

基于断口分析的钛合金轮内部缺陷损伤容限

吴英龙^{1,2}, 宣海军², 单晓明³, 郭小军³, 刘宗晖³

(1. 浙江大学 航空航天学院, 杭州 310027;

2. 浙江大学 能源工程学院 高速旋转机械工程研究中心, 杭州 310027;

3. 中国航空发动机集团有限公司 湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002)

摘 要: 为进行某轮损伤容限设计,开展了裂纹扩展断口分析和仿真分析研究。由断口分析可知:疲劳源为一处内部自然缺陷;依据疲劳辉纹确定了裂纹扩展速率;在裂纹长度为 2 mm 附近,裂纹扩展速率明显增大,为第一、第二加载阶段转换区域;裂纹稳定扩展区裂纹长度与裂纹扩展速率呈双对数线性关系;应用列表梯度法和 Paris 公式法反推了第二加载阶段的疲劳寿命,与该阶段实际循环次数的最大误差是 16.3%。裂纹稳定扩展阶段裂纹扩展仿真值与断口反推值吻合;非稳定扩展阶段仿真值与断口反推值的最大误差为 -21.5%;基于以上研究,合理确定了某离心轮内部裂纹表面扩展停机检测周期。该类轮非稳定、失稳扩展阶段寿命占内部裂纹表面扩展阶段寿命的比例达 24.8%~35.7%,因此准确计算具有重要意义。

关 键 词: 损伤容限; 内部缺陷; 钛合金轮; 断口分析; 裂纹扩展

中图分类号: V231.95

文献标志码: A

Damage tolerance of titanium alloy wheel with internal defects based on fracture analysis

WU Yinglong^{1,2}, XUAN Haijun², SHAN Xiaoming³,
GUO Xiaojun³, LIU Zonghui³

(1. School of Aeronautics and Astronautics,

Zhejiang University, Hangzhou 310027, China;

2. High-speed Rotating Machinery Laboratory,

College of Energy Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China;

3. Hunan Powerplant Research Institute,

Aero Engine Corporation of China, Zhuzhou Hunan 412002, China)

Abstract: In order to carry out the damage tolerance design of wheel, the crack propagation characteristics were studied by fractographic restrostimation and crack propagation simulation analysis. The crack growth rate was determined according to the fatigue striation. Close to crack length of 2 mm, the crack growth rate increased significantly, acting as the transition region of the first and second loading stages; in the stable crack growth zone, crack length had a bilinear logarithmic relationship with the crack growth rate; the list gradient method and Paris formula method were used to reversely calculate the fatigue life, and

收稿日期: 2019-09-30

基金项目: 民机专项研究项目(MJ-2014-D-19)

作者简介: 吴英龙(1984—),男,工程师,博士,主要从事疲劳可靠性、损伤容限研究。

通讯作者: 宣海军(1977—),男,研究员,博士,主要从事高速旋转机械强度、振动冲击响应。E-mail: marine@zju.edu.cn

引用格式: 吴英龙,宣海军,单晓明,等. 基于断口分析的钛合金轮内部缺陷损伤容限[J]. 航空动力学报,2020,35(2):358-367. WU Yinglong, XUAN Haijun, SHAN Xiaoming, et al. Damage tolerance of titanium alloy wheel with internal defects based on fracture analysis[J]. Journal of Aerospace Power, 2020, 35(2): 358-367.

the fatigue life was 16.3% higher than the cycles of the second loading stage. The simulated values of crack growth in the stable stage of crack propagation coincided with the values of fracture inversion, but the simulated values in the unstable stage were less than the values of fracture inversion, and the error was -21.5%. Based on the above research, a reasonable table for a centrifugal wheel was determined. The life of wheels in unstable stage accounted for 24.8%—35.7% of the life of internal crack surface growth stage, so accurate calculation was of great significance.

Key words: damage tolerance; internal defects; titanium alloy wheel; fracture analysis; crack propagation

钛合金具有比强度高、耐腐蚀性好和综合性能优越等特点,在航空领域得到广泛应用。但钛合金中常见有合金元素的偏析、夹杂物、铸造组织的残留和锻造裂纹等缺陷。对于无初始缺陷的构件而言,大约有 80% 的疲劳寿命消耗在疲劳裂纹萌生阶段;对于存在初始缺陷的构件而言,缺陷处性质差且应力集中,易产生微小裂纹,成为疲劳源,大幅缩减疲劳寿命,严重威胁航空发动机的安全可靠^[1]。苏城(Sioux City)空难^[2]即为钛合金风扇盘内孔壁表层下的硬 α 夹杂萌生疲劳裂纹,并最终导致疲劳破裂引发非包容事故。

因此,为了既确保构件安全可靠,又能充分利用其固有的实际寿命,发动机零构件的设计准则由传统的静强度设计概念转变为损伤容限设计概念。损伤容限设计是指假定构件中存在着裂纹,用断裂力学分析、疲劳裂纹扩展分析和试验验证,确定这些裂纹的扩展速度以及结构的剩余强度,保证在定期检查肯定能发现裂纹之前,裂纹不会扩展到足以引起破坏。其中,依据无损伤能力、使用经验等假定其初始尺寸。损伤容限设计要结合无损探伤技术和疲劳理论,提供结构的检验期限。美国适航条例^[3](FAR33)及中国适航条例^[4](CCAR-33-R2)都规定了“对关键旋转零件的设计进行损伤容限评定。西南研究院(Southwest Research Institute)与通用电气飞机发动机、普惠、霍尼韦尔及罗罗公司联合研究了材料或缺陷行为的描述,且进行了建模,进行了旋转坑和试样试验对材料内部的硬 α 缺陷的疲劳行为进行研究,并针对钛合金压气机盘硬 α 缺陷所引起的疲劳裂纹问题提出了名为 DARWIN(design assessment of reliability with inspection)的部件分区风险分析方法^[5-8]。国内也对钛合金进行了结构损伤容限设计可行性论证^[9-11]。浙江大学与中国航空发动机集团有限公司湖南动力机械研究所合作开展了人工预置硬 α 夹杂钛合金轮裂纹扩展及损

伤容限研究工作^[12]。江有为采用损伤容限设计方法,通过裂纹扩展仿真计算和低循环疲劳试验,研究某涡轮中心孔、偏心孔部位表面预制裂纹的扩展过程^[13]。

钛合金轮盘结构复杂,高速旋转疲劳试验环境苛刻、周期长、耗资大,疲劳裂纹起裂位置未知,内部缺陷性质差异大,内部裂纹到达表面后的循环次数所占比例小。这使得疲劳裂纹扩展理论分析困难,现有的动测方法和停机检查方法不易记录到裂纹内部扩展过程、表面扩展过程,裂纹扩展仿真分析未得到充分验证。断口真实地记录了材料在载荷与环境作用下断裂前的不可逆变形,以及裂纹萌生和扩展直至断裂的全过程。断口分析考虑了实际载荷谱中的载荷顺序效应,开辟了一个了解断裂类型、断裂过程等特征的途径,并能节约研究经费、缩短分析周期,因而,成为研究钛合金轮盘裂纹扩展特性的最佳方法。陶春虎等指出裂纹扩展的中前阶段,由断口所测的微观裂纹扩展速率与宏观裂纹扩展速率基本相同,但在中后阶段,由断口所测的微观裂纹扩展速率与宏观裂纹扩展速率,有时甚至可相差一半^[14]。张卫芳等指出,对零件承受旋转弯曲等简单应力状态,瞬断面积与疲劳应力间有定量关系^[15]。

本文拟通过断口分析,开展含内部自然缺陷钛合金模拟盘(1#PW)的裂纹扩展特性研究,为定寿件确定定检周期以及改进设计,为在役构件损伤检测与评估、剩余寿命确定,提供理论和技术基础。

1 内部缺陷裂纹扩展试验设计

通过试样单轴拉伸试验、低循环疲劳试验,及疲劳裂纹扩展试验,北京航空航天大学获得了轮材料性能,如表 1 所示。表中 ρ 、 E 、 ν 、 σ_b 、 σ_s 、 δ 、 A 、 K_{th} 、 K_{IC} 分别为材料的密度、弹性模量、泊松比、极限强度、屈服强度、伸长率、截面收缩率、裂纹扩

展门槛值和平面应变断裂韧性。应力比 $R = -1$ 、 $\sigma_a = 360$ MPa 时,疲劳寿命 N 大于 10^6 循环; $R = 0.05$ 、应力强度因子变化范围 ΔK_I 在 $500 \sim 1800$ MPa $\sqrt{\text{mm}}$ 时,裂纹扩展速率 da/dN 满足 Paris 模型: $da/dN = 9.78 \times 10^{-14} (\Delta K_I)^{3.281}$ 。

表 1 某钛合金常温下材料参数

Table 1 Material parameters of a titanium alloy at room temperature

参数	数值
$\rho/(\text{kg}/\text{m}^3)$	4450
E/GPa	113
ν	0.3
σ_b/MPa	930
σ_s/MPa	827
$\delta/\%$	16.9
$A/\%$	47
$K_{th}/(\text{MPa} \sqrt{\text{mm}})$	179.9
$K_{Ic}/(\text{MPa} \sqrt{\text{mm}})$	2020

在高速旋转试验器、常温条件下进行 1#PW 盘交变旋转转速下疲劳试验(图 1)。试验共有以下两阶段:

- 1) 第一阶段 上限转速 $n_1 = 39\,115$ r/min、下限转速 $n_c = 1\,500$ r/min,共 17 000 循环。第 4 000、7 000、12 000、17 000 循环时进行停机检查,未见裂纹在表面扩展,水浸超声检测未见异常。
- 2) 第二阶段 上限转速提高至 $n_2 = 43\,027$ r/min。5 536 循环后,该轮发生破裂。

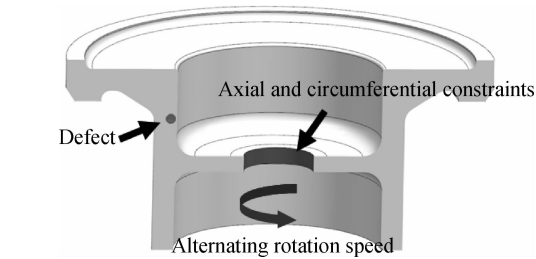


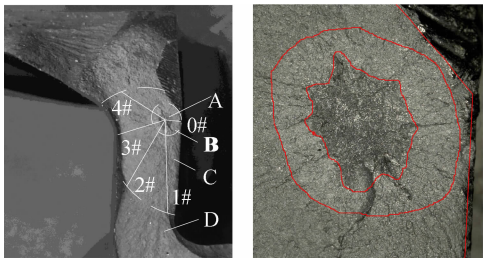
图 1 加载示意图
Fig. 1 Loading diagram

2 断口分析

图 2 为该轮断口照片。由有限元分析可知,区域 A 处周向应力 σ_θ 为最大主应力,其他方向应力较小,可近似为单轴应力状态,该裂纹为张开型

裂纹(I 型), $\Delta K \approx \Delta K_I$;第一、二加载阶段, σ_θ 分别为 374、452 MPa,远小于其屈服强度,且该应力下材料的疲劳寿命远大于 10^7 循环,因此,初步判断该处为自然内部缺陷。

本节使用放大镜、金相显微镜、能谱分析、扫描电镜分析等对断口表面的宏观形貌和微观结构特征进行直接观察和定性分析;在疲劳断口定性分析的基础上,定量摄取特征量,开展疲劳断口定量反推工作;进而获得疲劳断裂深层次的原因和确定疲劳裂纹扩展规律。



(a) 断口全貌 (b) 区域 A、区域 B 全貌

图 2 断口照片

Fig. 2 Fracture photo

2.1 宏观断口形貌分析

利用宏观观察判定断裂的性质、起始位置和裂纹扩展路径等。由图 2 可知,该钛合金盘的断口齐平、光滑,没有明显的塑性变形,具有宏观放射棱线、疲劳台阶等特征,为典型的疲劳断口。根据断口颜色、表面粗糙情况等宏观特征将断口分为以下 4 个区域:

- 1) 区域 A,颜色较暗,呈不规则椭圆状,其中心距该轮上表面 22.6 mm,距内表面 3.0 mm;有密集的小刻面特征。
- 2) 区域 B 颜色较浅,在区域 A 外,呈较规则椭圆状,其边界接近与该轮内壁相切;断面平坦,放射棱线清晰,小刻面特征比较明显。表现为解理断裂模式。放射状条纹与其相邻的条纹之间存在着脆性解理台阶。放射状条纹的收敛处和人字条纹的上部均指向区域 A,区域 A 为疲劳源区。
- 3) 区域 C 颜色较区域 B 略深,下半部分完整,径向方向贯穿轮壁;上半部分疲劳断面因碰撞而丢失;断面平坦,放射棱线清晰,小刻面特征少。由于疲劳裂纹不断地改变着局部扩展方向,在断口上形成二次台阶,疲劳台阶与疲劳弧线垂直,呈辐射状。
- 4) 区域 D 断口表面为暗灰粗糙的纤维状。区域 C、D 的边界为疲劳断口边界。

扩展过程中,裂纹由内部椭圆裂纹逐渐变为表面半椭圆裂纹、1/4 椭圆裂纹、贯穿裂纹,裂纹形式发生了较大的变化。

2.2 微观结构特征分析

通过金相显微镜、能谱分析和扫描电镜对断口进行微观观察及细致研究,分析断裂原因和断裂机制。

2.2.1 微观结构特征定性分析

将断口沿区域 A 的中心位置切开,并观察切口不同部位的显微组织形貌。区域 A 和区域 C 均为 $\alpha+\beta$ 等轴组织,无明显区别。 α 相的体积分数约为 80%,平均直径约为 $18\mu\text{m}$,呈球形、椭圆、橄榄形、棒锤形。

能谱分析显示区域 A 的碳质量分数达到了 4.69%,远超正常值,形成了硬偏析。微观上,钛的化合物硬度远比基体高,硬度的显著差异引起变形不协调,导致局部应力的提高,使疲劳裂纹易于在夹杂处萌生,形成裂纹源。宏观上,氧、碳的偏析能使钛合金强度、硬度大幅提高,但塑性、断裂韧度以及抗蠕变性能急剧下降,导致材料脆化。脆性较大能促使裂纹形成与发展。

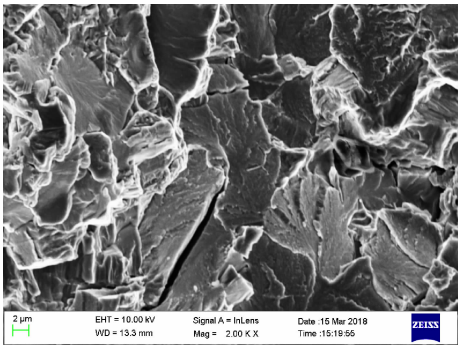
对该轮盘疲劳断口上 5 条路径(见图 2 中 0#~4#)进行扫描电镜(SEM)分析,图 3 为 1# 路径代表性位置的 SEM 照片。定义区域 A 中心至观察位置的距离为裂纹长度 a ,令至区域 A 边界的裂纹长度为 a_1 ;至区域 B 边界的裂纹长度为 a_2 ;至区域 C 边界的裂纹长度为 a_3 。另外,令 $a\text{-}da/dN$ 双对数曲线发生突变时的裂纹长度为 a'_1 ;区域 C 疲劳纹消失时的裂纹长度为 a'_2 ,见文中第 2.2 节。则典型位置处的 a 如表 2 所示。其中,在 0# 路径上,区域 B 边界到达轮心内壁,提前结束;在 3# 路径上,区域 C 贯穿该轮($a=9.72\text{ mm}$),提前结束。

由表 2 及图 3 可知:

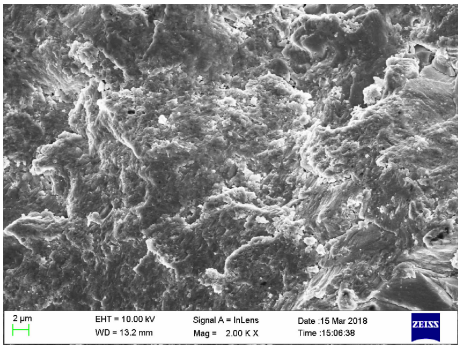
1) 区域 A 主要处于裂纹萌生区、短裂纹区、短裂纹向长裂纹过渡区。该区域裂纹扩展的条带特征不明显,局部有较浅、较细的疲劳辉纹,其方向变化大,呈多源开裂特征;出现有密集河流花样的脆性解理台阶;在解理台阶附近的断裂表面,还可观察到垂直于主裂纹扩展方向的二次裂纹,表明裂纹以较快速率扩展;部分区域存在大量微小颗粒,说明性质极脆,如图 3(a)~图 3(b)所示。

2) 区域 B 处于裂纹稳定发展区。该区域可见清晰、细密、方向一致的疲劳辉纹,同时易见二

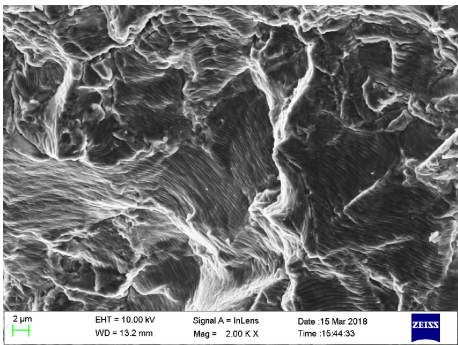
次裂纹;这些条纹沿着局部裂纹扩展方向向外凸并且与局部裂纹扩展方向垂直;由于材料内部晶粒取向、晶界等微观组织的差异,裂纹扩展平面发生转移,从而出现不同区域的疲劳辉纹有时出现在高度不等、方向相异的平面上,平面之间往往呈



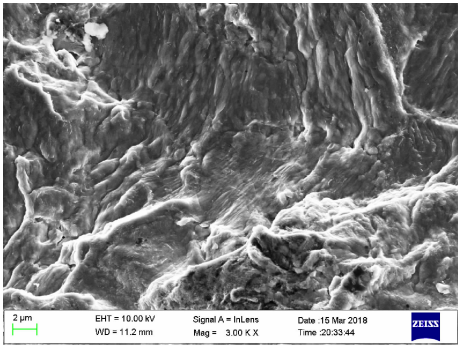
(a) $a=0.2\text{ mm}$ ($\times 2000$)



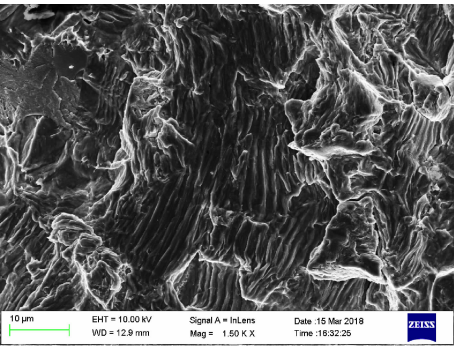
(b) $a=0.7\text{ mm}$ ($\times 2000$)



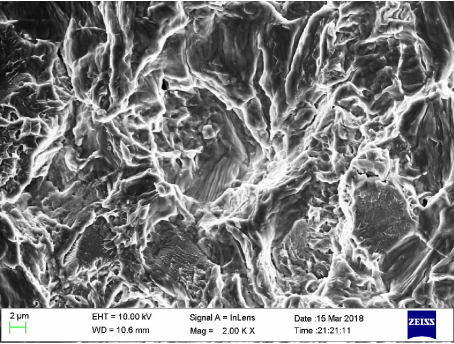
(c) $a=1.6\text{ mm}$ ($\times 2000$)



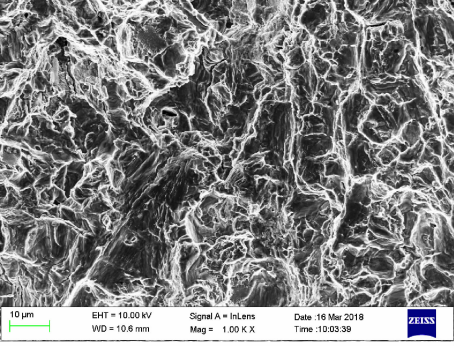
(d) $a=2\text{ mm}$ ($\times 3000$)



(e) $a=4.1\text{ mm}(\times 1500)$



(f) $a=11.7\text{ mm}(\times 2000)$



(g) $a=15.7\text{ mm}(\times 1000)$

图 3 1# 路径扫描电镜照片
Fig. 3 SEM photo of 1# path

表 2 典型位置处裂纹长度

Table 2 Crack length at typical locations mm

裂纹 长度	观察路径编号				
	0 #	1 #	2 #	3 #	4 #
a_1	1. 2	1. 13	1. 26	1. 31	1. 2
a'_1		2. 2	2	2. 2	
a_2	2. 78	2. 54	2. 35	2. 36	2. 78
a'_2		5. 7	5. 6	5	
a_3		14. 5	13. 2		

现撕裂状态; $a=2\text{ mm}$ 处,出现了粗、细条纹同时存在的情形,见图 3(c)~图 3(d)所示。

3) 区域 C 处于裂纹稳定发展及快速发展区。裂纹稳定扩展区疲劳辉纹清晰、较粗,其方向较为一致,易见二次裂纹;随着裂纹的扩展,疲劳辉纹间距越来越大,出现一个疲劳辉纹内存在多条细纹,如图 3(e)所示。快速扩展区(图 3(f)),裂纹尖端塑性区尺寸远大于晶粒直径,此时裂纹扩展类似静态加载时的裂纹扩展,形成显微空洞聚集方式的韧窝形貌,出现准解理、解理和沿晶开裂的形貌特征;可以观察到明显的二次裂纹特征,其断口与拉伸断口形貌类似。

4) 区域 D 处在瞬断阶段。该区域内微观形貌存在大量较深的韧窝并在断口上大面积网状相连,具有典型的穿晶断裂特征,断裂机制为韧性断裂,如图 3(g)所示。

2. 2. 2 微观结构特征定量反推原理与方法

微观疲劳断口定量反推以疲劳微观断口形貌特征为研究对象,提取特征参量,根据经验公式或拟合公式建立 a 与特征参量之间的关系,进而获得裂纹扩展特性等相关信息。

小裂纹扩展阶段,裂纹扩展受到微观组织结构(晶界、二相颗粒、杂质等)、材料滑移特性、裂尖塑性区尺寸以及应力大小等因素的强烈影响;裂纹在低于 ΔK_{th} 下扩展。对于本轮,缺陷的尺寸远大于小裂纹的尺寸。缺陷的性质、大小和形状等特征参数对该轮的疲劳裂纹扩展特性影响很大,且不易获知;同时,损伤容限设计是在假定构件中存在着初始尺寸裂纹的前提下分析和验证结构的裂纹扩展特性。因此,本文不深入讨论区域 A 的裂纹扩展特性。随着应力强度因子增大,裂纹尖端塑性区跨越若干晶粒,微观结构的影响减弱或消失。

在长裂纹稳定扩展阶段,疲劳裂纹在大于 ΔK_{th} 条件下扩展,疲劳裂纹扩展受应力状态控制, ΔK 成为裂纹扩展的控制变量,裂纹扩展受裂纹尖端合金材料微观组织和环境等因素影响较小,裂纹断口上会形成疲劳辉纹。疲劳辉纹形成机理是当应力处于最小时裂纹前端闭合,随着应力增加,裂纹前沿由于应力集中逐渐达到最大应力致使裂纹向前扩展,并使裂纹钝化,随着应力消失(卸荷)裂纹又重新闭合锐化,如此重复,裂纹不断向前推进。通常认为,每一条疲劳辉纹对应一次载荷循环。因此,可依据断口疲劳辉纹宽度计算 da/dN ,使用 Paris 公式等来预测裂纹扩展,研究结构的疲劳寿命、疲劳应力。从而将断口分析所获得的微观信息经断裂力学的处理与结构的宏

观力学行为联系起来。文献[14]指出利用疲劳辉纹宽度反推疲劳应力的误差在 15% 以下。定量反推疲劳循环次数主要采用以下两种方式:

1) 列表梯形法

采用式(1)列表梯形法对断面疲劳裂纹所经历的扩展寿命进行定量分析计算。

$$N_p = \Sigma(a_n - a_{n-1}) \bigg/ \left[\frac{\frac{da_n}{dN_n} + \frac{da_{n-1}}{dN_{n-1}}}{2} \right] \quad (1)$$

2) Paris 公式法

裂纹稳定扩展阶段, da/dN 满足 Paris 关系

$$\frac{da}{dN} = C_0 (\Delta K)^{n_0} \quad (2)$$

其中 C_0 和 n_0 为与材料有关的常数,可由试验测定; $\Delta K = F \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi a}$, F 为修正系数, $\Delta \sigma$ 为应力幅。将 ΔK 代入上式并对数化,可得式(3)。由该式可知 a 与 da/dN 呈双对数线性关系。

$$\lg(da/dN) = \lg C' + \frac{n_0}{2} \lg a \quad (3)$$

其中 $C' = C_0 \cdot (F \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi})^{n_0}$ 。对式(3)进行积分,可得累积循环次数 N_p 与 a 的关系

$$N_p = \frac{2}{(2 - n_0)C'} \left[a_c^{1-\frac{n_0}{2}} - a_0^{1-\frac{n_0}{2}} \right] \quad (4)$$

列表梯形法使用线性方式计算区间疲劳循环数 ΔN 并累计,即 a 与 da/dN 不呈双对数线性关系,因此,会带来误差。当 da/dN 变化大或观察区间较大时,误差会增大。同时,一些区域不易观察到疲劳辉纹,如区域 A 中心、小裂纹阶段、区域 C 后期,不能用式(1)定量反推疲劳循环次数。

该轮材料的在裂纹稳定扩展阶段满足 Paris 公式,且其裂纹扩展试验的应力比与材料裂纹扩展试验的一致,因此,式(2)~式(4)适用于分析裂纹稳定扩展阶段钛合金轮裂纹扩展特性。考虑到钛合金轮结构、应力及裂纹形状的复杂性,常数 C 和 n 通过利用断口分析获得 a - da/dN 双对数曲线、使用最小二乘法线性拟合该曲线的方式获得。由式(4)可获得累积疲劳循环数 N 。Paris 公式法反应了裂纹扩展呈双对数线性的特点;同时,通过线性外推方式,该式可近似计算裂纹非稳定扩展阶段等不易观察到疲劳辉纹区域的循环次数。

2.2.3 钛合金轮微观结构特征定量反推

依据文中第 2.2.2 节微观结构特征定量反推原理与方法,由断口分析获得了 4 条路径 a - da/dN 关系曲线,如图 4 所示。 $a = 2 \text{ mm}$ 附近,各条 a - da/dN 曲线出现较大转折,转折前曲线平缓,接

近转折点时曲线出现略微下降,转折点后曲线呈线性上升趋势。转折点附近 da/dN 增大 2 倍左右。

基于断口反推 a - da/dN 关系曲线,采用列表梯形法和 Paris 公式法计算区域 B、区域 C 疲劳辉纹区的裂纹扩展寿命;采用 Paris 公式法线性外推方式估算区域 C 无疲劳辉纹区的裂纹扩展寿命。

由式(2)可知,当裂纹稳定扩展阶段应力发生突变时,有

$$\frac{(da/dN)_2}{(da/dN)_1} = \left(\frac{\Delta \sigma_2}{\Delta \sigma_1} \right)^n = \left(\frac{n_2 - n_c}{n_1 - n_c} \right)^{2n} = 1.22^n \quad (5)$$

式中参数 n 由 Paris 公式法线性拟合图 4 所得, $n = 1.50 \sim 2.36$ 。因此,转速突变造成 da/dN 突然增大 1.35~1.60 倍,与 a - da/dN 关系曲线在 $a = 2 \text{ mm}$ 附近的转速突变接近。因此, a - da/dN 关系曲线突变主要由载荷加载突变导致。结合前文断口宏微观结构特征, a - da/dN 曲线发生突变前,裂纹扩展经历了裂纹扩展速率较快的缺陷区(第一加载阶段)、裂纹扩展速率略微下降的正常材料区(第一加载阶段)、裂纹扩展速率明显增大的正常材料区(第二加载阶段)。

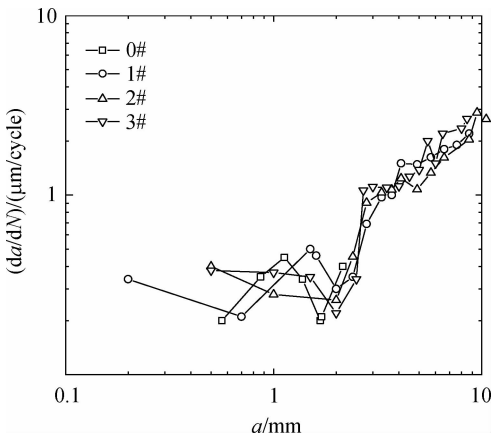


图 4 断口反推 a - da/dN 曲线

Fig. 4 Fracture reverse curve of a - da/dN

表 3 为各条路径的断口反推裂纹扩展寿命。图 5 为区域 C 内各路径 N - a 曲线。由图 5 和表 3 可知, a - da/dN 突变至区域 C 边界,1# 路径的断口反推裂纹扩展寿命与第二加载阶段总循环次数的最大误差 Δ 是 16.3%;2#、3# 路径的断口反推裂纹扩展寿命与第二加载阶段总循环次数的误差在 $\pm 2\%$ 以内。由于 1# 路径无疲劳辉纹区域相对较长、Paris 公式外推法会导致计算循环数增加,1# 路径断口反推的误差较大;3# 路径裂纹提前贯

穿轮体,但贯穿时接近破裂,因此,断口反推总循环次数略小于试验循环数。断口反推结果与第一加载阶段结束时未发现裂纹扩展至表面相符合。

表 3 断口反推裂纹扩展寿命

Table 3 Crack propagation life estimated by fracture reverse method			
累计区间	裂纹扩展寿命/循环		
	1#	2#	3#
$a'_1 \sim a_2$	697	787	571
$a_2 \sim a'_2$	2 793	2 505	2 715
$a'_2 \sim a_3$	2 949	2 176	2 222
$a'_1 \sim a_3$	6 439	5 468	5 508
$\Delta/\%$	16.3	-1.2	-0.5

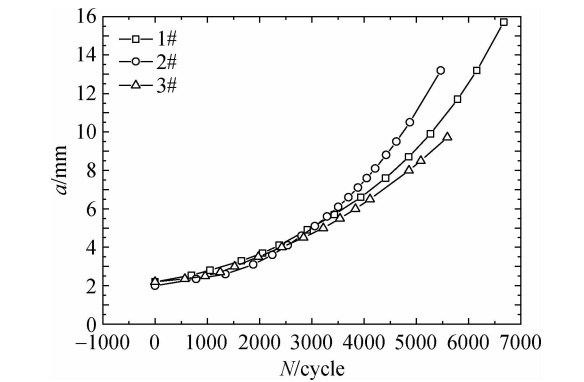


图 5 第二加载阶段 N-a 曲线
Fig. 5 N-a curve in the second loading stages

3 裂纹扩展特性仿真分析

3.1 区域 C 裂纹扩展特性仿真分析

通过断口分析,获得了该轮裂纹扩展的部分特性。为充分利用这部分特性,了解更全面的裂纹扩展特性,并应用于后续钛合金轮裂纹扩展特性的预测,开展裂纹扩展特性仿真分析。同时,考虑到区域 C 内边界规则,该区域处在第二加载阶段、非缺陷区,以区域 C 的内边界为初始裂纹,采用文中第 1 节的裂纹扩展模型及载荷工况,使用三维裂纹扩展仿真分析软件 Franc 3D^[16-17]开展钛合金轮疲劳裂纹扩展特性仿真分析,分析结果如图 6 所示。通过区域 C 裂纹扩展特性仿真和断口分析的对比,可知

1) 当 $\Delta K_I < 1800$ 时, $a-\Delta K_I$ 呈对数线性关系,各条路径的 ΔK_I 接近;此时, $a-da/dN$ 仿真值

也呈双对数线性关系;裂纹扩展速率 da/dN 、区间寿命 N 的仿真值和试验值接近。

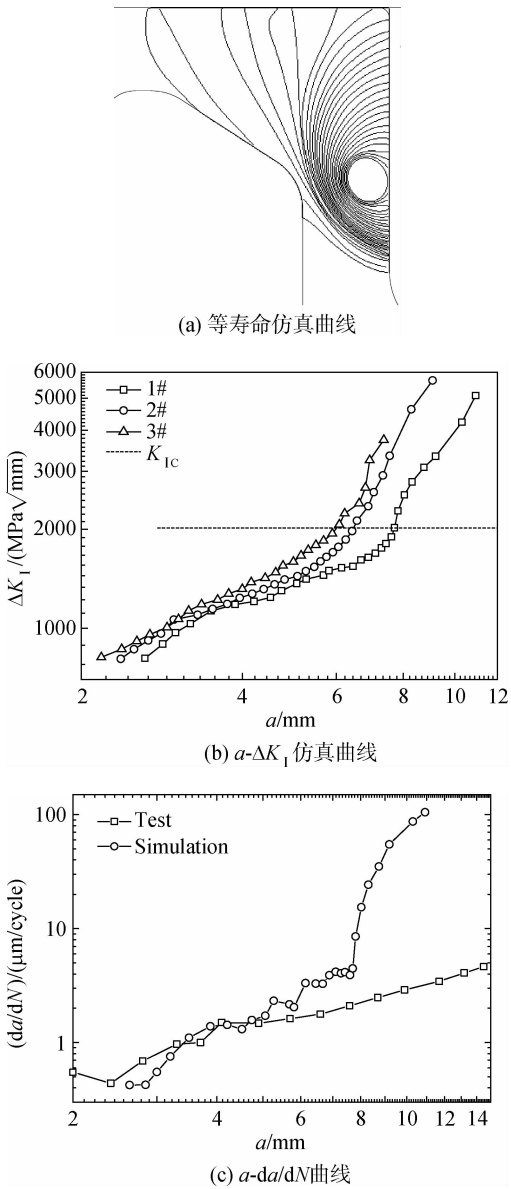


图 6 第二加载阶段 1# 路径裂纹扩展仿真特性曲线
Fig. 6 Crack propagation characteristic curve of path 1# in the second loading stage by simulation

2) 当 $\Delta K_I \geq 1800$ 时,裂纹前沿跨过轮心角部 A,裂纹进入非稳定扩展阶段, ΔK_I 仿真值出现突变,并快速超过 K_{IC} ,各路径相互逐渐偏离;此时, da/dN 仿真值急剧增大,裂纹扩展速率 da/dN 、第二加载阶段累积寿命 N 的仿真值远大于线性外推值。计算终止时,仿真寿命为 4 334 次,与第二加载阶段循环数的误差为 -21.5%。因此,实际循环次数介于裂纹扩展寿命试验值和仿真值之间。不同于标准疲劳试验,在 $\Delta K_I > K_{IC}$ 的情况下,轮盘仍经历了较多次数的疲劳循环,1#路径疲劳裂纹扩展长度达 7 mm 以上。

3.2 裂纹扩展特性仿真分析应用

某一相同材料离心轮(1#LI),存在一内部缺陷。一定疲劳循环后,超声无损检测显示该缺陷处裂纹明显增大。为停机检测到内部裂纹表面扩展过程,以该缺陷为疲劳源开展裂纹扩展仿真分析,确定停机检测周期。由仿真分析可知,裂纹扩展至表面后的疲劳循环次数约为 2 399 循环,如图 7 所示。因此,将下台停机检测周期设为 1 500 循环。20 000 循环后,荧光检测未发现裂纹扩展至表面;21 500 循环后,发现了发现裂纹扩展至 E 位置。进一步,仿真分析预计经 240 循环后裂纹扩展至 F 位置,实际经 200 循环后裂纹扩展至 F 位置。

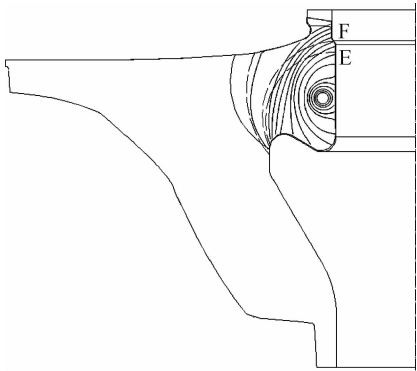


图 7 某离心轮裂纹扩展特性

Fig. 7 Crack propagation characteristic of a centrifugal wheel

4 讨 论

由于发动机结构复杂,工程上常以表面是否存在一定尺寸的裂纹来识别疲劳破坏风险。一般情况,低循环疲劳非稳定、失稳扩展寿命(N_d)占总疲劳寿命(N)的比例较小,计算 N 时常忽略 N_d ,由此形成的误差较小。对于存在含内部缺陷

的结构,缺陷处裂纹扩展至表面时裂纹往往处于非稳定、失稳扩展阶段。此时, da/dN 较大,裂纹表面扩展寿命小。综合 1#PW、2#PW、3#PW 及 1#LI(2#PW、3#PW 与 1#PW 具有相同结构、不同内部缺陷,记为 PW 轮)断口分析、仿真分析及表面扩展实测数据可得内部裂纹各阶段扩展寿命分布情况,如表 4 所示。由该表可知,虽然内部裂纹表面扩展阶段寿命(N_b)占 N 的比例较小(5.4%~17.9%),但 PW 轮的 N_d 占 N_b 的比例达 24.8%~35.7%;令到达可检部位 E 面后内部裂纹表面扩展寿命为 N_k ,则 1#LI 轮的 N_d 可达 N_k 的 324.7%。因此,准确计算 N_d 与 N_k 具有重要意义。而 N_d 与 N_k 的计算极大地受裂纹扩展断裂判据、裂纹扩展特性等影响。

表 4 内部裂纹各阶段寿命分布
Table 4 Life distribution of internal cracks in different stages

参数	1#PW	2#PW	3#PW	1#LI
$N/\text{循环}$	22 536	5 339	14 378	21 789
$N_b/\text{循环}$	4 036	500	778	1 789
$N_d/\text{循环}$	996	170	278	289
$N_k/\text{循环}$				89
$(N_b/N)/\%$	17.9	9.4	5.4	8.2
$(N_d/N_b)/\%$	24.8	34.0	35.7	16.2
$(N_d/N_k)/\%$				324.7

在断裂力学的研究中,当裂纹尖端塑性区尺寸小于裂纹初始长度的 1/10 时,断裂问题归结为小范围屈服问题。对于该问题,可使用线弹性断裂力学开展裂纹扩展与断裂分析, $K_I \geq K_{IC}$ 可作为裂纹断裂判据。将断口疲劳区作为初始裂纹,由线弹性、静态仿真分析可得钛合金轮疲劳破裂时裂纹前缘的应力强度因子,如图 8 所示。由该图可知,瞬断时,裂纹前沿的应力强度因子 K_I 的平均值达到了 $4\,200\text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$,远大于 K_{IC} 。同时,由图 6(c)可知,裂纹稳定扩展阶段裂纹扩展速率断口反推值与仿真值吻合的较好;裂纹快速扩展阶段其相差很大。因此,由经典线弹性、静态方式获得的应力强度因子不能用于钛合金轮裂纹非稳定、失稳扩展阶段。

TC4(特)塑性好。弹塑性仿真分析显示,1#PW 盘断裂时裂纹前缘的塑性区达 10~15

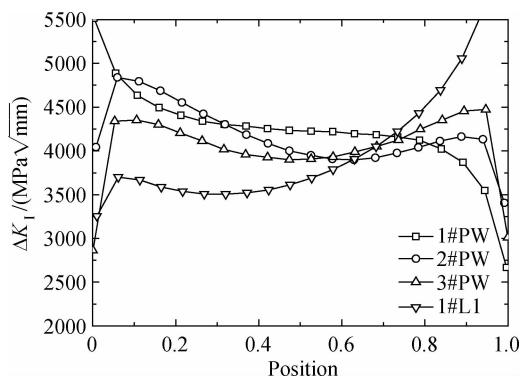


图8 断裂时裂纹前缘应力强度因子

Fig. 8 Stress intensity factor at the crack front during fracture

mm, 接近于裂纹/试样的尺寸, 出现了明显的宏观塑性变形。非稳定、失稳阶段, 钛合金轮处于小变形大范围屈服、大变形大范围屈服状态。

钛合金轮转速线性的从最低转速增加到最高转速, 耗时 62.5 s。一次循环中, 相对于裂纹长度, 裂纹长度变化量 Δa 可忽略不计。假定裂纹扩展一直处于线弹性、静态状态, 则有应力 σ 与加载时间 t 的平方成正比; K_I 与载荷 F 、应力 σ_1 呈线性关系。因而 $K_I = C''(t - t_1)^2 + K_{I0}$, 其中, t_1 为裂纹起裂的时间, K_{I0} 为最低转速时的应力强度因子, C'' 为常数。若一加载就开裂, 1#PW 轮破裂时裂纹前缘的平均应力强度因子的变化速率 $\frac{dK_I}{dt} = 4.1 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}/\text{s}$ 。实际, 由于裂纹前缘存在大范围塑性区, 裂纹前缘需较长时间才能需克服残余压应力起裂。因此, 应力强度因子的变化速率很可能远超过 $4.1 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}/\text{s}$ 。同时, 3#PW 轮、1#LI 轮内部裂纹表面长度测量数据显示, 快速扩展阶段内部裂纹表面扩展速率达到了 20~200 mm/循环, 裂纹前缘的应变率达到了 0.05 s^{-1} ; 在较低速率冲击下, TC4 动态断裂韧性比静态断裂韧性高(动态增韧), 且随加载速率增大而明显增大^[18]。

但按 GBT 4161-2007 进行 K_{Ic} 的测量时, 需要满足裂纹尖端塑性区尺寸比裂纹尺寸、试样厚度和裂纹前沿韧带尺寸要足够小; 根据试验记录的线性部分规定的偏离来确定 2% 最大表观裂纹扩展量所对应的力, K_{Ic} 根据这个力计算; 试验的应力强度因子变化速率 $\frac{dK_I}{dt} = 0.5 - 3 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}/\text{s}$, 即静态加载。

因此, K_I 没考虑裂纹尖端附近塑性性区的影响,

K_{Ic} 是小变形小范围屈服、静态条件下的材料性能, 线弹性断裂力学是不适用于钛合金轮非稳定扩展阶段、失稳扩展阶段, $K_I = K_{Ic}$ 也不能作为断裂判据。钛合金轮损伤容限设计需找到能够定量地确定裂纹开裂、扩展、断裂的“驱动力”, 建立适用的裂纹扩展规律及断裂准则和判据。对于小变形大范围屈服问题, 可以通过 J 积分理论等建立弹塑性断裂准则并开展裂纹扩展分析; 对于大变形大范围屈服问题, 塑性非线性远超过裂纹非线性, 需要开展大变形性能试验及大变形弹塑性分析; 对于动态问题, 则需要进一步掌握钛合金轮裂纹扩展的动态特征, 并设计专门的动态断裂韧性试样试验, 判断或者获取裂纹起始扩展时间, 获取载荷变化情况以及确定 J 积分等。

5 结 论

通过断口宏微观形貌特征分析及裂纹扩展仿真分析, 得出了以下结论:

1) 疲劳源为一处内部自然缺陷, 其金相组织无异常, 但碳含量远高于正常值, 形成硬偏析。

2) 依据断口疲劳辉纹获得了裂纹稳定扩展区的裂纹扩展速率, 并在 $a = 2 \text{ mm}$ 附近发现各路径的 da/dN 明显增大, 为第一、第二加载阶段转换区域; 裂纹稳定扩展区 a 与 da/dN 呈双对数线性关系; 应用列表梯度法和 Paris 公式法反推了第二加载阶段的疲劳寿命为 6 439 循环, 与第二加载阶段实际循环次数的最大误差是 16.3%。误差主要由 Paris 公式法外推引入。

3) 裂纹稳定扩展阶段, 裂纹扩展速率及区间疲劳寿命的仿真值与试验值吻合较好; 裂纹非稳定扩展阶段, 仿真值不断小于线性外推值, 计算终止时疲劳寿命仿真值与第二加载阶段实际循环次数的误差为 -21.5%, 仍具有较高精度。

4) 基于以上研究, 通过某离心轮的裂纹扩展试验, 验证了仿真分析能为确定内部裂纹表面扩展停机检测周期提供合理参考。

5) 内部裂纹表面扩展阶段寿命 (N_b) 占总寿命的比例较小 (5.4%~17.9%), 但 PW 轮非稳定、失稳扩展寿命 (N_d) 占 N_b 比例达 24.8%~35.7%, 1#LI 轮的 N_d 可达裂纹到达可检部位 E 面后的表面扩展寿命 (N_k) 的 324.7%。准确计算 N_d 与 N_k 具有重要意义。非稳定扩展阶段、失稳扩展阶段, $K_I = K_{Ic}$ 不能作为断裂判据。

参考文献:

[1] 张利军, 何春艳, 薛祥义, 等. 钛合金冶金缺陷实例分析

[J]. 理化检验-物理分册, 2013, 49(12): 819-822.

ZHANG Lijun, He Chunyan, XUE Xiangyi, et al. Cases analysis on titanium alloy metallurgical defect[J]. Physical Testing and Chemical Analysis: Part A Physical Testing, 2013, 49(12): 819-822. (in Chinese)

[2] National Transportation Safety Board. Aircraft accident report-United Airlines Flight 232 McDonnell Douglas DC-10-10 Sioux Gateway Airport[R]. National Transportation Safety Board, NTSB/AAR-SO/06, 1990.

[3] U. S. Federal Aviation Administration. Airworthiness standards: aircraft engines: FAR33[S]. New York: Federal Aviation Administration, 2009: 9-11.

[4] 中国民用航空局. 航空发动机适航规定: CCAR-33-R2[S]. 北京: 中国民用航空局, 2011: 34-35.

[5] U. S. Department of Defense, Joint services specification guide engines, aircraft, turbine: JSSG-2007A [S]. New York: Department of Defense, 2004: 248-249.

[6] LEVENRANT G R, MCCLUNG R C, WU Y T, et al. Turbine rotor material design[R]. Federal Aviation Administration, Department of Transportation, DOT/FAA/AR-00/64, 2000.

[7] MCCLUNG R C, LEVENRANT G R, ENRIGHT M P, et al. Turbine rotor material design, Phase II [R]. Federal Aviation Administration, Department of Transportation, DOT/FAA/AR-07/13, 2008.

[8] MOGILEVSKAYA S G, CROUCH S L, BALLARINIR, et al. Interaction between a crack and a circular inhomogeneity with interface stiffness and tension[J]. International Journal of Fracture, 2009, 159(2): 191-207.

[9] 张纪奎, 酃正能, 邱志平, 等. 钛合金结构损伤容限设计可行性研究[J]. 航空学报, 2009, 30(4): 763-767.

ZHANG Jikui, LI Zhengneng, QIU Zhiping, et al. Feasibility study on damage tolerance design of titanium alloys [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2009, 30(4): 763-767. (in Chinese)

[10] 张国栋, 于慧臣, 何玉怀, 等. 损伤力学方法在材料低周疲劳试验中的应用研究[J]. 航空动力学报, 2007, 22(9): 1544-1549.

ZHANG Guodong, YU Huichen, HE Yuhuai, et al. Application research of damage dynamics for low cycle fatigue test[J]. Journal of Aerospace Power, 2007, 22(9): 1544-1549. (in Chinese)

[11] 吕志阳, 熊峻江, 马少俊, 等. 4 种典型航空钛合金材料高温裂纹扩展性能对比试验[J]. 航空动力学报, 2017, 32(11): 2713-2720.

LÜ Zhiyang, XIONG Junjiang, MA Shaojun, et al. Comparative experiment of high-temperature crack propagative behaviors for four kinds of typical titanium alloys[J]. Journal of Aerospace Power, 2017, 32(11): 2713-2720. (in Chinese)

[12] 邹煜申. 含硬 α 夹杂钛合金轮盘疲劳裂纹扩展特性研究[D]. 杭州: 浙江大学, 2018.

ZOU Yushen. Research on fatigue crack growth characteristic of titanium disk with interior hard α [D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2018. (in Chinese)

[13] 江有为. 某 GH4169 涡轮盘裂纹扩展研究[D]. 杭州: 浙江大学, 2016.

JIANG Youwei. Fatigue crack growth research of a GH4169 power turbine disc[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2016. (in Chinese)

[14] 陶春虎, 习年生, 张卫方, 等. 断口反推疲劳应力的新进展[J]. 航空材料学报, 2000, 30(3): 158-163.

TAO Chunhu, XI Niansheng, ZHANG Weifang, et al. Recent development of fractographic restrostimationon determining fatigue stress[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2000, 30(3): 158-163. (in Chinese)

[15] 张卫方, 陶春虎, 习年生, 等. 断口反推疲劳应力及其在叶片断裂分析中的应用[J]. 材料工程, 2003(1): 38-41.

ZHANG Weifang, TAO Chunhu, XI Niansheng, et al. Fractography retroestimating fatigue stress and its application on blade fracture analysis in engineering[J]. Journal of Materials Engineering, 2003(1): 38-41. (in Chinese)

[16] 张智轩, 石多奇, 杨晓光. 含销钉孔边裂纹的某压气机轮盘裂纹扩展分析[J]. 航空动力学报, 2016, 31(3): 567-574.

ZHANG Zhixuan, SHI Duoqi, YANG Xiaoguang. Analysis of crack propagation for a compressor disk with cracks on pin holes[J]. Journal of Aerospace Power, 2016, 31(3): 567-574. (in Chinese)

[17] DAS P S. Three-dimensional structural evaluation of a gas turbine engine rotor [R]. Düsseldorf, Germany: ASME Turbo Expo, 2014.

[18] 刘睿. 钛合金动态断裂韧性测试方法及断裂行为的研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2010.

LIU Rui. Study on the dynamic fracture toughness test method and fracture behavior of titanium alloys[D]. Beijing: General Research Institute of Nonferrous Metals, 2010. (in Chinese)

(编辑: 王碧琚)