

车削表面及微观结构影响小裂纹形核扩展概率模型^{*}

杨 茂¹, 陆 山¹, 刘小桃¹, 秦仕勇², 许文昌², 潘 容²

(1. 西北工业大学 动力与能源学院, 陕西 西安 710129;

2. 中国航发四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610500)

摘 要: 车削试件疲劳行为受表面状态及材料微观结构影响显著。为提高对车削件初始寿命及分散性的预测精度, 将车削表面粗糙度、残余应力及材料微观结构作为输入参数, 提出综合考虑以上因素影响的随机小裂纹形核扩展概率模型。针对高温合金X材料, 在开展试验的数据基础上, 识别刀痕深度、残余应力及晶粒尺度随机分布参数, 并建模, 进而识别了晶体塑性本构、小裂纹形核及扩展模型参数。对高温合金X盘坯不同晶区取样等直棒试件宏观裂纹的萌生过程仿真结果表明: 当前模型各晶区仿真寿命抽样分布 $\pm 2\sigma$ 区间全覆盖相应试验寿命, 且寿命均值在试验寿命均值1.1倍分散带内。此外, 模型仿真的萌生裂纹宏观形貌与试验观测断口形貌相仿。

关键词: 表面粗糙度; 残余应力; 材料微观结构; 小裂纹形核扩展; 萌生寿命

中图分类号: V231.95 文献标识码: A 文章编号: 1001-4055 (2023) 03-210729-09

DOI: 10.13675/j.cnki. tjjs. 210729

Probabilistic Model of Small Crack Nucleation and Propagation Considering Turning Surface and Microstructure Influence

YANG Mao¹, LU Shan¹, LIU Xiao-tao¹, QIN Shi-yong², XU Wen-chang², PAN Rong²

(1. School of Power and Energy, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710129, China;

2. AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, China)

Abstract: The fatigue behavior of turning specimens is significantly affected by surface state and material microstructure. In order to improve the prediction accuracy of initiation life and its dispersion of turning components, a probabilistic model of random small crack nucleation and propagation was proposed with turning surface roughness, residual stress and material microstructure taken as input parameters. For superalloy X material, the random distribution parameters of turning tool path depth, residual stress and grain size were identified and modeled based on the experimental data. Then, parameters of the crystal plastic constitutive model and the small crack nucleation and propagation model were identified. The simulation results of macroscopic crack initiation process of superalloy X uniform-cross-section bar specimens with different grain size show that the $\pm 2\sigma$ range of simulation life sampling distribution in each grain region by the present model fully covers the corresponding test lives, and the average simulation life is within the 1.1 times dispersion zone of the average test life. In addition, the macroscopic morphology of the initiation cracks simulated by the proposed model is quite similar to that observed in the specimen's fracture.

^{*} 收稿日期: 2021-10-20; 修订日期: 2022-06-07。

作者简介: 杨 茂, 博士生, 研究领域为镍基高温合金疲劳裂纹行为仿真及晶体塑性理论。

通讯作者: 陆 山, 博士, 教授, 研究领域为航空发动机零部件强度、寿命及可靠性。E-mail: shanlu@nwpu.edu.cn

引用格式: 杨 茂, 陆 山, 刘小桃, 等. 车削表面及微观结构影响小裂纹形核扩展概率模型[J]. 推进技术, 2023, 44(3): 210729. (YANG Mao, LU Shan, LIU Xiao-tao, et al. Probabilistic Model of Small Crack Nucleation and Propagation Considering Turning Surface and Microstructure Influence[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2023, 44(3):210729.)

Key words: Surface roughness; Residual stress; Material microstructure; Small crack nucleation and propagation; Initiation life

1 引 言

材料的疲劳破坏可分为四个阶段:微裂纹的孕育及初期扩展、小裂纹的扩展、长裂纹的扩展及最终断裂^[1]。其中,第一阶段还被称为小裂纹的形核过程,微裂纹孕育、初期扩展及小裂纹扩展至宏观裂纹萌生尺寸的过程即为宏观裂纹萌生过程。由于可靠性要求高,航空发动机盘类部件的临界裂纹尺寸较小,安全寿命只考虑宏观裂纹萌生阶段,例如对航空发动机涡轮盘,裂纹半长度超过0.38mm,即认为形成工程初始裂纹,轮盘到寿^[2]。因此,宏观裂纹萌生寿命(以下简称萌生寿命)在盘类部件疲劳问题中占有重要地位。

作为航空发动机盘类件常用加工方式,车削对零部件疲劳寿命影响的研究由来已久,且以试验研究为主,数值模拟研究较少。试验研究^[3-4]发现车削表面状态对试件疲劳的影响主要体现在三方面:表层残余应力,表层塑性变形及其损伤,缺口应力集中。其中,表面残余应力的影响相对显著,且合理的控制进给量、刀尖圆弧等车削参数使表层产生压残余应力有利于获得长的零部件疲劳寿命^[4]。陆山等^[5]将表面加工刀痕等效为裂纹,推导了裂纹深度密度函数;提出了利用经验公式,结合有限元应力分析计算复杂结构孔边裂纹应力强度因子的推广经验公式方法。进而建立了给定分布下表面裂纹扩展寿命可靠度的蒙特卡洛法和概率求和法。Zhan等^[4]利用连续损伤力学计入加工时产生的塑性损伤对疲劳寿命的影响,其研究表明表层残余拉应力及塑性应变显著降低试件疲劳寿命,若除去表层塑性作用,试件寿命可延长约250%。徐瑞瑞^[6]、陈庆源^[7]将表层残余应力按拉、压区域分区平均,并将其代入外载荷应力历程中,同时按照理论应力集中系数考虑表面粗糙度对最大应力的放大,代入修正SWT模型计算对应疲劳寿命,与试验结果吻合良好。

除表面状态外,材料微观结构差异同样会显著影响零部件的疲劳寿命。试验研究表明,晶粒尺寸、晶粒取向、二次相、夹杂及邻近晶粒相互作用等微观结构特征对多晶合金的疲劳行为起主导作用,并且对试件寿命的分散性有显著影响^[8]。疲劳微裂纹倾向于形核于微观结构中尺寸较大的颗粒^[9](晶粒或夹杂),但是否扩展取决于周围晶粒的特性^[10],因此其

裂纹萌生扩展行为取决于一定体积内微观结构的综合作用。基于试验研究数据,以Voronoi多边形模拟晶粒结构并辅以晶体塑性本构的晶体塑性有限元方法(CPFEM)已被用于各类多晶合金疲劳行为的模拟^[11-14]。这类方法往往仅针对结构中最危险区域的表征体^[14]或统计意义下结构的表征体^[12-13]进行分析,单个表征体含有一定数目的晶粒并继承宏观结构的载荷特征且每个晶粒划分一定数目的计算网格,在此基础上分析获得晶粒的响应,提取晶粒级疲劳指示量,进而获得构件疲劳寿命或疲劳特征相关量分布规律。由于需要在晶粒内部划分网格,该类模型计算量大。与CPFEM不同,Yang等^[15]将外部Eshelby张量引入自洽模型,提出能考虑局部晶粒相互作用的局部集中作用张量,并在满足宏微观内部虚功相等的条件下建立多晶体局部自洽塑性模型,可直接由宏观载荷求解出内部晶粒的体积平均应力应变信息而无需在晶粒层面上划分网格,进而以较小的计算代价获得反映微观结构影响的疲劳寿命。

疲劳裂纹萌生寿命与表面状态及材料微观结构密切相关。本文提出综合考虑这两种因素的随机小裂纹形核扩展概率模型。以某新型镍基高温合金双性能盘材(下文简称“高温合金X”)为研究对象,设计试验,识别本文模型参数,并进行疲劳等直棒试件宏观裂纹萌生寿命及特性仿真验证。

2 小裂纹形核扩展模型

2.1 多晶体局部自洽塑性模型

晶体的塑性变形主要由特定滑移系的剪切变形构成

$$\boldsymbol{l}^p = \sum_{\alpha=1}^n \dot{\gamma}^{\alpha} \boldsymbol{m}^{\alpha} \otimes \boldsymbol{n}^{\alpha} \quad (1)$$

式中 $\boldsymbol{l}^p$ 为当前构型的塑性变形速度梯度, $\dot{\gamma}^{\alpha}$ 为 α 滑移系上的剪切应变率, $\boldsymbol{m}^{\alpha}$ 及 $\boldsymbol{n}^{\alpha}$ 为当前构型中滑移系 α 的滑移方向及滑移面法向。一般用幂函数关系描述晶体中滑移系的剪切变形^[16],即

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = \dot{\gamma}^0 \left[\frac{|\tau^{\alpha} - \chi^{\alpha}|}{\kappa_s^{\alpha}} \right]^m \text{sign}(\tau^{\alpha} - \chi^{\alpha}) \quad (2)$$

式中 τ^{α} , χ^{α} 及 κ_s^{α} 分别为 α 滑移系上的分解切应力、背应力及滑移阻力, $\dot{\gamma}^0$ 为参考剪切应变率, m 为率相关敏感系数。

在单晶体塑性本构基础上,Yang等^[15]将多晶体

等效为匀质体而将晶粒等效为匀质体内部球形异质体,进一步建立多晶体局部自洽塑性(PLSCP)模型。在晶粒层面,晶粒的变形增量 $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}$ 与匀质体变形增量 $\Delta\boldsymbol{E}$ 之间满足

$$\Delta\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{M}:\Delta\boldsymbol{E} \quad (3)$$

进而,在晶体塑性本构的基础上,可进一步获得晶粒的应力 $\boldsymbol{\sigma}$ 及切线模量 $\boldsymbol{C}^p$ 。在匀质体层面,匀质体变形增量 $\Delta\boldsymbol{E}$,应力 $\boldsymbol{\Sigma}$ 及切线模量 $\boldsymbol{C}^p$ 满足

$$\begin{aligned} \Delta\boldsymbol{E} &= \langle \Delta\boldsymbol{\varepsilon} \rangle \\ \boldsymbol{\Sigma} &= \langle \boldsymbol{M}^T:\boldsymbol{\sigma} \rangle \\ \boldsymbol{C}^p &= \langle \boldsymbol{M}^T:\boldsymbol{C}^p:\boldsymbol{M} \rangle \end{aligned} \quad (4)$$

式中 $\langle \cdot \rangle$ 表示体积加权平均。借助PLSCP模型,可以在宏观变形历史已知的基础上,求解各晶粒的应力应变及滑移内变量,并作为寿命计算的基础数据供后续使用。

2.2 微观结构相关小裂纹形核模型

小裂纹的形核过程一般包括微裂纹的孕育及初期扩展两个过程,假设其对应的寿命分别为 N_{incu} 及 N_{MSC} ,则相应的形核寿命 N_N 为这两个过程的寿命之和,即 $N_N = N_{\text{incu}} + N_{\text{MSC}}$ 。孕育寿命 N_{incu} 与晶粒内疲劳指示因子 P_{FIP} 之间满足修正的Coffin-Manson关系,即

$$N_{\text{incu}} P_{\text{FIP}}^c = \frac{\alpha_g}{d_g} \quad (5)$$

式中 c 为Coffin-Manson指数, α_g 为材料常数, d_g 为有效晶粒尺寸。形核后,早期微裂纹的扩展速率满足^[17]

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{MSC}} = A_{\text{FS}} \bar{d}_g \tau_s P_{\text{FIP}} a \quad (6)$$

式中 A_{FS} 为材料常数, $\bar{d}_g$ 为平均晶粒尺寸, $\tau_s = \sigma_s/3.06$ 为临界塑性剪切应力。

本文取晶粒平均Fatemi-Socie疲劳指示因子^[17]作为微裂纹的孕育及初期扩展的指示参数,定义为

$$P_{\text{FS}} = \frac{\Delta\gamma_{\text{net}}^p}{2} \left[1 + k^* \frac{\sigma_n^{\text{max}}}{\sigma_s} \right] \quad (7)$$

式中 $\Delta\gamma_{\text{net}}^p$ 为沿所有滑移方向中的最大剪切应变范围, σ_n^{max} 为最大剪切应变范围所在滑移平面法向应力, k^* 为表征多轴状态及材料的参数,可取为常数。对包含一定数量晶粒的微观体积(下文简称“子块”),借助该指示因子,可获得微裂纹的孕育及扩展寿命,进而可获得小裂纹的形核寿命^[15]。本文中,小裂纹形核判据参考相似镍基高温合金的疲劳行为仿真研究^[15]取为:微裂纹孕育后扩展至使相邻连续三个晶粒断裂。同时,鉴于子块特征长度 d 仅为平均晶粒尺寸的4~6倍^[15],当三个相邻晶粒起裂时,子块中

大量晶粒已起裂或即将起裂,剩余晶粒不足以维持稳定的受力状态而使变形计算不稳定。为兼顾计算效率及稳定性,数值处理时认为形核判据满足时子块直接形核,对应的寿命即为子块小裂纹形核寿命。

2.3 小裂纹形核扩展模型

考虑到在小裂纹扩展至宏观裂纹萌生尺寸 l_c 阶段,裂纹对结构应力应变场的影响较弱,同时注意到宏观裂纹的萌生及初期扩展沿最大主应力梯度方向^[2],本文引入如下假设:

(1)宏观裂纹在萌生阶段相互独立。

(2)裂纹萌生阶段宏观三维形貌可在最大主应力梯度平面投影为非重叠面。

建立中面为最大主应力梯度面,直径尺寸为 d_0 的半圆盘($d_0 \geq 3l_c$ 以避免边界效应影响)子模型 Ω^c ,如图1所示,在其内部仅考虑一条宏观裂纹的萌生。实际上,在微观结构的影响下,萌生阶段的裂纹沿晶或穿晶,其三维形貌一般波动且不规则^[18],如图1所示。本文忽略微观结构对裂纹形貌的影响但计入其对寿命的影响,取子模型厚度为子块特征长度 d ,并将子模型按 d 细分为 n 子块,其中半圆盘中心的子块也简称作C子块,如图1所示。各子块均利用2.2节小裂纹形核模型仿真其断裂过程。进而,小裂纹的形核扩展可等效为子模型中子块的连续断裂。

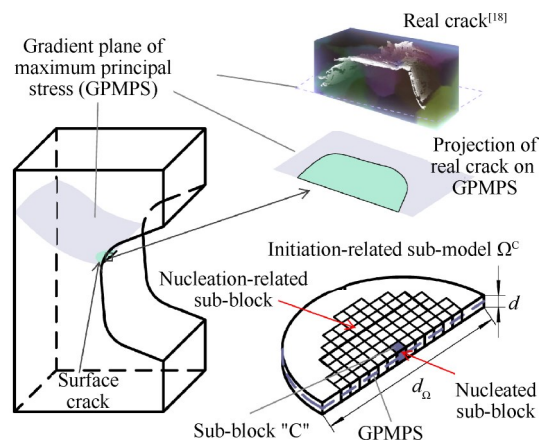


Fig. 1 Projection and equivalent of a real crack on the maximum principal stress gradient plane

基于等效规则,本文按照一定步长模拟小裂纹的扩展。注意到在表面裂纹萌生阶段一般为相对规则的扇形面,本文在模拟小裂纹扩展时子块按照等比面积扩展序列函数 $f(k) = k^2$ 进行扩展,即等效裂纹半长 $a = kd$ 时, Ω^c 中有 k^2 个子块完成形核,而当裂纹由 $kd - d$ 扩展至 kd 时对应需完成形核的子块数为 $f(k) - f(k - 1)$ 。由于本文的形核模型考虑了微观

结构的影响,当前模型等效裂纹在宏观形貌贴合真实裂纹的基础上还保留了局部微观波动,因此更加真实。

当某个子块形核完成后,本文用如下关系考虑已形核子块向周围子块的应力转移

$$\begin{cases} S = S_0 \cdot \left(\frac{S_{\text{cri}}}{S_0} - k_s r^{n'/2} \right), & r \leq R_s \\ S = S_0 \cdot k_e r^{-1/2}, & r > R_s \end{cases} \quad (8)$$

式中 S_0 为所有涉及子块的初始平均应力, S_{cri} 为考虑塑性作用时已形核子块周围允许存在的最大应力, r 为归一化距离,定义为未形核子块距已形核子块簇中心的距离与形核子块簇等效裂纹半长的比值, n' 为系数, k_e, k_s 分别为弹性、塑性衰减系数, R_s 表征塑性区大小,满足 $S_0 \cdot k_e R_s^{-1/2} = \sigma_s$ 。限定转移后未形核子块应力和与所涉及子块初始应力和相等并限定转移应力场在塑性区边界上连续可导,即可获得上式中各参数。在此基础上,考虑已形核子块簇等效裂纹半长为 $a = kd$,按照应力转移规则可获得 Ω^e 内考虑已形成裂纹影响的未形核子块的当前应力。在当前应力基础上,考虑到应力不应影响子块的材料特性,本文按照等概率的方式生成当前应力下的子块寿命,即新生成子块寿命的排序与初始形核寿命排序相同。

基于以上分析,本文的小裂纹形核扩展模型仿真流程如图 2 所示。其中, $\{D\}, \{S\}, \{N_0\}, \{N\}$ 分别为子模型中子块损伤、循环应力、不计损伤形核寿命及剩余形核寿命集合, k 为等比面积扩展序列指示参数, $\{N\}_{f(k)/n}$ 为集合 $\{N\}$ 的 $f(k)/n$ 分位数, N_1 为萌生寿命。按图 2 流程在 Ω^e 中相邻形核子块等效裂纹长度达到宏观裂纹萌生尺度,宏观裂纹萌生,对应寿命累加即为宏观裂纹萌生寿命。

2.4 车削表面应力集中和残余应力及其随机性模型

车削表面状态主要包含两方面信息:表面刀痕导致的应力集中及加工在表面产生的残余应力。考虑到车削加工的工艺特性,本文将车削表面刀痕等效为椭圆缺回转面,如图 3(a) 所示。借助有限元分析可获得不同缺口深宽比 (R_v/R_s) 下循环加载时缺口根部邻域应力幅值放大系数 ($\Delta\sigma/\Delta\sigma_A$),如图 3(a) 所示,可见:相同应力时,随着缺口深宽比的增加,缺口应力幅值放大系数增加且影响域变大,但总体上影响显著区域不超过 0.03mm;应力幅值放大系数随峰值应力改变不明显,无论施加应力是否超过材料屈服,幅值放大系数分布规律几乎一致。不同尺寸小

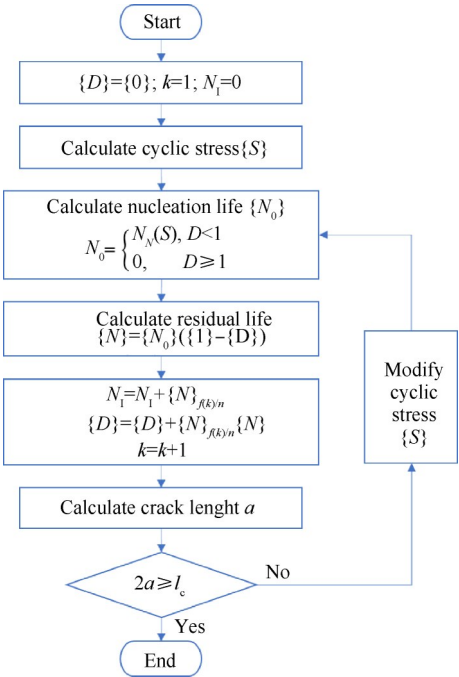


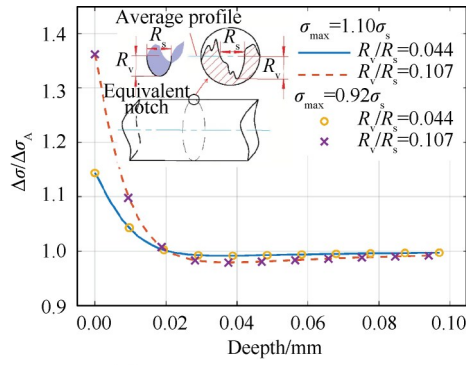
Fig. 2 Flow chart of small crack nucleation and propagation simulation program

裂纹形核计算表面子块内应力幅值放大系数随缺口深宽比变化如图 3(b) 所示,可见随着子块尺寸的增加,应力幅值放大系数减小。对表面子块,按如下方式修正其应力峰值及幅值的变化

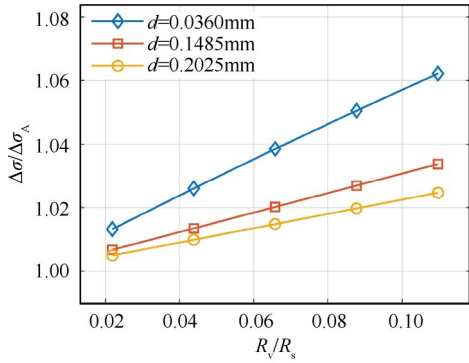
$$\sigma_{\text{max}}^s = K_1^{\text{ep}} \sigma_{\text{max}}, R^s = R_\sigma \quad (9)$$

式中 σ_{max} 及 R_σ 为初始表面子块峰值应力及应力比, σ_{max}^s 及 R^s 为修正后表面子块峰值应力及应力比, K_1^{ep} 为应力幅值放大系数。基于修正后应力计算表面子块形核寿命,进而计入表面缺口的影响。

实际上表面裂纹的萌生寿命与表面上最大深宽比刀痕密切相关,而真实构件对应较大的表面危险面积,存在大深宽比表面缺口的概率较大,会进一步降低表面子块形核寿命。对车削表面,考虑到其回转特性,本节主要确定其在车削进给方向上缺口最大深宽比的分布。基于高温合金 X 轮盘用车削参数加工等直棒试件表面轮廓的粗糙度测量试验的结果,如图 4(a) 所示,获得一定测量长度 ($L_{\text{ref}}=1.6\text{mm}$) 内试件参考表面 Γ_{ref} 上缺口最大深度 $R_{v, \text{max}}$ 分布如图 4(b) 所示。对比发现,最大深度分布贴合对数正态分布(图中以“LND”表示,其中 μ_L 及 σ_L 为分布的均值及标注差),拟合效果如图 4(b) 所示。测量中还发现,给定车削表面缺口宽度波动范围很小,如图 4(a) 所示,本文取为定值 $45.6\mu\text{m}$,因此最大深度缺口即为本文最大深宽比缺口。基于参考表面缺口最大深度分布(定义其为 $N_{\text{ref}}^{\text{max}}$),则等直棒长度 L 考核表面 Γ 上可



(a) Stress amplitude amplification factor along depth



(b) Stress amplitude amplification factor of sub-block with different size at notch root

Fig. 3 Amplification of stress amplitudes in the turning tool path notches

能存在最大缺口深度为

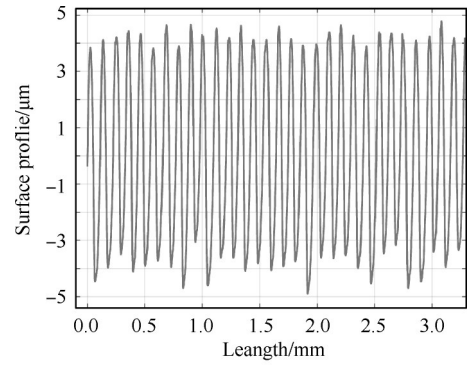
$$R_{v,max}^L = \max(\text{rand}(N_{ref}^{max}, n_L)) \quad (10)$$

式中 $n_L = \left\lceil \frac{L}{L_{ref}} \right\rceil + 1$, $\text{rand}(N, n)$ 表示按分布 N 随机抽样 n 次, $\lceil \cdot \rceil$ 表示取整。按上式抽样获得等直棒直段 $L=18\text{mm}$ 内缺口最大深度分布亦如图 4(b) 所示, 可见随着长度的增加, 表面缺口最大深度均值变大, 分散变小。确定危险表面最大深宽比缺口后, 本文设定车削表面子模型中 C 子块 (如图 1 所示) 首先形核, 并考虑最大深宽比刀痕周向影响的范围, 将 C 子块形核寿命取为该刀痕周向涉及的表面子块形核寿命中的最小值。同时, 为避免重复计入表面缺口影响, 表面子模型内其它表面子块不考率表面缺口影响。

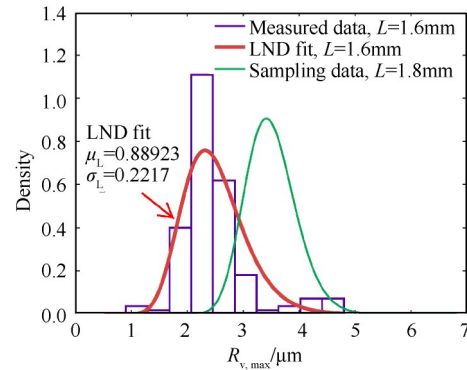
除表面缺口外, 车削表面还存在一定的残余应力。本文按如下方式考虑残余应力对表面子块应力的影响

$$\sigma_{max}^{RS} = \sigma_{max} + \sigma_{RS}, R^{RS} = \frac{\sigma_{max} R_{\sigma} + \sigma_{RS}}{\sigma_{max}^{RS}} \quad (11)$$

式中 σ_{max}^{RS} 及 R^{RS} 为残余应力 σ_{RS} 修正后表面子块峰值应力及应力比, 利用该应力计算表面子块形核寿命, 进而计入残余应力影响。计入表面状态对表面子块



(a) Surface profile



(b) Distribution density of the maximum depth of tool paths on surface

Fig. 4 Measured profile and statistical features of turning surface of superalloy X specimens

的形核寿命影响后, 通过 2.2 及 2.3 节模型即可获得受表面影响的萌生寿命。

利用 LXR D MG2000 X 射线衍射残余应力试验分析系统进行高温合金 X 车削等直棒试件表面残余应力的测量试验。结果表明, 试件表面存在一定的残余拉应力, 两次不同位置的测量结果为 $0.322\sigma_s$, $0.307\sigma_s$ 。陈庆源^[7]在不同车削参数等直棒试件基础上, 进行了全面的车削棒表面残余应力测量, 发现车削表面残余应力存在一定的分散。本文按文献[7]试验测量数据拟合正态分布描述这种分散, 其中标准差为 $0.074\sigma_s$, 并在表面中心子块形核仿真中按该分布随机生成表面残余应力并计入其影响。

3 等直棒小裂纹形核扩展分析

3.1 小裂纹形核扩展模型参数识别

为保证高温合金 X 良好的蠕变疲劳综合性能, 盘坯在制备时采用了双性能热处理^[19], 从而使轮毂及轮缘表现出不同的晶粒组织特性。为识别高温合金 X 小裂纹形核扩展模型参数, 本文设计 (1) 盘坯不同区域材料金相观测试验; (2) 率相关拉伸循环试验; (3) 表面粗糙度及残余应力测量试验及 (4) 高温疲劳

试验。(1)中试件为片试件,(2)~(4)中试件均为等直棒试件,其中,(2),(3)中试件均在轮毂处取样,(4)中试件在轮毂、轮缘及过渡区域分别取样 1 件、3 件及 3 件。第(4)部分试验完成后,还挑选典型断口进行了 SEM 观测分析。

3.1.1 PLSCP 模型参数识别

高温合金 X 盘坯不同区域晶粒组织如图 5 所示,可见不同区域晶粒尺寸差异明显且轮毂区晶粒均匀度较高,轮缘区域次之,过渡区域最差。各区域晶粒尺寸分布采用面积法^[20]统计获得。其中,轮毂区域、轮缘区域及过渡区域平均晶粒尺寸依次为 8 μm, 45 μm 及 33 μm。借助各区域晶粒尺寸统计数据,拟合获得各区晶粒尺寸对数正态分布参数,为后期形核模型微观建模提供晶粒尺寸随机性数据支撑。

在不同区域晶粒尺寸特征识别的基础上,PLSCP 模型的参数基于对高温合金 X 盘坯不同区域取样光滑棒试件、不同应变率拉伸、循环仿真与试验应力应变曲线残差平方和最小寻优获得。优化时,计算区域取为对应区域平均晶粒尺寸的 6 倍且忽略晶粒的尺寸差异。优化获得的高温合金 X 在给定温度下的 PLSCP 模型参数如表 1 所示,其中, E 及 σ_s 为给定温度下材料的弹性模量及屈服应力。优化后的应力应变曲线与试验曲线(见图 6)吻合良好。注意到高温合金 X 材料拉伸循环特性在研究晶粒度范围内变化不明显,如图 6 所示,故在下文中对各个区域采用相同的 PLSCP 模型参数。

3.1.2 小裂纹形核模型参数识别

本文取宏观裂纹萌生长度为 $l_c=0.38\text{mm}$,进而取子模型特征尺寸 $d_\Omega = 3l_c$,同时,兼顾计算效率及微裂

纹的独立性,本文取小裂纹形核计算子块特征长度为 4.5 倍的平均晶粒尺寸。这样,对应轮毂、过渡区及轮缘的计算子块总数分别为 394, 23 及 8,宏观裂纹萌生时需完成形核的相邻子块数分别为 44, 3 及 1。由此可知,对轮缘材料小裂纹形核后长度即达到宏观萌生尺寸。于是,本文选择轮缘区域取样试件的疲劳寿命进行小裂纹形核模型参数识别。由 2.2 节可知,小裂纹形核模型需确定的参数包括: α_g, c, A_{FS} 及 k^* ,其中, c 及 k^* 可参考相近合金取为 $c=2, k^*=0.5$ ^[17]。通常情况下, A_{FS} 由微裂纹初期扩展数据拟合获得,一般难以获得。McDowell^[17]假设在屈服应力下,微裂纹的孕育寿命与其扩展到相邻晶粒的寿命相当,由此可由 α_g 计算 A_{FS} 。相同的假设已应用在其它相似合金的疲劳微裂纹寿命计算中^[15, 17],故本文沿用该假设,小裂纹形核模型仅需标定参数 α_g 。

参考图 5 可知,试件等直段表面最大深度平均值为 3.46 μm,进而表面粗糙度对轮缘表面子块应力幅值的平均放大系数为 1.0171。徐瑞瑞和陈庆源^[6-7]的研究表明,在给定温度及载荷谱下,残余应力随着循环数的增加会发生松弛,稳定时最大可松弛 80%。于是,本文取稳定后残余应力为测量初始残余应力的 20%,在此基础上获得试件的平均寿命,并通过多次迭代优化模型参数,与相对应试验平均寿命对比逼近,最终标定的高温合金 X 小裂纹形核模型参数为 $\alpha_g = 0.0551 \mu\text{m} \cdot \text{cycle}, A_{FS} = 0.723 \times 10^{-4} (\mu\text{m} \cdot \text{MPa} \cdot \text{cycle})^{-1}$ 。

3.2 轮毂等直棒随机小裂纹形核扩展分析

采用标定的模型参数,利用随机小裂纹形核扩展模型分析轮毂取样光滑棒小裂纹形核扩展过程,其中限定计算终止时宏观裂纹长度为 0.76mm。疲劳载荷谱同等直棒试件高温疲劳试验,峰值应力为 $1.1\sigma_s$,应力比 -0.184。小裂纹形核扩展过程中裂纹长度随寿命变化规律 5 次抽样($C_1 \sim C_5$)仿真结果如图 7 所示。可见,由于形核模型考虑了微观晶粒结构分散性且表面子块计入了表面特征随机性影响,形核寿命及扩展寿命存在明显的分散性。此外,随着裂

Table 1 Material parameters of PLSCP model for superalloy X at given temperature

Elastic	$C_{11}=1.462E, C_{12}=1.038E, C_{44}=0.935E$
Plastic	$\dot{\gamma}_0 = 1\text{s}^{-1}, m = 0.021,$
	$h_B = 2.640\sigma_s, r_D = 0.160\sigma_s, q = 1,$
	$h_0 = 0.906\sigma_s, \kappa_{s,0} = 0.479\sigma_s, \kappa_{s,s} = 0.604\sigma_s$

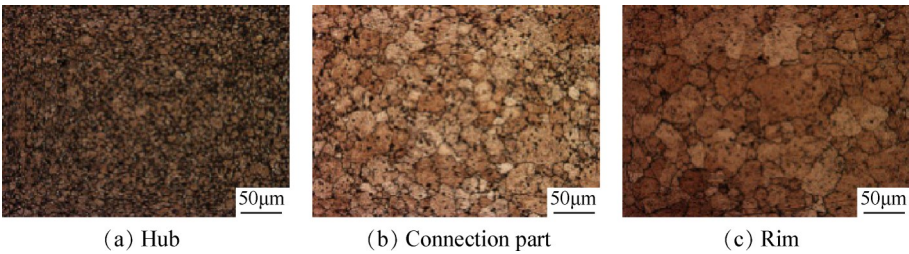
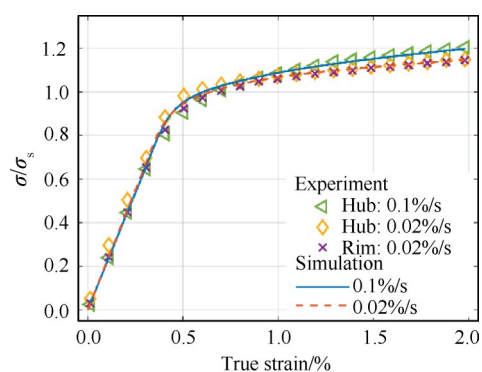


Fig. 5 Optical micrographs of different regions of superalloy X disk



(a) Uniaxial tension

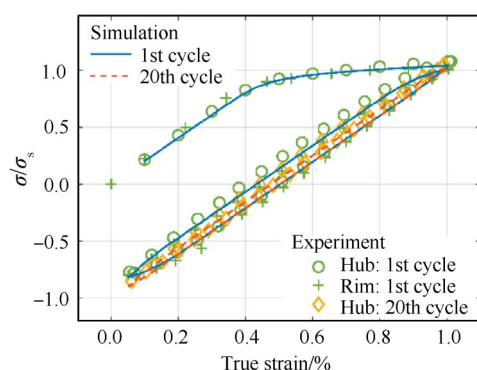
(b) Cyclic loading with strain rate, $\dot{\epsilon}=0.1\%/s$, peak strain $\epsilon_{max}=0.1\%$ and strain ratio $R_e=0.05$

Fig. 6 Simulation and experimental stress-strain responses of the uniform-cross-section bar cut from different region of superalloy X disk

纹长度的增加,裂纹扩展速率不断变大。5次抽样中,前0.38mm寿命占比为85%~92%,表明识别模型参数时本文选择0.38mm作为等直棒试件的宏观裂纹萌生尺寸的合理性。本文7件车削疲劳等直棒试件断口均为表面起裂,其中轮毂区域取样等直棒试件典型SEM观测断口如图8所示。与试验观测相同,模型抽样仿真裂纹形貌同样为表面起裂,其中,第三次抽样模型仿真裂纹形貌如图8所示。总体上,仿真裂纹前沿为半圆形,裂纹从表面形核后向表面及内部等速扩展,与试验断口相似,证明了当前模型的正确性。

3.3 不同晶区等直棒萌生主控寿命验证

不同晶粒尺寸下随机小裂纹形核扩展模型1000次抽样产生0.38mm宏观裂纹对应寿命分布如图9所示。抽样结果显示:(1)随着晶粒尺寸的增大,高温合金X材料疲劳寿命降低,与试验反映规律相同;(2)寿命分散性随晶粒尺寸减小而增大。轮毂区域抽样寿命中分离出小裂纹形核寿命及扩展寿命如图10所示,可知,由于局部子块微观结构的随机性,形核寿命及扩展寿命本身有很大的分散性。对C子

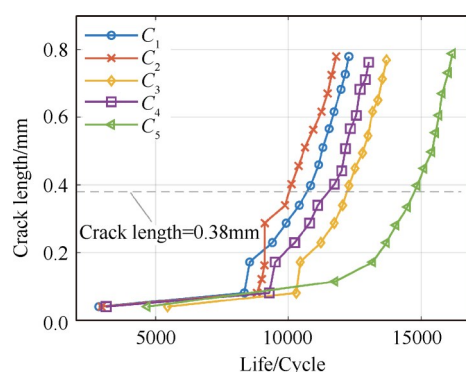


Fig. 7 Model sampling of small crack nucleation propagation of the bar cut from superalloy X hub

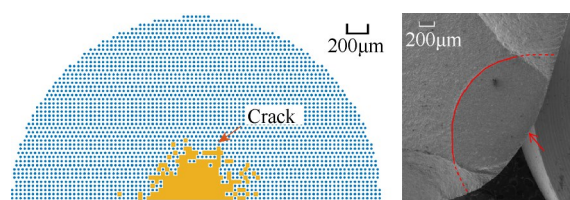


Fig. 8 Initiation crack appearance comparison between simulation (left) and experiment (right)

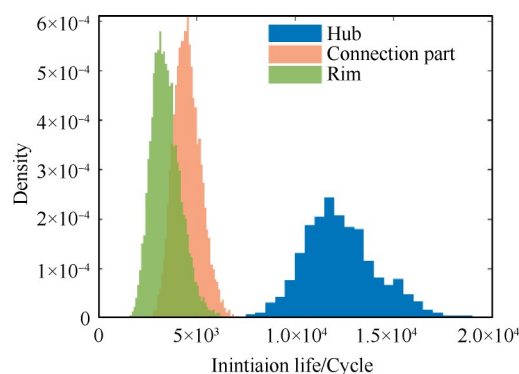


Fig. 9 Model sampling distribution density of macro-crack initiation life for specimens cut from different crystal regions

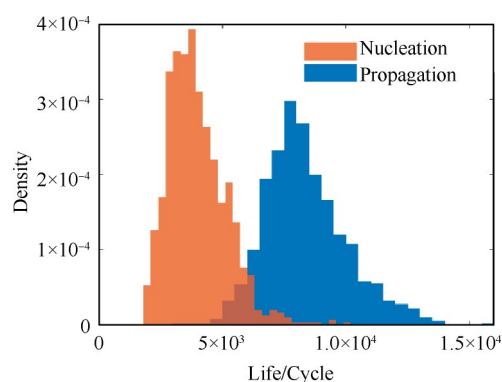


Fig. 10 Small crack nucleation and propagation life distribution density of specimens cut from hub

块,同时还考虑了车削表面状态的随机性,故形核寿命分散性较大。但最终的萌生寿命与一定体积内子

块相关,削弱了单个子块微观结构随机性带来的影响,故而分散性降低。不同晶粒尺寸抽样萌生寿命与高温疲劳试验寿命数据对比如图 11 所示,所有试验寿命均落在仿真寿命分布的 $\pm 2\sigma$ 区间,且抽样均值寿命在试验均值寿命的 1.1 倍分散带内,证明了本文模型的正确性。

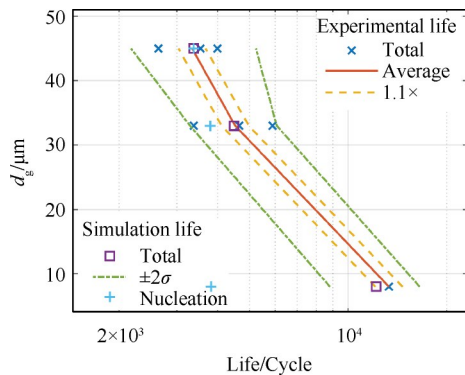


Fig. 11 Comparison between simulation and experiment of macro-crack initiation life of specimens with different grain sizes

4 结 论

本文基于多晶体局部自洽塑性模型提出考虑表面状态及微观结构影响的随机小裂纹形核扩展概率模型以模拟表面宏观裂纹的萌生过程、萌生寿命及其分散,获得以下结论:

(1)模型预测与试验吻合良好,试验宏观裂纹萌生寿命数据在模型预测寿命 $\pm 2\sigma$ 分散区间;不同晶粒尺寸下预测寿命平均值在试验寿命平均值 1.1 倍分散带内;模型预测等直棒萌生裂纹宏观形貌与试验断口观测形貌相似。

(2)随着晶粒尺寸的增加,材料疲劳抗性减弱;受车削表面状态随机性及晶粒尺寸随机性影响,小裂纹形核及初期扩展寿命有较大分散性,但总寿命相关体积较大,微观结构局部分散性影响变弱,仿真等直棒寿命分散约为 3。

本文概率模型已通过车削等直棒疲劳试验得以验证。后续将推广应用于一般构件,如缺口棒试件、轮盘模拟件等进行进一步验证及应用。

参考文献

[1] Zhu X, Gong C, Jia Y F, et al. Influence of Grain Size on the Small Fatigue Crack Initiation and Propagation Behaviors of a Nickel-Based Superalloy at 650°C[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(8):

95-105.

[2] 牟园伟, 陆 山. 基于材料微观特性的涡轮盘疲劳裂纹萌生寿命数值仿真[J]. *航空学报*, 2013, 34(2): 282-290.

[3] Ataollah J, Ulfried R, Wilfried E. The Effect of Machining on the Surface Integrity and Fatigue Life[J]. *International Journal of Fatigue*, 2008, 30(10-11): 2050-2055.

[4] Zhan Z, Hu W, Zhang M, et al. The Fatigue Life Prediction for Structure with Surface Scratch Considering Cutting Residual Stress, Initial Plasticity Damage and Fatigue Damage [J]. *International Journal of Fatigue*, 2015, 74(5): 173-182.

[5] 陆 山, 李 波. 考虑表面加工缺陷的轮盘疲劳寿命分析方法[J]. *航空发动机*, 2014, 40(5): 7-12.

[6] 徐瑞瑞. 某高温合金喷丸表面状态和疲劳寿命建模仿真及试验研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2021.

[7] 陈庆源. 某高温合金表面车加工状态和疲劳寿命仿真及试验研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2021.

[8] Castelluccio G M, Musinski W D, McDowell D L. Recent Developments in Assessing Microstructure-Sensitive Early Stage Fatigue of Polycrystals[J]. *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, 2014, 18(4): 180-187.

[9] Alexandre F, Deyber S, Pineau A. Modelling the Optimum Grain Size on the Low Cycle Fatigue Life of a Ni Based Superalloy in the Presence of Two Possible Crack Initiation Sites[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 50(1): 25-30.

[10] Huang X, Yu H, Xu M, et al. Experimental Investigation on Microcrack Initiation Process in Nickel-Based Superalloy D4GH4169 [J]. *International Journal of Fatigue*, 2012, 42(4): 153-164.

[11] Przybyla C P, McDowell D L. Microstructure-Sensitive Extreme Value Probabilities for High Cycle Fatigue of Ni-base Superalloy IN100[J]. *International Journal of Plasticity*, 2010, 26(3): 372-394.

[12] Przybyla C P, McDowell D L. Simulated Microstructure-sensitive Extreme Value Probabilities for High Cycle Fatigue of Duplex Ti-6Al-4V [J]. *International Journal of Plasticity*, 2011, 27(12): 1871-1895.

[13] 韩世伟, 石多奇, 杨晓光, 等. 微结构相关的高循环疲劳分散性计算方法研究[J]. *金属学报*, 2016, 52(3): 289-297.

[14] Lin B, Zhao L G, Tong J, et al. Crystal Plasticity Modeling of Cyclic Deformation for a Polycrystalline Nickel-

- Based Superalloy at High Temperature [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527 (15): 3581–3587.
- [15] Yang M, Lu S. A Microstructure-Based Homogenization Model for Predicting the Low-Cycle Fatigue Initiation Life of GH4169 Superalloy [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2021, 44 (6): 1546–1561.
- [16] Marin E B. On the Formulation of a Crystal Plasticity Model[R]. SAND 2006–4170.
- [17] McDowell D L. Simulation-Based Strategies for Microstructure-Sensitive Fatigue Modeling [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 468: 4–14.
- [18] King A, Ludwig W, Herbig M, et al. Three-Dimensional in Situ Observations of Short Fatigue Crack Growth in Magnesium [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59 (17): 6761–6771.
- [19] 刘建涛, 陶宇, 张义文, 等. FGH96 合金双性能盘的组织与力学性能 [J]. 材料热处理学报, 2010 (5): 71–74.
- [20] ASTM PA 19428–2959. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size [S].

(编辑:梅 瑛)