

文章编号:1000-8055(2013)11-2587-06

基于临界平面的镍基单晶高温合金 疲劳寿命预测模型

王荣桥, 荆甫雷, 胡殿印

(北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191)

摘 要: 根据循环损伤累积的思想, 发展了一种基于临界平面的镍基单晶高温合金疲劳寿命预测模型。以非弹性应变能密度最大的滑移面作为镍基单晶高温合金承受最大损伤的临界平面, 并结合基于滑移系的黏塑性变形分析结果, 建立了疲劳寿命与最大滑移系分解剪应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围、应变比以及拉伸/压缩保载频率等临界平面参数的函数关系。采用 760 °C 下 DD6 单晶的疲劳试验结果对上述预测模型进行验证, 试验与计算结果符合良好, 基本在 2 倍分散带内。

关 键 词: 镍基单晶高温合金; 寿命预测; 疲劳; 黏塑性; 临界平面; 循环损伤累积

中图分类号: V232.4; O346.2

文献标志码: A

Fatigue life prediction model based on critical plane of nickel-based single crystal superalloy

WANG Rong-qiao, JING Fu-lei, HU Dian-yin

(School of Energy and Power Engineering,

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

Abstract: A model was developed for fatigue life prediction of nickel-based single crystal superalloy based on critical plane and cyclic damage accumulation. The slip plane with the maximum inelastic strain energy density was chosen as the critical plane of nickel-based single crystal superalloy which was subjected to the most serious damage. Based on the results of viscoplastic deformation analysis on slip systems, the relation between the fatigue life and the parameters of the critical plane such as the maximum resolved shear stress, the maximum shear strain rate due to slip, shear strain range due to slip, strain ratio and the tension/compression dwell frequency, was formulated. The life prediction method was validated with the fatigue testing results of DD6 at 760 °C. The experiments agree well with the calculations, and almost all of the results fall in the scatter band of 2.

Key words: nickel-based single crystal superalloy; life prediction; fatigue; viscoplastic; critical plane; cyclic damage accumulation

镍基单晶高温合金由于消除了高温下易发生破坏的晶界, 其耐高温、抗氧化、抗蠕变以及抗疲劳性能相比于传统的等轴晶高温合金和定向凝固高温合金有了极大的提升, 现已广泛用于制造先

进航空发动机的涡轮转子叶片^[1]。镍基单晶高温合金主要由具有面心立方结构的 γ 和 γ' 相以共晶形式组成, 其力学行为与晶体取向及温度等密切相关, 弹性、塑性、疲劳、蠕变等现象呈现明显的各

收稿日期: 2012-11-04

网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.2297.V.20131105.1002.024.html>

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。

向异性。

针对镍基单晶高温合金的低周疲劳和蠕变-疲劳,文献[2]利用循环损伤累积(cyclic damage accumulation, CDA)模型,并引入描述晶体取向相关性的晶向函数^[3-4],进行镍基单晶高温合金的疲劳寿命建模。但是,该模型无法反映其疲劳裂纹萌生的特征(通常沿滑移面萌生),并且没有考虑本构模型的计算误差及其对寿命预测的影响,这大大降低了寿命预测的准确性。文献[5-8]采用滑移面作为临界平面,利用临界平面上的滑移系细观参数进行镍基单晶高温合金的疲劳寿命建模。但是,目前临界平面法主要用于镍基单晶高温合金的高周疲劳寿命预测,对于低周疲劳寿命的预测精度较低^[9]。

本文结合循环损伤累积和临界平面的思想,提出一种新的基于临界平面的镍基单晶高温合金疲劳寿命预测模型。该模型以晶体滑移面作为临界平面,能够描述镍基单晶高温合金疲劳破坏的细观特征;采用由黏塑性变形分析得到的最大滑移系分解剪应力、最大滑移剪应变率等作为损伤参数,能够考虑本构模型的计算误差及其对寿命预测的影响。

1 镍基单晶高温合金黏塑性本构模型

1.1 基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型

采用基于 18 个滑移系(12 个八面体滑移系和 6 个六面体滑移系)的 Walker 黏塑性本构模型来描述镍基单晶高温合金的循环变形行为^[10]。第 r 个滑移系上的分解剪应力(Schmid 应力)为

$$\pi_r^a = (\mathbf{m}_r^a)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n}_r^a \quad (1)$$

其中 $\boldsymbol{\sigma}$ 为应力矩阵; $\mathbf{m}_r^a$, $\mathbf{n}_r^a$ 分别为滑移方向矢量和滑移面法向矢量。

对于八面体滑移系: $\alpha = o, r = 1 \sim 12$ 。

$$\dot{\gamma}_r^o = \left| \frac{\pi_r^o - \omega_r^o}{K_r^o} \right|^{n-1} \left(\frac{\pi_r^o - \omega_r^o}{K_r^o} \right) \quad (2)$$

$$\dot{\omega}_r^o = \rho_1^o \dot{\gamma}_r^o - \rho_2^o |\dot{\gamma}_r^o| \omega_r^o - \rho_3^o |\omega_r^o|^{p-1} \omega_r^o \quad (3)$$

$$K_r^o = K_0^o + \rho_4^o \pi_{rz}^a + \rho_5^o |\Psi_r| \quad (4)$$

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参数; π_r^o 为八面体 Schmid 应力; $\dot{\gamma}_r^o$ 为八面体滑移系上的滑移剪应变率; ω_r^o 和 K_r^o 分别为八面体滑移系上的背应力和阻应力; π_{rz}^a 为八面体 non-Schmid 应力

$$\pi_{rz}^a = (\mathbf{n}_r^a)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{z}_r^o \quad (5)$$

$$\mathbf{z}_r^o = \mathbf{m}_r^o \times \mathbf{n}_r^o \quad (6)$$

式中 Ψ_r 为 Takeuchi-Kuramoto 应力,如式(7)所示。其中 i, j, k 为晶体坐标系的坐标轴。

$$\begin{aligned} \Psi_1 &= (\mathbf{m}_1^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{j} \\ \Psi_2 &= (\mathbf{m}_2^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{k} \\ \Psi_3 &= (\mathbf{m}_3^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{i} \\ \Psi_4 &= (\mathbf{m}_4^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{i} \\ \Psi_5 &= (\mathbf{m}_5^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{k} \\ \Psi_6 &= (\mathbf{m}_6^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{j} \\ \Psi_7 &= (\mathbf{m}_7^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{j} \\ \Psi_8 &= (\mathbf{m}_8^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{k} \\ \Psi_9 &= (\mathbf{m}_9^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{i} \\ \Psi_{10} &= (\mathbf{m}_{10}^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{i} \\ \Psi_{11} &= (\mathbf{m}_{11}^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{k} \\ \Psi_{12} &= (\mathbf{m}_{12}^o)^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{j} \end{aligned} \quad (7)$$

对于六面体滑移系: $\alpha = c, r = 1 \sim 6$ 。

$$\dot{\gamma}_r^c = \left| \frac{\pi_r^c - \omega_r^c}{K_r^c} \right|^{n-1} \left(\frac{\pi_r^c - \omega_r^c}{K_r^c} \right) \quad (8)$$

$$\dot{\omega}_r^c = \rho_1^c \dot{\gamma}_r^c - \rho_2^c |\dot{\gamma}_r^c| \omega_r^c - \rho_3^c |\omega_r^c|^{q-1} \omega_r^c \quad (9)$$

$$K_r^c = K_0^c \quad (10)$$

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参数; 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的背应力和阻应力。

第 r 个滑移系上的非弹性应变率张量可以由滑移系上的滑移剪应变率来表示

$$\begin{pmatrix} \dot{\epsilon}_{mm}^a & \dot{\epsilon}_{mn}^a & \dot{\epsilon}_{mz}^a \\ \dot{\epsilon}_{nm}^a & \dot{\epsilon}_{nn}^a & \dot{\epsilon}_{nz}^a \\ \dot{\epsilon}_{zm}^a & \dot{\epsilon}_{zn}^a & \dot{\epsilon}_{zz}^a \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 & \dot{\gamma}_r^a/2 & 0 \\ \dot{\gamma}_r^a/2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (11)$$

通过坐标变换将各个滑移系上的滑移剪应变率张量转化到晶体坐标系下,合成为晶体坐标系下的非弹性应变率张量

$$\dot{\epsilon} = \sum_{r=1}^{12} \dot{\gamma}_r^o \mathbf{P}_r^o + \sum_{r=1}^6 \dot{\gamma}_r^c \mathbf{P}_r^c \quad (12)$$

$$\mathbf{P}_r^a = \frac{1}{2} [\mathbf{m}_r^a (\mathbf{n}_r^a)^T + \mathbf{n}_r^a (\mathbf{m}_r^a)^T] \quad (13)$$

1.2 本构模型材料参数获取

在[001]取向受载时,所有六面体滑移系上的分解剪应力为 0,只有 8 个八面体滑移系上存在非 0 的分解剪应力。考虑单调拉伸时应变较大的情况,应力达到屈服应力 σ_{001}^s 。此时,弹性应变率近似为 0,可认为

$$\dot{\epsilon}_{001} \approx \dot{\epsilon}_{c001} \quad (14)$$

其中 $\dot{\epsilon}_{001}$ 为[001]取向的机械应变率, $\dot{\epsilon}_{c001}$ 为[001]

取向的非弹性应变率。

对于快速试验,忽略背应力中的热恢复项($\rho_s^0=0$),则八面体滑移系的背应力应达到饱和,即

$$\omega^0 \approx \frac{\rho_1^0}{\rho_2^0} \quad (15)$$

因此,开动的八面体滑移系上的滑移剪应变率、阻应力的演化方程为

$$\dot{\gamma}^0 \approx \left[\frac{\sigma_{001}^0 / \sqrt{6} - \omega^0}{K^0} \right]^n \quad (16)$$

$$K^0 = K_0^0 + \frac{\rho_1^0 \sigma_{001}^0}{3\sqrt{2}} \quad (17)$$

[001]取向的非弹性应变率为

$$\dot{\epsilon}_{001} = \frac{4}{3} \sqrt{6} \dot{\gamma}^0 \quad (18)$$

则[001]取向屈服应力与应变率满足

$$\sigma_{001}^0 \approx \sqrt{6} \frac{\rho_1^0}{\rho_2^0} + \sqrt{6} K^0 \left[\frac{\sqrt{6}}{8} \epsilon_{001}^0 \right]^{\frac{1}{n}} \quad (19)$$

通过上式可以确定 K^0 , n 以及 $\frac{\rho_1^0}{\rho_2^0}$ 。其中 ρ_1^0 反映了八面体滑移系初始屈服的位置,可以通过应力-应变曲线获得。 ρ_1^0 反映了八面体滑移系的拉压不对称性,可以利用循环的最大应力和最小应力获得。

同理,在[111]取向受载时,6个八面体滑移系和3个六面体滑移系上存在非0的分解剪应力。但是,由于八面体滑移系上的分解剪应力较小,引起的非弹性应变率基本可以忽略。考虑单调拉伸时应变较大的情况,应力达到屈服应力 σ_{111} ,此时可认为

$$\dot{\epsilon}_{111} \approx \dot{\epsilon}_{111}^0 \quad (20)$$

其中 $\dot{\epsilon}_{111}$ 为[111]取向的机械应变率, $\dot{\epsilon}_{111}^0$ 为[111]取向的非弹性应变率。

对于快速试验,忽略背应力中的热恢复项($\rho_s^0=0$),则六面体滑移系背应力应达到饱和值,即

$$\omega^c \approx \frac{\rho_1^c}{\rho_2^c} \quad (21)$$

因此,开动的六面体滑移系上的滑移剪应变率为

$$\dot{\gamma}^c = \left[\frac{\sqrt{2} \sigma_{111}^c / 3 - \omega^c}{K_0^c} \right]^m \quad (22)$$

[111]取向的非弹性应变率为

$$\dot{\epsilon}_{111} = \frac{2}{3} \sqrt{6} \dot{\gamma}^c + \sqrt{2} \dot{\gamma}^c \approx \sqrt{2} \dot{\gamma}^c \quad (23)$$

则[111]取向屈服应力与应变率满足

$$\sigma_{111}^c \approx \frac{3}{\sqrt{2}} \frac{\rho_1^c}{\rho_2^c} + \frac{3}{\sqrt{2}} K_0^c \left[\frac{1}{\sqrt{2}} \dot{\epsilon}_{111}^c \right]^{\frac{1}{m}} \quad (24)$$

通过上式可以确定 K_0^c , m 以及 ρ_1^c / ρ_2^c , 结合应力-应变曲线可以分别确定 ρ_1^c , ρ_2^c 。

采用上述参数获取方法,结合文献[11]提供的 DD6 在 760℃ 的循环应力-应变数据,可以确定基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型的材料参数,如表 1 所示。采用基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型对 DD6 单晶在[001],[011]和[111]取向进行循环应力-应变模拟,如图 1 所示。

表 1 Walker 黏塑性本构模型材料参数

Table 1 Material parameters of Walker viscoplastic constitutive model

八面体	六面体
$\rho_1^0 = 5.0 \times 10^6$	$\rho_1^c = 5.0 \times 10^6$
$\rho_2^0 = 2.083 \times 10^4$	$\rho_2^c = 1.852 \times 10^4$
$\rho_s^0 = 0$	$\rho_s^c = 0$
$\rho_1^c = 0.15$	
$\rho_2^c = 0.1$	
$n = 9.033$	$m = 10.52$
$p = 3.0$	$q = 3.0$
$K_0^0 = 428.5$	$K_0^c = 441.3$

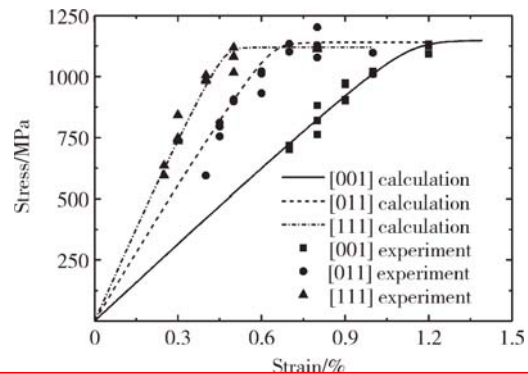


图 1 循环应力-应变模拟

Fig. 1 Simulation of cyclic stress-strain

2 低周疲劳寿命预测模型

2.1 基于临界平面的 CDA 模型

CDA 模型是基于材料延性耗散与循环损伤累积假设发展的^[12]。CDA 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:首先假设参考循环损

伤率的形式,在损伤与时间无关的情况下对损伤率进行积分得到寿命与非弹性应变范围、应力范围以及最大拉伸应力等的关系式;然后在上述关系式中引入与时间相关的损伤项。

临界平面法^[13-14]是在多轴疲劳寿命分析中所普遍使用的方法。该方法基于观察到的裂纹成核开裂现象,认为疲劳裂纹在特定的材料平面萌生和扩展,要求确定破坏面以及关于这个面上的应力和应变,具有一定的物理意义。对于镍基单晶高温合金,滑移是其主要的非弹性变形机制,疲劳损伤主要在特定的滑移面上累积并引起裂纹萌生和扩展,最容易破坏的平面是发生滑移的特定滑移面^[5-8,15]。因此,以滑移面作为临界平面能够反映出镍基单晶高温合金疲劳破坏的细观特征,并且基于滑移面的疲劳寿命建模可以很好地解决镍基单晶高温合金疲劳寿命的晶体取向相关性问题。

研究表明^[16-19],镍基单晶高温合金的低周疲劳损伤与最大滑移系分解剪应力、最大滑移剪应变率以及滑移剪应变范围等参数相关;对于拉压不对称的情况,还应考虑平均应力/应变的影响。综合考虑上述因素对镍基单晶高温合金低周疲劳损伤的影响,结合临界平面法和CDA模型的优点,以非弹性应变能密度最大的滑移系所在的滑移面作为首先发生疲劳破坏的临界平面;采用与CDA模型相类似的形式,建立镍基单晶高温合金低周疲劳寿命与最大滑移系分解剪应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围等参数的函数关系,得到基于临界平面的CDA模型(CP-CDA模型)

$$N_f = 10^{A_\alpha + m_\alpha \lg(\tau_{\max}^\alpha) + n_\alpha \lg(\dot{\gamma}_{\max}^\alpha) + z_\alpha \lg(\Delta\gamma^\alpha) + a_\alpha (1+R)} \quad (25)$$

其中 N_f 为低周疲劳寿命; $\alpha=o$ 为八面体滑移系, $\alpha=c$ 为六面体滑移系; $\tau_{\max}^\alpha$ 为拉伸半周的最大滑移系分解剪应力; $\dot{\gamma}_{\max}^\alpha$ 和 $\Delta\gamma^\alpha$ 分别为最大滑移剪应变率和滑移剪应变范围; $A_\alpha, m_\alpha, n_\alpha, z_\alpha, a_\alpha$ 为与温度相关的材料参数。对于应变比 $R=-1$ 的对称循环,可取 $a_\alpha=0$ 。

2.2 低周疲劳寿命预测模型验证

采用文献[11]提供的 DD6 单晶在 760℃ 下的低周疲劳试验数据进行低周疲劳寿命模型的验证。试验采用机械应变幅控制,应变比 $R=-1$,应变速率 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$,波形为三角波。

利用基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型,进行不同取向的循环变形分析。以第 2 个循环作为稳定循环,确定非弹性应变能最大的滑移系,

可得[001]与[011]取向的八面体滑移面以及[111]取向的六面体滑移面为临界平面。对 CP-CDA 模型两边取对数后,分别针对八面体滑移系和六面体滑移系进行多元线性回归分析,确定其材料参数,如表 2 所示。采用 CP-CDA 模型进行 DD6 单晶低周疲劳寿命预测,结果如图 2 所示。可以看出,CP-CDA 模型对于低周疲劳寿命的预测结果基本落在 2 倍分散带内。

表 2 CP-CDA 模型材料参数

Table 2 Material parameters of CP-CDA model

八面体	六面体
$A_o = 29.5861$	$A_c = 41.7665$
$m_o = -1.4108$	$m_c = -0.5182$
$n_o = -11.2980$	$n_c = -14.1883$
$z_o = 0.7913$	$z_c = 1.1477$
$a_o = 0$	$a_c = 0$

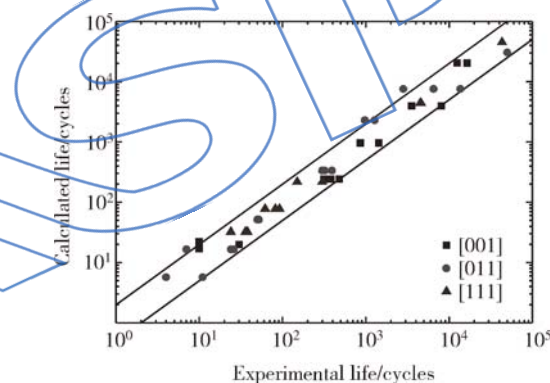


图 2 低周疲劳寿命预测(CP-CDA 模型)

Fig. 2 Prediction of low circle fatigue life (CP-CDA model)

3 蠕变-疲劳寿命预测模型

3.1 改进的 CP-CDA 模型

CP-CDA 模型只描述了循环最大应力、应变等对镍基单晶高温合金低周疲劳损伤的影响,而没有考虑保载时间的影响。文献[11]提供了 DD6 单晶在 760℃ 下的带有拉伸/压缩保载的蠕变-疲劳试验数据。采用 CP-CDA 模型对上述蠕变-疲劳试验进行寿命预测,结果如图 3 所示。图中 0/0, 60/0, 0/60, 30/30 分别表示无保载时间,拉伸保载 60 s,压缩保载 60 s,先拉伸保载 30 s 后压缩保载 30 s。可以看出,CP-CDA 模型对于带保载试验的寿命预测结果偏大。

为了描述保载时间对镍基单晶高温合金疲劳

寿命的影响,在 CP-CDA 模型中引入表征拉伸/压缩保载频率的损伤项,将方程改写为

$$N = 10^{A'_u + m'_u \lg(\dot{\gamma}_{\max}^{\alpha}) + n'_u \lg(\dot{\gamma}_{\max}^{\beta}) + z'_u \lg(\Delta \gamma^{\beta}) + a'_u (1+R) + b'_u \frac{t_t}{t} + c'_u \frac{t_c}{t}} \quad (26)$$

其中 N 为蠕变-疲劳寿命; t_t 和 t_c 为一个循环的拉伸和压缩保载时间; t 为一个循环的总时间; $A'_u, m'_u, n'_u, z'_u, a'_u, b'_u, c'_u$ 为与温度相关的材料参数; b'_u, c'_u 反映了拉伸和压缩保载对蠕变-疲劳寿命的影响,对于无保载的情况,两者可取为 0; 对于应变比 $R=-1$ 的对称循环,可取 $a'_u=0$ 。

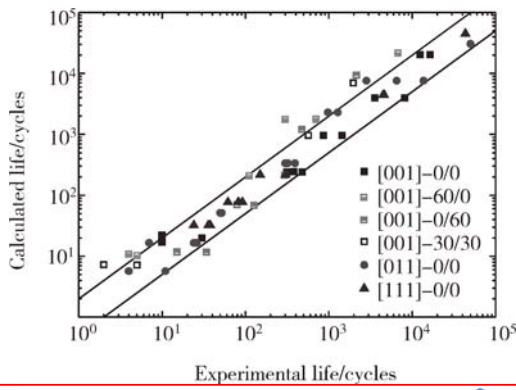


图 3 蠕变-疲劳寿命预测(CP-CDA 模型)
Fig. 3 Prediction of creep-fatigue life
(CP-CDA model)

3.2 蠕变-疲劳寿命预测模型验证

采用文献[11]提供的 DD6 单晶 760℃ 下蠕变-疲劳寿命试验数据进行验证。由于缺少[111]取向的蠕变-疲劳寿命数据,假设模型的六面体滑移系材料参数与 CP-CDA 模型相同,而八面体滑移系材料参数需要结合蠕变-疲劳试验数据重新获取,材料参数如表 3 所示。采用改进的 CP-CDA 模型进行 DD6 单晶蠕变-疲劳寿命预测,结果如图 4 所示,预测结果基本落在 2 倍分散带内。

表 3 改进的 CP-CDA 模型材料参数

Table 3 Material parameters of modified CP-CDA model

八面体	六面体
$A'_o = 27.9873$	$A'_c = 41.7665$
$m'_o = -1.6763$	$m'_c = -0.5182$
$n'_o = -10.6759$	$n'_c = -14.1883$
$z'_o = 1.0832$	$z'_c = 1.1477$
$a'_o = 0$	$a'_c = 0$
$b'_o = -0.3869$	$b'_c = 0$
$c'_o = -0.1052$	$c'_c = 0$

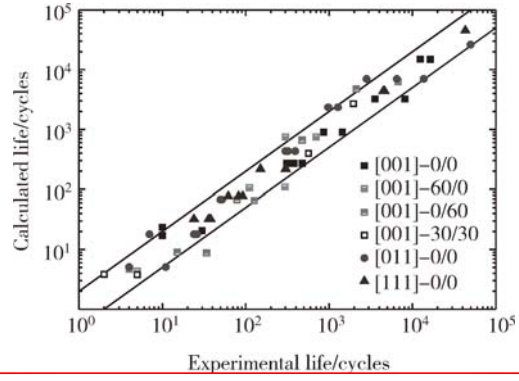


图 4 蠕变-疲劳寿命预测(改进的 CP-CDA 模型)
Fig. 4 Prediction of creep-fatigue life
(modified CP-CDA model)

4 结 论

本文发展了一种用于镍基单晶高温合金疲劳寿命预测的模型:①利用镍基单晶高温合金低周疲劳的循环应力-应变数据,进行基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型参数获取;②利用 Walker 黏塑性本构模型计算在低周疲劳和蠕变-疲劳试验过程中,镍基单晶高温合金不同滑移系上的细观参数;③根据临界平面法的思想,结合滑移系上的细观参数计算结果,确定临界平面的取向;④根据 CDA 的思想,建立以临界平面上的最大滑移系分解剪应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围、应变比以及拉伸/压缩保载频率等为损伤参数的疲劳寿命预测模型。

采用 DD6 在 760℃ 下不同取向的低周疲劳和蠕变-疲劳寿命试验结果对上述寿命预测模型进行验证,预测结果基本落在试验寿命的 2 倍分散带内,表明该寿命预测模型精度较高,能够更好地描述晶体取向、载荷波形等对镍基单晶高温合金疲劳性能的影响。

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] 石多奇,杨晓光,于慧臣. 一种镍基单晶和定向结晶的疲劳寿命模型[J]. 航空动力学报,2010,25(8):1871-1875.
SHI Duoqi, YANG Xiaoguang, YU Huichen. Fatigue life prediction model for nickel-based single crystal and directionally solidified superalloy [J]. Journal of Aerospace Power, 2010, 25(8): 1871-1875. (in Chinese)
- [3] 岳珠峰,陶仙德,尹泽勇,等. 一种镍基单晶超合金高温低

- 周疲劳的晶体取向相关性模型[J]. 应用数学与力学, 2000, 21(4): 373-381.
- YUE Zhufeng, TAO Xiande, YIN Zeyong, et al. A crystallographic model for the orientation dependence of low cyclic fatigue property of a nickel-base single crystal superalloy[J]. Applied Mathematics and Mechanics, 2000, 21(4): 373-381. (in Chinese)
- [4] 丁智平, 刘义伦, 尹泽勇. 镍基单晶高温合金蠕变-疲劳寿命评估方法进展[J]. 机械强度, 2003, 25(3): 254-259.
- DING Zhiping, LIU Yilun, YIN Zeyong. Development on evaluating method of creep-fatigue life of single crystal nickel-based superalloys[J]. Journal of Mechanical Strength, 2003, 25(3): 254-259. (in Chinese)
- [5] 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.
- [6] 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.
- [7] 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.
- [8] 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. 8.
- [9] 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.
- LIU Jinlong. Investigation on cast simulation and low cycle fatigue behavior of Ni-based single crystal and directionally solidified turbine blade[D]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2011.
- [10] Jordan E H, Walker K P. A viscoplastic model for single crystals[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1992, 114: 19-26.
- [11] 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.
- [12] 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.
- [13] Karolczuk A, Macha E. A review of critical plane orientations in multiaxial fatigue failure criteria of metallic materials[J]. International Journal of Fracture, 2005, 134(3/4): 267-304.
- [14] 尚德广, 王德俊. 多周疲劳强度[M]. 北京: 科学出版社, 2007.
- [15] 李影, 苏彬. DD6 单晶合金高温低周疲劳机制[J]. 航空动力学报, 2003, 18(6): 732-736.
- LI Ying, SU Bin. Mechanisms of low cyclic fatigue of DD6 alloy at elevated temperature[J]. Journal of Aerospace Power, 2003, 18(6): 732-736. (in Chinese)
- [16] Tinga T, Brekelmans W A M, Geers M G D. Time-incremental creep-fatigue damage rule for single crystal Ni-base superalloys[J]. Material Science and Engineering: A, 2009, 508(1): 200-208.
- [17] Leckovitch 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.
- [18] Staroselsky A, Cassenti B N. Creep, plasticity, and fatigue of single crystal superalloy[J]. International Journal of Solids and Structures, 2011, 48(13): 2060-2075.
- [19] Wan J S, Yue Z F. A low-cycle fatigue life model of nickel-based single crystal superalloys under multiaxial stress state[J]. Material Science and Engineering: A, 2005, 392(1): 145-149.