

# TC4 钛合金三点弯曲超高周疲劳性能研究

鲁凯举<sup>1</sup>, 程礼<sup>1,2</sup>, 陈焯<sup>1</sup>, 陈超<sup>1</sup>, 焦胜博<sup>3</sup>, 刘景元<sup>1</sup>, 鲍学淳<sup>1</sup>

(1. 空军工程大学, 陕西 西安 710038)

(2. 先进航空发动机协同创新中心, 北京 100191)

(3. 空军航空大学, 吉林 长春 130000)

**摘要:** 针对航空发动机压气机叶片复杂载荷环境下的超高周疲劳问题, 开展了 TC4 钛合金三点弯曲超高周疲劳试验, 研究其在弯曲加载下的超高周疲劳破坏行为。疲劳试验结果表明: 在两种应力比 ( $R=0.3, 0.5$ ) 下, 当循环次数超过  $10^7$  次时, 试件仍发生疲劳断裂,  $S-N$  曲线均呈现双线性特征; SEM 断口分析表明, 随着最大应力的降低, 裂纹萌生位置由试件表面向次表面转移, 疲劳裂纹萌生是表面滑移和内部解理断裂之间相互竞争的结果; 基于疲劳寿命建立模型分析了应力比对 2 种裂纹萌生机制之间竞争行为的影响。采用红外热像仪监测试件表面的温度, 高周疲劳试件的温度变化分为 4 个阶段: 稳定升高、稳定降低、快速升高和快速降低, 而超高周疲劳试件的温度变化分为 3 个阶段: 稳定升高、快速升高和快速降低。最后, 阐述了疲劳过程中生热和传热的特点, 并分析了温度变化与应力分布的关系。

**关键词:** TC4 钛合金; 超高周疲劳; 三点弯曲;  $S-N$  曲线; 红外热像技术

中图分类号: TG146.23; TG115.5<sup>+</sup>7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)10-3175-08

TC4 钛合金因具有较高的比强度和比刚度、较好的韧性和耐腐蚀性等优点, 被广泛应用于航空发动机的压气机叶片和叶盘上<sup>[1]</sup>。航空发动机在服役期内, 压气机叶片在高速旋转的工作状态下, 不仅要承受离心力及其弯矩、气动力及其弯矩, 还要承受强迫振动或自激振动引起的共振、颤振等高频振动载荷。尤其是当激振频率接近叶片的固有频率时, 易产生共振现象, 叶片承受的振动载荷循环次数快速增加, 导致其在服役期内承受的载荷循环超过  $10^7$ , 甚至达到  $10^9$ <sup>[2,3]</sup>。因此, 根据传统的  $10^7$  循环进行航空发动机叶片的高周疲劳设计和试验并不能保证其使用安全。美国用以指导航空发动机结构设计的“发动机结构完整性大纲”<sup>[4]</sup>已经明确提出“所有航空发动机零件的疲劳寿命都应至少达到  $10^9$  循环”。因此开展 TC4 钛合金叶片的超高周疲劳性能研究, 对于航空发动机部件的安全设计十分必要。

随着 TC4 钛合金的广泛应用, 各国学者针对其超高周疲劳行为的研究也越来越多。左景辉<sup>[2]</sup>、McEvily<sup>[5]</sup>先后研究了 TC4 钛合金的超高周疲劳裂纹萌生及扩展行为, 发现疲劳裂纹萌生位置存在着由表面向内部的转变。此外, 程<sup>[6]</sup>、Zuo<sup>[7]</sup>、Bathias<sup>[8]</sup>和 Morrissey<sup>[9]</sup>分别研究了加载方式、微观组织、平均应力和加载频率

等因素对 TC4 钛合金超高周疲劳性能的影响。Morrissey<sup>[10]</sup>等研究了 TC4 钛合金在对称载荷 ( $R=-1$ ) 下的疲劳性能, 发现其  $S-N$  曲线呈连续下降趋势, 裂纹的萌生区不存在解理面, 萌生机制为滑移变形。一些在正应力比 ( $R>0$ ) 下的研究<sup>[11,12]</sup>发现, 裂纹萌生于试件的内部, 萌生区出现了典型的解理断面。张震宇<sup>[13]</sup>开展了 TC4 钛合金在不同应力比下的超高周疲劳试验, 该材料在室温下表现出表面滑移、表面解理和内部解理 3 种疲劳破坏形式, 且发生概率与应力比  $R$  有一定关系; 刘等<sup>[14]</sup>的研究结果表明, 不同应力比下, TC4 钛合金的  $S-N$  曲线分别呈现出单线性或双线性, 疲劳破坏同样存在滑移机制和解理机制两种机理。以上研究采用了旋转弯曲或轴向拉压的疲劳试验加载方式, 而对于三点弯曲加载状态的超声疲劳试验, 还鲜有报道。

本研究针对航空发动机压气机叶片普遍存在的弯曲振动疲劳问题, 采用三点弯曲超声疲劳试验系统对航空用 TC4 钛合金开展了室温下、不同应力比 ( $R=0.3, 0.5$ ) 的高周和超高周疲劳试验, 得到了 TC4 钛合金的疲劳  $S-N$  曲线。采用扫描电镜 (SEM) 对疲劳断口进行观察, 基于疲劳寿命建立模型来分析应力比对其疲劳裂纹萌生竞争机理的影响, 采用红外热像仪实时监测疲劳试验过程中的温度, 分析其温度变化规律。

收稿日期: 2018-10-17

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2015CB057400)

作者简介: 鲁凯举, 男, 1993 年生, 博士生, 空军工程大学, 陕西 西安 710038, E-mail: 1104743297@qq.com

# 1 实验

## 1.1 试件材料与尺寸设计

研究对象为航空发动机压气机叶片常用材料 TC4 钛合金，是一种具有软硬两相  $\alpha+\beta$  型钛合金，其化学成分如表 1 所示。热处理工艺为 950 °C/1 h+水冷+530 °C/4 h+空冷，固溶时效处理<sup>[6]</sup>。

利用 KH-8700 光学显微镜观察其微观组织，如图 1 所示。可见为初生  $\alpha$  相和  $\beta$  相的双态组织，初生  $\alpha$  相均匀分布在片状的  $\beta$  晶粒的晶界处， $\beta$  相呈长条的编织状。

使用 MTS-810 疲劳试验机进行室温下的静拉伸试验，得到材料的力学性能如表 2 所示。

三点弯曲超声疲劳试件几何尺寸要求满足 20 kHz 的横向弯曲振动的谐振条件。通过解析计算得到试件的几何尺寸为： $h=4\text{ mm}$ ， $b=10\text{ mm}$ ， $2L_0=18\text{ mm}$ ， $2L=32\text{ mm}$ ，如图 2 所示。

为了达到试验的要求，需将试件在自动磨抛机上 进行打磨、抛光，直至满足表面粗糙度  $R_a$  小于  $0.2\text{ }\mu\text{m}$  的要求。

## 1.2 加载载荷的确定

航空发动机在实际工作中承受载荷形式复杂多

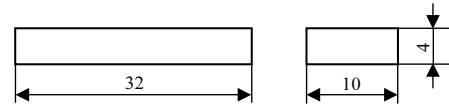


图 2 疲劳试件的尺寸

Fig.2 Dimension of fatigue specimens

样，这就要求对不同应力比下压气机叶片 TC4 钛合金材料的超高周疲劳行为进行研究。通常，对材料的疲劳行为的研究在应力比  $R=-1$  的条件下进行，然后利用 Goodman 曲线或者 Gerber 曲线得到其他应力比下的疲劳强度，但是以上两种经验公式是否适用于超高周疲劳阶段，还需进一步证实。

张震宇<sup>[13]</sup>和刘等<sup>[14]</sup>分别研究了旋转弯曲和轴向加载下，不同应力比对 TC4 钛合金超高周疲劳行为的影响。结果表明，应力比不仅影响 TC4 钛合金材料的高周和超高周疲劳  $S-N$  特性，而且也影响着其疲劳断裂机理。因此有必要开展弯曲应力加载下，应力比对 TC4 钛合金超高周疲劳性能影响的研究。

三点弯曲超声疲劳试验要求对试件施加的静位移  $A$  大于试件的振动位移  $A_0$ ，即  $A>A_0$ ，这就要求试件承受载荷的应力比  $R>0$ 。因此选择应力比  $R$  为 0.3、0.5，对 TC4 钛合金进行三点弯曲超高周疲劳性能的试验。

## 1.3 三点弯曲超声疲劳试验系统

疲劳试验在三点弯曲超声疲劳试验系统上进行，如图 3 所示，主要包括静力加载系统、超声加载系统以及支撑系统。

静力加载系统，主要由电子万能试验机、承力盘和承力杆组成，为试件提供一定的静载荷，施加弯曲平均应力。

表 1 TC4 钛合金化学成分

Al	V	Fe	O	C	N	Ti
5.65	4.08	0.30	0.19	0.08	0.05	Bal.

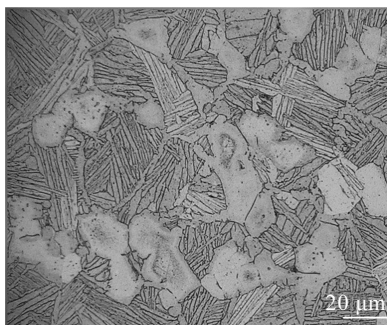


图 1 TC4 钛合金的微观组织

Fig.1 Microstructure of TC4 titanium alloy

表 2 TC4 钛合金力学性能参数

Elastic modulus/ GPa	Poisson ratio	Density/ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	Tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa
116	0.31	4379	971.6	893.4

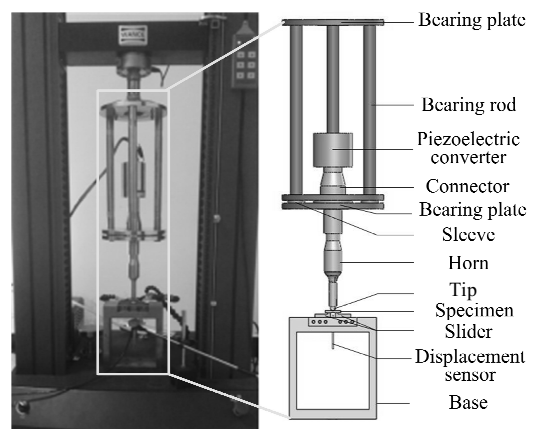


图 3 三点弯曲超声疲劳试验系统

Fig.3 Three point bending ultrasonic fatigue system

超声加载系统, 为试件提供动载荷, 包括超声信号发生器、压电陶瓷换能器、变幅杆、连接器与压头等, 各部件功能如下: 超声信号发生器, 用于将 50 Hz 的交流电信号转换为 20 kHz 的正弦电信号, 控制系统通过改变信号发生器的输入功率来改变输出电压的幅值, 进而控制换能器、压头的输出位移; 压电陶瓷换能器, 可将 20 kHz 的正弦交流电信号转化为 20 kHz 的轴向机械振动位移信号; 变幅杆用于放大换能器输出的振动位移幅值; 连接器, 与静力加载系统相连接, 将静载荷传递给超声加载系统; 压头, 用于给试件施加静载荷和超声振动载荷。

支撑系统由底座、滑块、滚柱组成。支撑系统用于支撑试件, 承受试件传递过来的静载荷和动载荷。

疲劳试验前, 采用 MTI-2100 光纤位移传感器对试件的位移进一步标定, 以得到更准确的应力幅值。标定完成后, 开始进行三点弯曲超声疲劳试验。当试验振动次数达到  $10^9$  未断, 或者系统频率超出  $20 \pm 0.5$  kHz 范围断裂时, 停止试验, 记录次数。

## 2 结果与分析

### 2.1 疲劳 S-N 曲线

三点弯曲超声疲劳试验得到的 S-N 曲线如图 4 所示。将试件的裂纹源位置体现在图 4 中, 空心代表疲劳裂纹在试件表面萌生, 实心代表裂纹萌生于试件内部, 箭头表示试件最终未断裂。

从图 4 可以看出, 在两种应力比  $R=0.3, 0.5$  下, 当循环次数超过  $10^7$  时, 试件仍发生疲劳断裂, 并不存在传统意义上的疲劳极限。

高周疲劳范围内 (以  $10^7$  循环为界限),  $R=0.5, 0.3$  时 TC4 钛合金试件的疲劳强度分别为 950、800 MPa, 后者相比前者下降了约 15.8%; 超高周疲劳范

围内 (以  $10^9$  循环为界限),  $R=0.5, 0.3$  时疲劳强度分别为 720、680 MPa, 后者相比前者下降了约 5.6%。应力比  $R$  对高周、超高周疲劳范围内的疲劳强度均有影响, 且对高周疲劳范围的影响更为显著。这是由于, 在同一应力水平 (最大应力  $\sigma_{max}$ ) 下, 当应力比  $R$  为 0.3 时, 相对于应力比为 0.5, 超声弯曲交变载荷  $\sigma_a$  增加了 70~100 MPa, 应力幅值  $\Delta\sigma$  会相应增加 140~200 MPa, 应力强度因子增加, 疲劳寿命相对降低。应力水平较大时, 即在高周疲劳范围内, 疲劳寿命的降低更明显。

两种应力比下的 S-N 曲线均表现为双线性 (或阶梯状) 特征, 随着最大应力的下降, 裂纹萌生位置存在着由试件表面向试件次表面的转移, 在高应力区 (对应  $10^5 \sim 10^7$  循环) 内, 疲劳裂纹萌生于试件表面处, 而在低应力区 (对应  $>10^7$  循环) 内, 试件裂纹萌生于次表面。

### 2.2 断口形貌分析

为了分析 TC4 钛合金试件三点弯曲加载下的疲劳断裂机理, 利用扫描电子显微镜对两种应力比下的试件断口的微观形貌进行观察, 得到两种典型的裂纹萌生方式——表面裂纹萌生和内部裂纹萌生。

试件在高应力水平下的断口形貌如图 5 所示。图 5a 为断口的整体形貌, 图 5b、5c 和 5d 分别为裂纹源区、稳定扩展区和瞬断区。可以看出, 裂纹萌生方式为表面裂纹萌生, 发现很多金属所具有的疲劳条纹, 可见到滑移线痕迹, 因此为循环滑移引起的表面裂纹萌生。对裂纹萌生区域进行 EDX 成分分析, 没有发现夹杂物的存在, 裂纹形核后, 向四周发散扩展, 穿晶断裂为主要的裂纹扩展方式, 裂纹源区和扩展区并没有明显的交界; 裂纹扩展区呈河流状, 向四周发散, 具有平行于试件表面的短小的二次裂纹; 瞬断区与稳定扩展区的分界明显, 瞬断区有典型的尺寸大小不等的韧窝特征。

如图 6 所示, 在较高应力水平下 ( $\sigma_{max}=1000$  MPa,  $N_f=4.99 \times 10^5$  次), 部分试件的断口分析表明, 试件表面处存在多裂纹源现象。这是由于, 虽然试件在加工过程中表面粗糙度要求很高, 但难免由于加工误差等原因造成试件表面处形成微凹痕<sup>[15]</sup>, 在较大应力循环载荷的作用下, 表面微凹痕处形成应力集中, 产生不可逆塑性变形, 导致裂纹在多处萌生。

试件在低应力水平下的断口形貌如图 7 所示。图 7a 为断口的整体形貌, 图 7b、7c 分别为裂纹源区的放大图、EDX 成分分析能谱图。可以看出, 裂纹萌生方式为内部裂纹萌生, 穿晶断裂仍为主要的裂纹扩展方式; 裂纹萌生位置处观察到解理面 (facet) 的存在

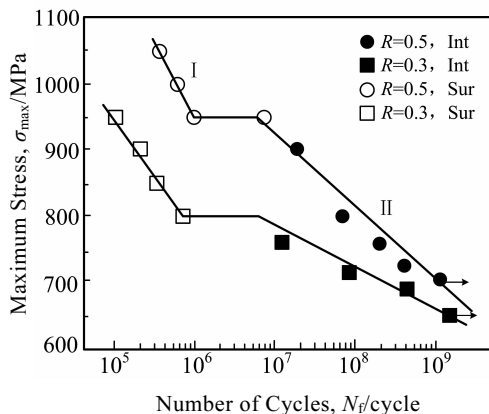


图 4 不同应力比下 TC4 钛合金的 S-N 曲线

Fig.4 S-N curves of TC4 alloy under different stress ratios

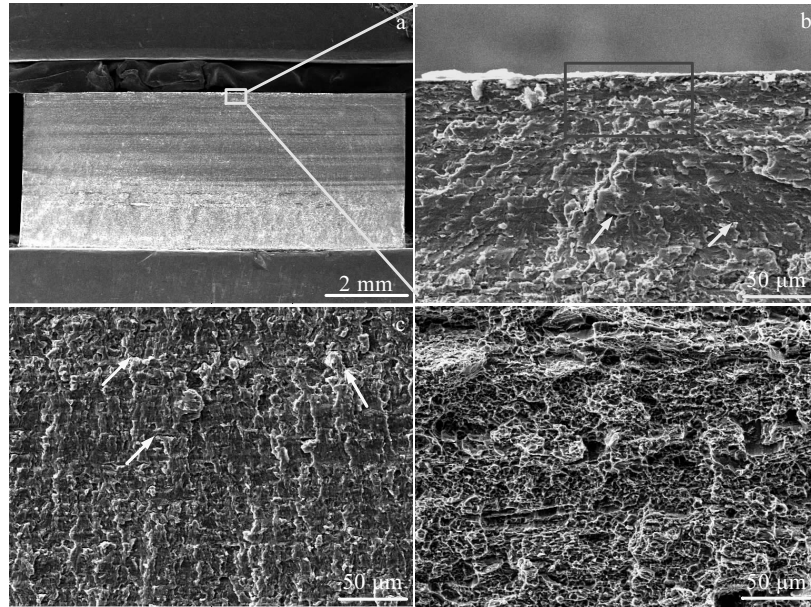


图 5 表面裂纹萌生断口形貌：整体图；萌生区；扩展区；瞬断区

Fig.5 Morphologies of surface crack initiation fracture: (a) overall image, (b) initiation site, (c) crack growth region, and (d) transient fracture region ( $\sigma_{max}=950$  MPa,  $N_f=1.02 \times 10^6$  cycle)

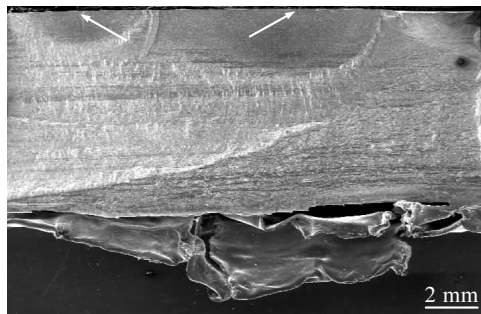


图 6 多裂纹源萌生断口形貌

Fig.6 Morphology of multiple crack source

(图 7b 中黑色箭头所示), facet 的尺寸为  $15 \mu\text{m}$  左右, 对比图 1 中  $\alpha$  的晶粒尺寸为  $20 \mu\text{m}$  左右, 在同一数量级上。对裂纹萌生区域进行 EDX 成分分析, 结果如图 7c 所示。解理面附近发现 Al 元素的偏聚, Al 元素为稳定  $\alpha$  相元素, 解理面对应的微结构为初生  $\alpha$  相晶粒, 因此解理面的形成与  $\alpha$  相的断裂直接相关。对解理面是否在  $\alpha$  相处萌生, 刘等<sup>[14]</sup>也得到了相似的结果, 对解理面 facet 和初生  $\alpha$  相晶粒尺寸分布进行统计, 显示 facet 的尺寸分布基本包含在初生  $\alpha$  相晶粒尺寸分布范围之内, 即 facet 的形成与初生  $\alpha$  相晶粒解理有关。

裂纹萌生区与稳定扩展区均发现二次短裂纹 (图

7b 中白色箭头所示), 萌生区的二次裂纹呈发散状, 扩展区的二次裂纹平行于试件表面, 裂纹扩展区发现沿载荷施加方向的撕裂棱。疲劳断口的稳定扩展区与瞬断区之间不存在明显的界限, 瞬断区呈现典型的韧窝特征。

### 2.3 疲劳断裂机理

由于 TC4 钛合金具有较低的断裂韧性  $K_{IC}$  和裂纹扩展阻力, 因此疲劳裂纹萌生阶段占据了疲劳寿命的大部分 (80%以上), 而裂纹稳定扩展只占疲劳总寿命的一小部分, 因此本文主要分析疲劳裂纹萌生机制。通过对裂纹萌生方式的分析, 发现试件的疲劳裂纹萌生方式与疲劳寿命有直接的关系。

在超高周疲劳范围 ( $>10^7$ ), 裂纹萌生更倾向于在试件的内部形成, 这是由于应力幅较小, 试件表面处于平面应力状态, 表面区域的局部循环塑性变形很小, 因此裂纹更容易萌生在易形成不可逆塑性变形的区域, 也就是在晶粒的取向最有利于位错运动和堆积的区域。研究表明, TC4 钛合金的裂纹源区的解理面是钛合金的基面滑移面, 其所属的晶粒的  $c$  轴与主应力方向成  $15^\circ \sim 40^\circ$  的夹角<sup>[16,17]</sup>, 因此基面滑移具有足够的临界切应力, 同时滑移面与拉应力之间垂直的晶粒取向最有利于疲劳裂纹的萌生, 试件的内部晶粒具有最优晶粒取向的概率相对表面更大, 因此表面裂纹更倾向于在试件的内部萌生<sup>[15]</sup>。

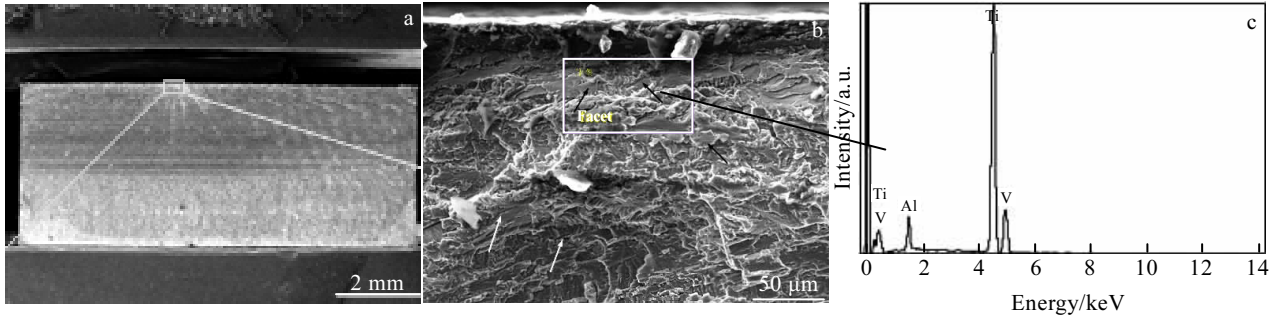


图 7 内部裂纹萌生断口形貌: 整体图; 萌生区放大图; EDX 能谱图

Fig.7 Morphologies of internal crack initiation fracture: (a) over-all image, (b) magnified morphology of initiation site, and (c) EDX spectrum of rectangular zone in Fig.7b ( $\sigma_{max}=760$  MPa,  $N_f=1.64 \times 10^8$  cycle)

在高周疲劳阶段( $10^5 \sim 10^7$ ), 断口分析表明, 疲劳裂纹萌生于试件表面, 这是由于, 在高应力循环载荷的作用下, 锥面滑移开始出现, 表面微缺陷处的局部不可逆循环塑性变形增大, 位错滑移在试件表面形成驻留滑移带, 驻留滑移带的挤入挤出, 导致裂纹更容易在表面的滑移带和晶界处成核。

三点弯曲加载下, TC4 钛合金的疲劳裂纹萌生, 是表面滑移和内部解理断裂之间相互竞争的结果, 在高周疲劳寿命范围内, 表面滑移占据主导作用, 裂纹趋向于在试件表面萌生; 而在超高周疲劳寿命范围内, 内部解理占据主导因素, 裂纹优先在试件的内部萌生。

### 3 裂纹萌生竞争机制

在此将从疲劳寿命的角度, 分析应力比对滑移机制和解理机制引起裂纹萌生的竞争行为的影响。

在 TC4 钛合金的高周、超高周疲劳行为中, 滑移机制和解理机制对应着图 4 中  $S-N$  曲线的双线性特征, 把图 4 中表面裂纹萌生也就是滑移机制对应着的  $S-N$  曲线记为  $S-N$  曲线 I, 图 4 中内部裂纹萌生也就是解理机制对应着的  $S-N$  曲线记为  $S-N$  曲线 II。分析应力比对 TC4 钛合金高周和超高周疲劳行为的影响, 就可以表示为应力比对以上  $S-N$  曲线的影响。

首先, 从两条  $S-N$  曲线的趋势来看, 在单对数坐标系中, 最大应力与循环次数近似成线性关系, 因此, 两条  $S-N$  曲线的疲劳强度 ( $\sigma_{max}$ ) 和疲劳寿命 ( $N_f$ ) 的关系可以表示为:

$$\sigma_s = AN_s^a \quad (1)$$

$$\sigma_c = BN_c^b \quad (2)$$

其中,  $\sigma_s$  和  $\sigma_c$  分别为滑移机制和解理机制相对应的疲劳强度;  $N_s$  和  $N_c$  分别为滑移机制和解理机制相对应的疲劳寿命;  $A$ 、 $B$ 、 $a$  和  $b$  分别为根据试验结果拟合出

来的系数。

从图 4 中可以看出, 应力比对 2 种裂纹萌生机制的影响是不同的, 但整体趋势相似, 应力比对疲劳行为的影响可如下表示<sup>[18]</sup>:

$$\sigma_s = AN_s^a \left( \frac{1-R}{2} \right)^m \quad (3)$$

$$\sigma_c = BN_c^b \left( \frac{1-R}{2} \right)^n \quad (4)$$

其中,  $m$  和  $n$  为根据试验结果拟合而得,  $R$  为应力比。

为了表述表面和内部裂纹萌生之间的竞争关系, 本文引进一个能反映表面和内部裂纹萌生特征之间差异的参量 Deborah 数 ( $D^*$ )<sup>[19]</sup>, 即内部裂纹萌生和表面裂纹萌生所需循环荷载次数的比值。裂纹在试件表面或者内部萌生, 是由参量  $D^*$  控制的, 其中  $D^*$  按式(5)计算:

$$D^* = \frac{N_c}{N_s} \quad (5)$$

判断裂纹在表面萌生还是在内部萌生的条件为:

$D^* > 1$  (即  $N_c > N_s$ ) 时, 试件裂纹在由滑移机制引起的表面萌生;  $D^* < 1$  (即  $N_c < N_s$ ) 时, 试件裂纹在由解理机制引起的内部萌生; 当  $D^* = 1$  (即  $N_c = N_s$ ) 时, 滑移机制和解理机制引起裂纹萌生的概率相同。

该模型描述的是同一应力水平下 2 种裂纹萌生机制间的竞争行为。将式(3)和(4)得到的疲劳寿命代入式(5), 得到应力比对表面和内部裂纹萌生机制的影响, 即式(6):

$$D^* = \frac{\left( \frac{\sigma}{B} \right)^{\frac{1}{b}} \left( \frac{1-R}{2} \right)^{\left( \frac{n-m}{b-a} \right)}}{\left( \frac{\sigma}{A} \right)^{\frac{1}{a}}} \quad (6)$$

根据试验结果, 分别拟合  $S-N$  曲线 I、II, 得到相

应的系数分别为： $A=282$ ， $B=49.8$ ， $a=-0.1$ ， $b=-0.05$ ， $m=-1.87$ ， $n=-2.68$ 。

将以上拟合得到的系数代入式(6)，得到某一应力比  $R$  下，不同应力水平对应的  $D^*$ 。为了更直观地描述  $D^*$  对表面和内部裂纹萌生的影响，作出  $\lg D^* - \sigma_{\max}$  关系图，如图 8 所示。

可以看出，两种应力比下，高应力水平下， $\lg D^*$  大于 0（即  $N_c > N_s$ ），对应的疲劳破坏表现为滑移机制引起的表面裂纹萌生；而在低应力水平下， $\lg D^*$  小于 0（即  $N_c < N_s$ ），对应的疲劳破坏表现为解理机制引起的内部裂纹萌生。对比图 4 中  $S-N$  曲线的疲劳试验结果，看出模型预测结果与试验结果趋势吻合。

### 4 表面温度变化规律

试件的温度变化是热弹性效应、裂纹尖端塑性耗散和热传递的综合作用，反映了循环载荷作用下，与不可逆变形有关的材料能量耗散。三点弯曲超声疲劳试验过程中，试件表面温度的变化采用 T630 红外热像仪监测记录，红外热像仪测定的是试件表面的温度信息，虽然不包括试件内部厚度方向的信息，但是试件表面的温度场也是自身产热和热传递的综合作用而产生的结果。

将红外热像仪放在试件前方 500 mm 处，热像仪自动对焦，试验一经加载，开始记录温度数据，采集频率为 15 Hz。

疲劳试验结束后，采用 Flir-research 分析软件对监测到的温度数据进行处理，如图 9 所示。为了研究疲劳过程中的温度变化规律，本文选择试件侧面的下部矩形区域、沿加载方向的垂直线以及水平线的温度变化作为研究对象。选择试件侧面的矩形区域，是因为试件在该区域内承受最大拉应力，导致疲劳裂纹在该区域内萌生和扩展，因此可以监测到裂纹萌生、扩展到断裂的整个过程中的温度变化。

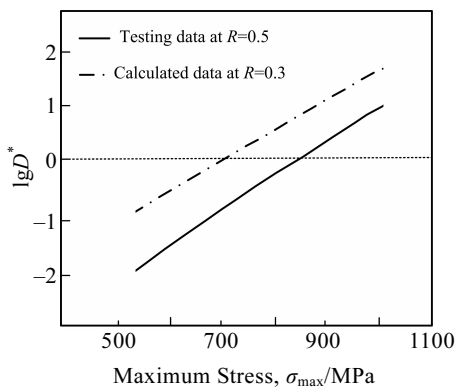


图 8  $\lg D^*$  与应力水平  $\sigma_{\max}$  关系图

Fig.8 Relationship between  $\lg D^*$  and maximum stress  $\sigma_{\max}$

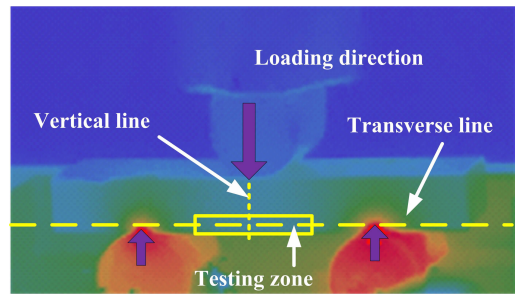


图 9 红外热像仪温度分析示意图

Fig.9 Temperature analysis diagram by infrared camera

图 10a、10b 分别为高周和超高周疲劳加载条件下，试件矩形区域内的最高温度变化量  $\Delta T$  随循环周次变化的曲线图。可以看出，高周疲劳加载下，温度的变化分为 4 个阶段：稳定升高、稳定降低、快速升高和快速降低；而在超高周疲劳加载条件下，温度的变化分为 3 个阶段：稳定升高、快速升高和快速降低。

分析表明，在  $\Delta T$  的初始快速增加阶段(第 1 阶段)，试件在高应力水平加载下，忽略热耗散的影响，塑性变形产生的能量作为热能释放，导致应力集中区域的温度快速增加。热传导效应使得应力集中区域的温升呈扇形分布。对于应力水平高于疲劳强度（高周疲劳）的试件，在循环硬化和软化的作用下，粘塑性效应处于主导状态<sup>[20,21]</sup>。相对较大的塑性变形产生了大量的热量，并导致了温度的快速上升。而对于应力水平远低于疲劳强度（超高周疲劳）的试件，由于粘弹性效应的影响，产生的热量有限，这就导致试件第 1 阶段的温度的缓慢增长，所以在超高周疲劳加载条件下，温度的升高不明显。

在第 2 阶段，由于加工硬化效应，塑性变形逐渐饱和，在此阶段热传导效应占主导地位，塑性应变产生相对恒定的热量。随着塑性变形的减小，产生热量减少，导致了温度的降低。温度缓慢下降到近似恒定值，并保持到宏观裂纹开始。对于超高周疲劳试件，由于第 1 阶段不存在温度的快速增高，也就不存在下降阶段。

在第 3 阶段，热量的产生和消散达到了动态平衡。断裂位置的温度迅速升高，直至最终失效。以上 3 个阶段占疲劳总寿命的 80% 以上。

在第 4 阶段，局部塑性变形区和宏观裂纹出现在试件最大的拉应力区域。加载应力随宏观裂纹扩展而减小，产生的热量也快速降低。

分别对  $N_1=4.00 \times 10^7$ 、 $N_2=1.00 \times 10^8$  以及  $N_3=1.40 \times 10^8$  3 个时刻下，试件侧表面上的水平线和垂直线上的温

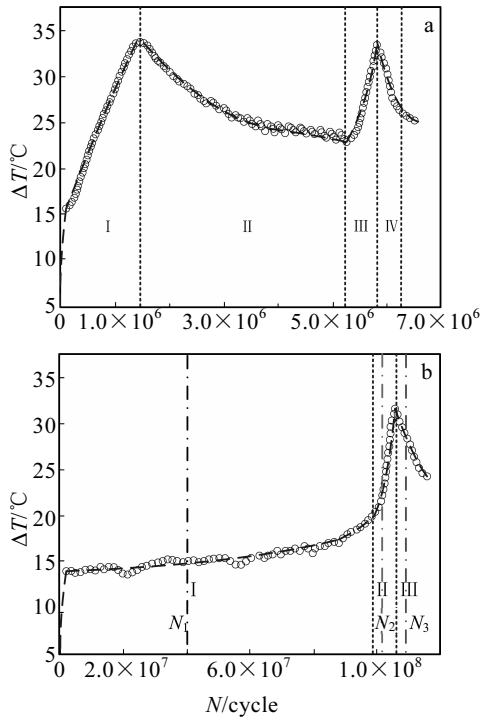


图 10 高周疲劳加载下和超高周疲劳加载下温度变化曲线  
Fig.10 Temperature evolutions: (a) at HCF regime and (b) at VHCF regime

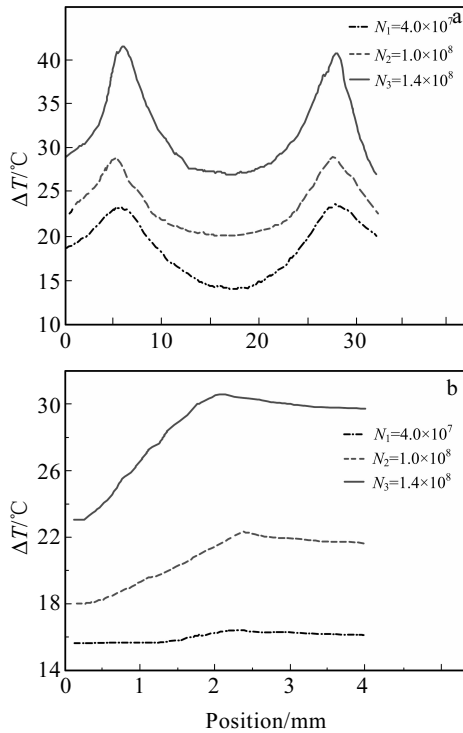


图 11 水平线上和垂直线上的温度分布  
Fig.11 Temperature distribution on the horizontal line (a) and the vertical line (b)

度分布进行分析, 结果如图 11a、11b 所示。

从图 11a 看出, 水平线上试件的温度分布存在 3 个极值点, 以中心线为轴对称分布, 中心线处温度最低, 支点处温度最高, 向两侧扩散递减。这是由于试件两端支点处与底座的高频摩擦生热, 产生的热量向试件中部传导。因此, 试验过程中, 应对支点处进行重点局部冷却, 以最大程度地降低热传递对试件中间部分裂纹萌生区温度的影响。

由图 11b 可以看出, 整条垂直线上的温度呈向上突起的弧形, 试件中间部分的温度变化最高, 依次向两侧递减。这是由于试件的中间截面上存在承受最大剪应力、拉应力与压应力的 3 个点, 如图 12 所示, 最大温度变化点发生在试件承受最大剪应力的中性轴, 而非上表面或下表面, 表明能量的变化更多地来源于剪切应变能。

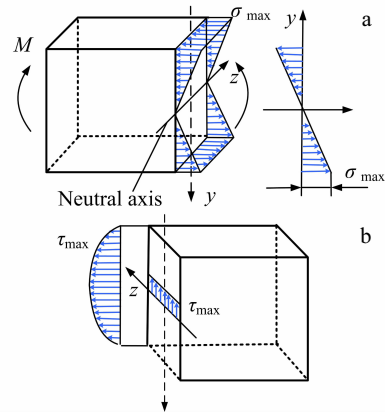


图 12 正应力分布和剪应力分布  
Fig.12 Stress distribution pattern: (a) the normal stress and (b) the shearing stress

### 5 结 论

- 1) 在两种应力比下 ( $R=0.3, 0.5$ ), 当循环次数超过  $10^7$  时, 试件仍发生疲劳断裂,  $S-N$  曲线均表现为双线性特征。
- 2) 随着最大应力的降低, 裂纹萌生位置由试件表面向试件次表面转移, 这是表面滑移和内部解理断裂之间相互竞争的结果。
- 3) 基于疲劳寿命建立模型分析了应力比对 2 种裂纹萌生机制之间竞争行为的影响, 模型预测结果与试验结果吻合良好。
- 4) 高周疲劳试件的温度变化分为 4 个阶段: 稳定升高、稳定降低、快速升高和快速降低, 而超高周疲劳试件的温度变化分为 3 个阶段: 稳定升高、快速升高和快速降低。

## 参考文献 References

- [1] Tao Chunhu(陶春虎), Liu Qingguan(刘庆琰), Cao Chunxiao(曹春晓) *et al. Failure and Prevention of Titanium Alloy Used in Aviation(航空用钛合金的失效及预防)*[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2013
- [2] Zuo Jinghui(左景辉), Wang Zhongguang(王中光), Han Enhou(韩恩厚). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2007, 43(7): 705
- [3] Song Zhaohong(宋兆泓). *Analysis of Typical Aeroengine Fault(航空发动机典型故障分析)*[M]. Beijing: Beihang University press, 1993
- [4] MIL-HDBK. *Engine Structural Integrity Programs, 1783BW/CHANGE2*[R]. Washington: US Department of Defense, 2004
- [5] McEvily A, Nakamura T, Oguma H *et al. Scripta Materialia*[J], 2008, 59: 1207
- [6] Jiao Shengbo(焦胜博), Cheng Li(程礼), Chen Xuan(陈焯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(5): 1277
- [7] Zuo Jinghui, Wang Zhongguang, Han Enhui. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 473: 147
- [8] Bathias C. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 1997, 56(2): 255
- [9] Morrissey R, Nicholas T. *International Journal of Fatigue*[J], 2005, 27: 1608
- [10] Morrissey R, Nicholas T. *International Journal of Fatigue*[J], 2006, 28(11): 1577
- [11] Oguma H, Nakamura T. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 50: 89
- [12] Oguma H, Nakamura T. *Scripta Materialia*[J], 2010, 63(1): 32
- [13] Zhang Zhenyu(张震宇). *Dissertation for Master(硕士学位论文)*[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015
- [14] Liu Xiaolong(刘小龙), Sun Chengqi(孙成奇), Zhou Yantian(周砚田) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52: 923
- [15] Zhu Lina(朱莉娜), Deng Caiyan(邓彩艳), Wang Dongpo(王东坡). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(2): 583
- [16] Bridier F, Villechaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2008, 56: 3951
- [17] Bantounas I, Dye D, Trevor C. *Acta Materialia*[J], 2009, 57: 3584
- [18] Sun Chengqi, Lei Zhengqiang, Hong Youshi. *Mechanics of Materials*[J], 2014, 69: 227
- [19] Hong Youshi, Zhao Aiguo. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(A): 2753
- [20] Yang B, Liaw P K, Wang H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 314: 131
- [21] Jiang L, Wang H, Liaw P K *et al. Mechanics of Materials*[J], 2005, 36: 73

## Very-High-Cycle-Fatigue Properties of TC4 Titanium Alloy Under Three-point Bending

Lu Kaiju<sup>1</sup>, Cheng Li<sup>1,2</sup>, Chen Xuan<sup>1</sup>, Chen Chao<sup>1</sup>, Jiao Shengbo<sup>3</sup>, Liu Jingyuan<sup>1</sup>, Bao Xuechun<sup>1</sup>

(1. Air Force Engineering University, Xi'an 710038, China)

(2. Co-Innovation Center for Advanced Aero-Engine, Beijing 100191, China)

(3. Air Force Aviation University, Changchun 130000, China)

**Abstract:** Aiming at the very-high-cycle-fatigue (VHCF) of aeroengine compressor blades under complex loading, three-point bending ultrasonic fatigue tests of TC4 titanium alloy under stress ratio  $R$  of 0.3 and 0.5 were performed, and failure mechanisms of VHCF under three-point bending was also investigated. Test results show that when the number of cycles exceeds  $10^7$  cycles, specimens under the two stress ratios  $R$  of 0.3, 0.5 fail and  $S-N$  curves present a bilinear characteristic. SEM analysis indicates that the crack initiation sites are transferred from the surface to the sub-surface with the decrease of the maximum stress. Fatigue crack initiations are results of competition between surface slip and internal cleavage fracture. Then a model based on fatigue life was proposed to describe the competition between the two mechanisms, which is in agreement with the experimental results. The temperature of the specimen surface was monitored by an infrared camera. Its change can be divided into four stages in the high-cycle-fatigue (HCF) regime: steady rising, steady decreasing, fast rising and fast decreasing. While it can be divided into three stages in the VHCF regime: steady rising, fast rising and fast decreasing. Finally, the characteristics of heat production and transfer were described, and the correlation between temperature and stress distribution was analyzed.

**Key words:** TC4 titanium alloys; VHCF; three point bending;  $S-N$  curve; infrared thermography technology