

添加微量 Sc 对 Mg-3Li 合金高应变率变形行为的影响

沙桂英¹, 孙晓光², 刘 腾^{1,3}, 朱宇宏¹, 冯晓刚¹

(1 沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110136; 2 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001; 3 美国韦恩州立大学 机械工程系, 密歇根州 底特律 48202)

摘要: 利用 Hopkinson 压杆对 Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc 合金进行了高应变率冲击实验, 分析了添加少量 Sc 对 Mg-3Li 合金冲击变形行为及其应变率效应的影响。结果表明, 在 1350 s^{-1} ~ 3000 s^{-1} 应变率范围内, 两种合金的动态应力-应变行为均表现出显著的应变率强化效应。但随应变率继续升高, 合金的动态变形行为转为应变率弱化效应。在 1350 s^{-1} ~ 3500 s^{-1} 应变率下, Mg-3Li-1Sc 合金比 Mg-3Li 合金的动态屈服强度显著提高。在高应变率冲击条件下, 晶内滑移和孪生产生的加工硬化及微裂纹的产生、扩展致使二种合金的动态变形行为先呈现应变率强化效应而后呈现为应变率弱化效应。添加少量 Sc 后 Mg-3Li 合金显微组织的细化和细小弥散 MgSc 相的形成, 是显著提高 Mg-3Li-1Sc 合金冲击变形抗力的主要原因。

关键词: Mg-Li-Sc 合金; 晶粒细化; 应变率; 变形

DOI 10.3969/j.issn.1005-5053.2011.3.006

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2011)03-0031-04

在航空、航天、汽车及其它军事和民用工业领域, 构件经常会遇到冲击、高速碰撞、爆炸等动态加载情况, 构件的失效与材料在高应变率下的力学响应密切相关。如: 在高应变率下, 由于变形过程往往会产生绝热效应, 从而导致材料产生热软化, 这种热软化会引起材料产生绝热剪切失稳而导致构件失效。目前国内外对钢、钛及钛合金、铝合金、镁合金以及复合材料等在高应变率下的变形行为均有报道^[1-8]。E. Ehm 等人^[9]对 AA7075, AZ80, T6A4V 等轻质变形合金在不同温度、不同应变率下的拉伸、压缩变形与断裂行为进行了较为深入的研究, 探讨了应变、应变率、温度对变形和断裂应力的综合作用, 结果表明: 室温下, 在不同的确定的应变、应变率下三种合金都产生了变形局部化。胡昌明^[10]等对高温、高应变率下 MB2 镁合金的动态力学性能及变形机理的研究表明, 在冲击载荷下, MB2 合金的变形表现在一定滑移方向的带状阵列的晶粒长大现象, 其变形机理主要是一定滑移系上晶粒的

长大、滑移, 断裂破坏是由于一定滑移系上晶粒的长大变形至一定的临界值所致。Wu X L 等人^[11]在冲击载荷作用下 AZ31 镁合金变形行为研究中发现合金产生了变形局部化现象。由此可见, 镁合金在高应变下的变形机制比较复杂, 需要加强深入的研究。另外, 对镁合金添加稀土进行合金化一直是新型镁合金开发研究的热点之一, 但对其高应变率力学行为的研究则很少^[12]。因此, 研究稀土镁合金在高应变率下的变形行为与机制对其工程应用具有重要的意义。本研究以 Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc 合金为对象, 研究了添加少量稀土 Sc 对 Mg-3Li 合金在高应变率下变形行为的影响, 并探讨了其影响机制。

1 实验材料与方法

本实验所用两种合金的名义成分分别为 Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc, 采用真空感应炉熔炼、浇铸。利用分离式 Hopkinson 压杆进行高应变率冲击压缩实验, 应变率在 10^3 s^{-1} 量级, 试样尺寸为 $\phi 7\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ 。采用 Matlab 及 Origin 软件对冲击实验数据进行处理, 获取试样在不同应变率下的动态应力-应变曲线。利用 Olympus GX71 光学显微镜观察、分析合金显微组织的变化。

收稿日期: 2010-07-22; 修订日期: 2010-10-28

基金项目: 国家自然科学基金 (50801048)

作者简介: 沙桂英 (1963—), 女, 教授, 从事轻质结构材料的组织性能表征的研究, (E-mail) guiysh@sina.com。

2 结果与讨论

2.1 不同合金的显微组织

Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc 合金的显微组织如图 1 所示。

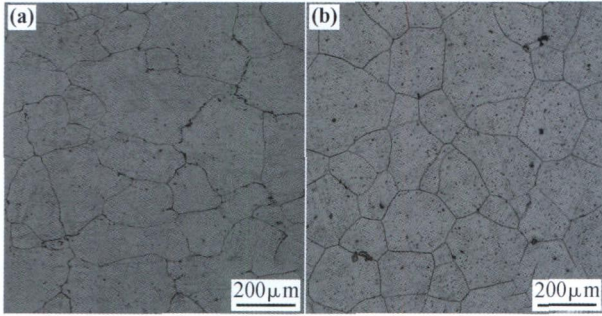


图 1 Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc 合金的显微组织

Fig 1 Microstructure of the Mg-3Li and Mg-3Li-1Sc alloys

(a) Mg-3Li (b) Mg-3Li-1Sc

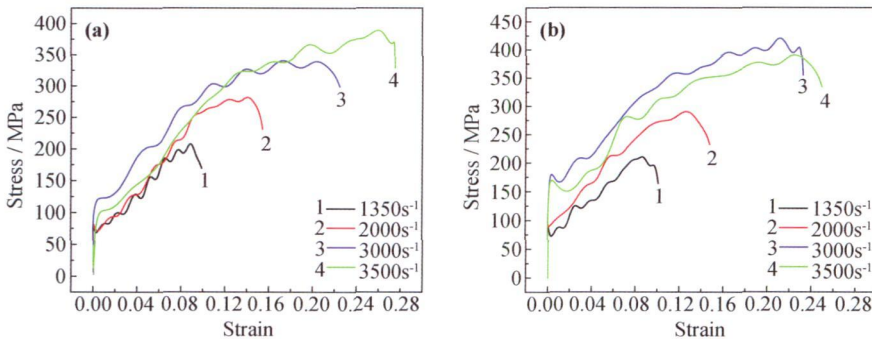


图 2 不同合金在高应变率下的动态应力-应变曲线

Fig 2 Dynamic stress-strain curves of the tested alloys at high strain rates (a) Mg-3Li (b) Mg-3Li-1Sc

应。而且,在 $1350\sim 3500\text{s}^{-1}$ 应变率范围内,两种合金的应力-应变行为均表现出显著的应变强化效应。

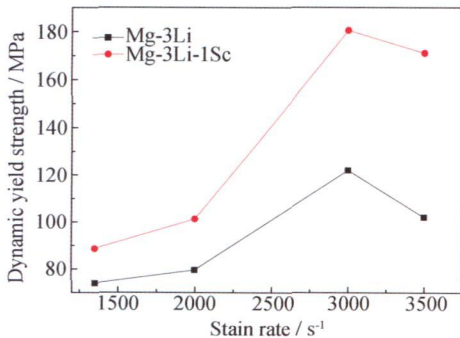


图 3 不同合金的动态屈服强度-应变率关系

Fig 3 Dynamic yield strength of the Mg-3Li and Mg-3Li-1Sc alloys as function of strain rate

由图 3 所示的 Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc 合金的动态屈服强度-应变率变化曲线可知,在相同应变率

可见, Mg-3Li 合金由单一的 α 相组成,晶粒较大、尺寸不均匀、形状也不很规则,统计显示其平均晶粒度约为 $220\mu\text{m}$ (图 1a)。加入少量 Sc 后,组织出现较明显的变化,晶粒尺寸减小、均匀性改善,平均晶粒度约为 $160\mu\text{m}$,且晶界较平直 (图 1b)。此外, Mg-3Li-1Sc 合金组织中存在大量细小的颗粒状第二相,该相可基本确定为 MgSc 相^[13]。

2.2 不同合金高应变率下的动态应力-应变行为

图 2 示出了 Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc 合金在不同应变率下冲击后的应力-应变曲线。

由图 2 可见, Mg-3Li 和 Mg-3Li-1Sc 合金动态应力-应变行为的应变率效应在实验应变率范围内表现出相同的规律。即:在 $1350\sim 3000\text{s}^{-1}$ 应变率范围内,流动应力随着应变率的提高不断升高,应力-应变行为表现出较明显的应变率强化效应;而当应变率继续升高至 3500s^{-1} 时,两种合金的流动应力均下降,合金的应力-应变行为表现出应变率弱化效

下, Mg-3Li-1Sc 合金的动态屈服强度均明显高于 Mg-3Li 合金。尤以 3000s^{-1} 应变率时最为突出, Mg-3Li 合金的屈服应力仅为 122MPa 而 Mg-3Li-1Sc 的屈服应力则达到了 180MPa 提高约 48%。这说明少量 Sc 的加入能明显提高 Mg-3Li 合金在高应变率条件下的变形抗力。但随着应变率的继续提高,二种合金的动态屈服应力均下降。从实验过程中试样的宏观表现来看, Mg-3Li 合金在 3500s^{-1} 应变率下冲击后试样表面已出现了裂纹;而 Mg-3Li-1Sc 合金在整个实验应变率范围内试样均无宏观裂纹产生,显示出了较好的冲击变形能力。因此,少量 Sc 的加入使 Mg-3Li 合金冲击抗力明显提高的同时仍保持良好的冲击变形能力。

2.3 不同合金高应变率冲击后的显微组织

图 4 示出了两种合金在不同应变率下冲击后的显微组织变化。

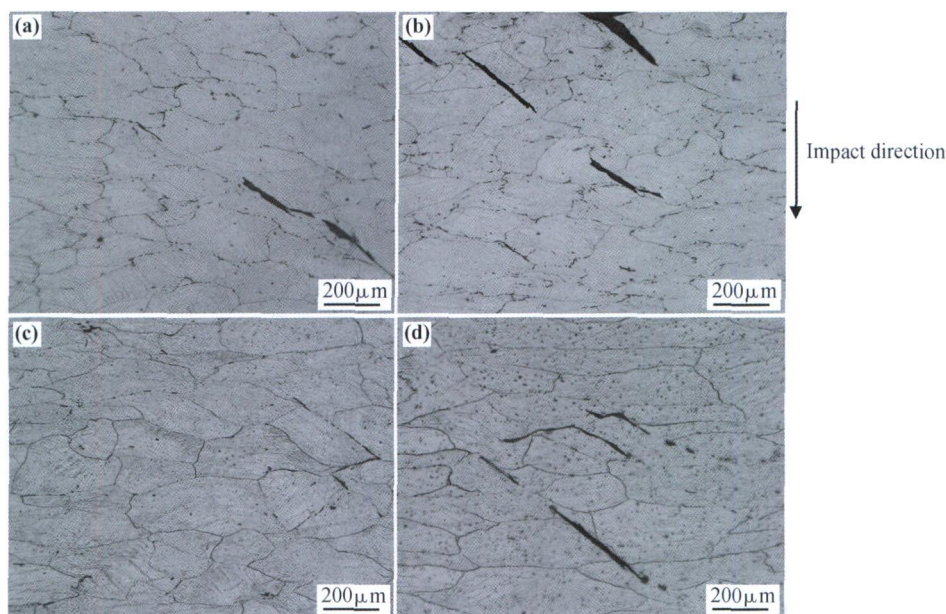


图 4 两种合金经不同应变率冲击变形后的显微组织

Fig 4 Microstructure of the tested alloys impacted at different strain rates (a) Mg-3Li 3000s^{-1} ; (b) Mg-3Li 3500s^{-1} ; (c) Mg-3Li-1Sc 3000s^{-1} ; (d) Mg-3Li-1Sc 3500s^{-1}

通常,具有密排六方结构的多晶镁合金的塑性变形方式是以滑移和孪生为主,滑移主要为 $\{0001\} <11\bar{2}0>$ 基面滑移和 $\{10\bar{1}0\} <11\bar{2}0>$ 柱面滑移,而孪生最先发生在 $\{10\bar{1}2\} <\bar{1}011>$ 锥面^[14]。在高应变率冲击条件下,由于加载时间极短,试样的变形过程在瞬间即告完成。虽然基面滑移较易进行,但因变形速度快,所以在冲击变形过程中很容易产生孪晶。从图 4a b 可见,当应变率在 3000s^{-1} 时, Mg-3Li 合金的冲击变形组织内晶粒产生明显变形,且晶内出现部分孪晶,局部区域沿与冲击应力呈 45° 方向产生了较明显的裂纹;当应变率达 3500s^{-1} 时,合金晶体内裂纹进一步发展。而由图 4c d 可知,在 3000s^{-1} 应变率下冲击后, Mg-3Li-1Sc 合金组织中的晶粒变形更加明显,晶内孪晶也增多,局部区域只产生了不连续的、细的微裂纹,直到 3500s^{-1} 应变率时才出现了明显的裂纹,且裂纹的特征与 Mg-3Li 合金有所区别,有些裂纹的扩展路径偏离了与冲击应力呈 45° 的方向,显示出该合金抵抗裂纹扩展的能力有所提高。

另外,在 Mg-3Li 合金加入少量的 Sc 起到了细化晶粒、均匀化组织的作用,这也是 Mg-3Li-1Sc 合金在高应变率变形过程中动态屈服强度提高而提高冲击变形抗力的一个重要原因。与此同时, Sc 在 Mg-3Li-1Sc 合金中形成了具有立方结构的 MgSc 相,该相弥散分布在基体中,可起到较好的第二相强化和协调变形作用。当扩展的裂纹遇到第二相时,可

改变裂纹的扩展方向而在一定程度上缓解应力集中,从而提高该合金的变形能力、减轻其脆化倾向。

综上所述,在 $1350\sim 3000\text{s}^{-1}$ 应变率范围内,因加工硬化随应变率的提高不断增强, Mg-3Li 合金和 Mg-3Li-1Sc 合金的动态应力-应变行为均表现出了较明显的应变率强化效应;而当应变率继续升高至 3500s^{-1} 时,两种合金由于组织内产生的裂纹损伤导致合金的动态应力-应变行为表现出了应变率弱化效应。而且,在 $1350\sim 3500\text{s}^{-1}$ 应变率范围内,由于少量 Sc 的加入,使 Mg-3Li-1Sc 合金组织细化及形成细小弥散的 MgSc 相,由此产生的强化使 Mg-3Li-1Sc 合金表现出了更高的冲击变形抗力。

3 结论

(1) 在 $1350\sim 3000\text{s}^{-1}$ 应变率范围内, Mg-3Li 合金和 Mg-3Li-1Sc 合金的动态应力-应变行为均表现出了较明显的应变率强化效应;而当应变率继续升高至 3500s^{-1} 时,两种合金的动态应力-应变行为又表现出了应变率弱化效应。合金组织内产生的裂纹损伤是合金动态应力-应变行为应变率弱化效应的主要原因。

(2) 在 $1350\sim 3500\text{s}^{-1}$ 应变率范围内, Mg-3Li-1Sc 合金的冲击变形抗力显著高于 Mg-3Li 合金。主要是由于少量 Sc 的加入,使 Mg-3Li-1Sc 合金的组织细化和形成了细小弥散的 MgSc 相的综合强化所

致。

参考文献:

- [1] DUAN C Z, WANG M, DOU T. Microscopic Examination of Primary Shear Zone in High Speed Machining of Hardened High Strength Steel [J]. Manufacturing Science and Engineering, 2010, 97~101: 1887-1890.
- [2] YANG H J, XU Y B, VITALI Y S, *et al*. Analysis and Characterization of Microstructural Evolution in the Adiabatic Shear Bands in Fe-Cr-Ni Alloys by EBSD [J]. Journal of Materials Research, 2009, 24: 2617-2626.
- [3] MEYERS M A, XU Y B, XUE Q, *et al*. Microstructural Evolution in Adiabatic Shear Localization in Stainless Steel [J]. Acta Materialia, 2003, 51(5): 1321-1322.
- [4] LI Q, XU Y B. Dynamic Mechanical Behavior of Pure Titanium [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 156: 1889-1892.
- [5] XU Y B, BAI Y L, MEYERS M A. Deformation, Phase Transformation and Recrystallization Induced during High-Strain Rate Loading in Shear Bands of Ti-6Al-4V Alloy [J]. Mater Sci Tech, 2006, 22: 737-746.
- [6] XU Y B, ZHONG W L, CHEN Y J, *et al*. Shear Localization and Recrystallization in Dynamic Deformation of 8090 Al-Li Alloy [J]. Materials Science & Engineering (A), 2001, 299: 287-295.
- [7] 毛萍莉, 刘正, 王长义, 等. 高应变率下 AZ31B 镁合金的压缩变形组织 [J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(5): 816-819.
- [8] XU Y B, BAI Y L. Evolution of Thermoplastic Shear Localization and Related Microstructures in Al/SCp Composites under Dynamic Compression [J]. J Mater Sci Tech, 2002, 19: 504-508.
- [9] EHMAGD E, ABOURIDOUANE M. Characterization, Modelling and Simulation of Deformation and Fracture Behaviour of the Light Weight Wrought Alloys under High Strain Rate Loading [J]. International Journal of Impact Engineering, 2006, 32: 741-758.
- [10] 胡昌明, 李英雷, 胡时胜, 等. 高温-高应变率下 MB2 合金的动态力学性能及变形机理 [J]. 兵器材料科学与工程, 2009, 32(5): 8-11.
- [11] WU X L, TAN C W. Deformation Localization of AZ31 Magnesium Alloy under High Strain Rate Loading [J]. Rare Metal Mater Eng, 2008, 37(6): 1111-1113.
- [12] 沙桂英, 刘翠云, 刘腾, 等. 添加 Y 对 Mg-3.5% Li 合金冲击变形行为的影响, 材料工程, 2010, 326(7): 64-67.
- [13] 孙晓光, 沙桂英, 刘腾, 等. 添加微量 Sc 对 Mg-3% Li 合金组织与性能的影响 [J]. 金属热处理, 2010, 35(3): 29-32.
- [14] 陈振华. 变形镁合金 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 331-334.

Effect of Sc Addition on Deformation Behavior of Mg-3Li Alloy at High Strain Rates

SHA Gu-ryng¹, SUN Xiao-guang², LIU Teng^{1,3}, ZHU Yu-hong¹, FENG Xiao-gang¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China; 3. Department of Mechanical Engineering, Wayne State University, Detroit, MI 48202, USA)

Abstract The impact experiment for Mg-3Li and Mg-3Li-1Sc alloys was conducted using the Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB) at high strain rates. The effect of minor Scandium on the impact deformation behavior and strain rate effects of Mg-3Li alloy were analyzed. The results show that the dynamic stress-strain behaviors of both alloys exhibit evident positive strain rate effect at strain rates from 1350s^{-1} to 3000s^{-1} . However, the dynamic deformation behaviors of both alloys change to negative strain rate effect with the increasing strain rate. At strain rates from 1350s^{-1} to 3500s^{-1} , the dynamic yield strength of Mg-3Li-1Sc alloy is enhanced significantly compared to that of Mg-3Li alloy. Under high strain rate impact loading, the strain-hardening generated by slip and twinning inside grains causes the positive strain rate effect of deformation behaviors in two alloys, while the following negative strain rate effect is attributed to the initiation and propagation of microcrack. The notable improvement of impact deformation resistance of Mg-3Li-1Sc alloy is mainly attributed to the grain refinement and the formation of small and uniformly distributed MgSc phase because minor Scandium addition.

Key words Mg-Li-Sc alloy; grain refinement; strain rate; deformation