

基于主成分分析的镍基单晶高温 疲劳寿命模型

王荣桥^{1,3}, 蒋康河¹, 胡殿印^{1,3}, 荆甫雷², 申秀丽^{1,3}

(1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191;

2. 中国航空工业集团公司 中航天发动机研究院有限公司, 北京 101304;

3. 北京航空航天大学 航空发动机结构强度北京市重点实验室, 北京 100191)

摘 要: 采用滑移平面作为临界平面,并以滑移平面上的细观参量作为损伤参量研究材料损伤行为能很好地体现镍基单晶破坏的物理机制.滑移平面上细观参量通过本构模型相互联系,存在较强的多重共线性,导致寿命建模时难以得到合理稳定的材料常数.为此,引入主成分分析方法消除初始细观参量间的多重共线性影响,确定了临界平面主导损伤因子,并基于主导损伤因子建立了寿命模型.对比直接采用初始细观参量建立的寿命模型,该模型形式更为简单,材料常数稳定、合理,反映了细观参量对镍基单晶损伤影响的量化特征.采用760℃与980℃下DD6高温疲劳试验结果对寿命模型进行验证,试验寿命基本落在预测寿命的3倍分散带内.

关 键 词: 镍基单晶高温合金; 寿命预测; 临界平面; 多重共线性; 主成分分析

中图分类号: V232.4; O346.2

文献标志码: A

High temperature fatigue life model for single crystal nickel superalloy based on principal component analysis

WANG Rong-qiao^{1,3}, JIANG Kang-he¹, HU Dian-yin^{1,3},
JING Fu-lei², SHEN Xiu-li^{1,3}

(1. School of Energy and Power Engineering,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China;

2. Academy of Aeronautic Propulsion Technology,

Aviation Industry Corporation of China, Beijing 101304, China;

3. Beijing Key Laboratory of Aero-Engine Structure and Strength,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

Abstract: Fatigue damage in single crystal nickel superalloys is closely related to crystallographic slip along definite crystallographic planes. Thus, it is physically motivated to consider these crystallographic planes as critical planes. The mesoscopic parameters on the critical plane are all connected to the viscoplastic constitutive model, leading to inevitable multicollinearity among them. To address this issue, principal component analysis was performed to eliminate the effect of multicollinearity and determine dominant damage factors. Furthermore, a life model was formulated based on the determined orthogonal dominant damage factors. Compared with the life model which is directly formulated by the original mesoscopic parameters, result shows that this model is much simpler with reliable and stable

收稿日期: 2014-09-20

基金项目: 国家自然科学基金(51375031)

作者简介: 王荣桥(1968—),男,山东莱阳人,教授、博士生导师,博士,主要从事发动机结构强度可靠性、多学科优化设计等研究.

material constants. The life model is then validated with isothermal fatigue testing results of DD6 at 760 °C and 980 °C. Most of the predicted lives are within the triple factor of the measured lives.

Key words: single crystal nickel superalloy; life prediction; critical plane; multicollinearity; principal component analysis

航空发动机涡轮转子叶片长期处于高温、高压和高速转动的复杂极端工作状态下,对材料的耐高温、抗氧化、抗蠕变以及抗疲劳性能有着极为苛刻的要求。相比于传统铸造高温合金与定向凝固高温合金,镍基单晶高温合金由于消除了高温下易发生破坏的晶界,在高温环境下有着更为优异的综合性能,被广泛应用于制造先进航空发动机涡轮转子叶片^[1]。单晶涡轮叶片在服役过程中承受着高温环境和交变应力的联合作用,高温疲劳失效是限制其服役寿命的主要因素之一。传统的疲劳寿命预测方法,如疲劳-寿命(S-N)曲线等,难以描述正交各向异性对镍基单晶损伤的影响,预测精度较低,使得涡轮叶片定寿时必须采用较大安全系数,过分保守的设计导致了涡轮叶片性能和效率的损失。

临界平面方法基于裂纹成核开裂的物理观察,认为疲劳裂纹在特定的材料平面萌生和扩展,具有明确的物理意义,在多轴疲劳寿命分析中得到了广泛的应用^[2]。镍基单晶具有面心立方晶体结构,其非弹性变形通常沿特定滑移平面产生,并发展成驻留滑移带,易成为裂纹源。基于这一直观的物理现象,有学者将滑移平面作为临界平面,通过选择临界平面上不同的损伤参量形成多种镍基单晶寿命模型^[3-7],在预测镍基单晶高周疲劳寿命时,精度较高,但对于应变范围较大时的低周疲劳寿命预测精度较低。

目前对临界平面损伤参量的选取大多基于经验判断,对损伤参量的数学分析不足,导致损伤参量表达的损伤信息或欠缺或冗余。临界平面参量众多,选取损伤参量时,面临着两个相互矛盾的需求:一方面,为了更完整表达临界平面上的损伤信息,应尽可能选择多的损伤参量;另一方面,在试验数据有限时,选用更少的损伤参量能降低寿命模型复杂度,提高材料常数精度。在尽量获得完整损伤信息的同时,确定“少而精”的主导损伤因子代替原始损伤参量用于寿命建模,是解决这一对矛盾需求的有效途径。此外,寿命模型复杂度降低,模型中材料常数随之减少,用于确定材料常数的试验数据需求降低,从而可以节省昂贵的试验

成本。

对损伤参量进行回归建模时,考虑参量完全线性相关的极端情况,参量前的系数有无穷多种组合。参量完全线性相关的情况在实际问题中较为少见,容易发生的是参量间存在较强的线性相关性(即多重共线性),此时参量数值矩阵接近病态,材料常数的求解对参量数据的小扰动十分敏感,难以获得稳定合理的解。由此得到的材料常数通常无法准确描述材料损伤机制,甚至可能会给出与损伤物理完全相反的结论^[8]。主成分分析方法是排除数据多重共线性影响的有效方法,该方法对众多原始参量进行特征提取,从而将其转化成少数几个正交的替代变量。将主成分分析方法用于确定临界平面主导损伤因子,建立稳定、可靠的高精度寿命模型,尚鲜见报道。

1 镍基单晶黏塑性本构模型

选定基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型用于模拟国产第 2 代镍基单晶 DD6 的高温变形行为。该模型将材料变形分为弹性变形和非弹性变形,其中弹性变形满足虎克定律,非弹性变形由 18 个滑移系(12 个八面体滑移系和 6 个六面体滑移系)上的滑移决定^[9]。滑移系上的非弹性变形由滑移系上的临界分切剪应力控制。第 r 个滑移系上临界分解剪应力,即 Schmid 应力为

$$\tau_{rm}^r = (\mathbf{m}_r^s)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n}_r^s \quad (1)$$

其中 $\boldsymbol{\sigma}$ 为材料坐标系下应力张量; $\mathbf{m}_r^s$, $\mathbf{n}_r^s$ 分别为第 r 个滑移系上的滑移方向矢量和滑移平面法向矢量。

材料坐标系中非弹性应变率 $\dot{\epsilon}$ 为

$$\dot{\epsilon} = \sum_{r=1}^{18} \dot{\gamma}_r^s \cdot P_r^s \quad (2)$$

其中 $\dot{\gamma}_r^s$, P_r^s 分别为第 r 个滑移系上的滑移剪应变率与取向因子。取向因子 P_r^s 表达式为

$$P_r^s = \frac{1}{2} [\mathbf{m}_r^s (\mathbf{n}_r^s)^T + \mathbf{n}_r^s (\mathbf{m}_r^s)^T] \quad (3)$$

对八面体滑移系: $\alpha = o$, $r = 1 \sim 12$, 滑移平面上流动法则及内变量演化方程为

$$\dot{\gamma}_r^o = \left| \frac{\pi_r^o - \omega_r^o}{K_r^o} \right|^{n-1} \left(\frac{\pi_r^o - \omega_r^o}{K_r^o} \right) \quad (4)$$

$$\dot{\omega}_r^o = \rho_1^o \cdot \dot{\gamma}_r^o - \rho_2^o \left| \dot{\gamma}_r^o \right| \omega_r^o - \rho_3^o \left| \omega_r^o \right|^{p-1} \cdot \omega_r^o \quad (5)$$

$$K_r^o = K_0^o + \rho_4^o \cdot \pi_{rz}^r + \rho_5^o \left| \Psi_r \right| \quad (6)$$

其中 $n, p, \rho_1^o, \rho_2^o, \rho_3^o, \rho_4^o, \rho_5^o, K_0^o$ 为温度相关的八面体滑移系材料常数; ω_r^o 和 K_r^o 分别为八面体滑移系上的背应力和阻力,用于表征材料随动强化与等向强化; π_{rz}^r 为滑移平面上的非 Schmid 分切应力, Ψ_r 为 Takeuchi-Kuramoto 应力。

对六面体滑移系: $\alpha=c, r=1 \sim 6$, 滑移平面上流动法则及内变量演化方程为

$$\dot{\gamma}_r^c = \left| \frac{\pi_r^c - \omega_r^c}{K_r^c} \right|^{m-1} \cdot \left(\frac{\pi_r^c - \omega_r^c}{K_r^c} \right) \quad (7)$$

$$\dot{\omega}_r^c = \rho_1^c \cdot \dot{\gamma}_r^c - \rho_2^c \left| \dot{\gamma}_r^c \right| \omega_r^c - \rho_3^c \left| \omega_r^c \right|^{q-1} \cdot \omega_r^c \quad (8)$$

$$K_r^c = K_0^c \quad (9)$$

其中 $m, q, \rho_1^c, \rho_2^c, \rho_3^c, K_0^c$ 为温度相关的六面体滑移系材料常数; π_r^c 为六面体 Schmid 应力; $\dot{\gamma}_r^c$ 为六面体滑移系上的滑移剪应变率; ω_r^c 和 K_r^c 分别为六面体滑移系上分别表征随动强化与等向强化的背应力和阻力。

国外学者采用 PWA1480, Hastelloy-X 等多种镍基单晶对基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型进行了广泛验证^[9-13], 结果表明该模型可以很好地描述镍基单晶在高温条件下变形行为的正交各向异性特征以及循环硬化/软化、应变率效应、棘轮效应、应力松弛等现象。

2 临界平面细观参量获取

本文所有 DD6 试验数据均来源于文献[14-15]。

2.1 滑移系细观参量获取

采用初应变方法将 Walker 模型在商业有限

元软件 MSC. Marc 中进行非线性实现, 形成用于模拟 DD6 高温变形行为的用户子程序。借助该用户子程序, 可对不同取向 DD6 标准试件在不同温度、应变范围、拉伸/压缩保载时间下的高温疲劳试验进行数值模拟。为减少计算规模, 建立标准圆棒试件四分之一考核段的对称模型(图 1)进行有限元数值模拟, 输出部分细观参量如图 2 所示。继续对已输出的细观参量进行数学处理, 得到需要的导出参量(滑移剪应变范围、滑移剪应变率等)。

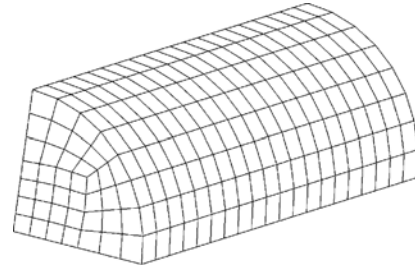


图 1 标准圆棒试件四分之一考核段有限元模型

Fig. 1 Finite element model of one quarter of cylindrical bar gauge section

2.2 临界平面确定

滑移平面上沿特定方向的位错运动是镍基单晶主要的非弹性变形机制。在承受循环载荷时, 疲劳损伤在特定的滑移平面上累积并引起裂纹萌生和扩展^[3-5, 7, 16-18]。以这些滑移平面作为临界平面能够反映出镍基单晶疲劳破坏的细观特征, 并且可以很好地解决镍基单晶疲劳寿命的晶体取向相关性问题。

镍基单晶在[001]取向受载时, 只有八面体滑移系存在非零 Schmid 应力, 其疲劳损伤完全由 8 个开动的八面体滑移系贡献; 在[011]取向受载时, 八面体滑移系和六面体滑移系上均存在非零 Schmid 应力, 且八面体滑移系上的非弹性变形大

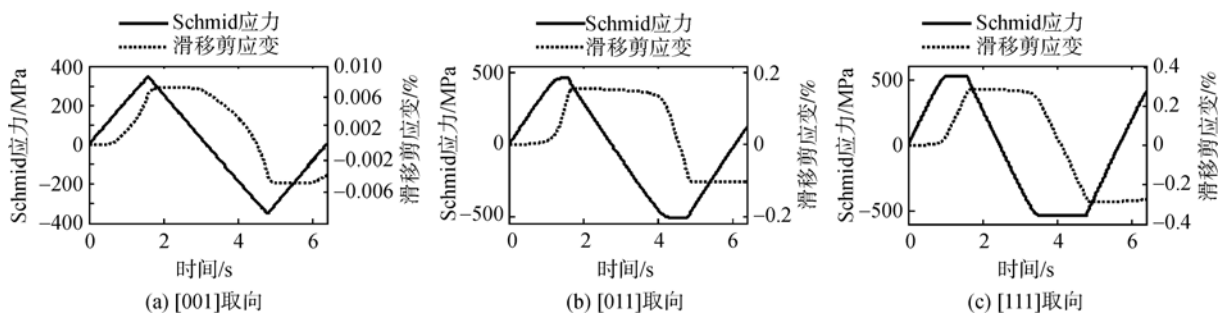


图 2 典型取向滑移系细观参量变化曲线(温度为 760℃, 应变范围为 -0.8%~0.8%)

Fig. 2 Mesoscopic parameters curves with mechanical strain range from -0.8% to 0.8% in specific orientations at temperature of 760℃

于六面体滑移系,其疲劳损伤主要由开动的八面体滑移系贡献;在 $[111]$ 取向受载时,八面体滑移系与六面体滑移系均开动,但六面体滑移系上的细观参量明显大于八面体滑移系,其疲劳损伤主要由六面体滑移系贡献.考虑试件晶体取向与载荷条件,选定滑移剪应变最大的滑移系所在的滑移平面作为首先发生破坏的临界平面.本文 DD6 试件疲劳试验均在试验温度($760\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $980\text{ }^{\circ}\text{C}$)下进行,依据临界平面的不同,构成以下 3 种情况:

- 1) 情况 1. 试验温度为 $760\text{ }^{\circ}\text{C}$, 临界平面为八面体滑移平面, 对应 $[001]$, $[011]$ 取向试件在不同应变范围、拉伸/压缩保载时间下的疲劳试验;
- 2) 情况 2. 试验温度为 $760\text{ }^{\circ}\text{C}$, 临界平面为六面体滑移平面, 对应 $[111]$ 取向试件在不同应变范围、拉伸/压缩保载时间下的疲劳试验;
- 3) 情况 3. 试验温度为 $980\text{ }^{\circ}\text{C}$, 临界平面为八面体滑移平面, 对应 $[001]$, $[011]$ 取向试件在不同应变范围、拉伸/压缩保载时间下的疲劳试验.

3 临界平面主导损伤因子确定

临界平面上的细观参量均由本构模型直接或间接给出,不可避免地存在信息重叠,具体表现为细观参量间存在多重共线性.目前对损伤参量的选取多由经验判别,尚无法排除参量间多重共线性带来的干扰.鉴于此,本文采取参量分析初选,数学方法甄别的组合手段来确定临界平面上的主导损伤因子,并建立寿命模型(图 3),具体方法如下:

- 1) 细观参量选择. 分析各细观参量表达的损伤信息,排除具有完全线性相关性的冗余参量,选定初始细观参量 n 个;
- 2) 相关性判断. 对初始细观参量进行相关性分析,判断初始细观参量间是否存在强多重共线性,如果是,则继续进行下一步操作,如果不是,转到第 8)步;
- 3) 协方差矩阵形成. 判断初始细观参量的量纲是否一致,数值范围是否相近,如果是,则形成初始细观参量协方差矩阵;如果不是,则对初始细观参量进行标准化,并形成基于标准化细观参量的协方差矩阵;
- 4) 矩阵分析. 对形成的协方差矩阵进行特征值分析,获取矩阵的特征值 λ_i 与特征向量 ξ_i ;
- 5) 共线性诊断. 由矩阵分析结果判断初始细观参量是否存在显著的多重共线性,如果是,则回到第 1)步,进一步筛选初始细观参量;如果否,则

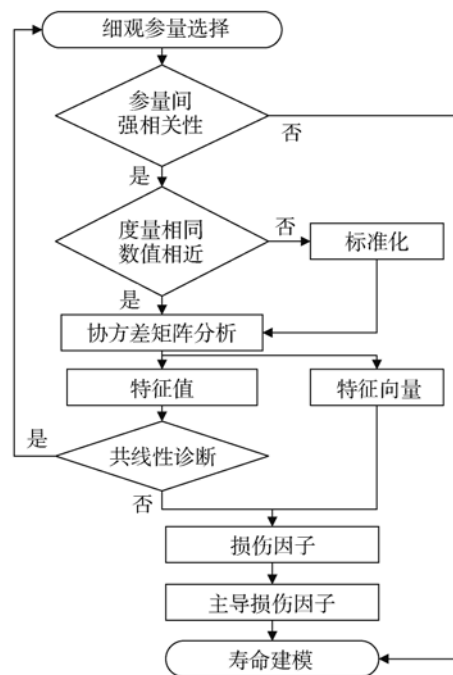


图 3 主导损伤因子确定流程图

Fig. 3 Flowchart of dominant damage factors determination procedure

进行下一步;

- 6) 损伤因子形成. 通过特征向量形成损伤参量主成分,即损伤因子.依据方差贡献率大小对损伤因子进行排序.其中第 k 个损伤因子的方差贡献率为

$$V_k = \lambda_k / \sum_{i=1}^n \lambda_i, (1 \leq k \leq n) \quad (10)$$

- 7) 主导损伤因子确定. 根据累积方差贡献率大小确定前 m 个损伤因子作为主导损伤因子,通常 $m < n$,主导损伤因子选取依据为

$$\sum_{k=1}^m \lambda_k / \sum_{i=1}^n \lambda_i \geq 85\% \quad (11)$$

- 8) 寿命模型建立. 基于主导损伤因子或相互独立的细观参量建立寿命模型.

3.1 细观参量选择

Levkovitch 等^[19]和 Tinga 等^[20]利用滑移平面上 Schmid 应力与滑移剪应变率描述镍基单晶的损伤过程.在疲劳寿命较大时,模型预测精度较高.但是,从本构模型流动方程(式(4)和式(7))可以看出,滑移剪应变率与 Schmid 应力在背应力达到饱和时,两者几乎呈指数函数关系一一对应,即此时损伤只与 Schmid 应力相关,但此时 Schmid 应力数值基本不变(图 4).因此当应变范围较大,镍基单晶出现明显非弹性变形时,仅通过 Schmid 应力与滑移剪应变率已不足以表达其疲

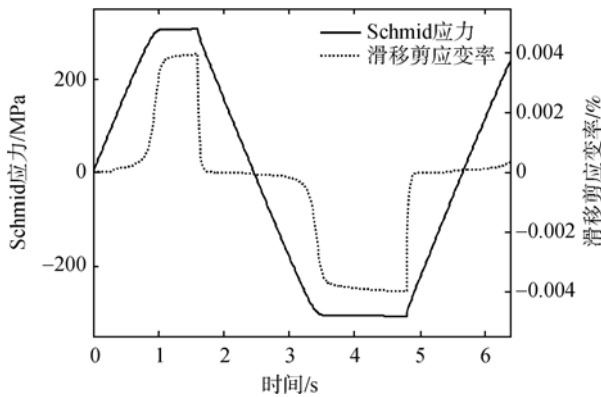


图 4 [001]取向 Schmid 应力与滑移剪应变率变化曲线 (温度为 760 °C)

Fig. 4 Schmid stress curve and slip shear strain rate curve for [001]oriented specimen at the temperature of 760 °C

劳损伤信息,无法描述较大应变范围下镍基单晶疲劳寿命差异.

实际上,在镍基单晶进入屈服的情况下,滑移剪应变范围对于低周疲劳寿命的变化比较敏感(图 5),因此引入滑移剪应变范围用于表征材料具有明显非弹性变形时的损伤信息.为了描述镍基单晶承受非对称循环载荷时的疲劳损伤,引入滑移系上循环最小 Schmid 应力与最大 Schmid 应力之比,联合已选定的最大 Schmid 应力用于表征非对称循环中平均应力对疲劳损伤的影响.

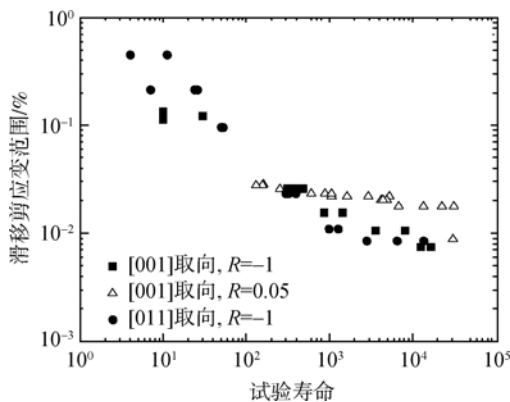


图 5 滑移剪应变范围与疲劳寿命的关系 (温度为 760 °C)

Fig. 5 Slip shear strain range versus fatigue life at the temperature of 760 °C

综合上述分析,选定临界平面上的循环最大 Schmid 应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围、循环 Schmid 应力比作为初始细观参量.本文前期研究工作^[6]发现,对数寿命与对数形式的细观参量表现出了较强的线性,因此本文在研究中

除循环 Schmid 应力比以外,其他细观参量均以对数形式进行研究.为表述方便,令

$$x_1 = \lg |\pi^a|_{\max} \quad (12)$$

$$x_2 = \lg |\dot{\gamma}^a|_{\max} \quad (13)$$

$$x_3 = \lg \Delta \gamma^a \quad (14)$$

$$x_4 = \pi_{\min}^a / \pi_{\max}^a \quad (15)$$

3.2 细观参量相关性分析

对情况 1 下的初始细观参量进行相关性分析,可以发现, x_1, x_2 与 x_3 之间存在着较强的线性相关性(表 1),尤其是 x_2 与 x_3 之间,相关系数达到了 0.902.对情况 3,试验温度升高到 980 °C,试验模拟结果给出了相同的结论.对情况 2,初始细观参量间整体表现出了相较于情况 1,情况 3 更为强烈的相关性(表 2).

表 1 情况 1 下初始细观参量相关性矩阵

Table 1 Correlation matrix of selected mesoscopic parameters under situation 1

细观参量	x_1	x_2	x_3	x_4
x_1	1.000	0.853	0.690	0.229
x_2	0.853	1.000	0.902	-0.178
x_3	0.690	0.902	1.000	-0.322
x_4	0.229	-0.178	-0.322	1.000

表 2 情况 2、情况 3 下细观参量相关系数

Table 2 Correlation coefficients of selected mesoscopic parameters under situation 2 and situation 3

试验条件	(x_1, x_2)	(x_1, x_3)	(x_2, x_3)
情况 2	0.925	0.841	0.934
情况 3	0.906	0.800	0.904

相关性分析表明,初始细观参量多重共线性现象显著,表征的损伤信息高度重叠.因此在寿命建模时,必须准确排除参量间的多重共线性影响,确定临界平面主导损伤因子.

3.3 主导损伤因子确定

由于初始细观参量量纲不一,且数值范围差别较大,直接进行主成分分析,数值较小的细观参量的影响将被湮灭,导致有效损伤信息丢失.因此须先对初始细观参量进行数值变换,得到标准化的细观参量.基于不同试验条件下各细观参量的均值与标准差,进行 Z-Score 变换,得到标准化的变量 $z x_i$,其每个分量为

$$zx_{ij} = \frac{x_{ij} - \bar{x}_i}{s_i} \quad (16)$$

式中 $\bar{x}_i, s_i$ 为不同试验条件下细观参量 x_i 的均值和标准差。

对标准化细观参量进行主成分分析,得到与初始参量数据同维度的正交主成分,即临界平面损伤因子 $f_j (j=1,2,3,4)$ 。各损伤因子为标准化细观参量的线性组合

$$f_j = \sum_{i=1}^4 p_{ji} zx_i, (j=1,2,3,4) \quad (17)$$

式中 p_{ji} 为损伤因子 f_j 中标准化细观参量 zx_i 的系数。

1) 对情况 1

各损伤因子的方差贡献率如图 6 所示,损伤因子 f_1, f_2 分别表达了 66.26%, 29.22% 的方差信息,累积达到了 95.48%,而 f_3, f_4 两项之和不足 5%,表明初始细观参量间存在较强的多重共线性。以 f_1, f_2 为主导损伤因子,在足够表达临界平面损伤信息的同时显著降低了变量维度。

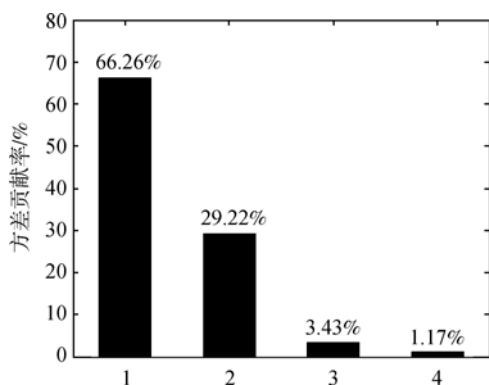


图 6 情况 1 下各损伤因子方差贡献率

Fig. 6 Proportion of variance explained by different damage factors under situation 1

主导损伤因子 f_1, f_2 具体形式为

$$f_1 = 0.33 zx_1 + 0.37 zx_2 + 0.35 zx_3 - 0.06 zx_4 \quad (18)$$

$$f_2 = 0.36 zx_1 - 0.01 zx_2 - 0.18 zx_3 + 0.83 zx_4 \quad (19)$$

观察主导损伤因子的系数,可以发现 f_1 中 zx_1, zx_2, zx_3 的系数相近,共同表达了在整个应变范围内的损伤信息,验证了 zx_1, zx_2, zx_3 间存在较强的相似性; zx_4 系数则明显小于前 3 项,这表明 f_1 主要表达了对称循环中的损伤信息。对损伤因子 f_2 ,系数主要集中在最大 Schmid 应力项 zx_1 与循环 Schmid 应力比项 zx_4 ,而 zx_2, zx_3 系

数明显较小,因此 f_2 主要表达了非对称循环中平均应力对疲劳损伤的影响。

2) 对情况 2、情况 3

基于同样的方法,对情况 2、情况 3 下的试验数值模拟结果进行分析,得到损伤因子方差贡献率如图 7 所示。与情况 1 相同,方差信息显著集中在了前 2 个损伤因子,且累积贡献率分别达到了 96.19% 和 96.23%,因此同样选定损伤因子 1、损伤因子 2 作为主导损伤因子。

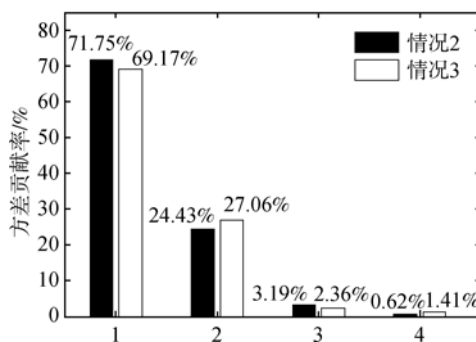


图 7 情况 2、情况 3 下损伤因子方差贡献率

Fig. 7 Proportion of variance explained by different damage factors under situation 2 and situation 3

情况 2、情况 3 下,主导损伤因子 f_1, f_2 中标准化细观参量前的系数 p_{ji} 的数值如表 3,可以发现,主导损伤因子的系数具有与情况 1 相同的规律。

表 3 情况 2、情况 3 下主导损伤因子系数

Table 3 Coefficients in the dominant damage factors under situation 2 and situation 3

参 数	p_{1i}		参 数	p_{2i}	
	情况 2	情况 3		情况 2	情况 3
f_1	0.32	0.33	f_2	0.30	0.30
	0.34	0.35		0.02	0.05
	0.33	0.35		0.02	-0.15
	-0.11	-0.07		0.97	0.90

4 寿命建模与对比验证

4.1 寿命建模

循环损伤累积(cyclic damage accumulation, CDA)寿命模型是基于材料延性耗散与循环损伤累积假设发展的^[21],模型通常要根据迟滞回线的变化而进行积分,过程比较复杂。工程中通常采用简化的 CDA 模型。以情况 1 为例,将主导损伤因子代替初始细观参量进行寿命分析,建立类 CDA

形式的寿命模型

$$N_f = 10^{A+Bf_1+Cf_2} \quad (20)$$

从式(20)可以发现,模型中仅包含 3 个需要确定的材料常数,相较于直接采用初始细观参量进行寿命建模,模型复杂度较低,在试验数据给定时,模型中材料常数精度更高。

利用情况 1 下试验寿命数据进行多元线性回归,求解式(20)中材料常数 A, B, C. 将 f_1, f_2 的表达式(18)、式(19)代入式(20)中,并将 $z x_i$ 进行非标准化还原,即得到以初始细观参量为自变量的寿命模型

$$N_f = 10^{l_a + m_a \cdot \lg |\pi_a|_{\max} + n_a \cdot \lg |\dot{\gamma}_a|_{\max} + z_a \cdot \lg \Delta \gamma^a + a_a (\pi_{\min}^a / \pi_{\max}^a)} \quad (21)$$

值得注意的是,该模型中的 5 个材料常数均由式(20)中的 A, B, C 计算导出,并不独立,模型实际材料常数个数仍为 3 个. 对情况 1, 寿命模型的 5 个导出材料常数如表 4 所示。

表 4 情况 1 下寿命模型导出材料常数

Table 4 Material constants of the life model under situation 1

l_a	m_a	n_a	z_a	a_a
6.96	-2.05	-0.78	-0.86	1.34

基于同样的方法,对于情况 2、情况 3, 寿命模型中的导出材料常数如表 5 所示。

表 5 情况 2、情况 3 下寿命模型导出材料常数

Table 5 Material constants of the life models under situation 2 and situation 3

工况	l_a	m_a	n_a	z_a	a_a
情况 2	12.65	-2.84	-0.73	-0.52	3.98
情况 3	5.94	-1.32	-0.42	-0.42	1.53

4.2 试验验证

利用 760℃ 下 [001]、[011]、[111] 取向 DD6 标准试件低周疲劳/蠕变-疲劳试验数据对建立的寿命模型进行验证, 试验寿命基本落在预测寿命 3 倍分散带以内(图 8)。

利用 980℃ 下 [001]、[011] 取向 DD6 标准试件低周疲劳/蠕变-疲劳试验数据对建立的寿命模型进行验证, 试验寿命基本落在预测寿命 3 倍分散带以内(图 9)。

4.3 模型对比

直接采用初始细观参量建立类 CDA 形式的

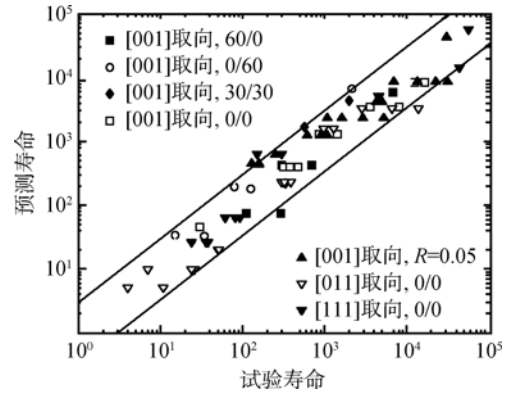


图 8 低周疲劳/蠕变-疲劳寿命预测(温度为 760℃)

Fig. 8 Fatigue/creep-fatigue life prediction at the temperature of 760℃

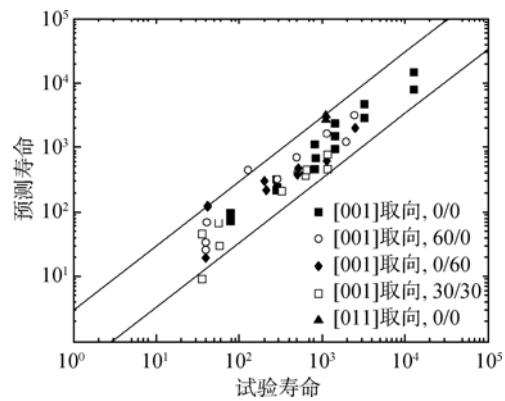


图 9 低周疲劳/蠕变-疲劳寿命预测(温度为 980℃)

Fig. 9 Fatigue/creep-fatigue prediction at the temperature of 980℃

寿命模型

$$N_f = 10^{l_a + m_a \lg |\pi_a|_{\max} + n_a \lg |\dot{\gamma}_a|_{\max} + z_a \cdot \lg \Delta \gamma^a + a_a (\pi_{\min}^a / \pi_{\max}^a)} \quad (22)$$

可以发现该模型与式(21)数学形式相同, 然而该模型中含有 5 个需要通过试验数据确定的材料常数. 利用不同取向 DD6 标准试件在不同温度、应变范围下的低周疲劳/蠕变-疲劳试验数据进行多元线性回归, 得到寿命模型中材料常数如表 6 所示。

表 6 采用初始细观参量建立的寿命模型材料常数

Table 6 Material constants of the life models formulated by selected mesoscopic parameters

工况	l_a	m_a	n_a	z_a	a_a
情况 1	36.84	-12.76	1.65	-1.92	1.97
情况 2	42.46	-12.87	0.88	-0.52	5.66
情况 3	12.07	-3.68	1.03	-1.23	1.01

从表6中可以发现,直接采用初始细观参量建立的寿命模型中, $\lg|\dot{\gamma}^a|_{\max}$ 前的系数 n_a 符号均为正.而事实上,随着应变范围的增大,寿命随之降低,而循环最大滑移剪应变率则相应地增大,两者呈负相关关系(图10),因此寿命模型中材料常数应为负值.直接采用初始细观参量建立的寿命模型中最大滑移剪应变率对应的材料常数给出了与实际损伤物理恰恰相反的结论.这正是由于初始细观参量间存在较强的多重共线性,导致初始参量数值矩阵接近病态,无法保证给出合理、稳定的材料常数.

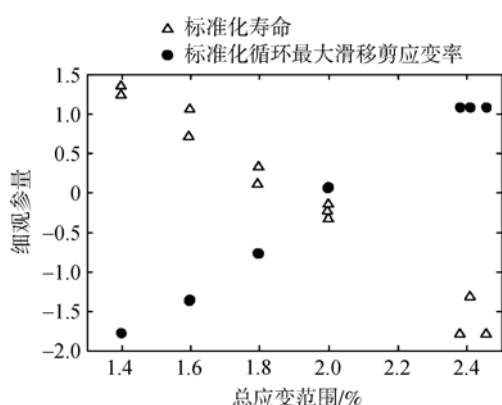


图10 [001]取向标准化寿命、标准化循环最大滑移剪应变率与总应变范围的关系(温度为760℃)

Fig. 10 Normalized life versus total strain range and normalized maximum slip shear strain rate versus total strain range in [001] orientation at temperature of 760℃

由于主导损伤因子具有正交性,其数值矩阵满秩非奇异,因此基于主导损伤因子建立的寿命模型材料常数是稳定、唯一的,从而可以真实反映镍基单晶在临界平面上的损伤机制,为确定各细观参量对损伤的量化贡献与细观参量的敏感性分析提供数学依据与分析基础.

5 结 论

本文结合临界平面方法与主成分分析方法发展了一种镍基单晶高温疲劳寿命预测方法,具体结论如下:

1) 建立的寿命模型预测精度较高,能够很好地描述晶体取向、保载时间、平均应力等对镍基单晶疲劳损伤的影响.

2) 建立的寿命模型形式较为简单,模型材料常数较少,减少了试验数据需求,有利于节省试验成本;在有限的试验数据条件下,模型具有更高的

精度.

3) 确定的临界平面损伤因子相互正交,寿命模型材料常数稳定、唯一,准确反映了镍基单晶损伤物理机制.

4) 疲劳寿命预测方法并未受限于低周疲劳/蠕变-疲劳载荷条件,可以容易地发展应用于热机械疲劳寿命预测.

参考文献:

- [1] 胡壮麒,刘丽荣,金涛,等.镍基单晶高温合金的发展[J].航空发动机,2005,31(3):1-7.
HU Zhuangqi, LIU Lirong, JIN Tao, et al. Development of the Ni-base single crystal superalloys [J]. Aeroengine, 2005, 31(3): 1-7. (in Chinese)
- [2] 尚德广,王德俊.多轴疲劳强度[M].北京:科学出版社,2007.
- [3] Ranjan S, Arakere N K. A fracture-mechanics-based methodology for fatigue life prediction of single crystal nickel-based superalloys[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2008, 130(3): 032501. 1-032501. 11.
- [4] Arakere N K, Swanson G. Effect of crystal orientation on fatigue failure of single crystal nickel base turbine blade superalloys[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2002, 124(1): 161-176.
- [5] Naik R A, DeLuca D P, Shah D M. Critical plane fatigue modeling and characterization of single crystal nickel superalloys[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2004, 126(2): 391-400.
- [6] 王荣桥,荆甫雷,胡殿印.基于临界平面的镍基单晶高温合金疲劳寿命预测模型[J].航空动力学报,2013,28(11): 2587-2592.
WANG Rongqiao, JING Fulei, HU Dianyin. Fatigue life prediction method based on critical plane for nickel-based single crystal superalloys[J]. Journal of Aerospace Power, 2013, 28(11): 2587-2592. (in Chinese)
- [7] Swanson G, Arakere N K. Effect of crystal orientation on analysis of single-crystal nickel-based turbine blade superalloys[R]. NASA/TP-2000-210074, 2000.
- [8] Draper N R, Smith H. Applied regression analysis[M]. 2nd ed. New York: John Wiley & Sons Incorporation, 1981.
- [9] Jordan E H, Walker K P. A viscoplastic model for single crystals[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1992, 114(1): 19-26.
- [10] Walker K P, Jordan E H. Biaxial constitutive modelling and testing of a single crystal superalloy at elevated temperatures[C]//Proceedings of Biaxial and Multiaxial Fatigue Conference. London: Mechanical Engineering Publications, 1989: 145-170.
- [11] Jordan E H, Shi S X, Walker K P. The viscoplastic behavior of Hastelloy-X single crystal[J]. International Journal of Plasticity, 1993, 9(1): 119-139.
- [12] Nissley D M, Meyer T G, Walker K P. Life prediction and

- constitutive models for engine hot section anisotropic materials program: interim report [R]. NASA-CR-189222, 1992.
- [13] Nissley D M, Meyer T G, Walker K P. Life prediction and constitutive models for engine hot section anisotropic materials program[R]. NASA-CR-189223, 1992.
- [14] 于慧臣, 吴学仁. 航空发动机设计用材料数据手册: 第四册[M]. 北京: 航空工业出版社, 2010.
- [15] 荆甫雷. 单晶涡轮叶片热机械疲劳寿命评估方法研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2013.
- JING Fulei. Research on thermo-mechanical fatigue life assessment of single crystal turbine blades[D]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2013. (in Chinese)
- [16] 李影, 吴学仁, 于慧臣, 等. 不同取向镍基单晶高温合金在 980℃ 下的低周循环变形行为[J]. 机械工程材料, 2014, 38(2): 15-23.
- LI Ying, WU Xueren, YU Huichen, et al. Low cycle deformation behavior of single crystal nickel base superalloys with different orientations at 980℃ [J]. Material for Mechanical Engineering, 2014, 38(2): 15-23. (in Chinese)
- [17] SHI Zhenxue, LI Jiarong, LIU Shizhong, et al. High cycle fatigue behavior of the second generation single crystal superalloy DD6[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21: 998-1003.
- [18] 王佰智, 刘大顺, 温志勋, 等. 镍基单晶高温合金 [111] 取向拉压不对称分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(2): 322-326.
- WANG Baizhi, LIU Dashun, WEN Zhixun, et al. The study of tension/compression asymmetry of [111] oriented nickel base single crystal superalloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 322-326. (in Chinese)
- [19] Levkovitch V, Sievert R, Svendsen B. Simulation of deformation and lifetime behavior of a fcc single crystal superalloy at high temperature under low-cycle fatigue loading[J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(12): 1791-1802.
- [20] Tinga T, Brekelmans W A M, Geers M G D. Time-incremental creep-fatigue damage rule for single crystal Ni-base superalloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 508(1/2): 200-208.
- [21] Nelson R S, Levan G W, Harvey P R. Creep fatigue life prediction for engine hot section materials (isotropic): final report[R]. NASA-CR-189221, 1992.

(编辑: 王碧琚)