

# 时效制度对 2A97 铝锂合金疲劳裂纹扩展速率的影响

薛喜丽, 郑子樵, 胡芳, 张龙

(中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 针对不同时效制度下 2A97 铝锂合金的疲劳裂纹扩展速率进行了研究; 并通过光学显微镜、透射电镜和扫描电镜对合金的微观组织和疲劳断口进行了观察分析。结果表明: 2A97 合金薄板 (T3+135 °C/12 h) 时效态的裂纹扩展速率最低, 其次为 T3, (T3+135 °C/60 h) 时效态的扩展速率略低于 (T3+135 °C/120 h) 时效态, T6 态的裂纹扩展速率最高。时效制度在较低的  $\Delta K$  水平下对合金的裂纹扩展速率影响较大, 而在较高  $\Delta K$  水平下影响较小。 $\delta$  相及细小的 T1 相可以促进共面滑移, 增加滑移可逆性, 降低裂尖应力集中程度及塑性累积水平, 同时使裂纹发生偏折, 促进裂纹闭合效应, 提高裂纹扩展抗力; 粗大、密集的 T1 相及半共格的  $\theta$  相抑制共面滑移, 易于造成应力集中, 降低裂纹扩展抗力; 晶界处的无沉淀析出带 (PFZ) 及平衡相急剧降低晶界强度, 极易造成沿晶开裂, 使合金裂纹扩展速率迅速提高。

**关键词:** 2A97 铝锂合金; 疲劳裂纹扩展速率; 时效制度; 析出相

中图分类号: TG146.2<sup>\*1</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)12-3319-06

铝锂合金具有低密度、高比强度和比刚度等优点, 已成为航空航天领域最具应用潜力的结构材料之一。2A97 合金是本课题组在国家相关计划项目资助下, 联合国内航空航天院所相关科研人员共同研发的新型第三代铝锂合金。该合金具有耐腐蚀性高、可焊性好及耐损伤性能优异等特点, 有望用于飞机机身框梁结构、机翼下壁板及燃料贮箱等航天航空结构件, 具有广泛的应用前景<sup>[1,2]</sup>。

对于航空航天结构件来说, 抗疲劳裂纹扩展性能是极其重要的性能指标, 而材料的性能与其微观组织结构密切相关。影响合金疲劳裂纹扩展速率的微观组织因素主要有晶粒尺寸、晶粒取向、再结晶度、析出相、晶界等<sup>[3-5]</sup>。钟申<sup>[6,7]</sup>等对 2A97 合金厚板的裂纹扩展速率及断裂韧性的研究指出, 具有细小弥散  $\delta$  相的 T4 时效态具有最低的裂纹扩展速率, 135 °C 预时效下随二级时效温度的提高及时间的延长, T1 和  $\delta$  相的粗化及晶界析出相的出现使合金裂纹扩展性能下降。但关于 2A97 薄板疲劳裂纹扩展性能的研究鲜见报道, 因此本研究通过对不同时效处理制度的 2A97 合金薄板疲劳裂纹扩展性能的研究, 进一步探究不同析出相对其裂纹扩展速率的影响, 以期通过热处理和微观组织调控优化合金的抗裂纹扩展性能提供一定的参考, 推动该合金在航空航天领域的应用。

## 1 实验

采用西南铝业生产的 1.2 mm 厚 T3 状态 2A97 合金薄板。板材经 520 °C/2 h 重新固溶处理后进行 165 °C/48 h 时效获得 T6 态, 将原始 T3 薄板在 135 °C 下分别时效 12、60 和 120 h 后获得 (T3+135 °C/12 h)、(T3+135 °C/60 h) 和 (T3+135 °C/120 h) 3 种时效状态。合金不同时效态的拉伸数据见表 1, 疲劳裂纹扩展实验均采用中心裂纹试样 (MT), 试样尺寸为 250 mm × 100 mm × 1.2 mm。

疲劳裂纹扩展实验在 MTS 810 试验机上进行, 按照 ASTM-E647 标准进行, 采用正弦波加载, 加载频率为 10 Hz, 应力比为 0.1, 裂纹长度由带 CCD 的专用显微镜测量, 试验条件为室温、大气环境。TEM 观察在 TecnaiG220 透射电子显微镜上进行, 加速电压为 200 kV; SEM 断口观察在 FEI Quanta 200 环境扫描电镜上进行, 加速电压为 15 kV。

## 2 实验结果

### 2.1 疲劳裂纹扩展速率

图 1 为不同时效状态下 2A97 合金疲劳裂纹扩展的  $da/dN-\Delta K$  关系曲线。由图可以看出, (T3+135 °C/12 h) 时效状态下的裂纹扩展速率最低, 其次为 T3 态, (T3+135 °C/60 h) 时效态的扩展速率略低于 (T3+135

收稿日期: 2015-12-22

作者简介: 薛喜丽, 女, 1990 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830270, E-mail: 1059632498@qq.com

表1 不同时效状态下合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of specimens under various aging conditions

Aging condition	Tensile strength, Yield strength,		Elongation, $\delta/\%$
	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	
T3	396.7	321.3	10.9
T6	472.8	424.8	8.4
T3+135 °C/12 h	418.3	326.9	17.0
T3+135 °C/60 h	520.8	476.9	9.5
T3+135 °C/120 h	535.2	502.8	8.0

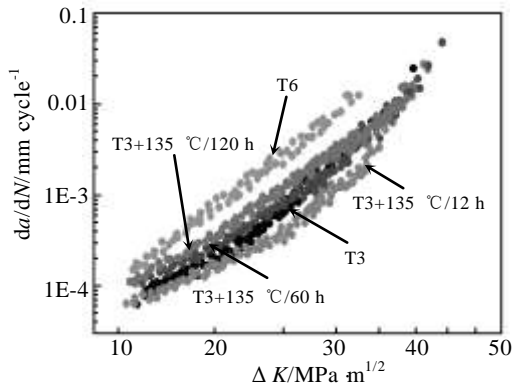


图 1 不同时效状态下合金的疲劳裂纹扩展速率

Fig. 1 Fatigue crack propagation rate under different aging conditions

135 °C/120 h) 时效态, T6态合金的裂纹扩展速率最大。时效状态在应力强度因子较低时对合金的裂纹扩展速率影响较大, 裂纹扩展速率差别明显, 但是当 $\Delta K$ 高于 25  $\text{MPa m}^{1/2}$  时, T3、(T3+135 °C/60 h) 和 (T3+135 °C/120 h) 时效态的扩展速率相近, 并且在  $\Delta K=30 \text{ MPa m}^{1/2}$  时, 除T6外的几种合金的扩展速率均稳定在  $5.5 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$  左右; 且在  $\Delta K$  达到 35  $\text{MPa m}^{1/2}$  时几种状态的合金均发生断裂, 而T6态合金在  $\Delta K$  为 27  $\text{MPa m}^{1/2}$  时就已经发生断裂。

2.2 断口形貌

图2为不同时效状态下2A97合金在 $\Delta K=11$ 、20  $\text{MPa m}^{1/2}$  以及瞬断区处的裂纹扩展断口形貌。当  $\Delta K=11 \text{ MPa m}^{1/2}$  时, 合金处于稳态扩展区, 裂尖的塑性区尺寸明显大于晶粒尺寸, 疲劳裂纹以双滑移机制进行平面扩展, 由图2a、2d、2g、2j、2m可以看出, 此时断口具有典型的Paris区断口形貌, 即疲劳辉纹, 在其高倍形貌上能清晰的观察到相互平行的疲劳辉纹和沿辉纹方向开裂的二次裂纹, 同时还可以在疲劳裂纹扩展过程中粗大第二相颗粒掉落后在断面上形成的大量孔洞。疲劳辉纹是在周期载荷反复的加载与卸载过程中, 裂纹尖端的反复锐化而留下的痕迹。每一个疲劳辉纹对应着一个应力周期。在 T3 及

(T3+135 °C/12 h)、(T3+135 °C/60 h)、(T3+135 °C/120 h) 试样断口中都能观察到清晰的疲劳辉纹, 且 (T3+135 °C/12 h) 时效态的疲劳辉纹最细密, 其次为 T3态; T6态疲劳断口中能隐约观察到疲劳辉纹的痕迹, 但更多的是较为破碎的扩展平面。

当  $\Delta K=20 \text{ MPa m}^{1/2}$  时, 合金处于快速扩展区, 裂纹尖端的塑性区尺寸已远大于晶粒尺寸, 疲劳裂纹沿多个滑移系同时扩展, 几种状态合金的断口呈现出由裂纹快速扩展留下的较大的扩展平面, 并开始出现部分的塑性韧窝形貌。此时 T6 态试样已接近最终断裂, 其断口已具有与拉伸断口类似的形貌, 表现为脆性沿晶断裂, 同时还有部分的韧窝及穿晶断裂形貌 (见图 2e); 而 (T3+135 °C/12 h) 时效态合金在其断口的高倍形貌上仍能观察到清晰的疲劳辉纹 (见图 2h), 但辉纹间距明显大于稳态扩展区的辉纹间距, 并出现部分塑性韧窝形貌; T3、(T3+135 °C/60 h) 及

(T3+135 °C/120 h) 时效态断口形貌类似, 未观察到疲劳辉纹的存在, 表现为大面积的扩展平面及少量塑性韧窝形貌, 但 (T3+135 °C/120 h) 时效态疲劳断口中的塑性韧窝数量明显多于 T3 及 (T3+135 °C/60 h) 时效状态, 更接近塑性断口特征。

T3 及 (T3+135 °C/12 h)、(T3+135 °C/60 h)、(T3+135 °C/120 h) 时效态合金的瞬断区断口形貌基本相同 (见图 2c、2i、2l、2o), 均为混合断口, 以韧窝状的塑性断口为主, 夹杂着部分沿晶断裂; 而由图 2f 可见, T6 态合金断口以脆性沿晶断裂为主, 还存在少量的韧窝及穿晶断裂形貌。

2.3 裂纹扩展路径

图3为 (T3+135 °C/12 h) 和 (T3+135 °C/60 h) 时效态裂纹尖端的扩展路径, 由图可以看出, (T3+135 °C/12 h) 时效态合金的裂纹扩展路径曲折, 偏折程度很大; 而 (T3+135 °C/60 h) 时效态的扩展路径相对较平坦, 只有小幅偏折。

2.4 TEM 形貌

图4为不同时效状态下2A97合金析出相及晶界的TEM形貌。由图4a可以看出, T3自然时效态合金的主要析出相是大量细小密集的 $\delta$ 相, 合金中没有T1相及 $\theta$ 相的析出; T6时效状态下合金中析出了大量的 $\delta$ 相和一些粗大的T1相及 $\theta$ 相 (见图4b~4d), 此外由图4e可见, 该状态下合金晶界处有粗大的平衡相析出且有明显的晶界无沉淀析出带 (PFZ) 形成; (T3+135 °C) 时效条件下, 3种状态均析出了大量的T1相及 $\delta$ 相, 未发现 $\theta$ 相的存在, 随着时效时间的延长, T1相尺寸逐渐变大且数量变多 (见图4g, 4i, 4k), 但尺寸均小于T6状态下的T1相尺寸, 由图4f, 4h,

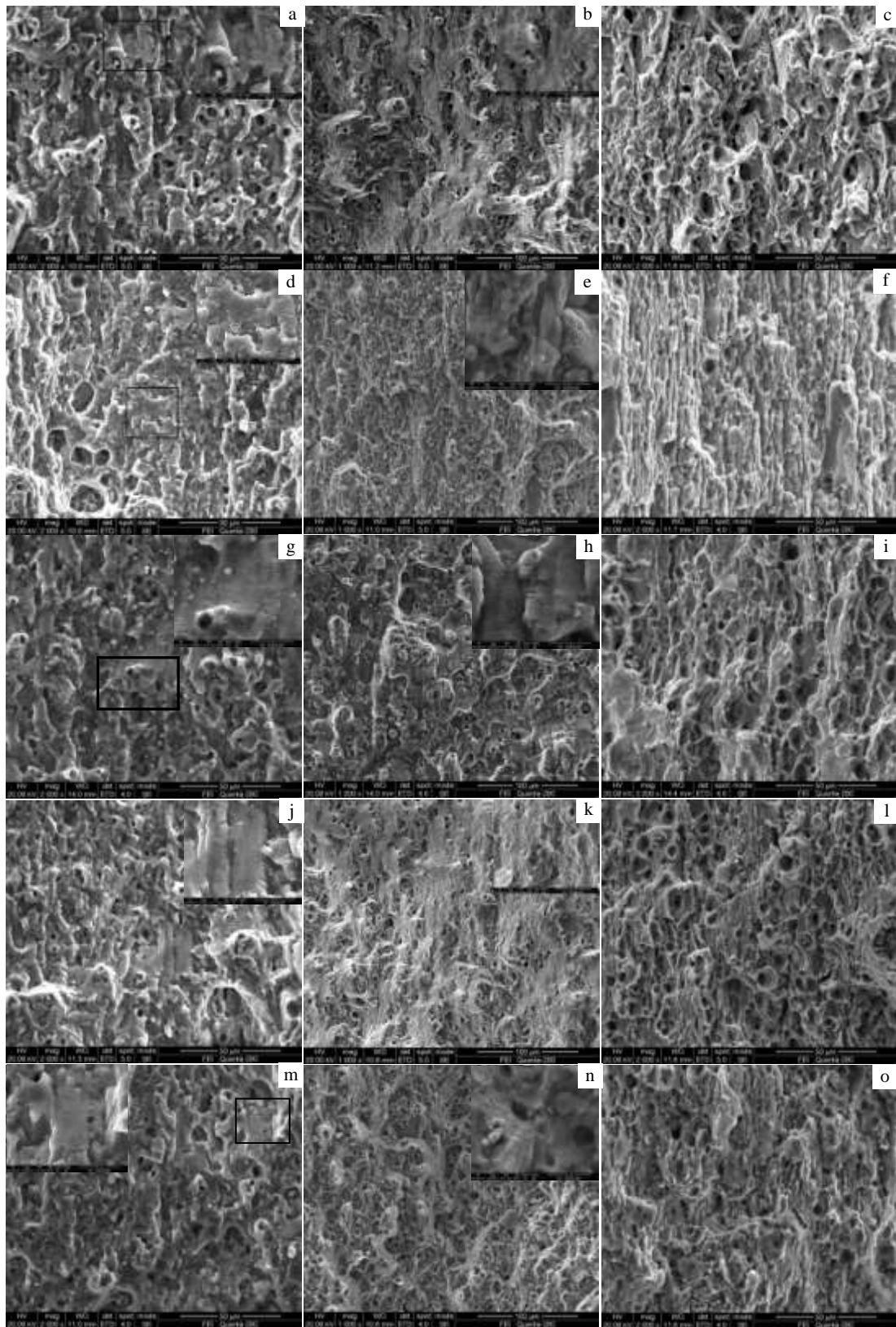


图 2 不同时效状态下 2A97 合金裂纹扩展断口形貌

Fig.2 Fractographs of 2A97 alloy under different aging conditions:  $\Delta K=11 \text{ MPa m}^{1/2}$ : (a) T3, (d) T6, (g) T3+135 °C/12 h, (j) T3+135 °C/60 h, (m) T3+135 °C/120 h;  $\Delta K=20 \text{ MPa m}^{1/2}$ : (b) T3, (e)T6, (h) T3+135 °C/12 h, (k) T3+135 °C/60 h, (n)

T3+135 °C/120 h; fracture: (c) T3, (f) T6, (i) T3+135 °C/12 h, (l) T3+135 °C/60 h, (o) T3+135 °C/120 h

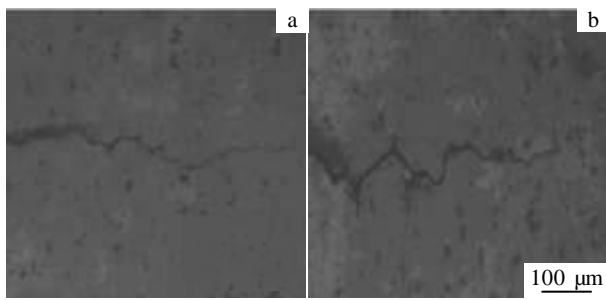


图 3 不同时效态裂纹尖端的扩展路径

Fig.3 Images of crack path around the crack tip: (a) T3+135 °C/12 h and (b) T3+135 °C/60 h

可见, 不同时效时间下  $\delta$  相基本未发生变化。

### 3 分析与讨论

2A97 合金中的主要强化析出相为  $\delta'$ 、T1 相和  $\theta'$  相。时效析出相中的球状、共格  $\delta$  相易被位错切割而形成共面滑移, 并且在循环载荷作用下容易被位错反复切割, 改善循环滑移可逆性, 降低裂纹尖端的局部应力集中程度以及塑性累积水平, 从而具有提高合金疲劳裂纹扩展抗力的效果<sup>[8,9]</sup>; 此外, 共面滑移可以使疲劳裂纹发生偏折, 偏折裂纹的扩展速率可以用下式表示<sup>[10,11]</sup>:

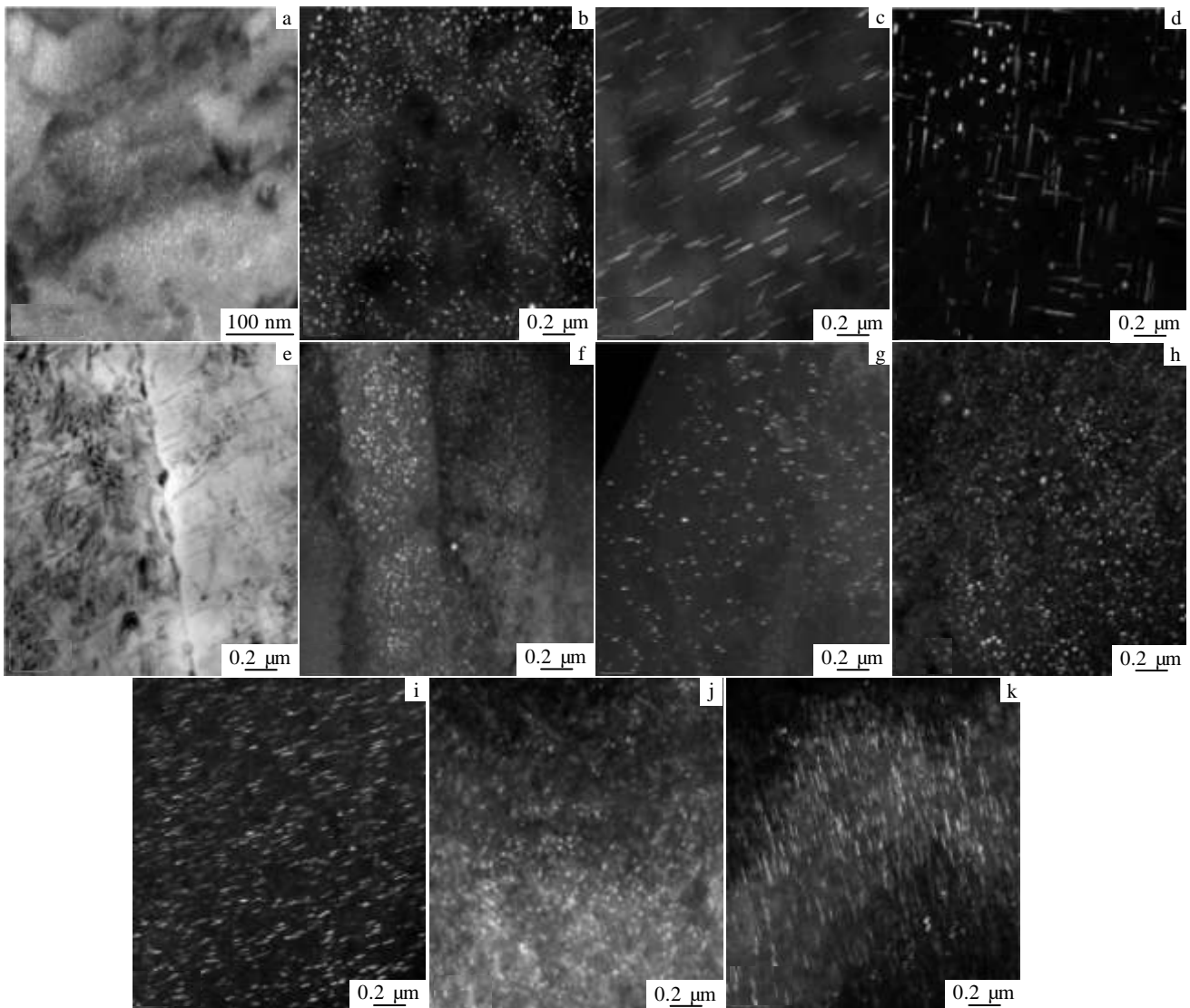


图 4 不同时效状态下 2A97 合金  $\langle 001 \rangle_\alpha$  和  $\langle 112 \rangle_\alpha$  方向的 TEM 形貌

Fig.4 TEM images of 2A97 alloy along  $\langle 001 \rangle_\alpha$  (a, b, d, f, h, j) and  $\langle 112 \rangle_\alpha$  (c, g, i, k) directions under different aging conditions: (a) T3,

(b, c, d, e) T6, (f, g) T3+135 °C/12 h, (h, i) T3+135 °C/60 h, (j, k) T3+135 °C/120 h

$$\frac{d\bar{a}}{dN} = \left( \frac{D \cos \theta + S}{D + S} \right) \left( \frac{da}{dN} \right) \quad (1)$$

$\theta$  为偏折角度,  $D$  为偏折方向裂纹的前进距离,  $S$  是与远场拉伸轴垂直的扩展平面上的扩展距离,  $d\bar{a}/dN$  是测量的偏折裂纹的平均裂纹扩展速率, 而  $da/dN$  是未偏折裂纹的裂纹扩展速率,  $D \cos \theta + S < D + S$ , 即  $d\bar{a}/dN < da/dN$ , 由此可知, 弯折裂纹的扩展速率要小于未偏折的裂纹; 共面滑移引起的偏折裂纹在循环加载中的卸载阶段, 两裂纹面即使只发生少量错配, 也能使裂纹面提前接触, 这种裂纹闭合效应将降低裂纹扩展驱动力, 从而使裂纹扩展速率降低<sup>[12-14]</sup>。在基体 {111} 面上析出的 T1 相对裂纹扩展速率的影响比较复杂。Jata<sup>[15]</sup> 等对一种 Al-Li-Cu 合金的研究表明, 时效初期的细小 T1 相与基体共格, 并且可以被位错切割, 在一定程度上促进共面滑移, 对疲劳裂纹扩展有益; 而长大后的 T1 相与基体失去了共格关系, 位错由切割变为绕过机制, 抑制了共面滑移, 循环加载过程中的滑移可逆性降低, 裂尖的应力集中程度及塑性累积水平提高, 从而加速裂纹扩展; 此外合金中粗大 T1 相处极易引起位错塞积及应力集中, 加快疲劳裂纹扩展速率<sup>[16-18]</sup>。在基体 {100} 面上析出的正方结构的片状  $\theta$  相与基体半共格, 共格应变能相对较小; 这种析出相在一定程度上阻碍位错运动, 抑制共面滑移<sup>[19]</sup>, 降低滑移可逆性, 不利于裂尖应力集中的释放, 对裂纹扩展有不利的影响; 但  $\theta$  相对裂纹扩展的影响小于 T1 相, 因为 T1 相在位错滑移的 {111}<sub>a</sub> 面上析出, 与位错的交互作用更强烈。

T3 自然时效状态下只析出了细小弥散的  $\delta$  相 (见图 4a), 对合金的疲劳裂纹扩展速率有益, 因此 T3 态具有较低的裂纹扩展速率。相比 T3 态细小弥散的  $\delta$  相, (T3+135 °C/12 h) 时效状态的  $\delta$  相尺寸更大, 故位错切割所需要的临界切应力更大, 疲劳扩展阻力也越大; 此外 (T3+135 °C/12 h) 时效状态下的细小 T1 相也可以被位错切割, 进一步提高裂纹扩展阻力, 因此 (T3+135 °C/12 h) 时效状态具有比 T3 自然时效态更低的裂纹扩展速率。析出相种类与共面滑移引起的如图 3 所示弯折的裂纹扩展路径使 T3 及 (T3+135 °C/12 h) 时效状态具有比其他状态更低的裂纹扩展速率。

(T3+135 °C/60 h) 时效态析出大量尺寸较大、分布密集的 T1 相, 与位错的交互作用服从 Orowan 机制, 难以形成共面滑移, 降低了滑移的可逆性, 裂尖损伤累积难以缓解, 从而增大裂纹扩展驱动力, 使得疲劳裂纹扩展速率提高。(T3+135 °C/120 h) 时效态的 T1 相数量、尺寸和密集程度相较 (T3+135 °C/60 h) 时效

态明显增多, 更易造成位错塞积或缠结, 裂纹尖端的局部应力集中剧烈, 使得疲劳裂纹扩展相对加快。

相较其他状态, T6 时效态的 T1 相最粗大, 粗化后的 T1 相会变脆, 对共面滑移的阻碍作用减弱, 其不规则边缘极易导致应力集中的发生, 并且  $\theta$  析出相也会引起应力集中, 使合金的裂纹扩展阻力急剧下降; 此外 T6 态合金晶界处的无沉淀析出带 (PFZ) 和晶界析出相 (见图 4e) 使得晶界强度急剧下降, 同时较软的 PFZ 会造成晶界处的应力集中, 在裂纹扩展后期, 极易造成沿晶开裂<sup>[5,16,20]</sup>, 因此 T6 态合金的裂纹扩展速率最高, 且裂纹扩展后期的断口形貌主要是沿晶脆断 (见图 2e、2f)。

在较高  $\Delta K$  水平下裂纹扩展主要受外加载荷的影响, 微观组织的影响很小, 因此裂纹扩展后期几种状态合金的裂纹扩展速率趋近相同。

## 4 结 论

1) 2A97 合金薄板 (T3+135 °C/12 h) 时效态的裂纹扩展速率最低, 其次为 T3 态, (T3+135 °C/60 h) 时效态的扩展速率略低于 (T3+135 °C/120 h) 时效态, T6 态的裂纹扩展速率最高; 时效制度在较低的  $\Delta K$  水平下对合金的裂纹扩展速率影响较大, 而在较高  $\Delta K$  水平下影响较小。

2)  $\delta$  相及细小的 T1 相可以促进共面滑移, 增加滑移可逆性, 降低裂尖应力集中程度及塑性累积水平, 同时使裂纹发生偏折, 促进裂纹的闭合效应, 提高裂纹扩展阻力; 粗大、密集的 T1 相及半共格的  $\theta$  相抑制共面滑移, 易于造成应力集中, 降低裂纹扩展阻力; 晶界处的无沉淀析出带 (PFZ) 及晶界析出相急剧降低晶界强度, 使合金裂纹扩展速率提高。

## 参考文献 References

- [1] Li Jinfeng (李劲风), Zhen Ziqiao (郑子樵), Chen Yonglai (陈永来) et al. *Aerospace Materials and Technology* (宇航材料工艺)[J], 2012, 42(1): 13
- [2] Yuan Zhishan (袁志山), Lu Zheng (陆政), Xie Youhua (谢优华) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2006, 16(12): 2027
- [3] Chen Y Q, Pan S P, Zhou M Z et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 580: 150
- [4] Kamp N, Gao N, Starink M J et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2007, 29(5): 869
- [5] Zheng Ziqiao (郑子樵), Sun Xiaoxu (孙晓旭), Chen Yuanyuan (陈圆圆) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金



- 属材料与工程)[J], 2010, 39(6): 975
- [6] Zhong Shen(钟 申), Zheng Ziqiao(郑子樵), Liao Zhongquan(廖忠全) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(3): 546
- [7] Zhong Shen(钟 申). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2011
- [8] She Lingjuan(佘玲娟), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Jing(钟警) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2011, 35(5): 19
- [9] Huang Min(黄敏), Chen Junzhou(陈军洲), Dai Shenglong(戴圣龙) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2008, 28(6): 23
- [10] Carter R D, Lee E W, Starke E A *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1984, 15(3): 555
- [11] Chen D L, Chaturvedi M C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(6): 1531
- [12] De P S, Mishra R S, Smith C B. *Scripta Material*[J], 2009, 60(7): 500
- [13] De P S, Mishra R S, Baumann J A. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(15): 5946
- [14] Starink M J, Gao N, Kamp N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 418(1-2): 241
- [15] Jata K V, Starke E A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1986, 17(6): 1011
- [16] Desmukh M N, Pandey R K, Mukhopadhyay A K. *Materials Science & Engineering A*[J], 2006, 435-436: 318
- [17] Zhao Zhilong, Liu Lin, Chen Zheng. *Rare Metals*[J], 2006, 25(3): 197
- [18] Zhang Guojun(张国君), Liu Gang(刘 刚), Ding Xiangdong(丁向东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(1): 35
- [19] Wang S C, Starink M J. *International Materials Reviews*[J], 2005, 50(4): 193
- [20] Csontos A A, Starke E A. *International Journal of Plasticity* [J], 2005, 21(6): 1097

## Effect of Aging Conditions on the Fatigue Crack Propagation Rate of 2A97 Aluminum-Lithium Alloy

Xue Xili, Zheng Ziqiao, Hu Fang, Zhang Long  
(Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The fatigue crack propagation (FCP) behaviors of 2A97 aluminum-lithium alloy under different aging conditions were investigated. The microstructures and fracture morphologies were analyzed by TEM, SEM and OM. The results indicate that (T3+135 °C/12 h) aging treated alloy has the minimum FCP rate, followed by T3 treated alloy; (T3+135 °C/60 h) aging treatment has a slightly slower FCP rate than (T3+135 °C/120 h); T6 temper has the maximum FCP rate. Aging conditions have a significant influence on the FCP rate in low  $\Delta K$  level, with less effect in high  $\Delta K$  level. The  $\delta'$  and fine T1 phases enable slip planarity so as to enhance the reversibility of cyclic slip and to reduce damage accumulation and stress intensity around the crack tip; slip planarity can also lead to the deflection of crack paths and promote the crack closure effect. As a result, crack propagation resistance improves. Coarse and intensive T1 phase and semi-coherent  $\theta'$  phase restrain slip planarity and easily induce stress concentration which can reduce crack propagation resistance. The precipitation free zone (PFZ) and equilibrium phases at grain boundaries dramatically reduce the strength of grain boundaries and cause intergranular fracture, accelerating the fatigue crack propagation rate greatly.

**Key words:** 2A97 Al-Li alloy; fatigue crack propagation rate; aging treatment; precipitation phase

Corresponding author: Zheng Ziqiao, Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830270, E-mail: s-maloy@mail.csu.edu.cn