

DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20240731

# 基于裂纹尖端塑性区的镍基单晶高温合金低周疲劳 应力断口定量分析

刘新灵<sup>1,2,3</sup>, 邓志伟<sup>4</sup>, 田福政<sup>5</sup>, 王学云<sup>6</sup>, 李振<sup>1,2,3</sup>

(1 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2 航空材料检测与评价北京市重点实验室, 北京 100095)

(3 中国航空发动机集团材料检测与评价重点实验室, 北京 100095)

(4 南昌大学 物理与材料学院, 南昌 330031)

(5 西北工业大学 力学与土木建筑学院, 西安 710072)

(6 南昌航空大学无损检测技术教育部重点实验室, 南昌 360063)

**摘要:** 低周疲劳失效是单晶涡轮叶片榫头部位主要的失效模式, 由于实际工作载荷与设计载荷之间的差异, 疲劳失效后往往需要给出导致疲劳失效的应力, 而断口是载荷、温度的综合体现, 对断口进行定量分析反推疲劳应力, 在叶片失效分析中具有重要的工程应用价值。单晶高温合金特有的组织结构和晶体结构, 使其疲劳断裂特征不同于多晶材料, 单晶高温合金主要的疲劳断裂特征为滑移面, 而非疲劳条带。本文提出了利用裂纹尖端塑性区进行定量分析的模型与方法。单晶高温合金疲劳断口与载荷之间有一定的角度, 为复合型开裂模式, 而非 I 型开裂模式。针对单晶高温合金的开裂特点, 本文利用 DD6 单晶高温合金在 530 °C、应变比  $r=0.05$  条件下的试验数据, 分析了其不同寿命区间的滞后回线, 结果表明: 寿命在千次到万次之间, 其滞后环非常狭窄; 寿命大于万次, 其滞后环基本为直线; 表明 DD6 单晶高温合金在 530 °C, 应变比  $r=0.05$  条件下具有小屈服的特点。基于此, 针对低周疲劳断口, 研究了裂纹萌生、扩展阶段特性及其断裂特征, 建立了考虑复合型开裂和基于裂纹尖端塑性区  $r_p$  的疲劳应力断口定量分析模型。利用 3 个试样的共 12 个裂纹位置 a 处  $r_p$  进行了不同 a 处的疲劳应力断口定量分析, 分析结果表明: 疲劳萌生应力误差在 1.3 倍内、扩展第一阶段应力反推结果误差在 1.5 倍分散带内。研究结果对单晶高温合金主要以滑移面开裂 (非疲劳条带) 进行断口定量分析应力提供了模型和方法。

**关键词:** 镍基单晶高温合金; 裂纹尖端塑性区; 断口定量分析; 低周疲劳; 应力反推

中图分类号: TG??? 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2017)0?-0??-0?

收到初稿日期:

基金项目: 国家科技重大专项 (J2019-VI-0022-0138)

作者简介: 刘新灵, 女, 1973 年生, 博士, 研究员, 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095, 电话: 0086-01062496239, E-mail: liuxinling119@163.com

镍基单晶高温合金由于其优良的高温疲劳性能、持久蠕变性能成为先进航空发动机的首选材料<sup>[1-2]</sup>。单晶涡轮叶片是高速转动部件，承受机械离心力以及弯矩、热负荷和振动负荷，除了复杂交变载荷的作用，单晶涡轮叶片本身为复杂的型腔空心冷却结构，叶片典型结构特征部位（气膜孔、榫齿等）往往是叶片疲劳强度薄弱环节，疲劳开裂是单晶涡轮叶片的主要失效模式。

试验结果与文献调研表明，高压涡轮盘低循环疲劳试验，与轮盘榫槽配合的叶片榫齿的寿命很可能低于轮盘整体寿命，通常裂纹出现在叶片榫齿工作面上，因此榫齿、榫头喉部等是发动机工作状态下低循环疲劳（低周疲劳）寿命较低的位置。当转子叶片出现如颤振、共振、超温、超转等非正常情况下，叶片危险截面上的整体应力水平高于材料的屈服强度，叶片出现低周疲劳断裂失效<sup>[3-7]</sup>。

围绕着单晶高温合金低周疲劳开展的研究主要包括单晶高温合金低周疲劳断裂特征及其机理、单晶高温合金低周疲劳宏观力学等。低周疲劳损伤演变过程可分为裂纹萌生、稳定扩展和快速扩展阶段，裂纹萌生位置在试样的表面、亚表面或试样内部缺陷处<sup>[1-2, 8-9]</sup>，源区及其附近区域断面的开裂角度与试验条件相关，一般温度越高，裂纹萌生后先沿垂直于应力轴的方向扩展，后沿{111}面扩展；温度低的情况下，裂纹萌生后直接沿{111}面扩展。

目前，围绕断裂特征的研究主要是定性分析为主，即分析试验参数与断裂特征之间规律。宏观力学研究也是以正向分析为主，研究具体试验条件下的低周疲劳行为。断裂特征的定性分析可以给出失效模式和大致失效原因，但无法给出导致失效的应力。失效应力往往与设计应力不同，叶片榫齿由于与榫槽之间的摩擦状态不同，附加了设计应力之外的其它应力。单晶涡轮叶片疲劳断口是在各因素联合作用下形成的第一证据，断口源区和扩展区特征形貌反映了疲劳裂纹萌生和扩展的物理过程，利用损伤和断裂特征进行疲劳应力断口定量分析可以为给出定量的、针对性的失效原因提供技术手段。

针对单晶高温合金通过断裂特征进行定量分析给出疲劳应力的研究报道十分缺乏，而针对钢、铝合金、多晶的高温合金进行疲劳断口定量分析研究较多<sup>[10-12]</sup>，这是由于单晶高温合金疲劳断裂特征与多晶合金不同，在很大疲劳扩展区面积内以滑移面为主，有的情况下在较小区域有疲劳条带特征，有的情况整个断面都不存在疲劳条带特征，与以往主要利用疲劳条带进行断口定量分析方法不同。涡轮叶片作为航空发动机中的关键热端部件，服役过程中叶片不同位置的温度差别较大，本人选择主要失效模式为低周疲劳的叶片榫头作为研究对象，利用裂纹尖端塑性损伤研究其与试验载荷之间定量关系。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

本文实验所用材料为[001]取向的 DD6 镍基单晶高温合金试棒，其主要化学成分见表 1，通过 X 射线分析仪测定试棒生长方向偏离角度在 15° 以内。试样热处理制度采用与单晶涡轮叶片一致的热处理制度：1290 °C，1h+1300 °C，2h+ 1315 °C，4h，空冷+ 1120 °C，4h，空冷+870 °C，32h，空冷。经过热处理后合金的微观组织结构为立方状的  $\gamma + \gamma'$ ，见图 1。

表 1 DD6 单晶高温合金主要化学成分（质量分数%）

Table 1 Main Chemical Composition of DD6 Single Crystal Superalloy (wt%)

Co	Re	Nb	Mo	Cr	W	Ta	Al	Hf	C	Ni
9.2	2	0.5	2	4.3	8	7.5	5.6	0.1	0.006	Bal

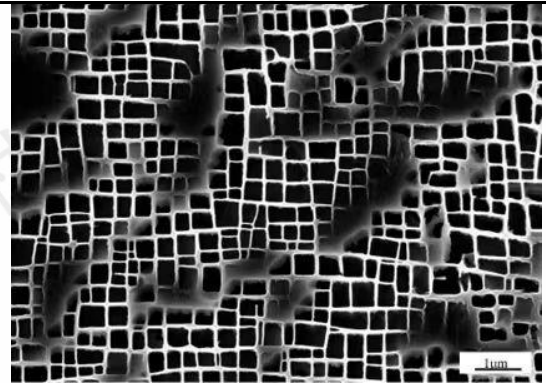


图 1 DD6 单晶高温合金热处理后的显微组织

Fig.1 Microstructure of Heat-Treated DD6 Single Crystal Superalloy

### 1.2 实验方法

#### 1.2.1 低周疲劳实验

本文研究对象为叶片榫头部位，其典型温度为 530 °C 左右，利用棒形试样开展低周疲劳试验，低周疲劳试样见图 2，试验在 MTS 疲劳试验机进行，通过电阻炉将试样加热至 530 °C。实验采用控制应变方法，应变比  $r$  为 0.05，载荷波形为三角波，1# 试样、2# 试样、3# 试样最大应变  $\epsilon_{max}$  分别为 1.799%、1.599%、1%。

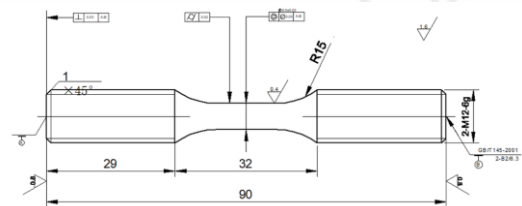


图 2 低周疲劳试样形状尺寸图

Fig.2 Diagram of the Shape and Dimensions of Low Cycle Fatigue Specimens

#### 1.2.2 EBSD 试样制备

低周疲劳试验后，利用体式显微镜（Leca）和场发射扫描电子显微镜（Gemini SEM300）对断口进行观察分析，确定疲劳裂纹源及主裂纹扩展路径。EBSD 试样制备：垂直于断面，从疲劳源区开始、并沿着主裂纹扩展路径切取断口的纵剖面试样，对纵剖面试样进行磨抛制备金相试样，要求该金相试样在光学显微镜 1000× 下观察无划痕，之后进行 8 小时的振动抛光，

制得 EBSD 分析试样。

### 1.2.3 裂纹尖端塑性区 $r_p$ 的提取

运用扫描电镜电子背散射衍射 (EBSD) 技术获取断口近表面的局部取向差。电子背散射衍射 (EBSD) 是基于材料衍射菊池花样特点, 采用逐步像素点扫描功能, 通过欧拉角、平均局部取向差 (KAM 图) 等参量表征裂纹尖端塑性区  $r_p$  的大小。

对制备的 EBSD 试样, 从源区开始, 分析距离源区不同裂纹长度  $a$  处的、断面正下方的塑性区  $r_p$ , 采用 EBSD 技术, 基于局部取向差 KAM 图对塑性区大小进行定量表征, 提取 EBSD 数据后采用 AZtecCrystal 软件对欧拉角数据文件进行处理, 获得 KAM+BC 图 (KAM, Kernel Average Misorientation, 即核心平均取向差; BC, Band Contrast, 即花样质量图), 对 KAM+BC 图中从断面开始并垂直裂纹方向进行 3 次以上线测量, 测量线宽度 25 $\mu$ m, 导出每个测量线的 Excel 文件(取向变化数据)。

## 2 结果与分析

### 2.1 低周疲劳断裂特征分析

单晶高温合金试样在低周疲劳载荷作用下发生损伤演变、开裂直至最终断裂, 通过断口可识别出疲劳裂纹萌生、稳定扩展、快速扩展或瞬断区域, 不同的开裂区域具有不同的断裂特征, 断裂特征是试样经历温度、载荷的反映和记录, 低周疲劳损伤演变过程具有阶段特性, 即裂纹萌生阶段、稳定扩展阶段及快速扩展或瞬断阶段。

观察分析低周疲劳裂纹萌生位置、开裂路径以及不同开裂阶段的断裂特征, 同时结合低周疲劳在损伤演变过程中的力学行为和失效机制, 研究不同阶段断裂特征与载荷之间定量关系, 是建立基于断裂特征的疲劳应力断口定量分析的前提。

断口统计分析表明: 530 °C、应变比  $r=0.05$ 、寿命大于 500 循环周次条件下的低周疲劳, 裂纹沿斜面扩展, 见图 3。

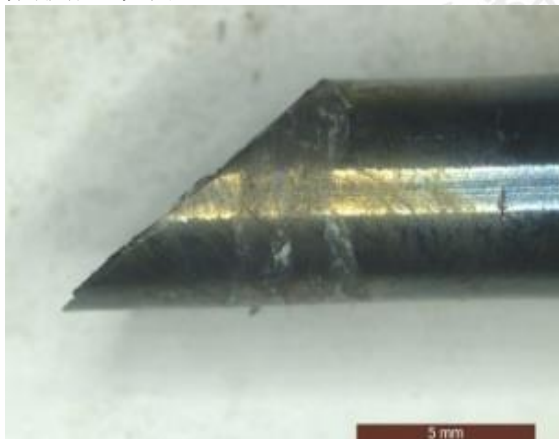


图 3 DD6 单晶合金低周疲劳断口开裂角度  
Fig.3 Fracture Angle of Low Cycle Fatigue in DD6 Single Crystal Alloy

由于 DD6 镍基单晶高温合金为面心立方结构, (111)面为密排面, 密排方向为 $\langle 110 \rangle$ 方向, 且 $\langle 110 \rangle$ 方

向为最大切应力方向, 因此裂纹更容易沿着密排面上的密排方向萌生与扩展<sup>[13-14]</sup>, 裂纹扩展面与棒形试样轴线夹角在 35° 左右。

断面的宏观形貌见图4, 裂纹萌生于表面, 源区附近的扩展区表面光滑, 有明显的放射状的扩展棱线, 之后的裂纹扩展区可见疲劳条带特征。根据低周疲劳裂纹萌生与扩展特征, 将裂纹源区为起始点, 沿着主裂纹扩展路径, 根据距离源区裂纹长度 $a$ 进行阶段划分,  $a_0=50\mu$ m作为裂纹萌生与扩展的分界; DD6单晶合金裂纹扩展第一阶段沿晶体学平面扩展, 以最早出现疲劳条带时的裂纹长度作为扩展第一阶段与扩展第二阶段分界裂纹长度 $a_1$ , 最后出现疲劳条带时裂纹长度为 $a_c$ , 则裂纹长度 $a_0$ 至 $a_1$ 之间为裂纹扩展第一阶段,  $a_1$ 至 $a_c$ 为裂纹扩展第二阶段。

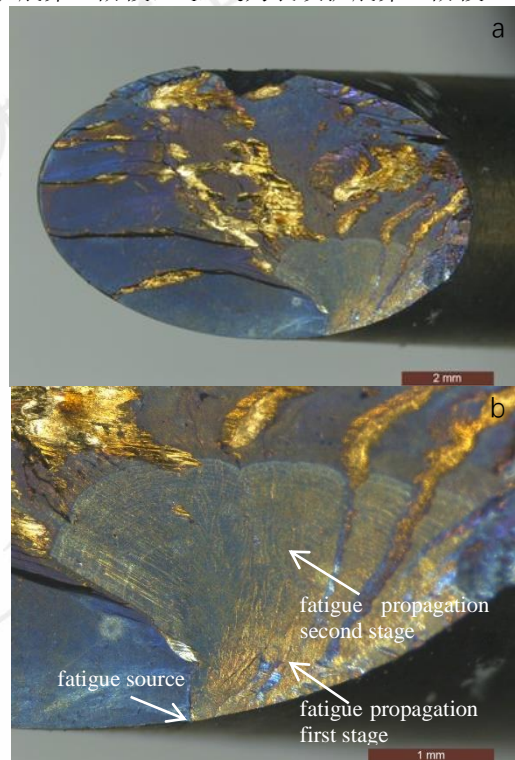


图 4 DD6 单晶合金低周疲劳断口宏观形貌  
Fig.4 Macroscopic Fracture Morphology of Low Cycle Fatigue in DD6 Single Crystal Alloy:(a), Macroscopic low magnification characteristics of fractures;(b), Macroscopic high magnification characteristics of fractures

530 °C时DD6单晶合金裂纹扩展第一阶段微观断裂特征见图5, 该阶段断口的微观组织为“三角形”和“多边形”的  $\gamma'$  相特征。由不同晶面的组织特征区别可知, 该晶面为 (111) 晶面<sup>[15]</sup>, 裂纹沿 $\{111\}$ 滑移面扩展。

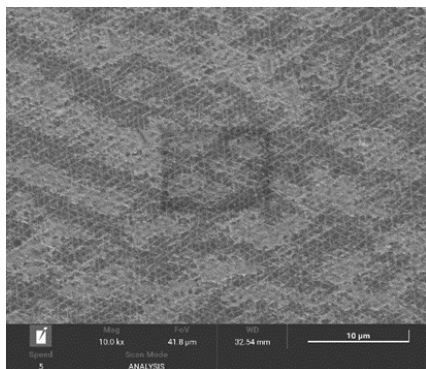


图 5 DD6 单晶合金扩展第一阶段断裂特征

Fig.5 Fracture Characteristics of the First Stage of Propagation in DD6 Single Crystal Alloy

疲劳扩展第二阶段的疲劳条带特征见图 6,从图中可看出,疲劳条带为一系列基本上相互平行的条纹,其法线方向为裂纹扩展方向。

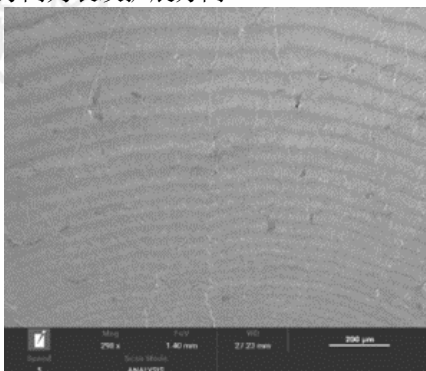


图 6 DD6 单晶合金扩展第二阶段疲劳条带特征

Fig.6 Fatigue Striation Characteristics of the Second Stage of Propagation in DD6 Single Crystal Alloy

### 2.2 低周疲劳迟滞回线

图 7 为 DD6 单晶高温合金在 530 °C,应变比  $r=0.05$  条件下,根据不同寿命长短试样实验结果监测数据得到的迟滞回线。寿命在百次量级时,迟滞回线呈现明显的环状结构,表明此时材料的塑性变形消耗能量较多;当寿命在千次至万次之间时,迟滞回线面积显著减小,这表明材料的塑性变形消耗能量减少;当寿命在万次以上时,迟滞回线几乎成一条直线。以上现象表明了 DD6 单晶高温合金的小范围屈服特性,在这种情况下,可以应用 K 准则对疲劳开裂演变过程进行表征。

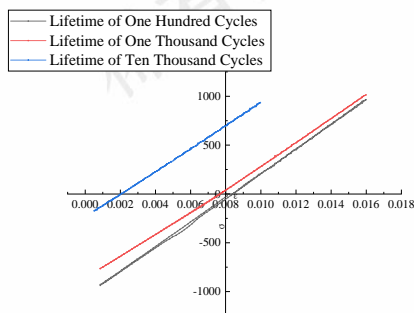


图 7 DD6 单晶合金低周疲劳不同寿命区间迟滞回线

Fig.7 Hysteresis loops of DD6 single crystal alloy under low cycle fatigue

### 2.3 疲劳断口定量分析

通过分析低周疲劳不同裂纹阶段的断裂特征可知,疲劳源区、疲劳扩展第一阶段均为滑移面特征,不存在疲劳条带,疲劳扩展第二阶段为疲劳条带特征。对存在疲劳条带的区域,可利用疲劳条带间距作为定量分析的参量,对不存在疲劳条带的区域,本文提出了用裂纹尖端塑性区  $r_p$  作为定量分析参量<sup>[16]</sup>,裂纹尖端塑性区  $r_p$  的准确、客观表征直接影响定量分析结果。基于此,本文提出了客观表征裂纹尖端塑性区  $r_p$  的方法,即采用 AZteccrystal 软件对提取欧拉角数据文件进行处理,获得 KAM+BC 图,在每个 KAM+BC 图中从裂纹断面开始并垂直裂纹方向进行 3 次以上线测量,测量线宽度 25pi,导出每个测量线的 Excel 文件(取向变化数据)后置于 Origin 中进行数据处理,首先对原始数据平滑处理,然后对平滑后的数据取一阶导数,之后对一阶导数进行平滑处理,之后对平滑后的一阶导数取二阶导数数据处理,以二阶导数首次出现正、负值变化或首次出现“0”点作为该裂纹长度处的塑性区尺寸  $r_p$ 。

在疲劳开裂过程中,裂纹尖端的周围为高应力区域,在这个小范围内,材料会发生屈服,形成一个小的塑性区。考虑到裂纹尖端区域的复杂应力状态,应用适当的屈服准则是必要的。不同的准则会导致塑性区形状的差异<sup>[17]</sup>。

530 °C 下, DD6 单晶合金裂纹扩展的特点是沿晶体学平面开裂,开裂面为与试验载荷之间呈一定角度的斜面。在 DD6 单晶合金的裂纹扩展过程中,正应力和切应力的协同作用导致裂纹沿斜面扩展,形成复合型疲劳裂纹,其裂纹形状因子用  $Y_{复合}$  表示。为确定塑性区尺寸边界,我们选用 Tresca 屈服准则。Tresca 屈服准则又称剪应力准则,首先按照 Tresca 屈服准则确定 I 型裂纹塑性区形状,见图 8。

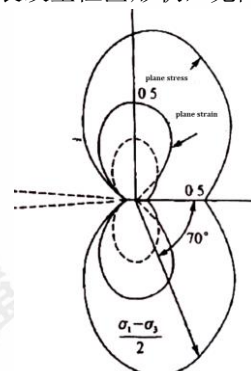


图 8 塑性区形状示意图<sup>[17]</sup>

Fig.8 Diagram of the shape of the plastic zone

#### 2.3.1 疲劳萌生应力断口定量分析

DD6 单晶高温合金裂纹萌生于试样表面或亚表面的缺陷处,利用基于平面应力状态下的塑性区边界条件方程,进行低周疲劳萌生应力的定量推导。

根据 Tresca 屈服准则,平面应力状态下,裂纹尖端塑性区的初始边界方程为:

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{2\pi\sigma_{ys}^2} \left[ \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) \right]^2 \quad (1)$$

测量不同裂纹长度处垂直断面深度方向的塑性区尺寸，则 $\theta=90^\circ$ ，裂纹在循环载荷的反复作用下，裂纹尖端循环塑性变形不断累积，致使裂纹扩展，因此循环塑性区(反向塑性区)的大小是裂纹扩展的驱动力，需考虑疲劳循环加载与卸载过程中存在的反向塑性区，将公式中的 $\sigma_{ys}$ 变为 $2\sigma_{ys}$ <sup>[18-19]</sup>，则循环载荷下裂纹尖端塑性区方程为：

$$r_p = \frac{K^2}{8\pi\sigma_{ys}^2} \left[ \frac{\sqrt{2}}{2} \left( 1 + \frac{\sqrt{2}}{2} \right) \right]^2 \quad (2)$$

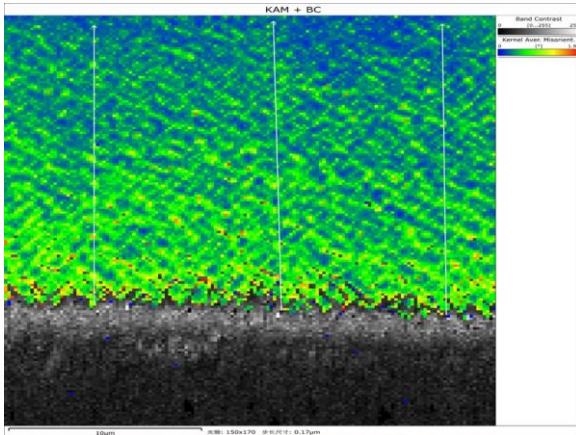
控制应变比  $r$  为 0.05 的低周疲劳，试验监测结果表明其应力比  $R < 0$ ， $K_{max} = \Delta K$ <sup>[20]</sup>，裂纹尖端塑性区  $r_p$  与应力强度因子范围  $\Delta K$  有关，进而与应力范围  $\Delta\sigma$  有关，应力强度因子范围  $\Delta K$  和应力范围  $\Delta\sigma$  表达式为：

$$\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (3)$$

对于低周疲劳标准试样，因为其断裂形式为 I、II、III 复合型开裂，根据断口开裂形式，并基于棒形试样半椭圆形裂纹模型<sup>[21]</sup>，并根据晶体学理论考虑断口的开裂角度，得到复合型开裂公式：

$$Y_{复合} = \frac{0.74(1.81 + 3.48x_1 - 2.1x_2 - 4.82x_1x_2 + 4.32x_1^2 + 1.4x_2^2)}{\sqrt{1 + 1.464\left(\frac{a}{b}\right)^{1.65}}}, \quad x_1 = a/D, x_2 = a/b \quad (4)$$

$D$  为棒形试样开裂面沿着裂纹扩展方向的直径， $a$  为裂纹扩展前沿轮廓线半椭圆的半短轴， $b$  为



裂纹扩展前沿轮廓线半椭圆的半长轴，裂纹前沿轮廓线椭圆示意图见图 9。

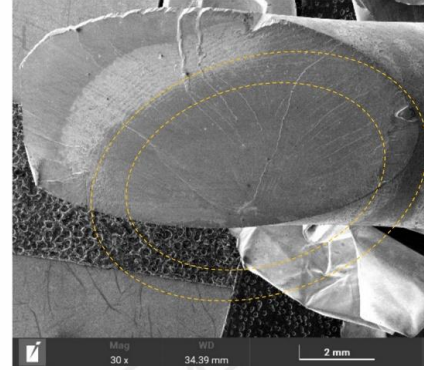


图9 裂纹前沿轮廓线椭圆示意图

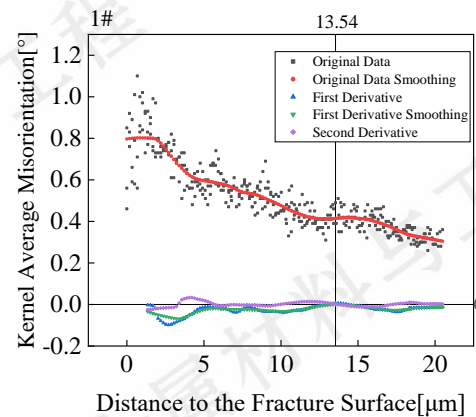
Fig.9 Outline of crack front ellipse

$Y$  复合表达式适用于棒形试样半椭圆表面裂纹，裂纹萌生于试样表面或亚表面缺陷处，开裂面与载荷之间角度 $35^\circ$ 左右。

对于复合型开裂，应力反推公式为：

$$\Delta\sigma = \sqrt{\frac{r_p}{Y_{复合}^2 a}} \times \frac{4\sigma_{ys}}{(1 + \sqrt{2}/2)} \quad (5)$$

以裂纹长度  $a=50\mu\text{m}$  左右作为萌生阶段与扩展第一阶段的分界裂纹长度，按照建立的  $r_p$  表征规范，测量距离源区  $50\mu\text{m}$  左右的塑性区尺寸  $r_p$ ，如图 10，代入式 (5) 可以预测试样的萌生应力，测试结果见表 2。



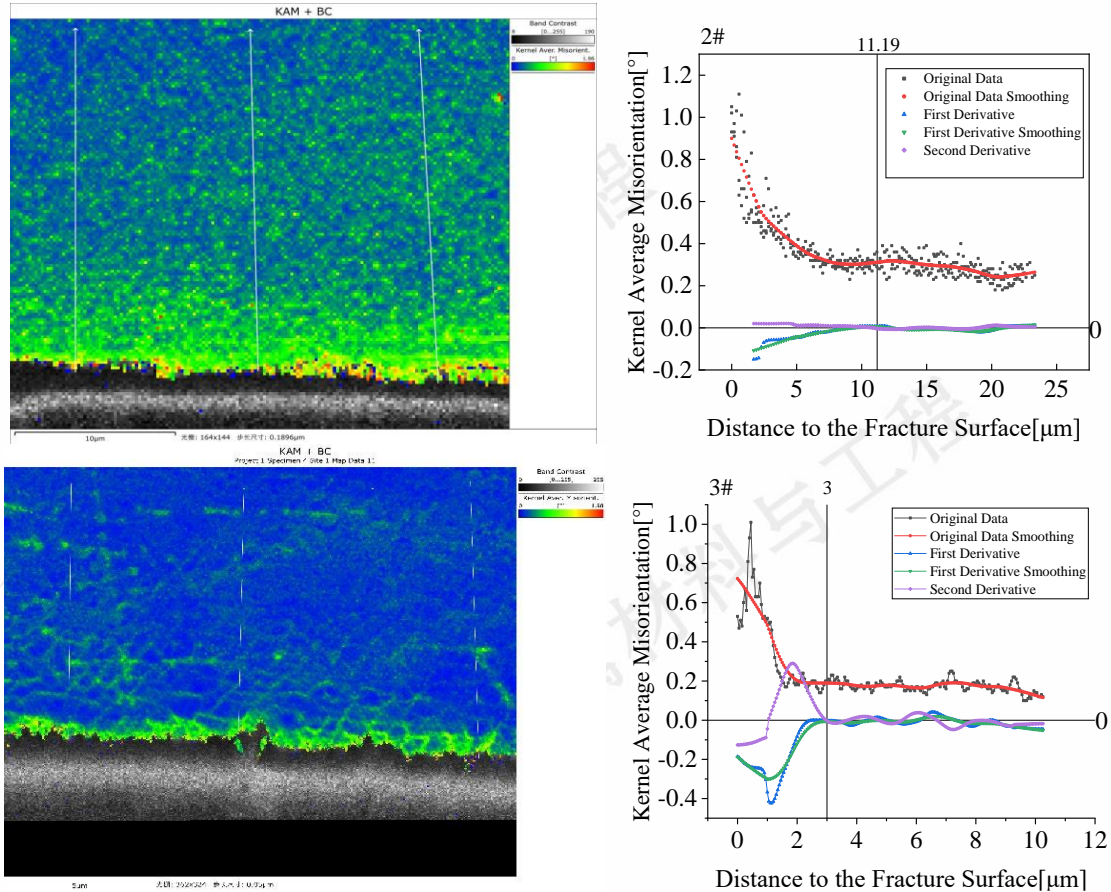


图10 不同循环周次试样的KAM图与 $r_p$ 定量表征

Fig.10 KAM Maps and  $r_p$  Quantitative Characterization of Samples with Different Cyclic Counts:(a),1;(b),2;(c),3

表2 裂纹萌生应力反推及误差结果

Table 2 Crack Initiation Stress Back-calculation and Error Results

Sampl e	Cycl e	a/ $\mu$ m	$r_p/\mu$ m	Thrust Back Stress	Test Stress	Error(Multipl e)
Numbe r	Coun t	m	m	$\Delta\sigma/MPa$	$\Delta\sigma/MPa$	e)
1#	795	50	13.5 4	1832.32	1910	1.04
2#	1508	50	11.1 9	1665.74	1783	1.07
3#	3061 6	50	3	964.24	1107	1.15

从表2可以看出, DD6单晶合金在530 °C、 $r=0.05$ 条件下, 基于裂纹尖端塑性区尺寸 $r_p$ 的萌生应力预测值与试验应力监测值比较, 误差在1.3倍内, 所建立的疲劳应力断口定量分析模型可以较好的对不同寿命范围的试样进行萌生应力预测。

### 2.3.2 疲劳扩展应力断口定量分析

低周疲劳裂纹扩展第一阶段断口表面呈滑移面特征, 裂纹面与试验载荷方向之间存在35°左右的夹角, 裂纹在试样内部扩展, 因此扩展第一阶段

内属于平面应变状态。在低周疲劳循环载荷加载下, 依据Tresca屈服准则, 平面应变状态下的裂纹尖端塑性区原始边界方程为:

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{2\pi\sigma_{ys}^2} \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[ (1-2\nu) + \sin \frac{\theta}{2} \right]^2 \quad (6)$$

由于垂直于断口表面取样, 测量断口表面深度方向的塑性区尺寸大小, 则取 $\theta = 90^\circ$ 。在低周疲劳循环载荷的作用下, 需对塑性区模型行修正, 将式中的 $\sigma_{ys}$ 变为 $2\sigma_{ys}$ , 化简后得到:

$$r_p = \frac{K^2}{16\pi\sigma_{ys}^2} \left( 1-2\nu + \frac{\sqrt{2}}{2} \right)^2 \quad (7)$$

应力比 $R < 0$ 时, 应力强度因子 $K_{max} = \Delta K$ , 则对于复合型开裂, 应力范围与 $r_p$ 的关系式为:

$$\Delta\sigma = \sqrt{\frac{r_p}{Y_{复合}^2 a}} \times \frac{4\sigma_{ys}}{(1-2\nu + \sqrt{2}/2)} \quad (8)$$

$\nu$ 为泊松比, 常数, 无量纲, 根据《某型航空发动机设计用材料力学性能手册》<sup>[22]</sup>, 25 °C至1100 °C之间[001]取向的DD6单晶合金不同温度下的泊松比, 拟合得出530 °C时 $\nu=0.363$ 。

在待分析试样裂纹长度 $a_0$ 至 $a_1$ 之间取不同裂纹长度 $a$ , 进行EBSD测试, 获取该裂纹长度处的塑性区尺寸,  $Y_{复合}$ 按照公式(4)进行计算, 将具

体裂纹长度 a 处的  $r_p$ 、 $Y_{复合}$  以及该温度下的材料参数  $\nu$ 、 $\sigma_{ys}$  带入公式 (8)，进行扩展第一阶段应力预测，结果见表 3。

表3 裂纹扩展第一阶段应力反推及误差结果  
Table 3 First-Stage Crack Propagation Stress Back-calculation and Error Results

Sampl e Numb er	Cycl e Coun t	a/ $\mu$ m	$r_p$ / $\mu$ m	Thrust Back Stress $\Delta\sigma$ /MPa	Test Stress $\Delta\sigma$ /MPa	Error(Multiple)
1#	795	200	12.60	1766.151	1910	1.08
		300	14.60	1548.367	1910	1.23
		400	15.20	1363.429	1910	1.40
2#	1508	200	8.80	1453.642	1783	1.22
		300	12.60	1414.522	1783	1.26
		400	12.80	1220.765	1783	1.46
3#	30616	200	10.51	1225.139	1107	1.11
		300	11.04	1010.220	1107	1.10
		400	13.05	936.524	1107	1.18

扩展第一阶段应力预测模型，可以较好的对裂纹长度  $a_0$  至  $a_1$  之间的扩展应力进行预测。得到的不同裂纹长度处的扩展应力预测值与试验应力监测值相比较，误差在 1.5 倍内，该方法对于循环周次越高的试样，预测效果越好，但随着裂纹长度的增加，误差也有增大的趋势。

### 3 结论

(1) 在 530 °C、应变比  $r=0.05$  条件下，DD6 单晶高温合金的滞后回线在不同寿命区间表现不同：寿命在千次到万次之间，滞后环非常狭窄；寿命大于万次时，滞后环基本为直线。这表明该合金在寿命达到千次时具有小范围屈服的特点。

(2) 建立了考虑复合型开裂并基于裂纹尖端塑性区 ( $r_p$ ) 的疲劳应力断口定量分析模型，应力比  $R < 0$ 、复合型开裂的情况，萌生应力断口定量分

析模型： $\Delta\sigma = \sqrt{\frac{r_p}{Y_{复合}^2 a}} \times \frac{4\sigma_{ys}}{(1 + \sqrt{2}/2)}$ ；扩展应力断

口定量分析模型：

$$\Delta\sigma = \sqrt{\frac{r_p}{Y_{复合}^2 a}} \times \frac{4\sigma_{ys}}{(1 - 2\nu + \sqrt{2}/2)}$$

(3) 对 530 °C、应变比  $r=0.05$  条件下的 DD6 单晶合金棒形试样进行裂纹萌生、扩展应力预测，萌生应力的预测误差在 1.3 倍分散带内；扩展第一阶段应力反推结果的误差在 1.5 倍分散带内。

### 参考文献 References

- [1] Li Jiarong (李嘉荣), Xie Hongji(谢洪吉), Han Mei(韩梅), Liu Shizhong(刘世忠). *Acta Metall Sin(金属学报)*[J],2019,55(9):1195.
- [2] Zhang Jingang(张金刚), Chen Xing(陈星), Li Zhen(李振), Tian Fuzheng(田福政), Liu Xinling(刘新灵). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J],2023,52(6):1985.
- [3] Tao Chunhu(陶春虎), Zhong Peidao(钟培道), Wang Renzhi(王仁智). *Failure Analysis and Prevention for Rotor in Aero-Engine(航空发动机转动部件的失效与预防)*[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2000.
- [4] Cao Gang(曹刚), Zhang Xuhui(张旭辉), Xu Tao(徐涛), et al. *Hot Working Technology(热加工工艺)*[J],2017,46(22):48.
- [5] Shi Zhenxue(史振学), Hu Yingtao(胡颖涛), Liu Shizhong(刘世忠). *Materials For Mechanical Engineering(机械工程材料)*[J],2021,45(3):16.
- [6] Luo Hongyun(骆红云), Chen Qiwu(陈其武), Liu Jie(刘洁). *Journal of Changchun University of Technology(长春工业大学学报)*[J],2022,43(Z1):324.
- [7] Zhang Bin, Wang Rongqiao, Liu Haiyan, et al. *Engineering Fracture Mechanics* [J],2023,281.
- [8] Huang Xiaoguang(黄小光), Wang Zhiqiang(王志强), Zhang Dainhao(张典豪), et al. *Journal of Ship Mechanics(船舶力学)*[J],2022,26(03):391.
- [9] Li Zhenwei(李振威), Wen Zhixun(温志勋), Wang ping(王平), et al. *Failure Analysis and Prevention(失效分析与预防)*[J],2023,1:001.
- [10] Wang Xin(王欣), Chen Xing(陈星), Hu Rengao(胡仁高), et al. *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J],2020,48(06):156.
- [11] Hou Xueqin(侯学勤), Fan Jinjuan(范金娟), Wang Zhanbin(王占彬). *Journal of Iron and Steel Research International(钢铁研究学报)* [J],2011,23(S2):470.

- [12] Liu Xinling(刘新灵),Zhang Zheng(张峥),Tao Chunhu(陶春虎).*Fatigue Fractography Quantitative Analysis*(疲劳断口定量分析)[M].Beijing:National Defense Industry Press,2010.
- [13] Hu Chunyan(胡春燕),Liu Xinling(刘新灵),Tao Chunhu(陶春虎).*Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J],2014,9(04):224.
- [14] Hou Naixian, Yu Qingming, Wen Zhixun, et al. *European Journal of Mechanics / A Solids*[J],2009,29(4):611.
- [15] Shi Zhenxue(史振学), Liu Shizhong(刘世忠), Zhao Jinqian(赵金乾), Wang Xiaoguang(王效光), Li Jiarong(李嘉荣).*Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J],2021,64(1/2):51.
- [16] Yang Lihong(杨丽红),Wu Linzhi(吴林志),Qu Jia(曲嘉).*Journal of Harbin Engineering University*(哈尔滨工程大学学报)[J],2011,32(11):1434.
- [17] Li Zhengneng(酆正能).*Yingyong Duanlie Lixue*(应用断裂力学)[M]. Beijing:Beihang University Press,2012.
- [18] Guo Ping(郭萍),Zhao Yongqing(赵永庆),Hong Quan(洪权),et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2014,43(006).
- [19] Ma Yingjie(马英杰),Liu Jianrong(刘建荣),Lei Jiafeng(雷家峰),et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J],2009,19(10):1789.
- [20] Wu Xueren(吴学仁). *Handbook of Mechanical Properties of Aircraft Structural Metals Vol.2 Damage Tolerance*(飞机结构金属材料力学性能手册第2卷损伤容限)[M]. Beijing:Aviation Industry Press,1996:122.
- [21] Chinese Aeronautical Establishment(中国航空研究院).*Stress Intensity Factors Handbook*(应力强度因子手册)[M]. Beijing:Science Press,1993.
- [22] Cheng Ronghui(程荣辉).*Mouxing Hangkong Fadongji Sheji Yong Cailiao Lixue Xingneng Shouce*(某型航空发动机设计用材料力学性能手册)[M].Beijing:Aviation Industry Press,2019.



---

# Quantitative Analysis of Low Cycle Fatigue Fracture Stress in Nickel-Based Single Crystal Superalloys based on crack tip plastic zone

Liu Xinling<sup>1,2,3</sup>, Deng Zhiwei<sup>4</sup>, Tian Fuzheng<sup>5</sup>, Wang Xueyun<sup>6</sup>, Li zhen<sup>1,2,3</sup>

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. Beijing Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation, Beijing 100095, China)

(3. Key Laboratory of Aeronautical Material Testing and Evaluation Aero Engine Corporation of China, Beijing 100095, China)

(4. Nanchang University Physics and Materials, Nanchang 100095, China)

(5. Northwestern Polytechnical University Faculty of Mechanics and Civil Engineering, Xian 710072, China)

(6. Key Laboratory of Nondestructive Testing of the Ministry of Education, Nanchang Hangkong University, Nanchang 360063, China)

**Abstract:** Low cycle fatigue failure is the main failure mode of tenon part of single crystal turbine blades. Due to the difference between the actual working load and the design load, the stress leading to fatigue failure often needs to be given after fatigue failure, and the fracture is a comprehensive reflection of load and temperature. Quantitative analysis of the fracture and inverse fatigue stress have important engineering application value in blade failure analysis. The unique microstructure and crystal structure of single superalloy make its fatigue fracture characteristics different from those of polycrystalline materials. The main fatigue fracture characteristics of single crystal superalloy are slip plane rather than fatigue band. A model and method for quantitative analysis of crack tip plastic zone are presented in this paper. There is a certain Angle between fatigue fracture and load of single superalloy, which is a composite cracking mode rather than a type I cracking mode. According to the cracking characteristics of single superalloy, in this paper, using the test data of DD6 single-crystal high-temperature alloy under the condition of 530 °C and strain ratio  $r=0.05$ , the hysteresis return line of its different life intervals is analyzed, and the results show that: the life span is between one thousand and ten thousand times, and its hysteresis loop is very narrow; the life span is greater than ten thousand times, and its hysteresis loop is basically a straight line; it shows that DD6 single-crystal high-temperature alloy under the conditions of 530 °C and strain ratio  $r=0.05$  has the small yielding characteristics. Based on this, for the low-week fatigue fracture, the characteristics of crack initiation and extension stage and its fracture characteristics were studied, and a quantitative analysis model of fatigue stress fracture was established by considering the composite cracking and based on  $r_p$  in the plastic zone at the crack tip, use a total of 12 crack locations a for 3 specimens, the quantitative analysis of fatigue stress fractures at different a locations is carried out, and the analysis results show that the error of fatigue initiation stress was within 1.3 times, and that of inverse extrapolation result of the first stage of extension was within 1.5 times of the dispersion band. The results provide models and methods for quantitative fracture analysis of stresses in single-crystal high-temperature alloys mainly by slip-surface cracking (non-fatigue strips).

**Key words:** Nickel-based single crystal superalloy; Crack tip plastic zone; Quantitative analysis of fracture; Low cycle fatigue; Stress reversal

---

Corresponding author: Liu Xinling, Ph. D., Professor, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China, Tel: 0086-01062496239, E-mail: liuxinling119@163.com