考虑服役微结构状态的镍基合金低周疲劳寿命 预测方法^{*}

谭 龙1,杨晓光1,2,孙燕涛3,范永升1,4,石多奇1,5

(1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院,北京 102206;
 2. 南昌航空大学 飞行器工程学院,江西 南昌 330063;
 3. 北京航空工程技术研究中心,北京 100076;
 4. 北京航空航天大学 航空发动机研究院,北京 102206;
 5. 航空发动机结构强度北京市重点实验室,北京 102206)

摘 要:定向凝固/单晶镍基合金在服役过程中受高温、外载和时间的复杂影响会发生微结构退化, 从而导致其低周疲劳性能降低。为了预测微结构退化镍基合金的低周疲劳寿命,探索材料微结构退化导 致疲劳寿命缩短的机理,假定材料在标准热处理状态下承受更大载荷而不改变材料在给定载荷下的疲劳 损伤机制和规律,基于连续损伤力学和应变能密度理论建立了考虑微结构状态的镍基合金寿命预测方 法。采用前期开展的微结构粗化/筏化DZ125镍基合金低周疲劳试验结果,对两种模型预测结果进行了 验证。结果表明:两种模型预测结果与试验结果相吻合,模型预测结果控制在±3倍分散带内。考虑微 结构状态的疲劳寿命预测方法能够有效地捕捉微结构粗化/筏化对合金低周疲劳寿命的劣化作用。该方 法将高温部件的疲劳性能评估在传统的载荷-寿命二维平面上增加了考虑时间作用的微结构退化维度。

关键词: 高温合金; 微结构退化; 低周疲劳; 损伤力学; 应变能密度; 寿命预测

中图分类号: V231.95 文献标识码: A 文章编号: 1001-4055 (2022) 02-210531-08 **DOI**: 10.13675/j.cnki. tjjs. 210531

Low Fatigue Life Prediction Methods for Ni-based Superalloys Considering Microstructure State in Service

TAN Long¹, YANG Xiao-guang^{1,2}, SUN Yan-tao³, FAN Yong-sheng^{1,4}, SHI Duo-qi^{1,5}

(1. School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 102206, China;

2. School of Aircraft Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

3. Beijing Aeronautical Engineering Technical Research Center, Beijing 100076, China;

4. Research Institute of Aero-Engine, Beihang University, Beijing 102206, China;

5. Beijing Key Laboratory of Aero-Engine Structure and Strength, Beijing 102206, China)

Abstract: Owing to the complex influence of the elevate temperature, external loads and long service time, the microstructural morphology of the Ni-based superalloy deteriorates inevitably, including coarsening and rafting of the γ' precipitates, which results in the reduction in low cycle fatigue (LCF) resistance of directional solidification (DS) and single crystal (SC) Ni-based superalloys. In order to predict the LCF life of the microstructure

^{*} 收稿日期: 2021-08-05; 修订日期: 2021-09-01。

基金项目:国家科技重大专项(2017-IV-0012-0049; 2019-IV-0017-0085);国家自然科学基金(12172021)。

作者简介:谭 龙,博士生,研究领域为航空发动机高温结构强度。

通讯作者:范永升,博士,研究领域为航空发动机高温结构强度。

引用格式: 谭 龙,杨晓光,孙燕涛,等.考虑服役微结构状态的镍基合金低周疲劳寿命预测方法[J].推进技术,2022,43
 (2):210531. (TAN Long, YANG Xiao-guang, SUN Yan-tao, et al. Low Fatigue Life Prediction Methods for Ni-based Superalloys Considering Microstructure State in Service[J]. Journal of Propulsion Technology, 2022, 43(2):210531.)

degradation superalloys, the worsening of fatigue resistance owing to the microstructure degradation is converted into that the superalloy suffers more severe loading under the standard heat treatment conditions, while the mechanism of the fatigue failure remain unchanged under specified loads. LCF prediction models considering the microstructure state were established and verified based on the continuous damage mechanics (CDM) and the strain energy density (SED) theory, respectively. The prediction results of the two models were verified by the experimental results of LCF tests on the coarsening / rafting DZ125 SC Ni-based superalloy carried out previously by us. The results indicate that the predicting results of the two models are in good agreement with the experimental results, and the predicting results are controlled within a three coefficient of scatter. The fatigue life prediction methods could effectively capture the microstructure deterioration of coarsening / rafting on LCF life of the alloy. Moreover, the fatigue performance evaluation of high temperature components is expanded from the traditional two-dimensional load-life plane to the microstructure degradation dimension including time effect.

Key words: Superalloy; Microstructure degradation; Low cycle fatigue; Damage mechanics; Strain energy density; Life prediction

1 引 言

航空发动机涡轮叶片在服役过程中承受严酷的 温度载荷和机械载荷,一般选用定向凝固/单晶镍基 高温合金制造^[1-2]。图1给出了定向凝固DZ125镍基 高温合金的显微形貌[3]。这类材料在微观层面主要 由γ相基体和立方体形貌的第二相强化粒子γ'相组 成,在标准热处理状态下 y'相呈现规则的立方体形 貌,如图1(a)所示。定向凝固/单晶镍基合金在外加 载荷和高温的作用下,初始立方体形貌的γ/相会沿着 某一特定方向相互连接成板状或者针状结构,这种 现象称为筏化。在早期阶段, y'相形貌的变化起主导 作用;而在筏化后期,γ/相与γ基体通道相各向同性长 大,此阶段粗化起主导作用。合金在负错配和拉伸 应力(或正错配与压缩载荷)作用下,γ/相沿垂直于载 荷方向连接成板状结构,产生N型筏化^[4],如图1(b) 所示。在典型服役条件下,定向凝固/单晶镍基高温 合金 γ'/γ 两相组织短时间内会出现筏化现象^[5]。Ott 等^[6]研究了三种不同组织形貌的CMSX-4/6单晶合金 在高温下的低周疲劳(LCF)性能,指出N型筏化的γ' 相相比于立方体形貌的γ相降低了合金的疲劳寿命。 Kirka^[7]系统开展了不同筏化形貌对定向凝固高温合 金CM247LC-DS热机械疲劳(TMF)行为影响的研究, 结果表明粗化和N型筏化形态的y'相降低了合金同 相位TMF寿命。这种材料整体组织退化大大降低了 合金的高温力学性能,特别是导致涡轮叶片的抗疲 劳性能降低,严重威胁发动机的服役安全[8]。发展考 虑微结构状态的镍基合金疲劳寿命预测方法,可为 准确评估组织退化镍基合金材料的疲劳寿命、保证 航空发动机的安全运行奠定基础。





Fig. 1 Microstructural morphology of DZ125 superalloy^[3]

现有的疲劳寿命预测方法众多,主要有应力应 变方法、损伤累积方法和基于能量的疲劳寿命预测 方法。基于应力的疲劳寿命预测方法以S-N曲线为 基础,采用Basquin方程描述疲劳寿命与载荷关系,这 种方法在早期高周疲劳寿命预测中占有重要的地 位^[9]。为解决高温低周疲劳寿命预测问题,Manson^[10] 和Coffin^[11]分别给出了塑性应变幅和低周疲劳寿命 的关系,建立了应变寿命预测方法。考虑到不同材 料和载荷条件,众多学者在应力应变方法的基础上 提出了各种修正模型,如频率修正法^[12],应变范围划 分法^[13],考虑腐蚀^[14-15]和应力集中^[16-17]等局部损伤的 寿命模型。针对各向异性材料,有关材料疲劳性能 的研究多集中于探究晶体取向与疲劳寿命和疲劳行 为的关系,如Gabb等^[18]采用弹性模量修正的弹性应 变和塑性应变考察了疲劳寿命的取向相关性,发现 基于应力范围进行寿命预测可以降低疲劳的取向依 赖性。Shi等^[19]和马显锋^[20]对镍基单晶合金不同取 向和温度下的低周疲劳性能进行了系统的研究,揭 示了其疲劳性能的温度和取向相关性,但并未考虑 微结构退化合金疲劳寿命的影响。Dong等^[21]认为剪 应力或剪应变是导致各向异性材料破坏的主要因 素,在此基础上建立了Hill等效应变修正Mucke's 模型。

长期以来,少有学者开展微结构筏化对镍基合 金疲劳性能劣化的研究。针对微结构退化的镍基合 金缺乏有效的寿命预测模型。Chaboche等^[22]和Lemaitre等^[23]提出了应变等效假设,将应力替换为有效 应力,用无损材料本构方程表示受损材料性能,将连 续损伤力学理论与疲劳损伤寿命预测联系起来。能 量的预测方法大多建立在总应变能和塑性应变能的 基础上,Halford^[24]讨论了材料在疲劳加载过程中的 能量耗散问题,认为塑性应变能和正的弹性应变能 对疲劳的破坏失效起重要作用,提出了以总应变能 密度作为疲劳寿命等效原则进行疲劳寿命预测。该 理论经过 Rémy等^[25]的发展和改进,成功用于单晶镍 基高温合金缺口和不同晶体取向疲劳寿命的预测。

本文针对微结构退化导致镍基合金疲劳抗性降低的问题,分别基于Chaboche连续损伤力学(Continuous damage mechanics, CDM)模型和应变能密度 (Strain energy density, SED)理论建立了考虑微结构 状态的镍基合金寿命预测方法,采用本课题组前期 开展的标准热处理^[26]和微结构粗化/筏化^[27]DZ125镍 基合金高温低周疲劳试验结果对两种模型预测结果 进行验证。

2 基于CDM理论的寿命模型

在经典的 CDM 理论中,疲劳破坏过程是裂纹形 核和扩展相结合的复杂过程,进而定义损伤变量来 描述循环载荷作用下材料力学性能的退化^[28]。Lemaitre 和 Chaboche 提出的疲劳损伤累积模型由于能 够描述疲劳损伤的非线性行为和循环累积特征,被 广泛用于解决各类疲劳问题的损伤演化和寿命预 测^[22-23]。在单轴循环加载条件下,Chaboche疲劳损伤 演化规律描述为^[29]

$$\frac{\delta D}{\delta N} = \left[1 - \left(1 - D\right)^{\beta + 1}\right]^{\alpha} \left[\frac{\sigma_{a}}{M(\bar{\sigma})(1 - D)}\right]^{\beta} \quad (1)$$

式中D是疲劳损伤,N是疲劳循环数,σ_a是应力 幅值,β是材料常数。指数α是描述损伤演化非线性 的与平均应力和最大应力相关的函数。

$$\alpha = 1 - a \left\langle \frac{\sigma_{\max} - \sigma_1(\bar{\sigma})}{\sigma_{\text{UTS}} - \sigma_{\max}} \right\rangle$$
(2)

式中a是材料常数, σ_{max} 是循环最大应力, σ_{UTS} 是 材料的拉伸强度, $\langle \cdot \rangle$ 是 MacCaulay 括号, 而 $\sigma_1(\bar{\sigma})$ 是 与平均应力相关的疲劳极限,可以写为

$$\sigma_{1}(\bar{\sigma}) = \sigma_{10} + \bar{\sigma} (1 - b\sigma_{10}) \tag{3}$$

式中 σ_{10} 是应力比为0时材料的疲劳极限, $\bar{\sigma}$ 是平均应力。参数 $M(\bar{\sigma})$ 与平均应力相关^[23],即

$$M(\bar{\sigma}) = M_0 (1 - b\bar{\sigma}) \tag{4}$$

式中 M_0 和b均为模型参数,为简化模型,取b = 0。

假设微结构退化的合金相比于标准热处理状态 合金承受了更大的载荷。对式(1)中的应力幅值σ_a 做如下修正

$$\sigma_{a,d} = \sigma_{a,v} \cdot \left[1 + \theta f \left(\xi, \sigma_{\max,v}, \varepsilon_{\max,v} \right) \right]$$
(5)

式中 $\sigma_{a,d}$ 和 $\sigma_{a,v}$ 分别代表微结构退化状态和标准 热处理状态下的循环应力幅值。 θ 是修正系数,函数 $f(\xi, \sigma_{max,v}, \varepsilon_{max,v})$ 是和合金的粗化/筏化状态以及载荷 状态相关的一个非负函数。在应变控制和应力控制 下的形式分别为

$$f = \frac{\sigma_{\max,v} - \sigma_{\max,d}}{\sigma_{\max,v}} \tag{6}$$

$$f = \frac{\varepsilon_{\max,d} - \varepsilon_{\max,v}}{\varepsilon_{\max,d}}$$
(7)

式中 $\sigma_{max,v}$, $\varepsilon_{max,v}$ 和 $\sigma_{max,d}$, $\varepsilon_{max,d}$ 分别是标准热处 理状态和微结构退化状态下的最大循环应力和应 变。当试验采用应变控制时,相同应变幅下微结构 退化状态合金表现出较低的峰值应力。因此,采用 循环峰值应力的相对降低量作为寿命方程中有效应 力幅的放大因子,如式(6)所示。相对地,相同应力 幅下微结构退化状态合金表现出更多的总应变,因 此采用循环最大应变的相对增加量作为有效应力幅 的放大因子,如式(7)所示。

ξ为表征微观组织粗化和筏化状态的统一状态 函数,它对高温合金粗化和筏化微观组织进行了统 一数字量化表征^[30],可以写为

$$\xi = \frac{\omega - \omega_0}{\omega} \tag{8}$$

式中ω和ω₀分别为当前状态和标准热处理状态 合金γ基体通道相的宽度。

循环应力应变采用修正的Ramberg-Osgood(R-O)方程在单轴载荷状态下对结构进行计算得到。当 材料状态一定时,循环R-O关系^[31]可以写为

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K'}\right)^n \tag{9}$$

式中 E 为材料的弹性模量, K'和 n 为模型参数。 通过简单的变换式(9)可以写成如下屈服相关的 形式

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \frac{A}{E} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{y}} \right)^{n}$$
(10)

式中 σ_y 为材料的屈服应力,A为模型参数。合金 微结构的退化降低了材料抵抗塑性流动能力,因此 σ_y 可以写成微结构粗化/筏化状态的函数

$$\sigma_{y} = \sigma_{y,v} (1 - \vartheta \xi) \tag{11}$$

式中 $\sigma_{y,v}$ 是标准热处理状态合金的屈服强度, ϑ 是表征粗化/筏化对合金屈服强度劣化的系数。

将式(5)代入式(1),得到考虑微结构状态的镍 基合金单轴疲劳损伤演化方程

$$\frac{\delta D}{\delta N} = \left[1 - (1 - D)^{\beta + 1}\right]^{\alpha} \left\{ \frac{\sigma_{a,v} \cdot \left[1 + \theta f\left(\xi, \sigma_{\max,v}, \varepsilon_{\max,v}\right)\right]}{M(\bar{\sigma})(1 - D)} \right\}^{\beta}$$
(12)

不同微结构状态下合金的疲劳寿命可对上式从 D = 0~1积分得到,有 N_{fd} =

$$\frac{\left[1-\left(1-D_{r}\right)^{\beta+1}\right]^{1-\alpha}}{(1-\alpha)(\beta+1)}\left\{\frac{\sigma_{a,v}\cdot\left[1+\theta f\left(\xi,\sigma_{\max,v},\varepsilon_{\max,v}\right)\right]}{M(\bar{\sigma})}\right\}^{-\beta}$$
(13)

式中D_r为筏化后的疲劳损伤。

3 基于SED理论的寿命模型

材料经历一定循环周次的软硬化稳定后,应力 应变曲线会形成一个闭合的迟滞环。一般认为,低 周疲劳过程中塑性应变能与裂纹局部行为相关,而 由正应力引起的弹性应变能与裂纹的张开相关。因 此,低周疲劳过程中应变能密度可以写为

$$\Delta W_{\rm t} = \Delta W_{\rm p} + \Delta W_{\rm e\, +} \tag{14}$$

式中 ΔW_i 为总应变能密度范围, ΔW_p 为塑性应变能密度范围, ΔW_{e^*} 为弹性应变能密度范围。 ΔW_p 根据 Halford关系可以写为^[24]

$$\Delta W_{\rm p} = \int \boldsymbol{\sigma} : \mathrm{d}\boldsymbol{\varepsilon}_{\rm p} \tag{15}$$

式中*σ*和*ε*_p分别为循环应力和塑性应变张量。 由正应力产生的弹性应变能密度则可以写为

$$\Delta W_{e+} = \frac{1-2\nu}{3E} \left\langle \operatorname{tr} \left(\boldsymbol{\sigma}_{\max} \right) \right\rangle^2$$
(16)

式中*v*为材料泊松比,*o*_{max}为循环最大应力张量。 应变能与疲劳寿命之间的关系可用下列幂指数函数 表示^[32]

$$\Delta W_{t} \left(N_{f} \right)^{\prime} = k \tag{17}$$

式中*j*和*k*为常数。为了量化表征组织粗化和筏 化对镍基合金疲劳寿命的影响程度,根据不同组织 状态下合金寿命相对变化量,提出一个寿命变化 因子^[27]

$$R = \frac{N_{\rm vir} - N_{\rm deg}}{N_{\rm vir}} \tag{18}$$

式中 R 为粗化/筏化状态下的寿命影响影子, N_{vir} 为合金在初始状态下疲劳寿命, N_{deg}为合金在粗化/筏 化状态下的疲劳寿命。当微结构粗化/筏化对合金的 疲劳寿命起劣化作用时, R 为 0~1 之间的正数; 反之, 若为强化作用,则 R<0, 且取值越小说明微结构状态 的改变对合金疲劳寿命的强化作用越大。根据本课 题组前期研究成果, 可以唯象地建立合金寿命影响 因子和组织状态参数的定量映射关系^[27]

$$R = C \ln \left(1 + \xi B \right) \tag{19}$$

C和B为模型参数。对式(18)和式(19)做简单 变换可以得到

$$N_{\rm vir} = \frac{N_{\rm deg}}{\left[1 - C\ln\left(1 + \xi B\right)\right]} \tag{20}$$

考虑到不同载荷水平的影响对上式做如下修正

$$N_{\rm vir} = \frac{N_{\rm deg}}{\left[1 - C\ln\left(1 + \xi B\right)\right]^m} \tag{21}$$

式中m为指数。将式(21)代入式(17)就可以得 到微结构退化状态下合金的寿命方程为

$$\frac{\Delta W_{i, \text{vir}}}{\left[1 - C \ln\left(1 + \xi B\right)\right]^{jm}} \left(N_{\text{deg}}\right)^{j} = k$$
 (22)

通过微结构状态参数 ξ 和标准热处理状态下合 金的应变能密度,定义同等载荷条件下微结构退化 状态的等效应变能密度为

$$\Delta W_{t, \text{deg}} = \Delta W_{t, \text{vir}} \left[1 - C \ln \left(1 + \xi B \right) \right]^{-m}$$
(23)

4 结果与讨论

4.1 微结构状态修正的CDM模型预测结果

用本课题组前期开展的准热处理^[26]和不同粗化/ 筏化状态^[27]下DZ125合金低周疲劳试验结果,对修 正的CDM和SED寿命模型进行拟合,低周疲劳试验 温度为850℃。

基于前期发展的数字图像算法^[33],对文献[26-27]中提供的标准热处理状态和不同粗化/筏化状态 的DZ125合金微观组织显微图像进行量化表征。对 给定的二值微观SEM图像,采用改进的旋转截距算 法提取两相微观组织特征,对提取得到的两相组织 特征进行正态分布拟合,获取γ/γ相的特征尺寸,从 而计算出粗化/筏化状态函数ξ,具体计算过程参见文 献[33]。图2给出了标准热处理状态和不同粗化/筏 化状态下DZ125合金的低周疲劳寿命数据。



Fig. 2 LCF life from the experiments of reference[26-27] plotted against strain range for virgin state and rafting state

基于内推预测原则,用于参数拟合的数据围成 的域需尽可能覆盖用于预测寿命的数据,因此用于 参数拟合的数据应至少包含粗化/筏化状态函数最大 值点($\xi = 0.8890$)和最小值点($\xi = 0$)。为区别用于参 数拟合和预测验证所用数据,图2中标记了用于参数 拟合的寿命数据。其中用灰色阴影标记的数据点 ($\xi = 0$)拟合参数 M_0 ,a和 β ,用红色阴影覆盖的寿命数 据($\xi = 0.8890$)拟合微结构状态修正系数 θ ,其余数据 则用于模型的预测验证。表1给出了基于修正的 CDM疲劳寿命模型的参数拟合结果。

图 3(a)为不考虑微结构状态修正的 CDM 模型对 不同微结构状态 DZ125 合金疲劳寿命预测结果。可 以发现,除了标准热处理状态试样落在 2 倍分散带 内,微结构筏化/粗化的试样预测寿命都远高于试验 寿命,最大可高出 50 倍。图 3(b)为采用粗化/筏化微 结构状态修正后 CDM 寿命模型对不同微结构状态 DZ125 合金疲劳寿命预测结果和试验结果的对比。可以发现除5个数据点外,其余所有数据均在2倍分散带内。这说明考虑微结构状态修正的Chaboche疲劳损伤模型能够有效捕捉微结构粗化/筏化对DZ125合金疲劳寿命的影响。

图 4 为不同微结构状态 DZ125 合金的 δD/δN 归 一化低周疲劳寿命关系图。可以发现微结构粗化/筏 化并没有改变疲劳损伤的演化规律,但是 ξ 越大,合 金的疲劳损伤速率越大。这说明微结构的粗化/筏化 加速了 DZ125 合金疲劳损伤的累积,降低了疲劳 寿命。

 Table 1
 Parameters of modified fatigue life model based on CDM

Parameters in R–O equation			Damage evolution parameter					
A/ MPa	n	θ	M_0	a	β	θ	$\sigma_{\rm UTS}/{ m GPa}$	
123.5	13	0.269	3.907×10^{3}	3.65×10^{5}	1.01	92	1.02	



Fig. 3 Comparison between predicted and experimental lives for virgin state and rafting state using the CDM model

4.2 微结构状态修正的SED模型预测结果

基于 SED 的疲劳寿命模型参数拟合的方法与图 2 中标记一致。表 2 给出了基于 SED 的寿命模型参数 拟合结果。



Fig. 4 Damage evolution of different rafting states in the modified CDM model

 Table 2
 Parameters of modified fatigue life model based on

SED								
	k	j	С	В	m			
	55.722	0.231	0.221	1.2×10^{-2}	1.05			

图 5(a)为不考虑微结构状态修正的 SED 寿命 预测方法对不同微结构状态 DZ125 合金的寿命预 测结果。如果不考虑微结构状态的影响,模型预测 结果将会比试验结果高出 25 倍。图 5(b)为采用 考虑微结构状态修正的 SED 寿命预测模型对不同 微结构状态 DZ125 合金疲劳寿命预测结果与试验 对比。可以发现,除一个点在 3 倍分散带上,其余 数据都在 3 倍分散带以内。这说明基于 ξ-R 经验 关系修正的 SED 疲劳寿命预测方法能够有效地捕 捉微结构粗化/筏化对合金低周疲劳寿命的劣化 作用。

需要说明的是,基于 SED 的疲劳寿命模型中,所 用计算 SED 的应力应变均为标准热处理状态数据, 只通过微结构状态参量 ξ 对同等载荷状态下标准热 处理合金的 SED 进行放大,避免了求解不同微结构 状态合金本构方程的大量计算,实施较为方便,具有 较大的工程应用前景。

4.3 微结构状态修正的 CDM 模型与 SED 模型对比

图 6 为不同微结构状态 DZ125 合金 CDM 和 SED 寿命模型预测曲线族对比。可以发现,基于 CDM 的 模型在小应变幅下预测结果偏大,当应变幅较大时 预测结果相对较为保守;而基于 SED 的模型规律与 基于 CDM 的模型相反,即在大应变幅下预测结果偏 大,小应变幅下预测结果偏保守。实际应用中两个 模型的结果可以互相校验,从而对不同微结构状态 下的合金寿命做出较为准确的评判。同时,本文基 于 CDM 和 SED 理论发展的两种寿命模型提供了两个



Fig. 5 Comparison between predicted and experimental lives for virgin state and rafting state using the SED model



Fig. 6 Comparison between modified CDM model results (dotted line) against modified SED model results (solid line) at different rafting state

方面的用途:(1)基于 CDM 的模型虽然需要计算不同 微结构状态下合金的应力应变响应,但是能够显式 地得出不同微结构状态合金的疲劳损伤演化,使得 寿命模型能够分析合金在不同载荷下的疲劳损伤行 为;(2)基于 SED 的模型不需要计算微结构退化状态 合金的应力应变响应,基于标准热处理状态合金的 数据和微结构状态参量 ξ 便可以快速确定合金的疲 劳寿命,能够用于不同微结构状态合金剩余寿命的 快速评估。 图7给出了DZ125合金疲劳寿命-应变幅-微结构 状态关系图谱,构建了微结构退化-载荷状态-剩余 疲劳寿命的三维定量映射关系。这将高温部件的疲 劳性能评估从传统的载荷-寿命二维平面拓宽到了包 含时间作用的微结构退化维度,为定向凝固/单晶镍 基合金高温部件的精细化寿命管理提供了理论基础。



Fig. 7 Predicted lives as a function of strain amplitude and coarsing/rafting state

5 结 论

本文对考虑微结构筏化状态的CDM和SEM寿命 预测模型进行了研究,可以得到如下结论:

(1)传统的 CDM 和 SED 模型对粗化/筏化状态合 金的疲劳寿命预测精度差,预测误差分别高达 50 倍 和 25 倍分散带。

(2)修正的 CDM 和 SED 模型可以有效预测标准 热处理状态和粗化/筏化状态镍基合金的低周疲劳寿 命,模型预测结果控制在±3倍分散带内,实现了服役 微结构退化镍基高温合金疲劳寿命的有效预测。

(3)修正的 CDM 模型需要计算不同微结构状态 下合金的应力应变响应,使得寿命模型能够分析合 金在不同载荷下的疲劳损伤演化行为。

(4)基于 SED 的模型用标准热处理状态合金的 数据和微结构状态参量 & 便可以快速确定合金的疲 劳寿命,能够用于不同微结构状态合金剩余寿命的 快速评估。

致 谢:感谢国家科技重大专项和国家自然科学基金的 资助。

参考文献

[1] Eggeler G. Predictive Microstructural Assessment and Micromechanical Modelling of Deformation and Damage Accumulation in Single Crystal Gas Turbine Blade [R]. Wellington: BE Aerospace Inc., Report of Project 96-3911, 1996.

- [2] 陈荣章,王罗宝,李建华.铸造高温合金发展的回顾 与展望[J].航空材料学报,2000,20(1):55-61.
- [3] Fan Y S, Yang X G, Shi D Q, et al. A Quantitative Role of Rafting on Low Cycle Fatigue Behavior of a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy Through a Cross-Correlated Image Processing Method[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 131.
- [4] Nabarro F R N. Rafting in Superalloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 1996, 27(3): 513–530.
- [5] 杨晓光,白 露,石多奇,等. 镍基单晶合金蠕变研究:试验、机理及材料模型[J]. 航空动力学报,2009, 24(9):1994-2000.
- [6] Ott M, Mughrabi H. Dependence of the High-Temperature Low-Cycle Fatigue Behavior of the Monocrystalline Nickel-Based Superalloys CMSX-4 and CMSX-6 on the γ/γ'-Morphology [J]. Material Science and Engineering A, 1999, 272(1): 24-30.
- [7] Kirka M M. Thermomechanical Behavior of a Directionally Solidified Nickel-Based Superalloys in the Aged State
 [D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2014.
- [8] 范永升,杨晓光,石多奇,等.服役涡轮叶片筏化判废:定量表征及阈值确定[J].航空学报,Doi:10.7527/S1000-6893.2021.25100.
- [9] Basquin O H. The Exponential Law of Endurance Test
 [J]. Proceedings of the American Society for Testing and Material, 1910, 10: 625-630.
- [10] Mason S S. Behavior of Materials under Condition of Thermal Stress, Heat Transfer Symposium [D]. Ann Arbor: University of Michigan, 1952.
- [11] Coffin L F. A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal [J]. Transaction of the ASME, 1954, 76: 931-950.
- [12] Coffin L F. The Effect of Frequency on High Temperature Low-Cycle Fatigue[C]. Miami Beach: Air Force Conference on Fatigue and Fracture of Aircraft Structures and Materials, 1969.
- [13] Manson S S, Halford G R, Hirschberg M H. Creep-Fatigue Analysis by Strain-Range Partitioning[R]. NASA-TM-X-67838.
- [14] 李 辉,付 磊,林 莉,等.金属材料的腐蚀疲劳 研究进展[J]. 热加工工艺, 2021, 50(6): 7-12.
- [15] Brooking L, Gray S, Sumner J, et al. Interaction of Hot Corrosion Fatigue and Load Dwell Periods on a Nickel-Base Single Crystal Superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2018, 117: 13-20.

[16] 袁善虎,蒋洪德,陈海燕,等.一种基于能量参数的

非局部缺口疲劳寿命预测方法[J]. 推进技术, 2017, 38(3): 653-658. (YUAN Shan-hu, JIANG Hong-de, CHEN Hai-yan, et al. Non-Local Method for Notched Fatigue Life Estimation Based on Energy Parameter [J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2017, 38(3): 653-658.)

- [17] 陈志英,谷 裕,周 平,等.基于应力应变场强法的轮盘疲劳可靠性分析方法[J].推进技术,2018,39
 (2): 433-439. (CHEN Zhi-ying, GU Yu, ZHOU Ping, et al. Fatigue Reliability Analysis of Disk Based on Stress-Strain Field Intensity Method [J]. Journal of Propulsion Technology, 2018, 39(2): 433-439.)
- [18] Gabb T, Gayda J, Miner R. Orientation and Temperature Dependence of Some Mechanical Properties of the Single-Crystal Nickel-Base Superalloy René N4, Part II: Low Cycle Fatigue Behavior [J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 1986, 17(3): 497-505.
- [19] Shi H J, Ma X F, Jia D W, et al. The Analysis on the Low Cycle Fatigue Behavior of a Directionally Solidified Superalloy with Recrystallized Surface Layers [J]. Advanced Materials Research, 2008, 44/46: 43-50.
- [20] 马显锋.用于大型燃气轮机的镍基单晶合金高温低周 疲劳性能研究[D].北京:清华大学,2010.
- [21] Dong C L, Yu H C, Li Y, et al. Life Modeling of Anisotropic Fatigue Behavior for a Single Crystal Nickel-Base Superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2014, 61: 21-27.
- [22] Chaboche J L, Lesne P M. A Nonlinear Continuous Fatigue Damage Model[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Material & Structures, 1988, 11(1): 1-17.
- [23] Lemaitre J, Chaboche J L. Mechanics of Solid Materials
 [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1990.
- [24] Halford G R. The Energy Required for Fatigue[J]. Journal of Materials, 1966, 1(1): 3-18.
- [25] Rémy L, Geuffrard M, Alam A, et al. Effects of Microstructure in High Temperature Fatigue: Lifetime to Crack

Initiation of a Single Crystal Superalloy in High Temperature Low Cycle Fatigue[J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 57: 37-49.

- [26] 刘金龙. 镍基单晶/定向凝固涡轮叶片铸造模拟及其 合金低循环疲劳行为研究[D]. 北京:北京航空航天 大学, 2011.
- [27] Fan Y S. Huang W Q, Yang X G, et al. The Role of Coarsening on LCF Behaviour Using Small Coupons of a DS Ni-Based Superalloy[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 125: 418-431.
- [28] Chaboche J L, Gallerneau F. An Overview of the Damage Approach of Durability Modelling at Elevated Temperature[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Material & Structures, 2001, 24(6): 405-418.
- [29] Chaboche J L. Continuum Damage Mechanics, Part II: Damage Growth, Crack Initiation, and Crack Growth[J]. Journal of Applied Mechanics, 1988, 55(1): 65-72.
- [30] Yang X G, Tan L, Sui T X, et al. Low Cycle Fatigue Behaviour of a Single Crystal Ni-Based Superalloy with a Central Hole: Effect of Inhomogeneous Rafting Microstructure [J]. International Journal of Fatigue, 2021, 153: 106467.
- [31] Ma S Y, Yuan H. A Continuum Damage Model for Multi-Axial Low Cycle Fatigue of Porous Sintered Metals Based on the Critical Plane Concept [J]. Mechanics of Materials, 2017, 104: 13-25.
- [32] Zhu S P, Huang H Z, He L P, et al. A Generalized Energy-Based Fatigue-Creep Damage Parameter for Life Prediction of Turbine Disk Alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2012, 90: 89-100.
- [33] Fan Y S, Yang X G, Shi D Q, et al. Quantitative Mapping of Service Process-Microstructural Degradation-Property Deterioration for a Ni-Based Superalloy Based on Chord Length Distribution Imaging Process[J]. Materials & Design, 2021, DOI: doi. org/10.1016/j. mateles. 2021.109561.

(编辑:史亚红)