

考虑小裂纹特性的裂纹扩展数值分析方法及实验验证*

王志芳¹, 杨晓光¹, 石多奇¹, 范永升¹, 施 祎², 宣海军³

- (1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 102206;
2. 上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240;
3. 浙江大学 高速旋转机械实验室, 浙江 杭州 310027)

摘要: 为了对工程断裂关键件进行全面的损伤容限分析, 需要发展一种能够考虑小裂纹阶段的疲劳裂纹扩展数值分析方法。在Paris公式的基础上基于镍基粉末高温合金小裂纹扩展行为特点, 提出了一种小裂纹加长裂纹阶段的裂纹扩展物理力学过程描述, 并以此建立了裂纹扩展速率模型。同时考虑到工程应用, 将该模型通过Franc 3D软件的用户子程序, 与有限元方法结合, 构建了一种可分析实际工程结构例如航空发动机涡轮盘上疲劳裂纹扩展的数值分析方法。针对带初始缺陷的FGH96合金标准试棒进行了裂纹扩展数值分析, 并与开展的裂纹扩展寿命实验进行了对比。数值计算结果与实验结果吻合较好, 表明该方法能够充分考虑小裂纹阶段的裂纹扩展行为特点, 适用于分析工程结构疲劳裂纹扩展的全过程。

关键词: 镍基粉末高温合金; 小裂纹; 缺陷; 裂纹扩展; 数值方法

中图分类号: V231.95 文献标识码: A 文章编号: 1001-4055 (2022) 08-210266-09

DOI: 10.13675/j.cnki. tjjs. 210266

Numerical Analysis Method and Experimental Verification of Crack Propagation Considering Small Crack Character

WANG Zhi-fang¹, YANG Xiao-guang¹, SHI Duo-qi¹, FAN Yong-sheng¹, SHI Yi², XUAN Hai-jun³

- (1. School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 102206, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China;
3. High-Speed Rotating Machinery Laboratory, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

Abstract: In order to conduct a comprehensive damage tolerance analysis of critical engineering components, it is particularly important to develop a numerical analysis method for fatigue crack growth that can consider the small crack stage. Accounting for the characteristics of the small crack growth behaviour of nickel-based powder superalloys, a crack growth rate model applicable to both small crack and long crack based on the Paris formula was proposed. At the same time, considering the engineering application, this model was inserted into the Franc 3D software through the python extensions to construct a numerical analysis method that could analyse the fatigue crack growth of the actual engineering structure such as the aero-engine turbine disk. Numerical analy-

* 收稿日期: 2021-05-04; 修订日期: 2021-07-05。

基金项目: 国家自然科学基金 (51775019; 52105156)。

作者简介: 王志芳, 博士生, 研究领域为高温合金疲劳裂纹扩展。

通讯作者: 杨晓光, 博士, 教授, 博士生导师, 研究领域为航空发动机结构强度、寿命及完整性。

引用格式: 王志芳, 杨晓光, 石多奇, 等. 考虑小裂纹特性的裂纹扩展数值分析方法及实验验证[J]. 推进技术, 2022, 43(8): 210266. (WANG Zhi-fang, YANG Xiao-guang, SHI Duo-qi, et al. Numerical Analysis Method and Experimental Verification of Crack Propagation Considering Small Crack Character[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2022, 43(8):210266.)

sis of crack growth was carried out on the FGH96 alloy specimen with initial defects. The numerical calculation results are in good agreement with the experimental results, indicating that the method can sufficiently consider the characteristics of crack growth behaviour at the small crack stage, and is suitable for analysing the whole process of fatigue crack growth in engineering structures.

Key words: Nickel-based superalloy; Small crack; Defect; Crack growth; Numerical method

1 引言

疲劳失效是影响航空发动机涡轮盘服役安全性和可靠性的首要因素。粉末冶金镍基高温合金凭借其优异的高温抗蠕变疲劳性能和耐腐蚀特性成为制造涡轮盘的优选材料。然而其在制备过程中难以避免地会引入原始颗粒边界(PPB)、热诱导孔隙和夹杂等缺陷。在循环载荷的作用下,材料缺陷处由于存在局部应力集中容易萌生疲劳裂纹,对结构的疲劳性能造成不利影响。由材料缺陷引发的粉末高温合金涡轮盘的疲劳失效和非包容性事故屡有发生^[1],使得结构疲劳性能分析中考虑材料缺陷影响的必要性得到了重视。美国空军很早就认识到这一问题,在颁布的发动机结构完整性大纲中提出对于涡轮盘这一类结构关键件,应采用损伤容限方法设计和评估结构^[2]。

工程构件在进行损伤容限分析时大多依赖于数值分析方法。近些年来发展的一些裂纹扩展模拟计算软件如ZenCrack和Franc 3D等极大地为损伤容限分析提供了方便。Beres等^[3]采用ZenCrack软件来预测轮盘榫槽根部裂纹的扩展过程,并与整盘裂纹扩展实验结果进行对比,以验证仿真方法的准确性,相应成果已经被应用于加拿大国家研究委员会(NRC)航空航天研究所燃气涡轮的损伤容限分析中。Hou等^[4]同时采用ZenCrack和Franc 3D以及Darwin, Afgrow来进行整盘裂纹扩展分析,并将试验结果与仿真结果进行对比。结果表明:对于复杂结构和存在显著应力再分布的结构,ZenCrack和Franc 3D的计算结果与实验结果符合性较好。张智轩等^[5]采用Franc 3D软件分析轮盘上销钉孔边裂纹的扩展,依据无损检测技术所能检出的最小裂纹长度给定初始裂纹分别为0.38mm(深)×0.38mm(宽)的角裂纹和0.38mm(深)×0.78mm(宽)的表面裂纹,并分别计算了几种形式孔边裂纹的扩展寿命。需要指出的是,这些研究所选取的初始裂纹的尺寸都较大,处于长裂纹的范围内,并未考虑小裂纹阶段的影响。然而在工程实践中对含有宏观可检长裂纹的部件通常直接予以报废处理。且大量研究表明因承受疲劳载荷而发生失

效的构件,尤其是对于含夹杂、孔洞等缺陷的材料,绝大部分寿命消耗在小裂纹扩展阶段^[6]。因此,在损伤容限分析中考虑小裂纹阶段的裂纹扩展行为是不容忽视且非常必要的。

早期对镍基合金小裂纹行为的研究多采用人为制造初始缺陷的办法,然而囿于加工技术的限制,初始裂纹尺寸较大,因此很少观察到小裂纹的扩展行为^[7]。小裂纹通常起源于材料中的自然缺陷,只能通过疲劳试验后的断口分析确定疲劳源的位置以及初始裂纹尺寸。Connolley等^[8]在600℃的条件下采用Inconel718缺口试样开展疲劳试验,发现在高温条件下,位于试样表面和近表面的夹杂在氧化的作用下发生体积膨胀,从而与周围基体的变形不匹配而引起开裂产生微裂纹。张丽等^[9]采用SENT试件研究GH4169合金自然萌生小裂纹的扩展行为,发现在恒幅循环载荷的作用下,疲劳小裂纹起始于缺口根部的材料夹杂,并且倾向于以半圆形向内部扩展,在长裂纹近门槛区域有明显的小裂纹效应,小裂纹扩展寿命占全寿命的大部分。

刘晓菲^[10]对FGH96粉末镍基高温合金开展原位疲劳试验,研究其疲劳小裂纹的扩展行为。结果发现,由于小裂纹的扩展行为强烈地受到材料微观结构的影响,小裂纹的扩展路径较为曲折,裂纹扩展数据的分散性及波动性较大,而长裂纹的扩展速率随应力强度因子范围 ΔK 的增加呈现稳定上升趋势。在相同的 ΔK 下,小裂纹的扩展速率高于长裂纹扩展速率,小裂纹在应力强度因子低于长裂纹应力强度因子门槛值时仍能发生扩展,呈现出“小裂纹效应”。裂纹扩展的数值模拟软件中提供的适用于长裂纹扩展阶段的稳态裂纹扩展速率模型,不适用于分析小裂纹阶段的裂纹扩展行为。因此,应当根据小裂纹扩展行为的特点建立适用于小裂纹扩展阶段的裂纹扩展速率模型,以便迎合工程结构损伤容限分析的需求,对疲劳裂纹扩展全过程进行数值模拟研究。

本文在Paris公式的基础上考虑了小裂纹扩展行为的特点,建立了一种适用于小裂纹加长裂纹的裂纹扩展速率模型,并将其通过用户子程序写入裂纹扩展数值模拟软件Franc 3D中,从而发展了一种可分

析疲劳裂纹扩展全过程的裂纹扩展数值模拟方法。采用该方法分别对含有自然缺陷及人工缺陷的FGH96合金标准试棒开展疲劳裂纹扩展数值分析,并与实验结果进行对比,验证了本文方法的正确性和适用性。

2 裂纹扩展速率模型

由于小裂纹的尺寸较小,与材料微观组织的特征尺寸相当,因此其扩展行为强烈的受到材料局部微观结构的影响,呈现出“小裂纹效应”。具体来说,在相同的名义驱动力作用下,小裂纹的扩展速率明显高于长裂纹且在应力强度因子低于长裂纹门槛值的情况下也会发生扩展。小裂纹在扩展过程中经常会出现减速甚至停滞等异常现象,如图1所示。

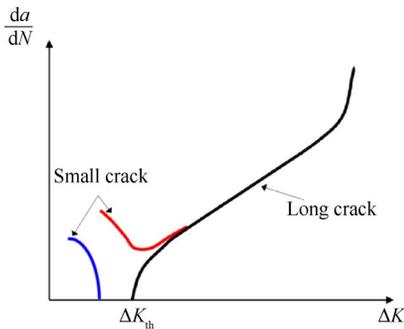


Fig. 1 Schematic of small crack growth

文献[11]提出采用裂纹的闭合效应来解释小裂纹的异常行为。引起裂纹闭合的机制有以下几种:(1)塑性变形诱导的裂纹闭合。(2)氧化作用引起的裂纹闭合。(3)粗糙度诱导的裂纹闭合等。其中与小裂纹效应相关的主要是塑性变形诱导的裂纹闭合。在裂纹扩展过程中,裂纹尖端未断裂的一侧存在一个塑性变形的尾迹区,该区域的存在导致了卸载过程中裂纹的提前闭合以及加载过程中裂纹的提前张开。裂纹的闭合效应使得裂纹扩展的有效应力强度因子降低。

可将裂纹扩展的门槛值分为两个部分:一部分是由材料本身微观结构阻碍裂纹扩展的能力所决定的固有部分,定义为 ΔK_{th_eff} ;另一部分是由于裂纹的闭合效应所产生的部分,将裂纹扩展的门槛值中由于塑性变形诱导的闭合效应所产生的部分,定义为 ΔK_{th_c} ,则裂纹扩展的门槛值可写为

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th_eff} + \Delta K_{th_c} \quad (1)$$

描述裂纹扩展的门槛值与裂纹长度之间的关系的曲线如图2所示,其中 ΔK_{th_cl} 为长裂纹阶段的门槛

值中由于塑性变形诱导的闭合效应所产生的部分,对于给定的材料,它是一个与应力比有关的常数。Tanaka等^[12]将该曲线命名为循环R曲线(Cyclic R curve)。图2中 d 代表材料微观结构的特征长度,它的含义是材料微观结构中阻碍裂纹扩展的最强的晶界所处的位置到材料表面的距离,裂纹长度 a 小于材料微观结构特征尺寸 d 的裂纹称之为微观组织小裂纹。在该尺度下,连续介质力学已不再适用,裂纹的扩展将被微观结构的最强抗力所阻碍。裂纹长度 $a > d$ 的小裂纹称为物理小裂纹,在该阶段,随着裂纹扩展,裂纹尖端的塑性变形不断积累,塑性区的尺寸也不断增长,裂纹扩展的门槛值随裂纹长度的增加而增加,直至长裂纹阶段达到稳定。

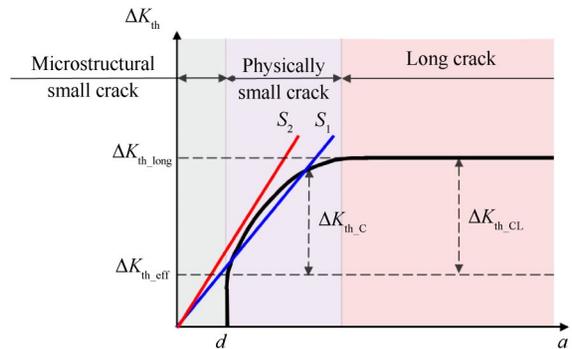


Fig. 2 Cyclic R curve

同时,图2也可以解释小裂纹扩展过程中减速或停滞的异常行为。根据线弹性断裂力学理论,裂纹尖端的应力强度因子与裂纹长度之间存在如下关系

$$\Delta K = \Delta \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

图2中 S_1, S_2 两条线分别代表两种不同加载条件下裂纹尖端的应力强度因子随裂纹长度增加的变化趋势。在 S_1 加载条件下,小裂纹扩展过程中将出现应力强度因子范围低于裂纹扩展的门槛值的情况,对应图1中小裂纹扩展过程中的停滞;在 S_2 加载条件下,小裂纹扩展过程中的有效应力强度因子范围先减小后增加,对应于图1中小裂纹扩展过程中出现的先减速而后增速的情况。

文献[13]提出了指数形式的表达式来描述 ΔK_{th_c} 与裂纹长度之间的关系,见式(3),其中 k 的取值影响着裂纹扩展门槛值随裂纹长度增加的快慢,如图3所示。

$$\Delta K_{th_c} = \Delta K_{th_cl} [1 - e^{-k(a-d)}] \quad (3)$$

由式(1),(3)可以得到小裂纹扩展阶段裂纹扩展的门槛值与裂纹长度之间的关系式为

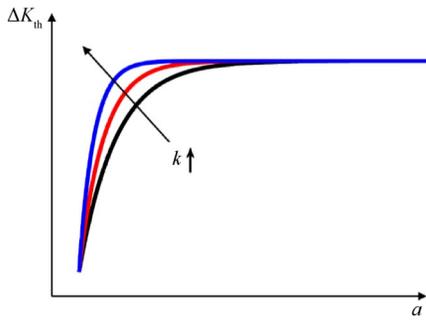


Fig. 3 Influence of k value on cyclic R curve

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th_eff} + (\Delta K_{th_long} - \Delta K_{th_eff}) [1 - e^{-k(a-d)}] \quad (4)$$

Tabernig 等^[14]提出了一种对预制裂纹的试件逐级升载的实验方法来获得长度相关的裂纹扩展门槛值(即测定循环 R 曲线)。采用该方法对多种不同材料进行试验研究^[15],将试验数据采用式(4)进行拟合,均可得到较好的拟合效果。

因此将 Paris 公式中应力强度因子范围的名义值 ΔK 替换为有效值 ΔK_{eff} ,即

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad (5)$$

其中

$$\Delta K_{eff} = \Delta K - \Delta K_{th} \quad (6)$$

式中 ΔK_{th} 由式(4)求得,得到考虑小裂纹效应的裂纹扩展速率模型。

3 FGH96 试棒的裂纹扩展分析

3.1 FGH96 试棒的疲劳实验

FGH96 粉末镍基高温合金是一种常见的航空发动机涡轮盘材料,分别采用光滑圆棒试件和表面带有人工缺陷的圆棒试件开展疲劳试验,其中人工缺陷采用电火花加工。试棒的形状和尺寸如图 4 所示,人工缺陷的形状位置如图 5 所示。试验用合金的平均晶粒尺寸为 $23\mu\text{m}$, 600°C 下材料的屈服极限 $\sigma_{0.2}$ 及强度极限 σ_u 分别为 1030MPa 和 1500MPa 。

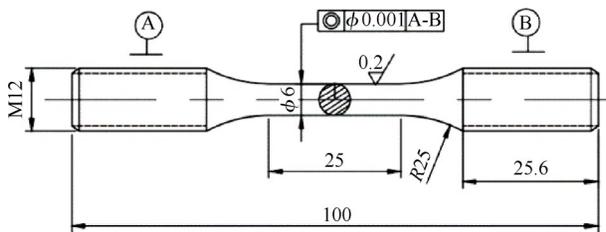


Fig. 4 Schematic of the specimen (mm)

在 600°C 的条件下进行恒幅加载的疲劳试验^[16-17],应力比 $R=0.05$,加载频率 $f=5\text{Hz}$,试验的具体操作过程可参见此前研究工作。实验结束后在扫描电镜下

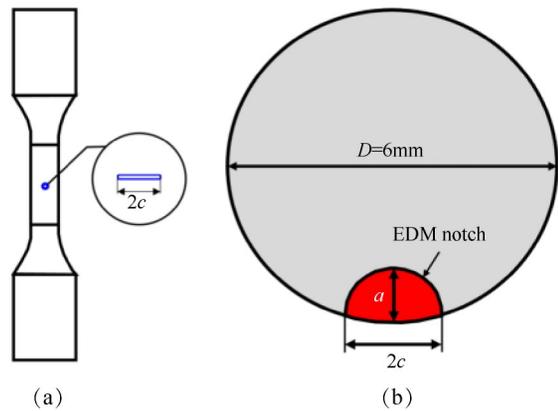


Fig. 5 Schematic of the defect on specimen

观察断口形貌,发现其中部分光滑圆棒试件上,裂纹萌生于位于试棒表面的夹杂物,表面夹杂物的存在显著降低了光棒的疲劳寿命。如图 6(a)~(d)所示,虚线圈出的部分为表面夹杂物,其形状极不规则,为简化分析,作夹杂物轮廓的外接椭圆并使得椭圆中心位于试棒表面上一点,在本文的数值建模中以此作为初始半椭圆表面裂纹,初始裂纹面恰好将夹杂物投影完全包含在内。人工缺陷的形状为半圆形,如图 6(e)所示,将其直接视为初始裂纹。缺陷及初始裂纹的尺寸数据通过扫描电镜测量得到。各个试棒的初始裂纹尺寸以及实验数据如表 1 所示。

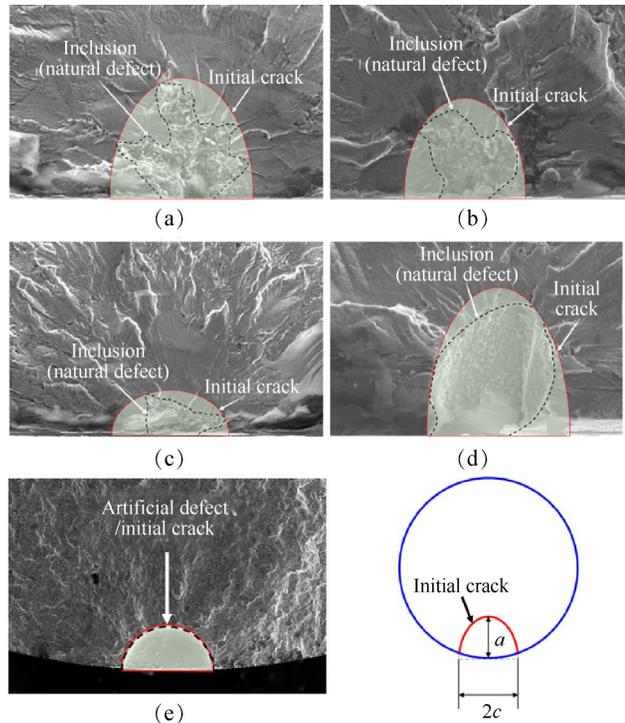


Fig. 6 Schematic of the initial crack on FGH96 specimen
FGH96: (a)~(d)Crack initiated from natural defect, corresponding 1#~4# specimen in turn; (e) Crack initiated from artificial defect

Table 1 Data of initial crack size and fatigue life

Defect type	No.	σ_{max}/MPa	$a_0/\mu\text{m}$	$c_0/\mu\text{m}$	N/cycle
Natural defect	1#	1200	26.91	17.31	8581
	2#	1200	21.42	22.35	9504
	3#	1200	8.97	24.50	10322
	4#	1200	17.38	16.87	6832
Artificial defect	5#	1000	254.90	210.74	6832
	6#	1100	226.82	209.93	5443
	7#	900	410.46	403.30	6016
	8#	1000	439.59	396.59	4609

3.2 FGH96试棒的裂纹扩展数值分析

建立和试棒相同尺寸的有限元模型并在模型两端施加 1200MPa 的均布拉伸载荷。600°C 下 FGH96 合金的弹性模量为 183GPa,泊松比为 0.3。在模型中间位置垂直于加载方向插入初始半椭圆表面裂纹。环绕裂尖划分一层 1/4 节点奇异性楔形单元环,在奇异单元外划分两层六面体单元环,在非裂尖位置采

用四面体单元,在四面体单元与六面体单元之间采用金字塔形单元作为过渡单元。综合考虑计算精度与计算效率,设定裂纹尖端单元环半径为裂纹长度的 1/10^[18]。对含裂纹模型重新分网,网格划分情况如图 7 所示。

采用 Franc 3D 和 ABAQUS 软件做裂纹扩展的数值分析,基本流程如图 8 所示:(1)在 ABAQUS 中创建带载荷和边界条件的有限元分析模型;(2)在 Franc 3D 中给模型插入初始裂纹;(3)对插入裂纹的模型重新分网;(4)将重新分网后的模型返回到 ABAQUS 中做有限元计算并输出应力/应变/位移场等信息;(5)Franc 3D 根据有限元计算结果采用 M-积分的方法计算裂纹尖端各点的应力强度因子;(6)给定扩展步长 Δa_{median} , Franc 3D 将预测出新的裂纹前缘,这里给定的扩展步长是指该扩展步下裂纹前缘各节点扩展长度的平均值,各节点的实际扩展长度根据应力

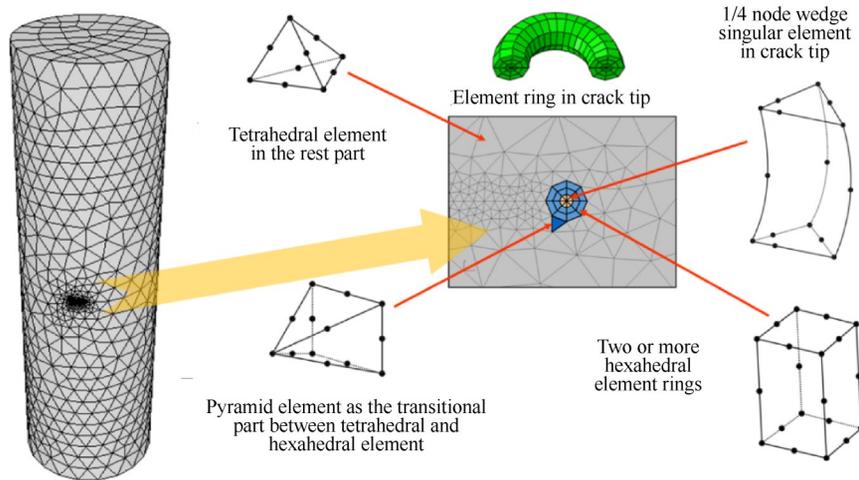


Fig. 7 Schematic of meshing of model containing crack

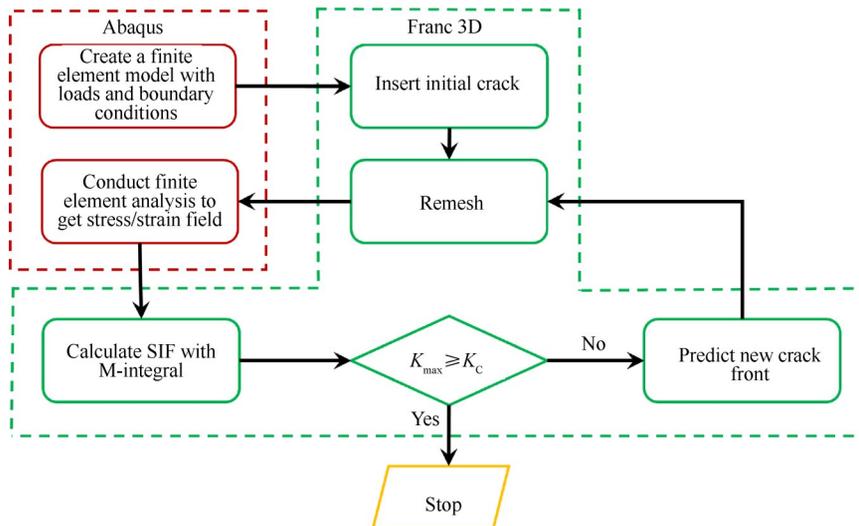


Fig. 8 Flowchart of simulation of crack propagation

强度因子比值的的关系确定, 见式(7), 然后重复步骤(3)~(6), 直至裂纹尖端的最大应力强度因子达到断裂韧度, 裂纹扩展过程终止。

$$\frac{\Delta a_i}{\Delta a_{median}} = \left(\frac{\Delta K_i}{\Delta a_{median}} \right)^m \quad (7)$$

裂纹扩展过程结束后, 裂纹扩展寿命可根据应力强度因子随裂纹长度变化的相关数据按照裂纹扩展速率公式进行积分运算得出。Franc 3D 对每个扩展步中裂纹前沿各个节点积分运算得到的循环数 N 进行平均, 以得到唯一的裂纹扩展寿命结果。具体计算流程如图 9 所示。

将本文的考虑小裂纹效应的裂纹扩展速率模型写为 Franc 3D 扩展子程序。其中函数 `def on_cycles_growth_rate(DK, R, temp)` 的输入为模型各个节点的名义应力强度因子范围, 函数的输出为单个循环的裂纹扩展长度, 即 da/dN 。由于裂纹扩展的门槛值 ΔK_{th} 是裂纹长度 a 的函数, 然而裂纹前沿各个节点实际对应的裂纹长度难以获取, 因此根据每一扩展步下裂纹长度的平均值计算裂纹扩展的门槛值 ΔK_{th} , 即认为同一扩展步中裂纹前沿各点的 ΔK_{th} 是相同的, 每一扩展步下裂纹长度的平均值可由式(8)计算得到。

$$a^{(n)} = a_0 + \sum_{step=1}^n \Delta a_{median} \quad (8)$$

在软件中读入子程序, 并据此计算裂纹扩展寿命。裂纹扩展速率模型中的参数 $C, m, K_C, \Delta K_{th_long}$ 可

通过查阅材料手册获得^[19]; 微观结构的特征尺寸 d 取为晶粒尺寸; ΔK_{th_eff} 及 k 的取值参照此前的研究工作^[20], 各参数取值如表 2 所示。

3.3 数值分析结果与讨论

对源于自然及人工缺陷的 FGH96 合金标准试棒进行裂纹扩展的数值分析, 裂纹前沿中间最深点的应力强度因子随裂纹长度变化的曲线如图 10 所示。根据初始裂纹长度所对应的裂纹扩展的门槛值是否达到长裂纹门槛值可判断出, 源于自然缺陷的初始裂纹为小裂纹, 而源自人工缺陷的初始裂纹为长裂纹。

裂纹扩展速率曲线如图 11 所示, 在双对数坐标系下, 长裂纹的裂纹扩展速率与名义应力强度因子范围之间的关系为一条直线, 然而对于源于自然缺陷的裂纹, 裂纹扩展初期的裂纹扩展速率要明显高于相同应力强度因子范围下长裂纹扩展速率, 这是由于初始裂纹为小裂纹, 其门槛值低于长裂纹门槛值, 使得有效应力强度因子范围增加。而源于人工缺陷的裂纹由于初始裂纹尺寸较大, 疲劳裂纹扩展的全过程都属于长裂纹阶段, 没有表现出小裂纹效应。

裂纹扩展过程中裂纹长度随循环数变化曲线如图 12 所示, 从图中可以看出, 在小裂纹阶段, 裂纹扩展较慢, 而在长裂纹阶段, 裂纹迅速扩展至失稳断裂。其中, 源于自然缺陷的裂纹的扩展过程中小裂

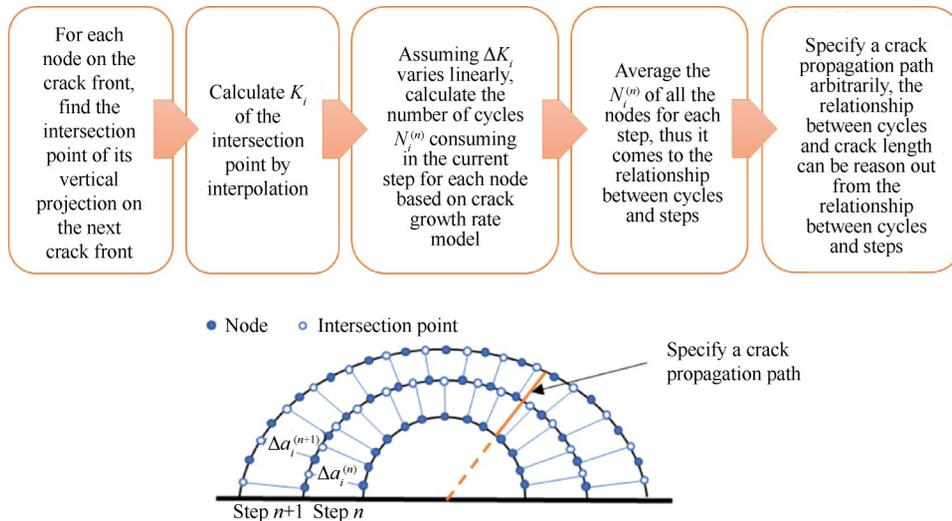


Fig. 9 Flowchart of calculation of crack propagation life

Table 2 Parameters of crack growth rate model

Parameter	$C/\left(\frac{\text{mm/cycle}}{\text{MPa}\sqrt{\text{m}}}\right)$	m	$K_C/\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	$\Delta K_{th_long}/\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	$\Delta K_{th_eff}/\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	k/mm^{-2}	$d/\mu\text{m}$
Value	3.29×10^{-8}	2.62	105.73	1.9	8	20	23

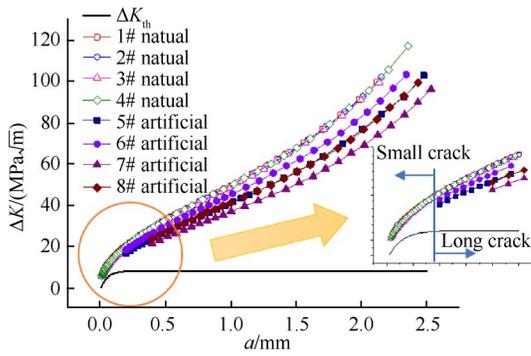


Fig. 10 Relationship between stress intensity factors and crack length

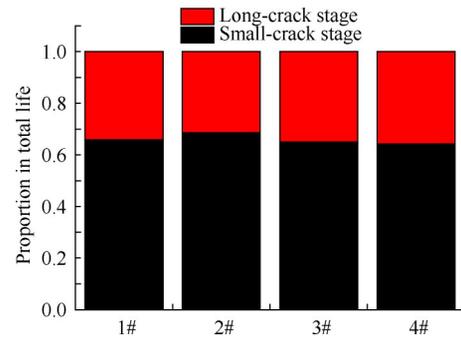


Fig. 13 Proportion of small-crack and long-crack stage in total life

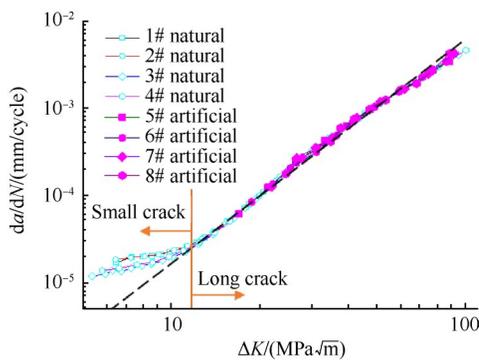


Fig. 11 Crack growth rate curve

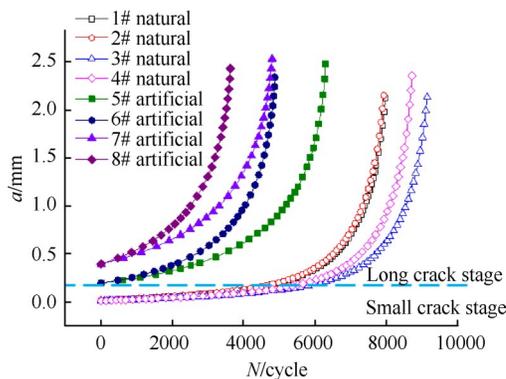


Fig. 12 Relationship between crack length and cycles

纹阶段与长裂纹阶段占裂纹扩展总寿命的比重如图13所示,可见小裂纹阶段的占比均达60%以上。因此做损伤容限分析时考虑小裂纹阶段的影响是非常必要的。

分别采用考虑小裂纹效应的裂纹扩展速率模型和经典Paris公式模型计算得到的裂纹扩展寿命以及实验寿命结果如表3所示。

对于源于人工缺陷的长裂纹,采用本文方法与直接采用Paris公式将得到相同的计算结果。在不同载荷及不同初始裂纹尺寸条件下,源于人工缺陷的长裂纹的寿命数值计算结果与实验结果相比都略微偏于保守,这是由于本文的研究在数值模拟计算

Table 3 Comparison of numerical and experimental results for crack propagation life

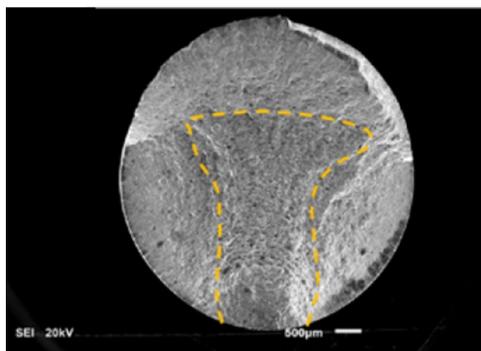
Defect type	No.	Experimental result	Numerical result	
			Model in this paper	Paris law
Natural defect	1#	8581	7967	12708
	2#	9504	7919	12576
	3#	10322	9137	14571
	4#	11119	8684	13995
Artificial defect	5#	6832	6287	6287
	6#	5443	4865	4865
	7#	6016	4794	4794
	8#	4609	3621	3621

时将缺陷直接视为初始裂纹,事实上缺陷并不等同于裂纹,在循环载荷的作用下,裂纹从缺陷处萌生的过程要消耗一部分寿命。裂纹萌生过程通常是由于循环载荷作用下局部不可逆塑性变形的累积而导致裂纹形核,然而在高温及存在材料缺陷的条件下,氧化导致的晶界脆化及夹杂物与基体的热变形不匹配等因素会加速裂纹的萌生,使得裂纹萌生阶段与裂纹扩展阶段相比很短^[21]。Miller等^[22]甚至提出对于含表面缺陷的材料来说裂纹萌生阶段不存在。Zerbst等^[23]认为在常规加载条件下(指的是通常的低循环疲劳加载范围,不包含载荷较小、寿命很长的情况)夹杂的存在使得材料在循环载荷作用下迅速开裂,甚至可能在第一个加载循环就萌生裂纹,因此在建立基于断裂力学的寿命预测模型时,出于对寿命的保守估计可以将材料中的缺陷视为材料中原本就存在的微裂纹。

对于源于自然缺陷的小裂纹,采用本文方法得到的寿命计算结果与实验结果相比吻合较好,略微偏于保守,与人工缺陷的数值计算结果类似。若不考虑小裂纹效应,直接采用Franc 3D软件所提供的Paris公式进行计算,将会得到不保守的寿命预测结

果,且与实验结果的偏差较大。因此,对源于材料自然缺陷的疲劳裂纹进行裂纹扩展数值模拟分析时,考虑小裂纹效应是必要的,本文方法能够充分考虑裂纹扩展过程中小裂纹阶段的特点,适用于分析疲劳裂纹扩展的全过程。

疲劳裂纹扩展区域形貌如图14所示,左侧为4#试件断口的扫描电镜图,右侧为数值模拟得到的裂纹扩展痕迹图。内部的裂纹前缘由于较高的拘束作用而呈现出“隧道效应”,自由表面的裂纹由于较低的拘束作用而扩展缓慢^[24]。然而在本文的裂纹扩展的数值模拟分析中没有考虑到裂纹的三维拘束效应,因此最终所得到的裂纹扩展的痕迹图没有反映出这一现象。航空发动机部件上的裂纹大多呈现出明显的三轴应力状态,考虑三维拘束效应的非穿透裂纹扩展的数值模拟方法有待进一步探究。



(a) Experimental result



(b) Numerical simulation

Fig. 14 Morphology of crack propagation area

4 结论

通过本文研究,得到如下结论:

(1)对于从材料自然缺陷处萌生的微裂纹,其小裂纹扩展阶段占裂纹扩展总寿命的比重可达60%以上,因此对含缺陷材料做损伤容限分析时考虑小裂纹阶段的影响是非常必要的。

(2)采用本文方法分析源于人工缺陷的长裂纹得到的寿命计算结果与直接采用Paris公式的结果一致,且与实验结果吻合。

(3)采用本文方法分析源于人工缺陷的小裂纹得到的寿命计算结果与实验结果吻合较好,但若直接采用Franc 3D软件所提供的Paris公式将会得到不保守的寿命预测结果,且与实验结果偏差较大。

综上所述,本文所建立的方法能够充分考虑小裂纹扩展行为的特点,适用于分析缺陷致裂的疲劳裂纹扩展全过程。

致谢:感谢国家自然科学基金的资助。

参考文献

- [1] 刘新灵,陶春虎.粉末高温合金缺陷特性及寿命预测方法研究进展和思考[J].材料导报,2013,27(S1):92-96.
- [2] United States Air Force. MIL-STD-1783B Engine Structural Integrity Program[S].
- [3] Beres W, Dudzinski D, Murzionak A. Fatigue Crack Growth Rate Evaluation in a Turbine Disc after Spin Rig Testing[C]. Ottawa: 12th International Conference on Fracture, 2013.
- [4] Hou J, Wescott R, Attia M. Prediction of Fatigue Crack Propagation Lives of Turbine Discs with Forging-Induced Initial Cracks[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2014, 131: 406-418.
- [5] 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.
- [6] Jiang R, Song Y D, Reed P A. Fatigue Crack Growth Mechanisms in Powder Metallurgy Ni-Based Superalloys—A review[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 141(10).
- [7] Romanoski G R. The Fatigue Behavior of Small Cracks in Aircraft Turbine Disk Alloys[D]. Cambridge: Massachusetts Institute of Technology, 1990.
- [8] Connolley T, Starink M J, Reed P A. Effect of Oxidation on High Temperature Fatigue Crack Initiation and Short Crack Growth in Inconel 718[C]. Champion: International Symposium on Superalloys, 2000.
- [9] 张丽,吴学仁,黄新跃.GH4169合金自然萌生小裂纹扩展行为的试验研究[J].航空学报,2015,36(3):840-847.
- [10] 刘晓菲.FGH96粉末高温合金疲劳小裂纹扩展行为及寿命预测研究[D].南昌:南昌航空大学,2019.
- [11] Kitagawa H, Takahashi S. Application of Fracture Mechanics to Very Small Cracks or the Cracks in the Early Stage[C]. Cleveland: Proceeding of 2nd International

- Conference on Mechanical Behavior of Materials*, 1976: 627-631.
- [12] Tanaka K, Akinawa Y. Resistance-Curve Method for Predicting Propagation Threshold of Short Fatigue Cracks at Notch[J]. *International Journal of Fatigue*, 1988, 30(6): 863-876.
- [13] Zhu W, Minakawa K, McEvily A J. On the Influence of the Ambient Environment on the Fatigue Crack Growth Process in Steels [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1986, 25(3): 361-375.
- [14] Tabernig B, Pippan R. Determination of the Length Dependence of the Threshold for Fatigue Crack Propagation [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2002, 69(8): 899-907.
- [15] Chen Q, Kawagoishi N, Nisitani H. Evaluation of Fatigue Crack Growth Rate and Life Prediction of Inconel 718 at Room and Elevated Temperatures [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2000, 277(1/2): 250-257.
- [16] Miao G L, Yang X G, Shi D Q. Competing Fatigue Failure Behaviors of Ni-Based Superalloy FGH96 at Elevated Temperature [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 668: 66-72.
- [17] Shi Y, Yang X G, Yang D D, et al. Evaluation of the Influence of Surface Crack-Like Defects on Fatigue Life for a P/M Nickel-Based Superalloy FGH96 [J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 137(10): 627-631.
- [18] Liu H, Yang X G, Li S L, et al. A Numerical Approach to Simulate 3D Crack Propagation in Turbine Blades [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2020, 171(10): 863-876.
- [19] 程荣辉, 苏彬. 某型航空发动机设计用材料力学性能手册 [M]. 北京: 航空工业出版社, 2009.
- [20] Shi Y, Yang D D, Yang X G, et al. The Effect of Inclusion Factors on Fatigue Life and Fracture-Mechanics-Based Life Method for a P/M Superalloy at Elevated Temperature [J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 131(10): 899-907.
- [21] Zerbst U, Madia M, Klingner C, et al. Defects as a Root Cause of Fatigue Failure of Metallic Components.I: Basic Aspects [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2019, 97: 777-792.
- [22] Miller K J, O'donnell W J. The Fatigue Limit and Its Elimination [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1999, 22(7): 545-557.
- [23] Zerbst U, Madia M, Hellmann D. An Analytical Fracture Mechanics Model for Estimation of S-N Curves of Metallic Alloys Containing Large Second Phase Particles [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2012, 82: 115-134.
- [24] 王琼琦, 李荣锋, 张显程, 等. CTOA断裂准则的发展及应用 [J]. *压力容器*, 2020, 37(8): 42-51.

(编辑:朱立影)