

SiC 晶须对 Al-Li 合金断裂行为的影响^①

陈仕奇^② 茅建富 孙东立 杨德庄

(哈尔滨工业大学)

摘 要

运用扫描电镜对比观察了 Al-2.55Li-1Mg(wt.-%)合金和 19vol.-%SiC_w/Al-2Li 复合材料在 550℃ 固溶处理状态和 190℃ 峰时效状态下的原位拉伸断裂行为。结果发现,在 Al-2.55Li-1Mg 合金中,断裂行为与时效状态密切相关;而在 19vol.-%SiC_w/Al-2Li 复合材料中,断裂行为主要受 SiC 晶须的制约,时效状态对其没有影响。因此, SiC 晶须可以改变 Al-Li 合金的断裂行为,使其不受时效状态的影响。

关键词: Al-Li 合金 SiC 晶须 断裂行为

Al-Li 合金具有优良的力学性能,是很有发展前途的轻金属结构材料之一^[1,2]。对它的研究已有很长的历史,但是该合金的低塑性和低韧性仍未得到满意的解决。探索提高塑性和韧性的途径是当前研究 Al-Li 合金的重点。已有的研究工作主要是通过加入合金元素来达到强韧化的目的,如目前发展较完善的 Al-Li-Cu-Mg-Zr 系合金。同二元 Al-Li 合金相比,多元 Al-Li 合金的塑性和韧性虽有明显的提高,但在时效状态下的断裂方式仍为沿晶断裂,其塑性和韧性指标尚不能达到足够应用的水平。因此, Al-Li 合金的断裂行为还有待进一步深入研究。本文在研究时效对 Al-Li-Mg 合金断裂行为影响的基础上,将 SiC 晶须引入 Al-Li 合金中,深入探讨了 SiC 晶须对 Al-Li 合金断裂行为的影响,以期充分发挥铝锂合金的性能潜力提供可能性。

1 试验材料及方法

试验所用的 Al-Li-Mg 合金成分(wt.-%)为: 2.55Li, 1.0Mg, 0.033Fe, 0.019Si, 余量

Al。合金用冶金铸锭方法制备,在氩气保护下熔炼。铸锭经 500℃, 24 h 扩散退火后,热轧成 2 mm 厚的板材。

含有 SiC 晶须的试验材料是用压力铸造法制备的。SiC 晶须的含量为 19 vol.-%, 基体锂含量为 2.0 wt.-%, 余量为 Al。然后将材料于 500℃, 24 h 扩散退火,消除铸态组织的不均匀性。将上述两试验材料经线切割加工成动态拉伸试样,其热处理工艺为: 550℃ 固溶 30 min, 水淬后立即于 190℃ 时效。对 SiC_w/Al-Li 复合材料,时效时间选择 1 000 min; 对 Al-Li-Mg 合金,选择 8 000 min。两者均对应于峰值时效时间。

拉伸过程的原位观察在备有拉伸装置的 S-570 型扫描电子显微镜上进行,试样被观察的一面经过抛光腐蚀。

2 试验结果及分析

2.1 Al-2.55Li-1Mg 合金的拉伸断裂行为

图 1 是 Al-2.55Li-1Mg 合金在固溶状态下的拉伸断裂过程。固溶态试样在拉伸变形过

①本课题属国家自然科学基金资助项目,本文于 1992 年 4 月 24 日收到; ②现在中南工业大学工作

程中,在表面上出现大量的滑移带(如图1(a)所示)。随变形量的增加,滑移带呈波浪形,同时开始萌生微裂纹(如图1(b)所示)。微裂纹的萌生部位为滑移带交叉处和夹杂物处,分别如图1(b)中A、B所示。裂纹形成之后沿滑移带扩展(如图1(c)所示),导致穿晶断裂。

图2是Al-2.55Li-1Mg合金在190℃峰时效(8 000 min)状态下的拉伸断裂过程。由图可见,在拉伸变形过程中,试样表面不出现滑移带。微裂纹的萌生部位以晶界为主(如图2(a)中A、B所示)。裂纹沿晶界扩展而连接(如图2(b)所示),导致断裂方式为沿晶断裂。

2.2 19vol.-%SiC_w/Al-Li复合材料的断裂行为

图3是19vol.-%SiC_w/Al-Li复合材料在550℃固溶状态下的拉伸断裂过程。从图3可以看到,该材料在拉伸变形时,试样表面不出现滑移带。裂纹的萌生部位出现在SiC晶须与基体的界面、晶须端部、以及晶须自身断裂处,分别如图3(a)中A、B、C所示。有时,裂纹也在基体中的夹杂物处萌生(如图3(b)中的D所示)。微裂纹形成之后,其扩展过程受到SiC晶须的制约。这使裂纹扩展过程与SiC晶须的取向密切相关。当裂纹扩展的

图1 Al-2.55Li-1Mg合金在550℃固溶态下的拉伸断裂过程

(a)—表面滑移线; (b)—微裂纹萌生于剧烈形变区,如滑移带交叉处(A)和夹杂物处(B);
(c)—微裂纹沿滑移带扩展

图2 Al-2.55Li-1Mg合金在190℃峰时效状态下的拉伸断裂过程

(a)—微裂纹在晶界处萌生; (b)—微裂纹趋于连接

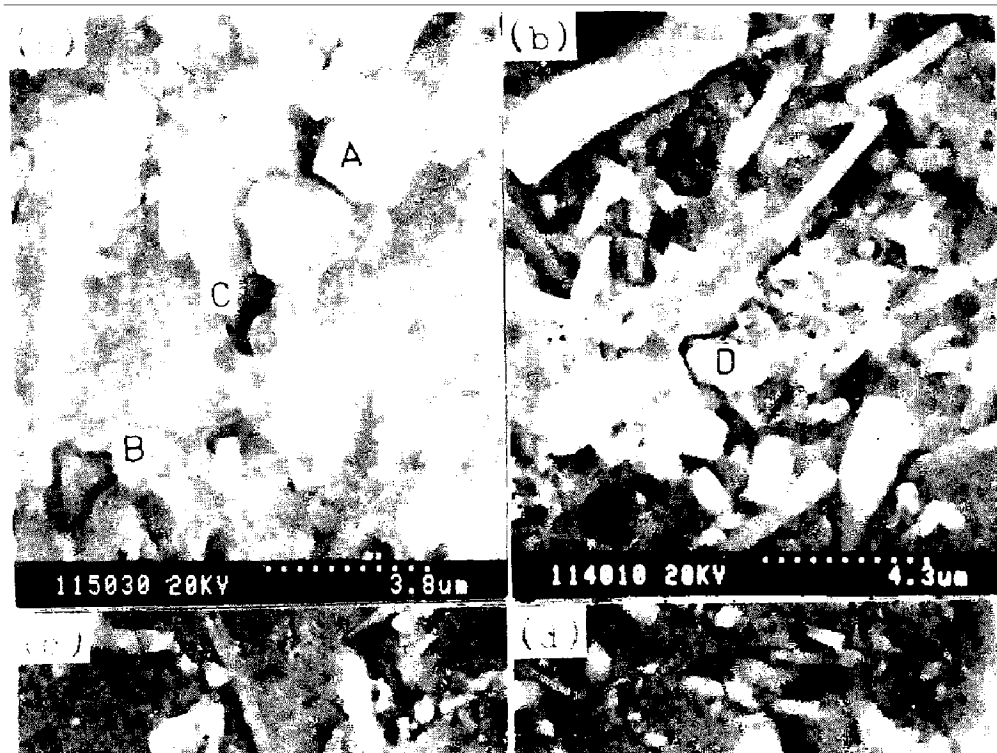


图3 19vol.-%SiC_w / Al-Li 复合材料在 550 ℃ 固溶态下拉伸试样中的裂纹萌生部位与扩展途径

(a)—微裂纹在晶须断裂处及界面处萌生; (b)—微裂纹在基体中夹杂物处萌生;
(c)—微裂纹穿越晶须扩展; (d)—微裂纹受阻于晶须处

方向与 SiC 晶须的轴向趋于一致时, 裂纹将沿着基体与晶须的界面扩展, 如图 3(c)所示。当裂纹扩展方向与 SiC 晶须取向成一较大角度时, 裂纹遇到晶须时有两种可能的扩展途径: (1)裂纹穿越晶须, 按原方向继续扩展, 如图 3(c)所示; (2)裂纹受阻于晶须处, 改变扩展方向或终止于晶须处, 如图 3(d)所示。

图 4 是 19vol.-%SiC_w / Al-Li 复合材料在 190 ℃ 峰时效(1 000 min)状态试样中的裂纹

萌生部位与扩展途径。裂纹萌生部位主要有界面、晶须本身或夹杂物处, 如图 4(a)、(b)所示。裂纹的扩展与晶须的空间取向密切相关, 如图 4(c)、(d)所示。试验观察结果表明, 峰时效状态下试样的断裂过程与固溶态相同。由此可知, 时效并不改变 SiC 晶须增强 Al-Li 合金的断裂行为, 其断裂过程主要受到 SiC 晶须的制约。SiC_w / Al-Li 复合材料在固溶态及峰时效态的拉伸断口均为穿晶韧窝型, 如图

5(a)和(b)所示。

3 讨论

上述试验结果表明, Al-2.55Li-1Mg 合金的断裂行为与时效状态密切相关。从固溶态至峰时效, 断裂方式由穿晶断裂向沿晶断裂过渡。其原因在于 Al-2.55Li-1Mg 合金在时效中析出的 δ' 相促进了位错共面滑移。大量的

共面滑移带与晶界相交, 在晶界处产生应力集中; 同时晶界平衡相的析出, 使晶界脆化, 从而导致 Al-2.55Li-1Mg 合金随着时效的进行沿晶断裂的倾向增大。因此, 时效状态决定了 Al-2.55Li-1Mg 合金的断裂行为。从 $\text{SiC}_w/\text{Al-Li}$ 复合材料的断裂行为分析可以看出, SiC 晶须引入 Al-Li 合金后, 对其断裂行为产生了显著影响。虽然 SiC 晶须并不改变 Al-2Li 合金基体的时效组织状态, 但它的存在却

图 4 19vol.-% $\text{SiC}_w/\text{Al-Li}$ 复合材料在 190℃ 峰时效(1 000 min)拉伸试样中的
裂纹萌生部位与扩展途径

(a)—晶须断裂形成微裂纹; (b)—晶须与基体的界面处形成微裂纹, 沿基体扩展;
(c)—微裂纹受阻于晶须处; (d)—微裂纹趋于连接

图5 19vol.-%SiC_w / Al-Li 复合材料在 190 °C 时效的拉伸断口

(a)—固溶处理; (b)—1 000min 时效

影响着裂纹的萌生与扩展过程。一方面, SiC 晶须与基体的界面易于起裂, 增加了裂纹源; 另一方面, SiC 晶须是不可变形的刚性体, 约束着裂纹的扩展过程, 使裂纹扩展受阻或者改变裂纹扩展方向。因此, SiC 晶须的存在可增加裂纹扩展阻力。另外, 空间取向随机分布的 SiC 晶须可以抑制 Al-Li 合金的共面滑移现象, 从而减少晶界应力集中, 使晶界成为裂纹源的几率减小。上述这些影响因素综合作用的结果便使时效状态对 SiC_w / Al-Li 复合材料的断裂过程影响较小, 使其断裂行为主要受 SiC 晶须的制约。

4 结论

(1) Al-2.55Li-1Mg 合金的断裂行为与时效状态密切相关。在固溶状态下微裂纹主要沿滑移带扩展, 呈穿晶型断裂, 在峰时效状态下, 微裂纹主要沿晶界扩展, 呈沿晶型断裂;

(2) SiC_w / Al-Li 复合材料的断裂行为主要受 SiC 晶须的制约, 与时效状态关系较小。在固溶态及峰时效态下, 拉伸断口均呈穿晶韧窝型。

参考文献

- 1 De Delft H F. Aluminum, 1984, 60(9): 673.
- 2 Sander T H, Balmuth E S. Metal Progress, 1978, 5: 32.