晶界间相对位移与晶界滑动阻力的乘积。也就是说^[11,18],晶界上的杂质原子数量越少,晶界数量越多,则晶界阻尼峰的峰值也就越高。ML3 合金中由于 Li 的晶粒细化作用,平均晶粒度较小,从而晶界数量较多,因此,晶界峰 P_2 峰的峰值较为明显。

合金 ML1 在 62 °C 处也存在一个不太明显的 P_1 峰,结合峰值出现的位置,本文作者判断 P_1 峰是位错阻尼峰。这是由于 HCP 结构合金中的位错发生滑移,从而使合金阻尼性能提高,而之后温度增加,溶质 Li 原子沿位错线发生偏聚,提高了点缺陷的浓度,阻碍了位错的滑移运动,从而阻尼性能逐渐减小。但由于 Li 原子的原子半径与 Mg 相差不大,且 HCP 结构的滑移系较少,因此,阻尼峰较为平缓。

而 ML2 合金的阻尼曲线较为平滑,未能检测到峰

值的出现,且阻尼性能随着温度的上升持续增加,阻尼性能增加速度也由慢转快。本文作者分析这种现象是由以下因素引起。

1) 首先是由于两相共存的合金中同时存在 Li 固溶在 Mg 基体中的 HCP α -Mg 相,以及 Mg 固溶在 Li 基体中的体心立方 β -Li 相。由于 Mg 与 Li 的原子半径相差不大,因此,两种相都以置换固溶体的形式存在,晶粒极易发生晶格畸变。温度升高,晶格畸变能增加,但同时合金的固溶度增大,且固溶原子逐渐呈无序固溶体形式存在,容易发生偏聚,从而抵消一部分的晶格畸变能并阻碍部分的位错滑移,因此,在升温最初始段,阻尼性能随着温度的增加而升高,但幅度较小。

2) BCC 结构的出现增加了合金中的滑移系,使位错滑移更加容易,随着温度升高,位错运动越发明显,阻尼性能也就随之增加。

3) 结合图 1 中对光学显微下合金金相组织的分析结果可知,ML2 中存在两种不同相态的晶粒,晶界数量较多,晶界由于粘滞性流动而引起能量损耗就越大,温度持续升高后,晶界受到热能的推动开始发生粘滞性流动,因此,阻尼性能在温度较高区域迅速上升。

这是低温区域的位错滑移、高温区域的晶界滑移,以及合金中的晶格畸变这 3 种主要的阻尼来源的相互叠加或同时作用,使合金的阻尼性能在应变振幅及温度改变时发生变化。前文提出二元的 Mg-xLi 合金中并不只是位错钉扎阻尼机理起作用,而是出现新的阻尼机制,根据本研究的结果推测,这种叠加而形成的阻尼机制可能就是前文提出的新阻尼机制。

2.3 合金力学性能的变化

图 6 所示为 3 种 Mg-xLi 二元合金的应力—应变曲线所对应的力学性能数值。由图 6 很明显可以看出,屈服强度(YTS)随着 Li 含量的增加而增加,这是由于细晶强化而产生。根据 Hall-Petch 公式可知,当晶粒越小时,晶界面积就越大,位错运动时受到的阻碍作用随着晶界数量的增加而增加,因此材料的强度也就越大。由图 1 已经得知, Li 含量的增加对晶粒起到了细化的作用,因此使合金的屈服强度随着 Li 含量的增加而增加。

3 种合金的伸长率均大于 5%,具有较好的塑性,属于塑性合金。单一 β -Li 相的 ML3 合金的抗拉强度及伸长率都要高于仅含单一 α -Mg 相的 ML1 合金,而两相共存状态的 ML2 合金表现出最高的抗拉强度(UTS)及伸长率(Elongation)。前者是因为 BCC 结构较 HCP 结构具有更好的塑性,且 Mg 原子半径大于 Li

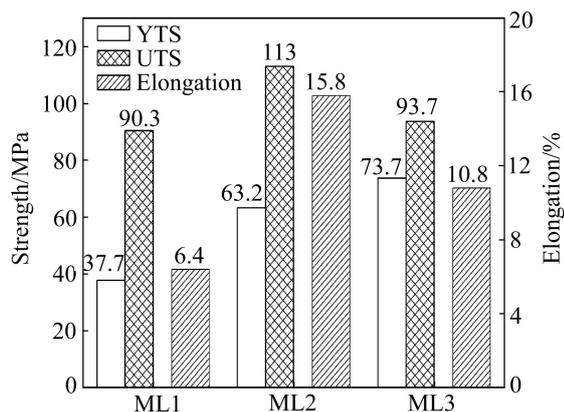


图6 铸态 ML1、ML2 和 ML3 合金的力学性能

Fig. 6 Mechanical properties of as-cast ML1, ML2 and ML3 alloys

原子半径, 因此, β -Li 相具有更多的晶格畸变能, 在屈服强度后塑性变形时所需的外力更大, 因此, ML3 合金的伸长率及抗拉强度都要高于 ML1 的。而两相共存的合金中除了存在塑性更好的 BCC 结构外, 还出现大量的相界面, 这些相界面在拉伸过程中产生很大的应力场, 与晶格畸变能一起会对位错运动造成阻碍, 起到很好的强化作用, 同时提高合金的塑性。

3 结论

1) Li 元素的添加改变了二元 Mg-xLi 合金的力学性能。随着 Li 元素的添加, 合金晶粒发生细化, 且合金中的 Mg 和 Li 原子均以固溶形式存在, 并未出现第二相。这种细晶强化对合金的屈服强度有很大的影响, 合金的晶粒越小, 屈服强度则越高, 因此, ML3 合金具有最高的屈服强度。两相共存状态的 ML2 合金表现出最高的抗拉强度及伸长率。

2) 在同一应变振幅条件下, HCP 结构的 α -Mg 相对二元合金的阻尼性能具有阻碍作用, 而 BCC 结构的 β -Li 相的添加能有效的提高合金的临界应变振幅 ε_{cr} 以及阻尼性能。由于弹性模量的作用, 在应变相关阶段, 同一应变振幅下, 弹性模量越小的合金, 所受到的应力越小, 合金对应的阻尼值则越小。不同相态 Mg-xLi 合金的阻尼机理并不仅仅是 G—L 位错钉扎理论, 而是 G—L 位错钉扎理论的基础上, 叠加了一种新的阻尼机制。

3) BCC 结构 β -Li 相的出现能有效地提高二元 Mg-xLi 合金的阻尼性能。而当合金中仅为单一 β -Li

相时, 在低温区阻尼性能会随着温度的升高而降低, 这是由于 β -Li 相中固溶原子较多, 晶格畸变能较大, 温度上升过程中与位错阻尼峰叠加而产生的现象。因此, ML3 中不存在位错阻尼峰, 而存在一个由于晶界众多而产生的晶界滑移阻尼峰。两相共存的合金中没有出现峰值是由于低温区域位错滑移、高温区域的晶界滑移以及合金中的晶格畸变这 3 种主要的阻尼来源叠加而产生。这种叠加而形成的阻尼机制可能就是前文中提出的新阻尼机制。

4) 两相共存状态下的 ML2 合金比单一相态的 ML1 和 ML3 合金具有更稳定的物理性能、力学性能, 同时具有较好的阻尼性能, 是同时具有轻量化及减振降噪功能的高阻尼材料, 具有很好的应用前景。

REFERENCES

- [1] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [2] AVEDESIAN M M, BAKER H. ASM specialty handbook-magnesium and magnesium alloys[M]. Ohio, USA: ASM International, 1999: 44-51, 274.
- [3] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties-applications-potential[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 302: 37-45.
- [4] 赵稼祥. 加强发展军用功能材料[J]. 材料工程, 1995, 3: 3-11.
ZHAO Jia-xiang. Strengthen the development of military functional material[J]. Materials Engineering, 1995, 3: 3-11.
- [5] 杨根仓. 现代阻尼材料的发展与展望[J]. 航空科学技术, 1994, 3: 12-14.
YANG Gen-cang. Modern development and outlook of damping materials[J]. Aeronautical Science and Technology, 1994, 3: 12-14.
- [6] 孙庆鸿, 张启军, 姚慧珠. 振动与噪声的阻尼控制[M]. 北京: 机械工业出版社, 1993.
SUN Qing-hong, ZHANG Qi-jun, YAO Hui-zhu. Damping control of vibration and noise[M]. Beijing: China Machine Press, 1993.
- [7] 李沛勇, 戴 圣, 刘大博. 材料阻尼及阻尼合金的研究现状[J]. 材料工程, 1999, 8: 44-48.
LI Pei-yong, DAI Sheng, LIU Da-bo. The current research status of material damping and damping alloy[J]. Materials Engineering, 1999, 8: 44-48.
- [8] 刘棣华. 粘弹阻尼减振降噪应用技术[M]. 北京: 宇航出版社, 1990: 53-65.
LIU Di-hua. The vibration noise reduction application technology of viscoelastic damping[M]. Beijing: Astronautics

- Press, 1990: 53–65.
- [9] 李和文, 李 宁, 文玉华. 减振合金的研究与发展[J]. 机械, 2002, 29(3): 66–68.
LI He-wen, LI Ning, WEN Yu-hua. Research and development of vibration-absorbing alloys[J]. Machinery, 2002, 29(3): 66–68.
- [10] TROJANOVÁ Z, DROZD Z, KÚDELA S, SZÁRAZ Z, LUKÁČ P. Strengthening in Mg-Li matrix composites[J]. Composites Science and Technology, 2007, 67: 1965–1973.
- [11] GRANATO A, LUCKE K. Application of dislocation theory to internal friction phenomena at high frequencies[J]. Appl Phys, 1956, 27: 789–805.
- [12] WANG J F, SONG P F, GAO S, HUANG X F, SHI Z Z, PAN F S. The Y-doped MgZnCa alloys with ultrahigh specific strength and good corrosion resistance in simulate body fluid[J]. Materials Science Engineering A, 2011, 528: 5914–5920.
- [13] GRANATO A, LUCKE K. Theory of mechanical damping due to dislocations[J]. Appl Phys, 1956, 27: 583–593.
- [14] MAYENCOURT C, SCHALLER R. Mechanical-stress relaxation in magnesium-based composites[J]. Materials Science Engineering A, 2002, 325: 286–291.
- [15] WU S K, CHANG S H, CHOU T Y. Low-frequency damping properties of dual-phase Mg-xLi-0.5Zn[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 465: 210–215.
- [16] CHANG S H, WU S K, TSAI W L, BOR H Y. Low-frequency damping properties of as-extruded Mg-11.2Li-0.95Al-0.43Zn magnesium alloys[J]. Materials Science Engineering A, 2011, 528: 6020–6025.
- [17] HU X S, ZHANG Y K, ZHENG M Y, WU K. A study of damping capacities in pure Mg and Mg-Ni alloys[J]. Scripta Materialia, 2005, 52: 1141–1145.
- [18] JACKSON J H, FROST P D, LOONAM A C. Magnesium-lithium base alloys preparation, fabrication, and general characteristics[J]. Transaction of American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineer (AIME), 1949, 185: 149–168.

(编辑 李艳红)