doi:10.11887/j.cn.202405018

http://journal. nudt. edu. cn

含缺陷 2195-T8 铝锂合金疲劳断裂与仿真分析

刘德俊1,田 干1*,李玉龙2,金国锋1,张 炜1

(1. 火箭军工程大学 导弹工程学院,陕西 西安 710025;2. 中国运载火箭技术研究院,北京 100076)

摘 要:针对轻质铝锂合金服役环境下的疲劳断裂问题,将第三代铝锂合金 2195-T8 作为研究对象,通过 恒幅拉 - 拉疲劳试验和等效裂纹模型方法对含缺陷 2195-T8 铝锂合金疲劳裂纹扩展行为进行试验与数值仿 真分析。研究结果表明:疲劳裂纹萌生于缺陷底部,裂纹扩展速率在表面长度方向最快,而在深度方向扩展 最慢;2195-T8 铝锂合金疲劳断口具有典型的分层现象,且合金的分层极大地阻碍裂纹尖端深度方向扩展,导 致裂纹分叉;裂纹分叉后扩展速率急剧升高,尖端塑性区域体积迅速增加,使合金进入快速断裂区。以上结果 综合说明,含缺陷 2195-T8 铝锂合金疲劳寿命受裂纹扩展倾向性、分层影响而减少。

关键词:疲劳断裂;铝锂合金;裂纹扩展;有限元

中图分类号:TG178 文献标志码:A 文章编号:1001-2486(2024)05-168-11



Fatigue fracture behavior and simulation analysis on 2195-T8 Al-Li alloys with defects

LIU Dejun¹, TIAN Gan^{1*}, LI Yulong², JIN Guofeng¹, ZHANG Wei¹

(1. College of Missile Engineering, Rocket Force University of Engineering, Xi'an 710025, China;

2. China Academy of Launch Vehicle Technology, Beijing 100076, China)

Abstract: Aiming at the fatigue fracture problem of light Al-Li alloy in service environment, the third generation aluminum-lithium alloy 2195-T8 was taken as the research object. Experimental and simulation of the fatigue crack propagation behavior of the third-generation 2195-T8 Al-Li alloy with defects was investigated by constant amplitude tensile fatigue test and equivalent crack model. The results show that the fatigue crack starts at the bottom of the defect, and the crack growth rate is the fastest in the surface length direction, but the slowest in the depth direction. The fatigue fracture of 2195-T8 aluminum-lithium alloy has a typical delamination phenomenon, and the delamination of alloy greatly hinds the crack tip depth direction expansion, resulting in crack bifurcation. After the crack bifurcation, the propagation rate increases sharply, and the plastic region volume at the tip increases rapidly, which makes the alloy enter the rapid fracture zone. The above results show that the fatigue life of 2195-T8 Al-Li alloy with defects is reduced by crack propagation inclination and delamination.

Keywords: fatigue fracture; Al-Li alloys; crack propagation; finite element

铝锂合金以其高强度、高比模量、低密度的突 出物理性能在航空航天、国防军事领域得到了广 泛应用^[1-2]。在未来发展中,铝锂合金将在火箭、 导弹等装备轻量化建设中发挥重要作用。作为 "十四五"重点研究的合金材料,铝锂合金的抗疲 劳性能和断裂行为极为重要,直接影响结构寿命 评估与安全性评价^[3-4]。

对铝合金疲劳断裂行为,学者们从很多方

面进行了研究。在微裂纹的萌生^[5-6]、影响裂纹 扩展因素^[7]、裂纹扩展路径^[8]、裂纹面演化以及 外界环境的影响方面^[9-10],都是铝合金疲劳断 裂研究的重点。Zheng 等^[11]和 Srivatsan 等^[12]发 现粗大粒子与基体界面处或破裂的二次相粒子 都是裂纹萌生点,进而减少疲劳寿命^[13]。鉴于 裂纹扩展路径和速率均会受到合金中杂质、孔 洞及微观结构影响,Zhai 等^[14]和 Jian 等^[15]提出

收稿日期:2022-05-17

第一作者:刘德俊(1994—),男,辽宁大连人,讲师,博士,E-mail:15667080973@163.com

Citation:LIU D J, TIAN G, LI Y L, et al. Fatigue fracture behavior and simulation analysis on 2195-T8 Al-Li alloys with defects [J]. Journal of National University of Defense Technology, 2024, 46(5): 168-178.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52075541);陕西省自然科学基金资助项目(2022JM-243)

^{*}通信作者:田干(1982-),男,安徽安庆人,副教授,博士,博士生导师,E-mail:tiangan_2012@163.com

引用格式:刘德俊,田干,李玉龙,等. 含缺陷2195-T8 铝锂合金疲劳断裂与仿真分析[J]. 国防科技大学学报,2024,46(5):168-178.

了基于微观结构的裂纹倾斜、偏转模型以及裂 纹间相互作用,揭示了裂纹扩展路径变化的 机理。

在工程实际中,受到环境、制造工艺的影响, 铝合金都会产生部分缺陷。在外载的作用下,缺 陷率先成为裂纹萌生位置并且合金裂纹萌生进程 急剧减少,极大地降低合金寿命^[16-17],因此缺陷 对铝合金疲劳断裂的影响一直是研究的热点、难 点。Song 等^[18]通过显微观察发现缺陷会影响裂 纹的偏折和合并,得到了缺陷数量与疲劳裂纹形 态转化的定量关系。基于试验分析,Van Der Walde 等^[19]与 Xiang 等^[20]提出了等效裂纹模型 并将其用于评估裂纹面演化和寿命预测。在此基 础上,Turnbull 等^[21]、Amiri等^[22]和 Hu 等^[23]分别 利用试验手段、损伤力学方法和弹塑性损伤演化 模型研究了缺陷与裂纹之间的转化关系。

然而,对于铝锂合金,因 Li 元素的添加使其 疲劳断裂行为较传统铝合金具有差异性。Wang 等^[24]指出,铝锂合金晶界附近形成的无析出带较 基体更易产生位错滑动,导致低能沿晶断裂;李国 爱等[25]验证了铝锂合金各向疲劳异性与晶界数 目、夹杂物和二次相密切相关。Zhang 等^[26]和许 罗鹏等^[27]通过对 2198 铝锂合金时效处理,发现 T₁强化相(Al₃Li)比例与疲劳寿命成正比,且位 错增殖、运动和塞积是裂纹萌生的主要原因; Cisko 等^[28]在对 2099 铝锂合金轧制板材疲劳试 验中发现金属间化合物提供了裂纹形核点,且在 断口中发现了明显的裂纹偏转和晶界分层现象。 因此有必要对铝锂合金的疲劳裂纹扩展行为进行 进一步研究。本文结合恒幅拉-拉疲劳试验和有 限元方法,采用等效裂纹模型对含缺陷 2195-T8 铝锂合金疲劳裂纹扩展行为进行分析,从疲劳裂 纹扩展速率、裂纹分叉现象以及分层断裂行为等 方面展开了深入探究,对2195-T8 铝锂合金的应 用以及材料安全稳定性评价具有一定的工程 价值。

1 裂纹断裂参量理论计算

1.1 应力强度因子求解

J 积分是描述裂纹尖端应力、应变场强度的 弹塑性断裂参量,因其可测量可计算的特性被广 泛应用,而 M 积分是基于能量释放率由 J 积分演 化而来,能够得到三种断裂模式的应力强度因子, 因此,M 积分具有与 J 积分相类似的数学表达形 式,且能够满足裂纹尖端多工况条件叠加的过程。 图 1(a)既是沿裂纹尖端积分线 C 的 J 积分计算 示意图,也表示 *M* 积分绕闭环 *C* 计算的理论解, 在线弹性控制方程中,*M* 积分同时具有有限元数 值解和理论解两种等效形式,分别用上标"(1)" 和"(2)"表示。

根据线性叠加原理, J积分与 M积分的表达 式如下:

$$M^{(1,2)} = J - J^{(1)} - J^{(2)} \tag{1}$$

$$I^{(1)} = \int_{C} (\sigma_{ij}^{(1)} \frac{\partial u_{i}^{(1)}}{\partial x_{1}} - W^{(1)} \delta_{1j}) \frac{\partial q}{\partial x_{j}} \mathrm{d}s \quad (2)$$

$$\mathbf{I}^{(2)} = \int_{C} (\boldsymbol{\sigma}_{ij}^{(2)} \frac{\partial u_{i}^{(2)}}{\partial x_{1}} - \boldsymbol{W}^{(2)} \boldsymbol{\delta}_{1j}) \frac{\partial q}{\partial x_{j}} \mathrm{d}\boldsymbol{s} \quad (3)$$

$$M^{(1,2)} = \int_{C} \left(\sigma_{ij}^{(1)} \frac{\partial u_{i}^{(2)}}{\partial x_{1}} + \sigma_{ij}^{(2)} \frac{\partial u_{i}^{(1)}}{\partial x_{1}} - W^{(1,2)} \delta_{1j} \right) \frac{\partial q}{\partial x_{j}} \mathrm{d}s$$
(4)

其中,应变能密度 $W^{(1,2)} = \sigma_{ij}^{(1)} \varepsilon_{ij}^{(2)} = \sigma_{ij}^{(2)} \varepsilon_{ij}^{(1)}, \sigma_{ij}$ 、 ε_{ij} 分别为应力与应变张量, $u_i \cdot \delta_{1j}$ 分别为位移向量 与单位张量,q 函数是0与1的条件数值函数,如 图1(b)所示。



(a) J 积分原理(b) M 积分 q 函数(a) J integral principle(b) M integral q function

图1 J积分与M积分示意图

Fig. 1 Schematic diagram of *J* integral and *M* integral

在小范围屈服条件下,*J*积分数值与能量释 放率 *C*相等。

$$G = G_{I} + G_{II} + G_{II} = \frac{1}{E_{I}} (K_{I}^{2} + K_{II}^{2}) + \frac{1}{2\mu} K_{II}^{2} = J$$
(5)

$$E_1 = \begin{cases} E & \text{\array maximize} \\ \frac{E}{1 - \nu^2} & \text{\array maximize} \\ \end{cases} \tag{6}$$

其中, *E*, μ和ν分别是弹性模量、切向模量和泊松 比, *K*_I、*K*_I、*K*_I为三类应力强度因子。

从而 J 积分 미 进一步表达为:

$$J = G = \left\{ \frac{1}{E_{1}} \left[(K_{I}^{(1)})^{2} + (K_{II}^{(1)})^{2} \right] + \frac{1}{2\mu} (K_{II}^{(1)})^{2} \right\} + \left\{ \frac{1}{E_{1}} \left[(K_{I}^{(2)})^{2} + (K_{II}^{(2)})^{2} \right] + \frac{1}{2\mu} (K_{II}^{(2)})^{2} \right\} + \left[\frac{2}{E_{1}} (K_{I}^{(1)} K_{I}^{(2)} + K_{II}^{(1)} K_{II}^{(2)}) + \frac{1}{2\mu} K_{II}^{(1)} K_{II}^{(2)} \right]$$
(7)

由此,M积分与三类应力强度因子 K_1 、 K_1 和 K_{III} 之间关系如式(8)所示:

$$M^{(1,2)} = \frac{\int_{C_{\rm I}} (\sigma_{ij}^{(1)} \frac{\partial u_i^{(2)}}{\partial x_1} + \sigma_{ij}^{(2)} \frac{\partial u_i^{(1)}}{\partial x_1} - W^{(1,2)} \delta_{1j}) \frac{\partial q}{\partial x_j} ds}{A_{\rm I}}$$
$$= \frac{2}{E_{\rm I}} (K_{\rm I}^{(1)} K_{\rm I}^{(2)} + K_{\rm II}^{(1)} K_{\rm II}^{(2)}) + \frac{1}{2\mu} K_{\rm III}^{(1)} K_{\rm III}^{(2)}$$
(8)

其中,数值函数的线积分 $A_i = \int q_i(s) ds_o$

1.2 裂纹扩展寿命

疲劳裂纹扩展模型由 Paris 公式衍生出多种 修正模型,其中 NASGRO^[29]公式可综合考虑多种 参数的影响,文中将采用该裂纹扩展速率模型,复 合型裂纹 M 积分等效计算如式(9)~(10)所示。

$$K^{\text{equiv}} = \sqrt{K_{1}^{2} + \eta_{\parallel} K_{\parallel}^{2} + \eta_{\parallel} K_{\parallel}^{2}} \qquad (9)$$
$$\Delta K = \left| K_{\text{max}}^{\text{equiv}} - K_{\text{min}}^{\text{equiv}} \right| \qquad (10)$$

$$\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}N} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{\mathrm{th}}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{\mathrm{max}}}{K_c} \right)^m} \quad (11)$$

其中: η_{II} , η_{III} 为权重因子; C,n,p,m为常数;f为 裂纹尖端闭合函数; K^{equiv} 为等效应力强度因子; ΔK_{th} 为裂纹扩展门槛值; K_{c} 为材料断裂韧性; ΔK 为等效应力强度因子幅值;a为裂纹长度;N为循 环次数;R为应力比。

裂纹扩展步长的计算如式(12)所示:

$$\Delta a_{i} = \Delta a_{\text{median}} \left[\frac{\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}N_{i}} (\Delta K_{i}, R_{i}, \cdots)}{\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}N_{\text{median}}} (\Delta K_{\text{median}}, R_{\text{median}}, \cdots)} \right]$$

(12)

式中, Δa 为裂纹扩展步长值, 下标"*i*"和"median" 分别为裂纹尖端第*i*个节点和中值点。

2 含缺陷 2195-T8 铝锂合金疲劳试验

2.1 疲劳试验

试验采用西南铝业提供的 2195-T8 铝锂合金 板材,其屈服强度、极限强度和延伸率分别为 567 MPa、607 MPa 和 12%,化学成分为 4.0% Cu、1.0% Li、0.03% Si、0.05% Fe、0.05% Mn、 0.01% Zn、0.02% Ti、0.14% Zr、0.4% Ag、Al。疲 劳试样如图 2 所示,将板材加工成长、宽、高分别 为112 mm、25 mm、4.5 mm 的狗骨状试样,并在 试样表面钻出直径 3.5 mm、深度 0.8 mm 的孔洞 缺陷。



图 2 疲劳试样 Fig. 2 Fatigue samples

疲劳试验在 Instron 8801 伺服疲劳机上进行, 最大应力为 280 MPa,应力比为 0.1,频率为 5 Hz,试验状态如图 3 所示。



Fig. 3 Test state

2.2 试验结果

含缺陷试样在疲劳载荷连续作用下最终断 裂,其断裂区域及断口形貌如图4所示。 图4(a)是试样宏观断裂区域,能够明显看到 2195-T8 铝锂合金典型的分层断裂模式,即断裂 区域长短不一的形态。图4(b)反映了断口整体 形貌,可以看到裂纹源于预制缺陷的底部并向 四周逐渐扩展,在扩展区域分布有垂直于扩展 方向的二次裂纹。此外,在轧制晶粒阻碍下,沿 底部黄色虚线出现分层开裂,分层的出现使得 裂纹原本沿深度方向的扩展趋于向两侧扩展。 对铝锂合金分层开裂研究有两类观点,一类是 分层开裂的出现会分散裂纹尖端应力、降低裂 纹扩展速率,从而提高疲劳寿命;另一类是分层 开裂直接劣化合金疲劳特性,使其抗疲劳性能 急剧下降。图4(c)展示了裂纹源形貌,从中可 看出缺陷底部表面孔洞是引起裂纹的直接原 因,因为孔洞区域应力集中能力强,从而极易在 疲劳荷载下引起裂纹萌生。此外,在裂纹萌生 区域,也可发现断裂面高低不同、沿不同晶向扩 展的早期疲劳辉纹。



(a) 宏观断裂区域(a) Macroscopic fracture area



(b) 断口整体形貌(b) Overall fracture morphology



(c)裂纹源形貌(c) Morphology of crack sources

图 4 断裂区域及断口形貌

Fig. 4 Fracture area and fracture morphology

3 疲劳裂纹扩展仿真

3.1 仿真模型建立

通过扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)对裂纹源区进行微观形貌观察,缺陷深处表面孔洞是引起裂纹萌生的直接原因,而且会进一步加剧预制缺陷处的应力集中,文

献表明^[20-21]孔洞的存在会极大缩短裂纹萌生寿命,使试样疲劳寿命取决于裂纹扩展寿命,从而提出利用等效裂纹模型^[25]将孔洞转化为微裂纹对裂纹扩展过程和寿命进行分析研究,因此疲劳裂纹扩展仿真将使用等效预制裂纹的方法来分析含缺陷 2195-T8 铝锂合金裂纹扩展典型行为特征。

按照图 2 狗骨状试样尺寸在 ABAQUS 中建 立含缺陷试样有限元模型,材料弹性模量、泊松比 以及屈服强度分别为 78 GPa,0.28 和567 MPa。 图 5 参照 SEM 微观形貌结果,建立了长、深分别 为 150 µm、45 µm 的半椭圆裂纹面,并将裂纹面 嵌入试样缺陷底部。为有效模拟铝锂合金分层开 裂对裂纹扩展的影响并提升计算效率,如图 5(a) 所示采用有限元子模型方法,将子模型中红色、黄 色区域分别设置为裂纹可扩展区和无裂纹区,进 而实现分层开裂。图 5(b)展示了裂纹面与试样 网格模型,其中裂纹面与试样长边方向夹角为 3°,有限元网格类型为 10 节点 C3D8 四面体单 元,边界条件为一端固定,一端设为疲劳拉伸 载荷。



(a)有限元子模型(a) Finite element sub-models



(b)裂纹面插入(b) The inserted crack surface

图 5 有限元模型与裂纹面 Fig. 5 Finite element model and the crack surface

3.2 仿真结果分析讨论

经过125个裂纹扩展步,完成含缺陷2195-T8 铝锂合金的疲劳裂纹扩展仿真,结果如表1所示, 采用等效裂纹模型的仿真寿命结果与试验结果误 差最高为12.4%,说明了该仿真模型结果的准确 性。在裂纹扩展过程中,裂纹面在各个扩展步中的 变化如图 6 所示,可以看出在裂纹面未达到分层界 面前,裂纹面整体依旧呈现半椭圆型,且沿表面长 度方向裂纹扩展趋势强于其深度方向。在达到分 层界面(106 步)之后,裂纹面深度方向扩展被阻 碍,由最初的单裂纹尖端分开成分别向两侧扩展的 裂纹尖端,经过 20 个扩展步最终断裂,表明 2195-T8 铝锂合金分层会造成裂纹扩展过程中的裂纹分 叉现象,进而形成多个裂纹扩展方向。

表 1 试验寿命与仿真结果比较 Tab. 1 Comparison of test life and simulation results			
试样编号	试验寿命/次	仿真寿命/次	误差/%
1	33 590		9.9
2	34 541	30 234	12.4
3	28 632		5.6



图 6 裂纹面扩展演变 Fig. 6 Propagation variation of crack surface

图 7 反映了裂纹尖端在扩展过程中的演化过程,从中能够看出含缺陷表面裂纹沿长度方向率 先发生断裂,在遇到分层阻碍界面后,两个裂纹尖 端分别向两侧扩展,扩展到 110 步之后,裂纹尖端 近乎成直线型,表明裂纹尖端此时快速开裂的过程,说明分叉后裂纹尖端将在疲劳荷载下能够迅 速达到快速断裂状态。



图 7 裂纹尖端演化 Fig. 7 Crack tip evolution

不同扩展步裂纹尖端应力强度因子 K_1 、 K_{II} 、 K_{II} 结果如图 8 所示。在裂纹分叉之前,裂纹尖端 K_1 数值远高于 K_{II} 、 K_{III} 数值,这是由于裂纹面主 要承受拉 – 拉疲劳荷载,因此以 K_1 为主导,但是 K_1 沿裂纹尖端数值分布经历了两个阶段:在扩展 步达到 90 步前(见图 8(a)),裂纹尖端两侧 K_1 和 中间部分数值大小近乎相同,说明裂纹尖端各个 方向的扩展能力差别不大。而在裂纹分叉(106 步)前, K_{II} 、 K_{III} 在深度方向数值明显低于尖端两 侧 K_1 数值(见图 8(b)),理论上说明了裂纹沿长 度方向扩展能力强于深度方向。

 K_{Π} 、 K_{Π} 整体上在扩展过程中波动性较大,说 明裂纹尖端深度方向在疲劳荷载作用下易出现小 幅度偏折和倾斜。当分层现象出现,即扩展步 107 步以后(见图 8(c)~(d)),裂纹分叉。尖端 $K_{\rm I}$ 数值迅速达到 1 000 MPa · mm^{1/2}以上,而且可 以明显看到K₁在每个尖端大小是由侧边向深度 方向单调递减的,说明分叉后的裂纹虽然整体扩 展能力急剧增加,但是裂纹深度方向上的扩展能 力依旧不及裂纹长度方向一侧。分叉后的 K_{II} 、 K m 在尖端的数值如图8(g)~(h)与图8(k)~(l) 所示,K₁、K₁数值与裂纹分叉之前近乎一致,而 波动性却有所降低,说明裂纹尖端在快速断裂期 间的断裂能力稳定;在扩展步107,K₁、K₁波动性 幅度和大小显然比其他扩展步更大,107 扩展步 作为裂纹快速断裂起始步,说明试样临近断裂时, 裂纹偏折和倾斜会有突变的状态,而这种阶段几 乎是一瞬间。因此,含缺陷 2195-T8 铝锂合金疲 劳裂纹缺陷处裂纹萌生到逐步扩展过程中,其近 表面处裂纹尖端的扩展能力先与深度方向近似, 后优于深度方向扩展能力。虽然裂纹扩展以拉-拉疲劳荷载为主导,但是因其初始具有一定倾斜, 会导致裂纹面在扩展过程中偏折,目深度方向受 影响较大。



(a) 分叉前裂纹尖端 K₁分布

(a) $K_{\rm I}$ distribution along crack tip before bifurcation



(c) 分叉后裂纹尖端1K₁分布

(c) $K_{\rm I}$ distribution along crack tip 1 after bifurcation









(b) 接近分叉裂纹尖端 K₁分布

(b) $K_{\rm I}$ distribution along crack tip near bifurcation





(d) K_1 distribution along crack tip 2 after bifurcation











(g) $K_{\rm I\!I}$ distribution along crack tip 1 after bifurcation





(i) $K_{\rm I\!I\!I}$ distribution along crack tip before bifurcation







Fig. 8

图9表现了疲劳裂纹扩展距离在长度、侧边、

深度方向上分别与疲劳寿命和 K₁ 的关系。如

图 8



(h) 分叉后裂纹尖端2K_I分布





(j) 接近分叉裂纹尖端 K 分布

(j) $K_{\rm III}$ distribution along crack tip near bifurcation



(1) 分叉后裂纹尖端 2 K 分布



疲劳裂纹尖端应力强度因子变化

Variation of stress intensity factors of fatigue crack tip

图 9(a) 所示,裂纹在三个方向上扩展趋势相近, 扩展初期速率近似。然而,当寿命到达25000次 后,裂纹在长度方向上扩展速率最高,深度方向上 最小;裂纹分叉后,侧边扩展速率有所增加,说明 分层界面将深度方向上被阻碍的扩展能量转化到 其侧边扩展中,从而提高了侧边裂纹短阶段内的 扩展速率。如图9(b)所示,裂纹深度方向被阻碍 前,裂纹尖端K₁在三个方向上的大小是相近的, 解释了图9(a)中扩展初期三个方向上扩展速率 基本一致的原因。当裂纹分叉后,裂纹尖端长度 方向上的K₁最高,扩展能力最强;当长度方向裂 纹长度达到 3.5 mm 时,表面长度方向开裂已完 全贯穿,近乎到达疲劳最终寿命,而侧边裂纹方向 此时已经转成拉伸断裂阶段,可能在单次加载作 用下,侧边裂纹将继续扩展,但因承载截面面积的 减小,使裂纹面尖端受到的应力相比疲劳阶段更 高,导致侧边方向裂纹尖端 K1 值极大提高,最终 快速拉伸断裂。

预制缺陷处裂纹扩展过程应力演变云图如 图 10所示,灰色部分代表应力数值超过屈服强度 的区域。图 10(a)~(d)是裂纹在缺陷内扩展的 应力云图,可看出裂纹尖端区域应力逐渐增加,表 面处裂纹尖端两侧应力数值最高,高应力区域占 比也较高,说明裂纹尖端两侧强烈的应力集中会 增强裂纹沿长度方向的扩展能力;同时,尖端塑性 区域体积随扩展步增大而增加。在第100与106 扩展步应力云图中(见图10(e)~(f)),裂纹长度 刚超过预制缺陷长度,已接近分层界面,高应力区 沿着裂纹尖端分布,高应力聚集区域仍集中在长 度方向两侧,而裂纹尖端深度应力分布随接近分 层界面而逐渐呈现平整化。图 10(g)~(h)展现 了裂纹分叉后演化成双裂纹前缘的应力云图。从 110 步到 115 步,可看出沿裂纹尖端应力更高,屈 服区域极大增加,分层界面两侧都出现高应力、超 屈服区域并位于该区域中间位置。在高应力集中 的持续荷载作用下,造成了2195-T8 铝锂合金分 层断裂的现象。



(a) 扩展步 10(a) Expansion step 10



Fig. 9 Relationship between crack propagation distance, fatigue life and K_{1}

此外,裂纹在受阻碍影响下的分叉初期(110 步),界面处的高应力、超屈服区域面积较小,主 要集中在分叉后的两侧裂纹尖端;而在115步时, 高应力、超屈服区域已经完全跨越了界面,界面两 侧该区域面积大小相近,说明分层处应力分布相



(b) 扩展步 25(b) Expansion step 25







近,从而进一步解释了图4(a)中较为均匀的分层 断裂现象。

图 11 展现了在疲劳裂纹扩展过程中塑性单 元体积的变化过程。在裂纹还未接近分层界面 (100 扩展步之前)时,塑性单元体积近乎相同,仅 有微弱增长;当裂纹逐步过渡到分叉,再继续扩展 (106 扩展步之后)时,塑性单元体积持续增长,其 增长速度呈现先快、后慢的状态,说明分叉后裂纹 扩展会立即引起更大范围的高应力,塑性单元体 积大小随裂纹扩展的进行而迅速提高;在扩展后 期塑性单元体积增加得缓慢,代表着疲劳裂纹扩 展的进程已达到了疲劳寿命的末期,即接近瞬时 断裂的阶段,此时塑性单元体积的大小已逐渐饱 和,从而使得塑性单元体积在扩展的末期呈现缓 慢增长的状态。

图 12 反映了裂纹分叉前裂纹面上沿长度、侧 边与深度方向上的三维扩展路径。鉴于初始裂纹 具有小的倾斜角,因此有必要研究在疲劳载荷循 环作用下裂纹面的演化规律,因为裂纹分叉前寿 命占据了疲劳寿命的绝大部分,所以使用分叉前 的裂纹面作为研究对象具有典型性。从图 12 中 看出,单条裂纹路径上裂纹扩展有些许偏折或倾 斜,这与疲劳载荷分向作用有关,但明显的是,这 几条裂纹路径都位于图中灰色平面内,出现的起 伏波动也都几乎以灰色平面为参照,此外,疲劳载 荷以拉 - 拉荷载为主,*K*1 主导裂纹尖端,因此,即



图 11 塑性单元体积变化 Fig. 11 Plastic element volume change

使初始裂纹面有一定的倾斜,也会在拉-拉疲劳 荷载的作用下逐渐使裂纹面与加载轴垂直,各个 裂纹扩展路径位于同一裂纹平面内。



图 12 典型方向上裂纹扩展的三维路径 Fig. 12 3D paths of crack propagation in typical directions

4 结论

疲劳裂纹扩展问题的研究对寿命评估、结构 耐久性与稳定性评价具有重要影响,同时,材料本 身的疲劳断裂特征更关联着结构最终损伤模式、 断裂行为。本文通过对含预制缺陷 2195-T8 铝锂 合金拉 - 拉疲劳试验和基于等效裂纹模型的裂纹 扩展仿真,系统研究了疲劳裂纹从缺陷萌生至扩 展断裂的整个过程,为 2195-T8 铝锂合金疲劳断 裂评估和典型行为研究提供了一定参照。主要结 论如下:

1)含缺陷2195-T8 铝锂合金疲劳裂纹萌生于 缺陷底部孔洞,其沿缺陷边缘表面长度方向扩展 速率最高,而沿深度方向裂纹扩展速率最低。

2)铝锂合金分层断裂会导致裂纹深度方向 扩展受阻碍,从而形成裂纹分叉,分叉后的裂纹扩 展能力迅速提高引起快速断裂。

3) 拉 – 拉疲劳荷载下裂纹尖端 K_1 为主导, 其数值远高于 K_{II} 、 K_{III} ,在整个扩展过程中,近表 面 K_1 值最高,而深处最低; K_{II} 、 K_{III} 在裂纹分叉后 沿尖端的数值波动性略高于分叉前状态。

4)塑性区域体积随疲劳裂纹扩展步数增加 而增加。裂纹分叉前,塑性区域体积增加平缓,裂 纹分叉后,塑性区域体积急剧增加,呈现先快后慢的规律。

致谢

上海量维信息科技有限公司李孟光工程师在 数据处理和仿真计算上提供了帮助和指导,谨致 谢意!

参考文献(References)

- [1] 尹嘉明,马鹏程,陈永来,等. 铝锂合金的发展及在运载 火箭贮箱的应用[J]. 兵器材料科学与工程,2020, 43(3):137-141.
 YIN J M, MA P C, CHEN Y L, et al. The development of Al-Li alloys and its application in launch vehicle tank[J].
 Ordnance Material Science and Engineering, 2020, 43(3): 137-141. (in Chinese)
- RUTHERFORD B A, CISKO A R, ALLISON P G, et al. Effect of tensile mean strain on fatigue behavior of Al-Li alloy 2099[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29(8): 4928 - 4933.
- CHEN M X, LI Y B, XIA L Y, et al. Effects of pre-rolling on mechanical properties and fatigue crack growth rate of 2195 Al-Li alloy [J]. Journal of Central South University, 2022, 29(3): 836-847.
- [4] CHEN Y J, PAN X C, ZHANG C T, et al. Influence of foreign object impact mode on fatigue performance of 2198-T8 Al-Li alloy thin sheets for fuselage[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2021, 44(1): 115 – 128.
- [5] PAYNE J, WELSH G, CHRIST R J, Jr, et al. Observations of fatigue crack initiation in 7075 - T651 [J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(2): 247 - 255.
- [6] CHEN Y Q, PAN S P, ZHOU M Z, et al. Effects of inclusions, grain boundaries and grain orientations on the fatigue crack initiation and propagation behavior of 2524-T3 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 580: 150-158.
- [7] MERATI A. A study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminum alloy 2024-T3 [J]. International Journal of Fatigue, 2005, 27(1): 33 – 44.
- [8] BRACQUART B, MAREAU C, SAINTIER N, et al. Experimental study of the impact of geometrical defects on the high cycle fatigue behavior of polycrystalline aluminium with different grain sizes [J]. International Journal of Fatigue, 2018, 109: 17-25.
- [9] DEBARTOLO E A, HILLBERRY B M. Effects of constituent particle clusters on fatigue behavior of 2024-T3 aluminum alloy[J]. International Journal of Fatigue, 1998, 20(10):

727 - 735.

- [10] BURNS J T, BOSELLI J. Effect of plate thickness on the environmental fatigue crack growth behavior of AA7085-T7451[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 83: 253-268.
- ZHENG Z Q, CAI B, ZHAI T, et al. The behavior of fatigue crack initiation and propagation in AA2524-T34 alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (4/5): 2017 2022.
- [12] SRIVATSAN T S, KOLAR D, MAGNUSEN P. The cyclic fatigue and final fracture behavior of aluminum alloy 2524[J]. Materials & Design, 2002, 23(2): 129-139.
- [13] MA M Y, ZHANG J Y, YI D Q, et al. Investigation of highcycle fatigue and fatigue crack propagation characteristic in 5083-O aluminum alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 126: 357 - 368.
- [14] ZHAI T, WILKINSON A J, MARTIN J W. A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries [J]. Acta Materialia, 2000, 48 (20): 4917 – 4927.
- [15] JIAN H G, JIANG F, WEI L L, et al. Crystallographic mechanism for crack propagation in the T7451 Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527 (21/22): 5879 - 5882.
- [16] LIU A, XU Z W, LIANG Z, et al. An evaluation on high cycle fatigue fracture characteristics of 2024-T351 Al alloy with different surface defects [J]. Mechanics of Materials, 2022, 164: 104133.
- [17] MAZLAN S, YIDRIS N, KOLOOR S S R, et al. Experimental and numerical analysis of fatigue life of aluminum Al2024-T351 at elevated temperature [J]. Metals, 2020, 10(12): 1581.
- [18] SONG H P, LIU C C, ZHANG H, et al. In-situ SEM study of fatigue micro-crack initiation and propagation behavior in pre-corroded AA7075-17651 [J]. International Journal of Fatigue, 2020, 137: 105655.
- [19] VAN DER WALDE K, HILLBERRY B M. Initiation and shape development of corrosion-nucleated fatigue cracking[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(7): 1269 – 1281.
- [20] XIANG Y B, LU Z Z, LIU Y M. Crack growth-based fatigue life prediction using an equivalent initial flaw model. part I : uniaxial loading[J]. International Journal of Fatigue, 2010,

32(2): 341 - 349.

- [21] TURNBULL A, WRIGHT L, CROCKER L. New insight into the pit-to-crack transition from finite element analysis of the stress and strain distribution around a corrosion pit [J]. Corrosion Science, 2010, 52(4): 1492 - 1498.
- [22] AMIRI M, ARCARI A, AIROLDI L, et al. A continuum damage mechanics model for pit-to-crack transition in AA2024-T3[J]. Corrosion Science, 2015, 98: 678 - 687.
- [23] HU P, MENG Q C, HU W P, et al. A continuum damage mechanics approach coupled with an improved pit evolution model for the corrosion fatigue of aluminum alloy [J]. Corrosion Science, 2016, 113: 78-90.
- [24] WANG Y X, ZHAO G Q, XU X, et al. Effect of extrusion parameters on microstructure, texture and mechanical property anisotropy of spray deposited 2195 Al-Li alloy profile [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 818: 141406.
- [25] 李国爱,王俭堂,郝时嘉,等. Al-Cu-Li 合金轧制厚板的 疲劳性能及断裂机理研究[J]. 湖南大学学报(自然科学 版),2021,48(12):129-136.
 LI G A, WANG J T, HAO S J, et al. Study on fatigue property and fracture mechanism of Al-Cu-Li alloy rolled thick plate[J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences), 2021,48(12):129-136. (in Chinese)
- ZHANG Y, LING J, LI H G, et al. Effect of pre-deformation and artificial aging on fatigue life of 2198 Al-Li alloy [J].
 Materials Research Express, 2020, 7(4): 046509.
- [27] 许罗鹏,曹小建,李久楷,等. 铝锂合金 2198-T8 高周疲劳性能及其裂纹萌生机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2017,46(1):83-89.
 XU L P, CAO X J, LI J K, et al. High cycle fatigue properties and crack initiation mechanisms of Al-Li 2198-T8 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(1):83-89.(in Chinese)
- [28] CISKO A R, JORDON J B, AVERY D Z, et al. Characterization of fatigue behavior of Al-Li alloy 2099 [J]. Materials Characterization, 2019, 151: 496 - 505.
- [29] 魏国前,陈斯雯,余茜,等. 焊趾多裂纹的试验与仿真分析[J]. 焊接学报,2019,40(11):75-81.
 WEIGQ,CHENSW,YUX, et al. Experimental and simulation study on multiple cracks of weld toe [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(11):75-81.(in Chinese)