

含天然与人工内部缺陷轮盘裂纹扩展特性对比分析^{*}

吴英龙^{1,2}, 宣海军², 郭小军³, 单晓明³, 刘建新³

- (1. 浙江大学 航空航天学院, 浙江 杭州 310027;
2. 浙江大学 能源工程学院, 浙江 杭州 310027;
3. 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002)

摘要: 为达到应用人工内部缺陷获得轮盘裂纹扩展特性, 开展了含天然与人工内部缺陷轮盘高速旋转低周疲劳裂纹扩展对比试验, 并通过无损检测分析、断口分析研究了裂纹扩展特性的差异, 提出了含人工缺陷轮盘损伤容限分析思路。无损检测更易识别人工内部缺陷的特征及其变化; 人工缺陷区呈碎裂状, 有大量的晶间断裂, 与天然缺陷区有明显差异; 非缺陷区两者无明显差异。天然与人工缺陷区的裂纹扩展速率分别为 $0.2\sim 0.4\mu\text{m}/\text{次}$ 、 $0.6\sim 1.2\mu\text{m}/\text{次}$, 均远大于基体材料理论值; 1#盘加载突变区外断口反推寿命与第二加载阶段循环数的最大误差是12%; 2#盘缺陷区外断口反推寿命占总循环数的44.9%~51.9%。基于人工缺陷区定义初始裂纹, 排除人工与天然缺陷差异的影响, 可获得轮盘裂纹扩展特性。

关键词: 钛合金; 离心叶轮; 裂纹扩展; 人工缺陷; 内部缺陷

中图分类号: V231.95 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4055 (2021) 03-0657-09

DOI: 10.13675/j.cnki. tjjs. 190753

Crack Propagation Comparison of Disks with Natural or Preset Inclusion

WU Ying-long^{1,2}, XUAN Hai-jun², GUO Xiao-jun³, SHAN Xiao-ming³, LIU Jian-xin³

- (1. School of Aeronautics and Astronautics, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China;
2. College of Energy Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China;
3. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, China)

Abstract: In order to obtain the crack growth characteristics of disk with artificial internal defects, the low-cycle fatigue crack propagation experiments under high-speed rotating condition were carried out on the disks with natural or artificial defect. Through the non-destructive testing analysis and fracture analysis, the difference of crack growth characteristics was studied, and the idea of damage tolerance analysis of disc with artificial defects is proposed. Nondestructive testing is easier to identify the artificial internal defects' characteristics and its changes. The artificial defect area is fragmented, and has a lot of brittle intergranular, it is obviously different from the natural defect area, but there is no significant difference in the non-defect area. The crack growth rates in the natural and artificial defect areas are $0.2\sim 0.4\mu\text{m}/\text{cycle}$ and $0.6\sim 1.2\mu\text{m}/\text{cycle}$, respectively, which are much higher than the theoretical value of the matrix material. The maximum error between the reverse life of the fracture outside the load mutation area of disc 1 and the cycle number in the second loading stage is 12%. The re-

^{*} 收稿日期: 2019-10-29; 修订日期: 2020-02-27。

基金项目: 民机专项研究项目 (MJ-2014-D-19)。

作者简介: 吴英龙, 博士, 研究领域为损伤容限分析。E-mail: 342749974@qq.com

通讯作者: 单晓明, 博士, 研究员, 研究领域为航空发动机适航。E-mail: dawnshan@qq.com

引用格式: 吴英龙, 宣海军, 郭小军, 等. 含天然与人工内部缺陷轮盘裂纹扩展特性对比分析[J]. 推进技术, 2021, 42(3): 657-665. (WU Ying-long, XUAN Hai-jun, GUO Xiao-jun, et al. Crack Propagation Comparison of Disks with Natural or Preset Inclusion[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2021, 42(3): 657-665.)

verse life of the fracture outside the defect area of disc 2 accounts for 44.9%~51.9% of the total cycle number. Based on the artificial defect area, the initial crack of disk is defined to eliminate the influence of the difference between artificial and natural defects, so that the crack propagation characteristics of disk can be obtained by using artificial defects.

Key words: Titanium alloy; Centrifugal impeller; Crack propagation; Pre-set defect; Internal inclusion

1 引言

疲劳断裂是发动机轮盘结构最常见的失效机制之一,其对缺陷或不连续区域十分敏感。钛合金在冶金、铸造、锻造等过程中易引入硬 α 缺陷。这类硬 α 缺陷熔点高、硬度高、质地脆,通常含有微裂纹和微孔洞^[1],易成为疲劳源,大幅缩减疲劳寿命,严重威胁航空发动机的安全可靠^[2]。发生于1989年7月19日的苏城(Sioux City)空难^[3]即为钛合金风扇盘内孔壁表层下的硬 α 缺陷萌生疲劳裂纹,并最终导致风扇盘疲劳断裂引发的非包容事故。因此,研究含内部缺陷轮盘的裂纹扩展特性、开展相应的损伤容限评估具有重要意义。中国适航条例^[4](CCAR-33-R2)/美国适航条例^[5](FAR33)明确规定发动机轮盘进行适当的损伤容限评估。不同于天然内部缺陷,人工内部缺陷能通过合理的制作和预置恰好具有一定的特征,如缺陷位于轮盘关键位置,缺陷与基体的材料性质差异大,缺陷尺寸小等。这使得轮盘能在关键位置处起裂破裂;缺陷无损检出率高;能缩短轮盘裂纹萌生寿命,节约试验成本和时间;在损伤容限分析中能定义尺寸更小的初始裂纹,从而覆盖尺寸更小的天然缺陷;有利于合理的安排无损检测工作,记录裂纹扩展过程的完整信息。因此,有必要对含人工内部缺陷轮盘的裂纹扩展特性进行深入研究。

目前,许多国内外学者对钛合金疲劳损伤容限评估做了大量研究。Serrano-Munoz等^[6]制作了含表面或内部人工缺陷的试样,及包含自然缺陷的试样,通过S-N曲线对比研究,发现内部人工缺陷不会导致疲劳寿命降低。Clark等^[7-8]对存在冶金缺陷的Ti-6Al-4V钛合金进行疲劳断裂分析,对含有硬 α 缺陷的试样进行疲劳试验,证明硬 α 的存在会缩减疲劳寿命,缩减幅度与缺陷形态、硬度和位置有关。美国空军材料实验室^[9]对TF-30发动机的10级压气机轮盘进行真实轮盘和试样的低循环疲劳试验,开展了断裂力学剩余寿命预测研究,对声发射、电涡流等无损检测方法进行了研究,最终证明寿命预测结果与无损检测都有着很好的精度。通过对4种扭转疲劳试验断口的形貌观察,Sandaiji等^[10]研究了内部疲劳裂

纹的萌生和扩展行为随缺陷特性的变化。Wada等^[11]使用真实的缺陷形状,用仿真的方法分析了其疲劳裂纹扩展,并提出了一种简单的新的接近规则。赵光菊等^[12]在疲劳小裂纹实验的基础上对疲劳断口形貌进行观察,分析TA6V钛合金疲劳断口形貌形成的原因。王学平^[13]采用有限元软件模拟和理论计算相结合的研究方法,对含内裂纹压力容器的疲劳寿命进行分析,并对含内裂纹压力容器基于疲劳寿命的可靠性分析。文献[14]提出了基于多特征提取的金属裂纹检测方法,显著提高金属裂纹识别率。杨少丹等^[15]采用工业CT对含有内部裂纹的试样进行扫描,获得了裂纹三维方向灰度切片图像,并对裂纹阈值、面积分布和扩展路径等特征进行了定量表征分析和拟合。

本文开展了含天然或人工内部硬 α 缺陷钛合金轮盘的高速旋转低循环疲劳试验,分析了两者在无损检测表征、断口形貌及裂纹扩展特性等方面的异同,评估了人工内部缺陷在钛合金轮盘损伤容限分析中的价值。

2 方法

2.1 试验方法

人工缺陷种子为 $\Phi 2.5\text{mm} \times 2.5\text{mm}$ 的圆柱体,由金属钛与氮化钛粉末按比例混合、热压而成(氮元素质量分数为12.4%)。经切开棒材、挖孔预埋、焊接等工序,将种子植入棒材指定位置。棒材经锻压、粗加工处理。

从部分含人工内部缺陷的棒材中取出含人工内部缺陷的试样。连同基体材料试样,在北京航空航天大学开展了裂纹扩展试验,得出基体材料裂纹扩展模型及含人工内部缺陷试样裂纹扩展特性。人工内部缺陷的含氮量、尺寸、位置极大地影响试样的疲劳寿命。

对部分含人工内部缺陷的棒材精加工,获得了2#、3#含人工内部缺陷钛合金轮盘,如图1所示。连同1#无人工内部缺陷钛合金轮盘,在浙江大学ZUST6D型立式高速旋转试验器上开展低循环疲劳试验。试验中使用水浸超声扫描、CT三维重建分析

等无损检测方法识别内部缺陷/裂纹的状态及其变化。轮盘破裂后,各轮盘缺陷位置如图1中的1,2,3处所示。通过光学显微镜、金相分析、电子能谱分析(EDS)、电子扫描显微镜(SEM)等进行断口观察。

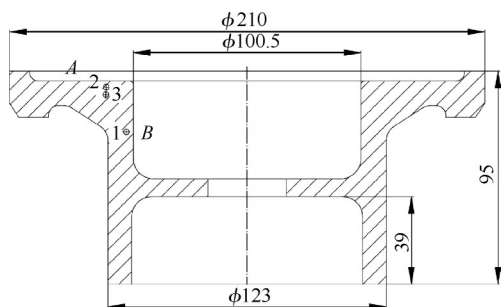


Fig. 1 Dimension diagram of test piece (mm)

2.2 分析计算方法

基于轮盘高速旋转,试验前不易准确获得缺陷性质、尺寸等特征,本节采用断口分析法了解裂纹的扩展过程。断口真实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。文献[16]指出,利用疲劳条带宽度反推疲劳应力的误差可控制在15%以下。令缺陷几何中心至观察点的距离为 a ,疲劳循环次数为 N ,疲劳断口的疲劳条带宽度为 D , Δa 范围内疲劳条纹数为 n_0 ,则断口裂纹扩展速率 $(da/dN)_i = D = \Delta a/n_0$ 。

此外,由2.1节可知,基体材料裂纹扩展满足Paris模型^[17],即

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \quad (1)$$

式中 C, n 为常数, $C=9.78 \times 10^{-14}$, $n=3.281$; ΔK 为应力强度因子幅值, $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ 。对于轮盘结构,认为其裂纹扩展也满足式(1)。

常见裂纹的应力强度因子可表示为 $K = F\sigma_1\sqrt{\pi a}$, F 为修正系数。拉伸载荷作用下,无限体中埋藏圆裂纹 $F = \frac{2}{\pi}$;半无限体中半圆表面裂纹最深处 $F = 1.03\frac{2}{\pi}$ 。将轮盘裂纹内部扩展理想化为无限体中埋藏的圆裂纹、将轮盘裂纹表面扩展理想化为半无限体中半圆表面裂纹,并令此假设下轮盘的裂纹扩展速率为 $(da/dN)_i$ 。

裂纹扩展寿命计算则分以下两阶段:

(1)观察到疲劳条带阶段的裂纹扩展寿命 N_1 ,由式(2)列表梯度法近似计算,即

$$N_1 = \sum (a_n - a_{n-1}) / \left(\frac{da}{dN} \right)_{i,n} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{i,n-1} \quad (2)$$

(2)未观察到疲劳条带阶段的裂纹扩展寿命 N_2 ,按以下方式计算:当观察到疲劳条带阶段的 $a - (da/dN)_i$ 呈双对数线性关系时,即满足式(1),(3),通过拟合获得参数 C', n' 。之后,由式(3)线性外推得未观察到疲劳条带阶段的裂纹扩展速率。对式(3)进行积分可得 N_2 ,如式(4)所示。

$$\lg(da/dN) = \lg C' + n' \lg a \quad (3)$$

$$N_2 = \frac{1}{(1 - n')C'} (a_c^{1-n'} - a_0^{1-n'}) \quad (4)$$

通过1#盘部分区域断口反推寿命与第二加载阶段循环次数的对比,对以上分析方法的准确性进行评价;之后,对含天然与人工缺陷轮盘的裂纹扩展特性进行对比分析。

缺陷与基体力学性能差异大,锻造后会开裂,受载时变形不协调;缺陷自身尺寸、性质、形状等差异巨大。因此,不易准确预测含内部缺陷轮盘的寿命。一个较为方便、可行的方法是选择一个初始裂纹尺寸,使得轮盘在该初始裂纹下的扩展寿命等于疲劳试验总循环次数。文献[18]提出了三种确定含内部缺陷轮盘初始裂纹尺寸的方法:(1)初始裂纹面积等于缺陷核心区(HA)加上缺陷影响区(DZ)的面积。(2)初始裂纹面积等于HA的面积。(3)初始裂纹尺寸等于HA的直径。但这些方法存在以下问题:

在较小的硬 α 缺陷异常和低含氮量区域,在锻造过程中不大可能普遍出现空洞和裂纹,因此,方法(1)可能过于保守。

初始阶段的裂纹扩展寿命占总寿命的比值大;缺陷区与基体的材料性能相差很大。因此,初始裂纹尺寸略有差别,由方法(2),(3)计算的裂纹扩展总寿命就相差很大。同时,方法(2),(3)可能不保守。

考虑到人工缺陷与天然缺陷存在差异,上述寿命等效方式确定初始裂纹长度,并用于轮盘损伤容限评估意义不大。对此,本文提出可将缺陷区(HA+DZ)的形状做为初始裂纹,排除缺陷区影响,获取人工内部缺陷轮盘裂纹扩展特性。相应的,该初始裂纹下的扩展寿命是部分疲劳试验循环次数。应用人工内部缺陷进行钛合金轮盘损伤容限分析的思路可归纳如下:

(1)根据轮盘关键位置天然缺陷分布特征(位置、大小、性质)、应力应变分布及疲劳寿命设计要求,确定轮盘考核位置,及(HA+DZ)特征要求。确保

(HA+DZ)尺寸小于该位置可能的天然缺陷的尺寸,在毛坯转换和锻造生产过程中不发生大规模开裂,且易被无损检测识别;确保轮盘在缺陷所在子午面发生疲劳断裂。

(2)依据(1)制作、预置缺陷种子。结合断口分析、无损检测及工艺的经验及表征信息,确定(HA+DZ)特征,判断是否满足(1)。

(3)根据(HA+DZ)特征确定轮盘初始裂纹。

(4)基于初始裂纹及材料裂纹扩展特性确定无损检测方案,并获得裂纹扩展过程信息。

(5)基于无损检测、断口分析、裂纹扩展仿真分析,获得轮盘关键位置处的裂纹扩展特性,同时,为轮盘其它位置处的损伤容限分析提供支撑。

3 结果与讨论

轮盘的加载、应力分布及破裂情况如表1及图2,3所示。周向应力 σ_θ 为最大主应力,其它方向应力较小,近似为单轴应力状态。最大周向应力 $\sigma_{\theta,max}=813.8\text{MPa}$,小于基体材料屈服强度 827MPa ,位于A,B面相接处。1#,2#,3#盘均未从 $\sigma_{\theta,max}$ 处起裂:1#盘在天然内部缺陷处起裂破裂,2#、3#盘在人工内部缺陷处起裂破裂。1#,2#,3#盘缺陷中心名义 σ_θ 为453,625,553MPa。

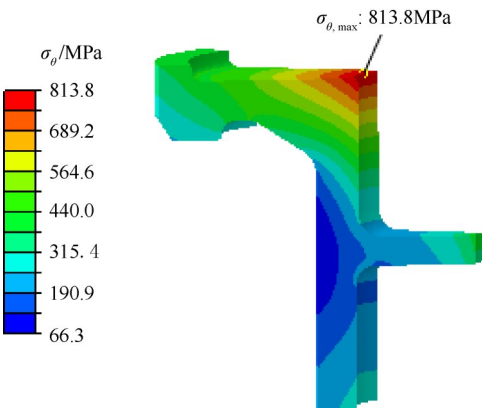


Fig. 2 Circumferential stress nephogram

Table 1 Loads and stress

Item	Disc 1		Disc 2	Disc 3
	Step 1	Step 2		
$V/(r/min)$	39115	43027	39115	39115
$N/cycle$	17000	5536	5229	14378
σ_θ/MPa	374	453	625	553

3.1 内部缺陷/裂纹无损检测

令缺陷中心与A,B面距离分别为 L_A,L_B ;缺陷高、缺陷径向长度分别为 H,L_R ;无损检测表征值与断口

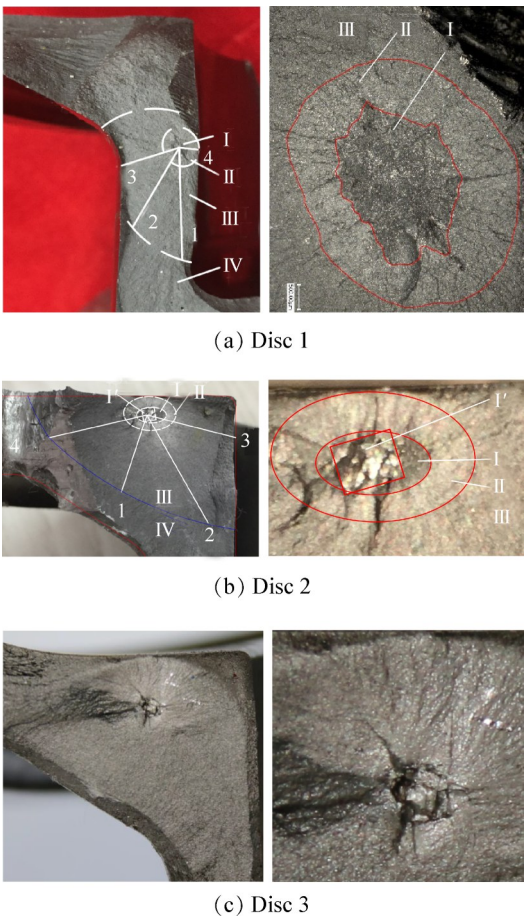


Fig. 3 Macrograph of fatigue fracture

值的误差分别为 $\Delta L_A,\Delta L_B,\Delta H,\Delta L_R$ 。

水浸超声及CT三维重建无损检测结果如图4,5所示。由检测结果可知:1#盘未发现缺陷异常信号;2#、3#盘则只在人工缺陷处发现异常信号。无损检测信号获得了人工缺陷准确的位置、尺寸及大致变化。位置误差($\Delta L_A,\Delta L_B$)在0.15mm以内,尺寸误差($\Delta H,\Delta L_R$)在-0.48mm以内。经 1×10^4 次循环后,超声信号较强区 L_R 增大1.78mm,信号较弱区 L_R 增大0.57mm。

人工缺陷区含氮量高,缺陷变形能力差,与基体性质差异大,锻压处理后易发生大规模断裂和破坏。因此,其超声波反射率大、射线吸收差异大。文献[18]指出,含氮量 $>8\%$ 时,不同检测方法对缺陷可探测性影响小。因此,相比于天然缺陷,人工缺陷漏检率低,易通过合理的安排检测工作获得完整的裂纹扩展过程信息,有利于开展轮盘裂纹扩展特性研究。

3.2 断口分析

3.2.1 断口宏观分析

根据形貌、颜色特征,将断口分为多个区域。

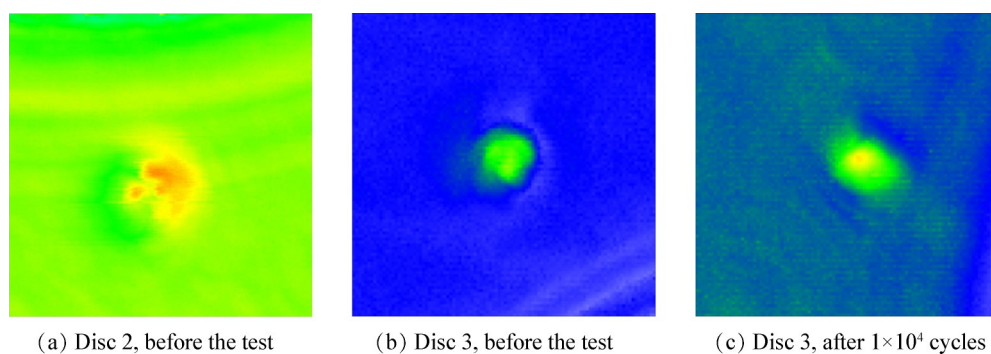


Fig. 4 Ultrasound detection map of hard alpha inclusion (Map width:20mm×20mm)

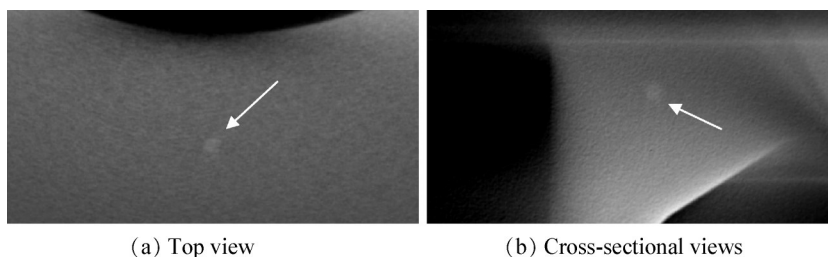


Fig. 5 3D reconstruction of disc 3 through CT (after 1×10^4 cycles)

1#盘断口共分4个区域,如图3(a)所示。区域I, II均呈椭圆形,区域II外边界与B面相切;区域III贯穿盘体,下半部分完整,上半部分因碰撞缺失。区域I, II, III均具有清晰的边界,并与周围区域融合,表面平整、光洁,裂纹扩展棱线清晰,有小刻面特征,无明显塑性变形;区域I为天然缺陷裂纹源,区域IV为瞬断区;为典型的疲劳断口。

2#盘断口共分5个区域,如图3(b)所示。区域I, II呈椭圆形,其短轴与轮盘轴线平行,区域II外边界与A面相切;区域III呈四分之一椭圆;区域I, II, III内,4#路径方向(热等静压界面附近)有长4.3mm、起伏、颜色较深的特征。除此,区域I, II, III具有清晰的边界,并与周围区域融合,表面平整、光洁,裂纹扩展棱线清晰,有小刻面特征,无明显的塑性变形。区域IV为瞬断区。

区域I'位于区域I内,与周围区域有明显分隔,呈长方形(1.97mm×2.45mm),棱角分明,尺寸和形状与人工内部缺陷种子的横截面大致相同;由于锻压流变,短边与轮盘轴线成 10° 。其表面凹凸不平、呈碎裂状,并有一深度达1mm以上的凹坑。裂纹发生在多个平面上;之后,在裂缝生长侵入基体的过程中成核,多点成核很明显;无明显的塑性变形。

文献[19]指出,含氮量低于4%时,人工硬 α 缺陷具有良好的延性,在坯料转换和锻坯后只会随着基材变形、不可能产生裂缝;含氮量达到4%或者更多时,在锻造过程高应变率作用,其边界上普遍会产生

初始裂纹形核,甚至直接在基体上产生裂纹。因此,人工缺陷的高含氮量是导致其断口宏观形貌特征与天然缺陷明显不同的原因。

3#盘人工缺陷的埋藏位置比2#盘深,但其断口宏观结构特征与2#盘断口相似。

3.2.2 断口微观形貌分析

3.2.2.1 1#盘

EDS显示,除区域I的碳质量分数达到4.69%、超出《中国航空材料手册》要求,其它区域的元素组成无异常。断口不同区域金相组织如图6所示。该材料是一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金。区域I, III的等轴组织初生 α 相的体积分数均为80%左右,组织均匀,晶粒度在 $20\mu\text{m}$ 左右,无明显区别。

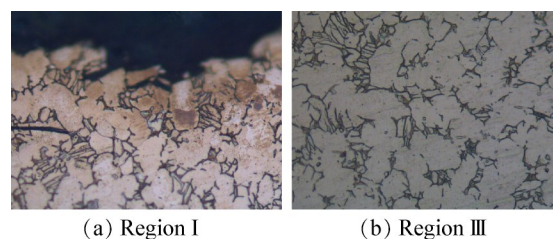


Fig. 6 Microstructure picture of disc 1

对断口多条路径进行SEM分析,如图7所示。由该图可知:区域I裂纹扩展的条带特征不明显,局部有较浅、较细的疲劳条带,其方向变化较大;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。随着与缺陷中心距离增大,区域Ⅱ、Ⅲ可见清晰、细密、方向一致的疲劳条带,进入裂纹快速扩展区则出现韧窝。

3.2.2.2 2#盘

EDS分析显示HA含氮量为11.6%,与人工缺陷种子含氮量接近;在核心-弥散区界面0.05mm内,含氮量迅速下降到约4%。维持了大约0.5mm的宽度后,在1mm宽的位置逐渐降为0。EDS分析同时显示,4#路径上黑色特征的含氮量为0。

对断口进行SEM分析,如图8所示。人工缺陷处有一长0.7mm的方坑,附近有大片物质剥落;2#路径方向还有2mm长的物质剥落;4#路径方向有较多保护胶残留。区域Ⅰ'内有棱角分明的起伏、大量易碎的晶间断裂并伴有次级裂纹;除了解理裂纹,还观察到微孔和次级撕裂裂纹结构;局部有浅、细的疲劳条带,方向较乱。区域Ⅰ中断裂表面易碎断裂模式仍明显。区域Ⅱ中断裂表面易碎断裂模式不明显;表面起伏大,疲劳条带细、短、浅。当靠近区域Ⅱ外边

界时,疲劳条带逐渐清晰、连续。区域Ⅲ内,疲劳条带变短、粗,逐渐韧窝增多、并难见疲劳条带。

综上可知,区域Ⅰ'为HA、区域Ⅰ大部分处于DZ;人工缺陷区(HA+DZ)微观形貌特征与天然缺陷区有极大不同,而非缺陷区的微观形貌特征则与天然缺陷区较一致。

3.2.3 断口反推裂纹扩展特性

3.2.3.1 裂纹扩展速率

理想的裂纹扩展速率 $(da/dN)_I$ 如图9中虚线所示。结合该图及表1可知:对于1#盘,当在指定位置发生第一、二加载阶段转换时,由于载荷突变, $(da/dN)_I$ 产生第一次突变;当裂纹到达表面时,由于 a, F 突变, $(da/dN)_I$ 产生第二次突变。对于2#盘,其只在裂纹到达表面时, $(da/dN)_I$ 产生突变。

图9(a)点线为1#盘4条路径的 $a-(da/dN)_I$ 曲线。由该图可知:缺陷区, $(da/dN)_I$ 为 $0.2\sim 0.4\mu\text{m}/\text{次}$, $\gg (da/dN)_I$ 。 $a\approx 1.5\text{mm}$ 时,由于材料抗裂纹扩展性能提高(缺陷区到基体), $(da/dN)_I$ 开始降低。 $a\approx 2\text{mm}$

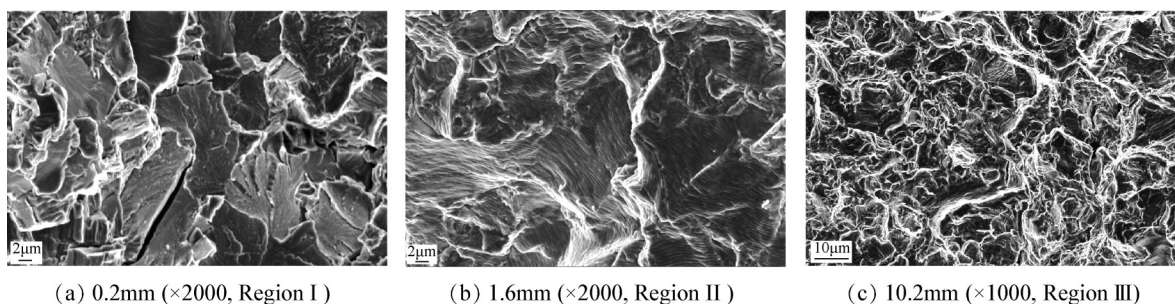


Fig. 7 Observation results on path 1 of disk 1

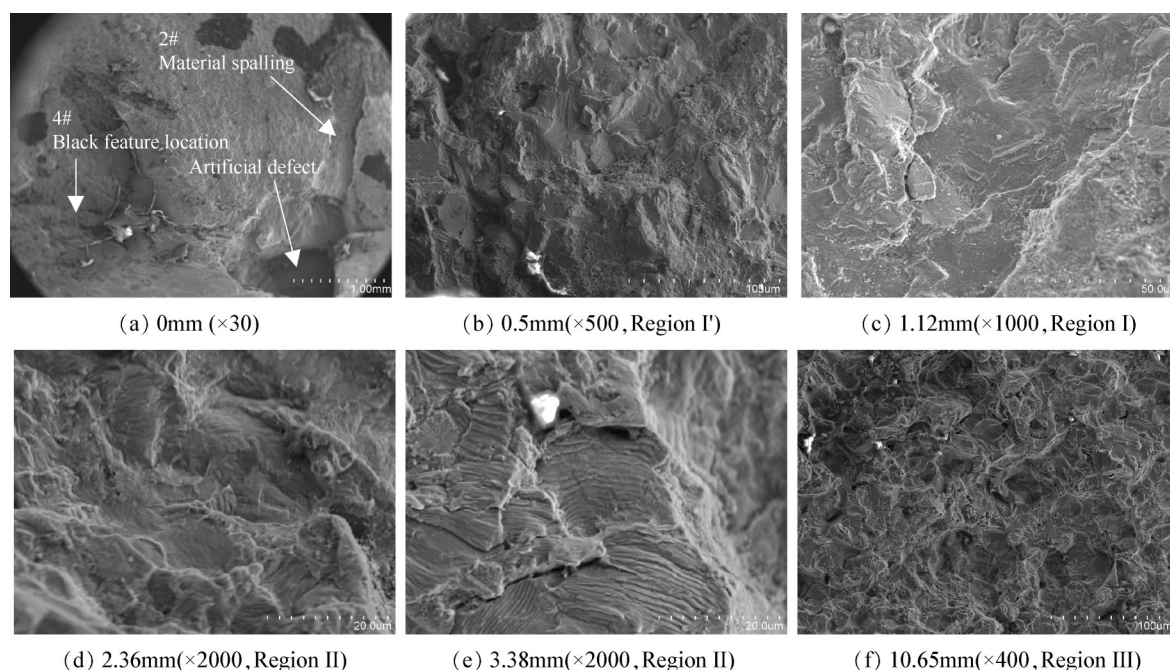


Fig. 8 Observation results on path 4 of disk 2

时, $(da/dN)_f$ 降低至低点, 此时, 裂纹前缘未到表面, 位于区域 II 内; 由于转速提高 (第一加载阶段进入第二加载阶段), $(da/dN)_f$ 开始明显增大; 裂纹到表面时, 内部圆裂纹转变为表面半圆裂纹, $(da/dN)_f$ 进一步明显增大。 $\Delta(da/dN)_f$ 与 $\Delta(da/dN)_i$ 相似, 但小约 $0.2\mu\text{m}/\text{次}$, 可能由于转速突变点材料性能受缺陷影响, $(da/dN)_f$ 较高。裂纹到表面后, 4 条路径的 $a-(da/dN)_f$ 与 $a-(da/dN)_i$ 均近似呈双对数线性关系, 且 $(da/dN)_f$ 略小。

图 9(b) 点线为 2# 盘 4 条路径的 $a-(da/dN)_f$ 曲线。由该图可知: 缺陷区, $(da/dN)_f$ 为 $0.6\sim 1.2\mu\text{m}/\text{次}$ 。 $a\approx 0.9\text{mm}$ 时, 由于材料抗裂纹扩展性能提高 (HA 到 DZ), $(da/dN)_f$ 开始降低。 $a\approx 1.3\text{mm}$ 时, $(da/dN)_f$ 降低至低点, 此时, 裂纹前缘到达区域 I' 边缘、未到达轮盘表面; 之后, $(da/dN)_f$ 在区域 I, II 内缓慢增大。 $a\approx 2.6\text{mm}$, 裂纹到达表面, 内部椭圆裂纹转变为表面半圆裂纹; 此时, 1#、3# 路径的 $(da/dN)_f$ 明显增大; 但 2# 路径的 $(da/dN)_f$ 在 $a\approx 1.5\text{mm}$ 时就开始明显增大, 4# 路径的 $(da/dN)_f$ 在 $a\approx 3\text{mm}$ 时才开始明显增大, 可能分别受到了缺陷、热等静压焊接对组织性能的影响 (图 8(a)); 各路径的 $\Delta(da/dN)_f$ 不如 1# 盘明显, 但与 $\Delta(da/dN)_i$ 接近。裂纹到表面后, $a-(da/dN)_f$ 与 $a-(da/dN)_i$ 均近似呈双对数线性关系。

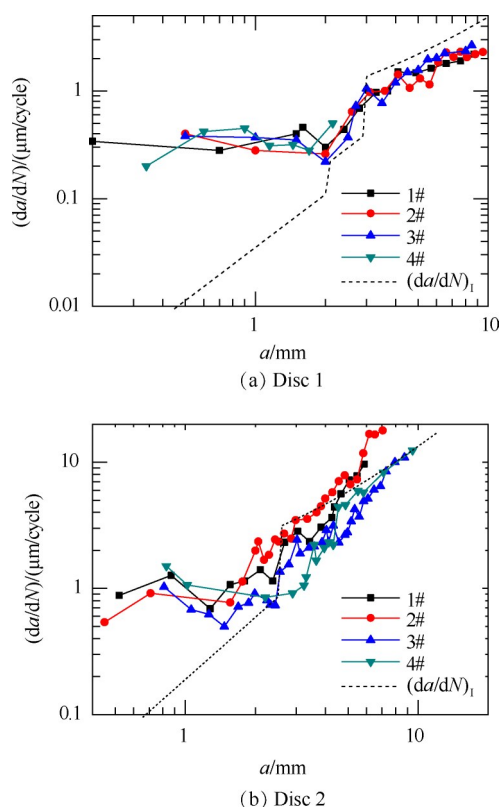


Fig. 9 Fracture reverse curve of $a-da/dN$

3.2.3.2 断口反推裂纹扩展寿命

根据 1# 盘 $a-(da/dN)_f$ 曲线首次出现明显增大的位置及图 3(a) 区域 II 形状, 确定第二加载阶段起点位置 a_0 ; 根据 2# 盘 $a-(da/dN)_f$ 曲线出现明显增大的位置及图 3(b) 区域 I 形状, 确定其缺陷区尺寸 a_0 。令有效裂纹长度 d 为 a_0 至观测点的距离; 对于 1# 盘, 令 N_1' 为 1# 盘 a_0 至疲劳条带消失位置的裂纹扩展寿命, 令 Δ_1 为 $(N_1'+N_2)$ 与第二加载阶段总循环次数的误差; 对于 2# 盘, N_1'' 为 2# 盘 a_0 至疲劳条带消失位置的裂纹扩展寿命; 令 Δ_2 为 $(N_1''+N_2)$ 与总循环次数的误差。区域裂纹扩展寿命及其累积曲线如表 2 及图 10 所示。

1# 盘裂纹扩展寿命如图 10(a) 及表 3 所示。由于轮盘破裂前发生裂纹贯穿盘体, 3# 路径 $(N_1'+N_2)$ 小于第二阶段加载循环数; 1#、2# 路径 Δ_1 最大为 12%, 若考虑 N_2 比实际偏大, $\Delta_1 < 12\%$ 。因此, 断口反推裂纹扩展特性有较高的准确度。

2# 盘裂纹扩展寿命如图 10(b) 及表 3 所示。各条路径的 N_1'' 相近, 最大相差 512 次 ($\pm 9.8\%$); 因此, Δ_2 在 45%~52% 变动, 缺陷区外寿命约为总循环次数的一半。

综上可知, 缺陷区内, 含天然和人工缺陷轮盘的 $a-(da/dN)_f$ 曲线明显比基体材料的 $a-(da/dN)_i$ 曲线大, 显示轮盘裂纹扩展特性受缺陷特征影响大; 缺陷

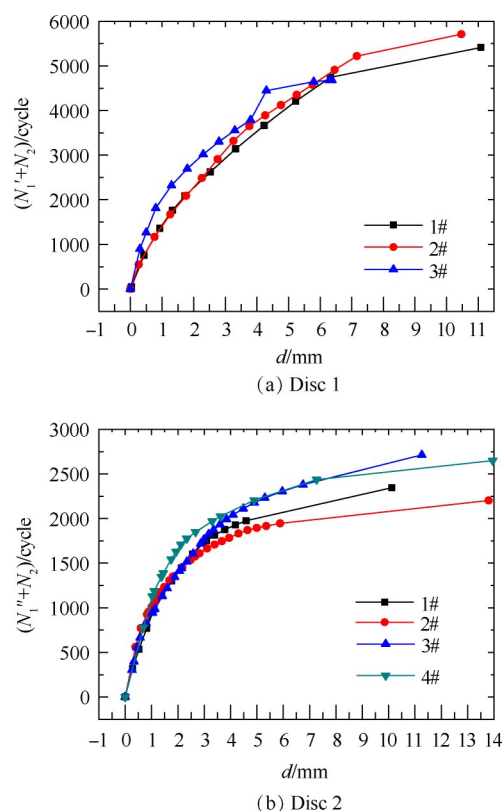


Fig. 10 Accumulation curve of regional crack growth life

区外,含天然和人工缺陷轮盘的 $a-(da/dN)_f$ 曲线与 $a-(da/dN)_i$ 曲线接近,且随材料、加载状态、裂纹扩展形式变化会发生突变,突变后 $a-(da/dN)_i$ 曲线均呈双对数线性关系,具有相似的裂纹扩展特性;人工缺陷核心区外附近区域的裂纹扩展速率会受到缺陷及热等静压焊接影响,但影响范围较小。

综上可知,本文提出的损伤容限分析思路能准确计算缺陷区外裂纹扩展寿命,为轮盘损伤容限评估、确定裂纹表面特征检测周期等提供依据。结合缺陷特征无损检测表征值与本文获得的裂纹扩展特性,预估3#盘裂纹表面扩展寿命约为900次。在裂纹内部特征无损检测表征值出现明显变化后,将裂纹表面特征无损检测周期由3000次以上调整为600次,成功发现了裂纹表面特征:1.36×10⁴次循环后轮盘未发现裂纹表面特征,1.42×10⁴次循环后在轮盘上表面发现了长约19mm表面裂纹,再经178次循环后轮盘破裂。

Table 2 Crack propagation life estimated by fracture

		reverse method			
Disc	Item	Path 1	Path 2	Path 3	Path 4
1#	N_1'	4743	5219	4667	-
	N_2	1336	983	23	-
	$(N_1' + N_2)$	6079	6202	4690	-
	$\Delta_1/\%$	10	12	-15	-
2#	N_1''	1975	1946	2379	2435
	N_2	371	256	335	214
	$(N_1'' + N_2)$	2346	2202	2714	2649
	$\Delta_2/\%$	55	58	48	49

4 结 论

本文通过含天然及人工内部缺陷钛合金轮盘疲劳裂纹扩展试验研究及特性的对比,得到以下结论:

(1)水浸超声及CT三维重建无损检测得出的人工缺陷位置误差在0.15mm以内,尺寸误差在-0.48mm以内;经1×10⁴次循环后,HA尺寸 L_0 增大1.52mm, L_R 增大1.78mm;相比于天然缺陷,人工缺陷漏检率低,从而易获取裂纹扩展无损检测特征。

(2)人工缺陷区含氮量高(质量分数达11.6%);其宏观形貌上凹凸不平、呈碎裂状,并有凹坑,与周围有明显分隔;微观形貌上有大量易碎的晶间断裂等结构。其特征完全不同于天然缺陷区。

(3)由断口分析获得的天然与人工缺陷区的裂

纹扩展速率 $(da/dN)_f$ 分别为0.2~0.4μm/次、0.6~1.2μm/次,均远大于基体材料理论值;材料性质、加载状态及裂纹扩展型式的变化会使 $a-(da/dN)_i$ 曲线发生突变;裂纹扩展至轮盘表面后, $a-(da/dN)_i$ 曲线近似呈双对数线性关系。

(4)1#盘加载突变区外断口反推寿命与第二加载阶段总循环次数的误差<12%,断口反推准确度较高;2#盘缺陷区外各路径断口反推寿命相差<9.8%,占总循环次数的44.9%~51.9%。

(5)基于断口分析、无损检测表征及工艺经验等确定人工缺陷区特征,定义轮盘初始裂纹,能排除人工与天然缺陷区差异的影响,使用人工缺陷获得轮盘裂纹扩展特性。

同时,为了更准确识别更小的内部缺陷特征,亟需提高无损检测能力;为降低人工缺陷对基体区域的影响,需开展人工内部缺陷本构特性测定试验等,得到相应的本构方程,确定典型成型条件下人工内部缺陷发生开裂时含氮量和宏观变形的关系,控制人工缺陷不发生开裂。

致 谢:感谢民机专项研究项目的资助。

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.
- [2] 蔡建明,马济民,郝孟一,等. 钛合金中的硬α缺陷及其等离子体冷炉床熔炼控制技术[J]. 失效分析与预防, 2007, 2(2): 51-57.
- [3] National Transportation Safety Board. Aircraft Accident Report-United Airlines Flight 232, McDonnell Douglas DC-10-10, Sioux Gateway Airport [R]. NTSB/ARR-90/06.
- [4] CCAR-33R2. 航空发动机适航规定[S].
- [5] FAR33. Airworthiness Standards: Aircraft Engines[S].
- [6] Serrano-Munoz I, Buffiere J Y, Verdu C, et al. Influence of Surface and Internal Casting Defects on the Fatigue Behavior of A357-T6 Cast Aluminium Alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 82: 361-370.
- [7] Clark K R, Dillard A B, Hendrix B C, et al. The Role of Melt Related Defects in Fatigue of Ti-6Al-4V [C]. Denve: 122nd TMS Annval Meeting, 1993.
- [8] Leverant G R, McClung R C, Wu Y T, et al. Turbine Rotor Material Design [R]. DOT/FAA/AR-00/64.
- [9] Cargill J S, Malpani J K, Cheng Y W. Disk Residual Life Studies, Part 2: TF-30 10th-Stage Compressor Disk (Incoloy 901) [R]. AFML-TR-79-4173.
- [10] Sandaiji Y, Tamura E, Tsuchida T. Influence of Inclu-

- sion Type on Internal Fatigue Fracture under Cyclic Shear Stress[J]. *Procedia Materials Science*, 2014, 3: 894-899.
- [11] Wada Y, Kikuchi M, Yamada S, et al. Fatigue Growth of Internal Flaw: Simulation of Subsurface Crack Penetration to the Surface of the Structure[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2014, 7: 100-115.
- [12] 赵光菊, 钟蜀晖, 邓建华. TA6V 钛合金疲劳断口形貌及断口分析[J]. 贵州工业大学学报(自然科学版), 2007, 36(6): 25-28.
- [13] 王学平. 含内裂纹海洋工程压力容器的疲劳寿命分析[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2016.
- [14] 樊 萍, 刘新宝. 超声检测中金属裂纹多特征提取研究[J]. 西北大学学报(自然科学版), 2018, 48(4): 521-526.
- [15] 杨少丹, 宋克兴, 张彦敏, 等. 基于工业CT扫描的材料内部裂纹表征与分析[J]. 金属热处理, 2017, 42(2): 211-215.
- [16] 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.
- [17] 杨新华, 陈传尧. 疲劳与断裂[M]. 武汉: 华中科技大学出版社, 2011.
- [18] McClung R C, Leverant G R, Enright M P, et al. Turbine Rotor Material Design-PHASE II [R]. DOT/FAA/AR-07/13.
- [19] Leverant G R, McClung R C, Wu Y T, et al. Turbine Rotor Material Design [R]. DOT/FAA/AR-00/64.
- [20] 侯乃先, 陈 健, 杨 坤, 等. 含硬 α 缺陷钛合金风扇盘失效风险影响因素研究[J]. 机械设计与制造, 2017, (1): 71-74.
- [21] 魏大盛, 王延荣. 粉末冶金涡轮盘裂纹扩展寿命分析[J]. 推进技术, 2008, 29(6): 753-758. (WEI Da-sheng, WANG Yan-rong. Living Methodology of Crack Propagation in Powder Metallurgy Turbine Disk[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2008, 29(6): 753-758.)
- [22] Das P S. Three-Dimensional Structural Evaluation of a Gas Turbine Engine Rotor[C]. *Düsseldorf: Turbine Technical Conference and Exposition*, 2014.

(编辑: 朱立影)