

文章编号: 1000-8055(2024)09-20220628-07

doi: 10.13224/j.cnki.jasp.20220628

考虑微观组织演化的 DD6 单晶高温合金蠕变剩余寿命预测

尤文超¹, 王荣桥^{1, 2, 3}, 胡殿印^{2, 3, 4}, 赵炎⁴, 潘锦超¹, 张斌^{2, 3}, 陈校生^{2, 3, 4}

(1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191;

2. 中小型航空发动机联合研究中心, 北京 100191;

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;

4. 北京航空航天大学 航空发动机研究院, 北京 100191)

摘 要: 以 DD6 单晶高温合金为研究对象, 通过描述微观组织演化现象分析材料位错运动硬化机制, 建立考虑微观组织演化的多尺度蠕变本构模型; 并通过表征蠕变损伤状态, 提出考虑蠕变损伤的材料蠕变剩余寿命预测方法。试验结果表明: 该蠕变模型比 θ 映射模型模拟精度提高了 57.6%, 模型参数比 K-R 损伤模型减少了 1/3; 基于蠕变剩余寿命模型的预测结果的平均预测误差为 5.59%, 说明模型的有效性。

关 键 词: DD6 单晶高温合金; 蠕变; 本构模型; 微观组织演化; 剩余寿命

中图分类号: V23

文献标志码: A

Creep residual life prediction of DD6 single crystal superalloy considering microstructure evolution

YOU Wenchao¹, WANG Rongqiao^{1, 2, 3}, HU Dianyin^{2, 3, 4}, ZHAO Yan⁴, PAN Jinchao¹,
ZHANG Bin^{2, 3}, CHEN Xiaosheng^{2, 3, 4}

(1. School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China;

2. United Research Center of Mid-Small Aero-Engine, Beijing 100191, China;

3. Beijing Key Laboratory of Aero-Engine Structure and Strength,
Beihang University, Beijing 100191, China;

4. Research Institute of Aero-Engine, Beihang University, Beijing 100191, China)

Abstract: DD6 single crystal superalloy was taken as the research object to analyse the hardening mechanism of material dislocation movement by describing the microstructure evolution phenomenon, and a multi-scale creep constitutive model considering microstructure evolution was established; then a creep residual life prediction method considering the creep damage by characterizing the creep damage state was proposed. The experimental results showed that the creep model improved the simulation accuracy by 57.6% compared with the θ projection method, and the model parameters were reduced by 1/3 compared with the K-R damage model. The average prediction error of the creep residual life model prediction results was only 5.59%, indicating the validity of the model.

收稿日期: 2022-08-29

基金项目: 国家自然科学基金(52022007, 51875020); 国家科技重大专项(2017-IV-0004-0041, J2019-IV-0009-0077, J2019-IV-0016-0084)

作者简介: 尤文超(1999—), 男, 硕士生, 主要从事航空发动机热端部件结构强度相关方向的研究。E-mail: youwc@buaa.edu.cn

通信作者: 胡殿印(1980—), 女, 教授, 博士, 研究领域为发动机结构强度及疲劳可靠性。E-mail: hdy@buaa.edu.cn

引用格式: 尤文超, 王荣桥, 胡殿印, 等. 考虑微观组织演化的 DD6 单晶高温合金蠕变剩余寿命预测[J]. 航空动力学报, 2024, 39(9): 20220628.

YOU Wenchao, WANG Rongqiao, HU Dianyin, et al. Creep residual life prediction of DD6 single crystal superalloy considering microstructure evolution[J]. Journal of Aerospace Power, 2024, 39(9): 20220628.

Keywords: DD6 single crystal superalloy; creep; constitutive model; microstructure evolution; residual life

镍基单晶高温合金由于其出色的高温力学性能,而被广泛应用于航空发动机的涡轮叶片制造上。随着航空发动机性能要求的不断提升,涡轮叶片等热端部件的服役温度也不断攀升,蠕变断裂是其最常见的失效形式之一^[1]。因此如何表征服役载荷下镍基单晶高温合金的蠕变损伤,已成为先进航空发动机涡轮叶片设计的关键问题之一。

目前,关于镍基单晶高温合金蠕变失效的研究,主要围绕蠕变本构模型和蠕变寿命预测模型开展。Epishin 等^[2]、Reed 等^[3]、Xia 等^[4]在研究蠕变损伤机理的过程中发现, γ' 相的演化、拓扑密排(TCP)相的析出、孔洞的形成等微观组织行为,均会对材料的蠕变性能造成劣化。因此,建立考虑微观组织演化的蠕变本构模型是镍基单晶高温合金寿命准确预测的关键之一。

如今在工程上广泛应用的蠕变寿命预测方法包括拉森米勒参数法(LMP)^[5]、 θ 映射模型法^[6]等唯象模型,计算简单但精度较低。传统宏观唯象的模型没有考虑蠕变过程中微观组织结构的演化及损伤行为,导致难以准确描述蠕变变形行为,对于蠕变剩余寿命的预测通常偏长。因此,建立起反映微观物理机制的本构和寿命模型势必能实现对蠕变性能更好的模拟。

曹娟^[7]发现传统的蠕变本构模型无法反映镍基单晶高温合金蠕变第 2 阶段的反常加速特征,发展了反映微观结构演化的模型,然而模型的预测精度仍有待提高。

基于此,本文以国产二代单晶高温合金 DD6 为研究对象,发展了考虑微观组织演化的蠕变本构模型并实现蠕变损伤的量化表征,在此基础上发展了蠕变剩余寿命模型,预测值与试验结果进行对比验证模型的有效性。

1 微观组织行为机理表征

1.1 微观组织演化模型

为了建立描述镍基单晶高温合金蠕变过程中微观组织演化行为的模型,首先需要对其 γ/γ' 两相结构进行建模,传统模型是由 Fedelich 等^[8]建立的二维两相模型,它在建模时只考虑了一种通道宽度;为了更加精确地计算 Orowan 应力,Guo 等^[9]借鉴复合材料周期性胞元建模思路,建立了三维胞元模型(UCM),这类模型考虑了两类通道

宽度,如图 1 所示。

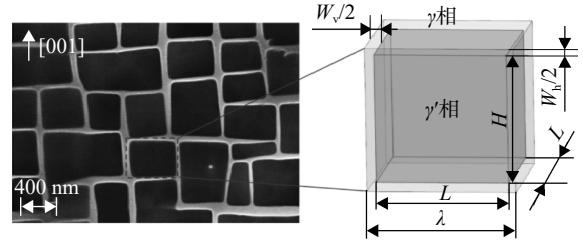


图 1 γ/γ' 相的胞元模型^[9]

Fig. 1 Unit cell model for γ/γ' phases^[9]

本文在 Guo 提出的三维胞元模型的基础上,参考 Fedelich 及 Fan 等^[10]的研究方法分别对 3 种蠕变演化行为进行表征,最终形成反映镍基单晶高温合金蠕变过程微观组织演化行为的模型。UCM 中的几何尺寸满足以下关系

$$\lambda = H + W_h = L + W_v \quad (1)$$

式中,特征长度 λ 表征 UCM 的大小, H 和 L 是 γ' 相的高度和长度, W_h 和 W_v 分别是水平、垂直通道的宽度,则 γ' 相的体积比例 $f_{\gamma'}$ 可以表达为

$$f_{\gamma'} = \frac{L^2 H}{\lambda^3} \quad (2)$$

1) γ' 相的粗化。由 Lifschitz-Slyosov-Walter 理论^[11], λ^3 与时间 t 呈线性关系:

$$\lambda(t)^3 - \lambda_0^3 = \left(B \frac{Q}{RT} \right) t \quad (3)$$

式中 λ_0 是 γ' 相特征长度的初始值, Q 是激活能, R 是理想气体常数, T 是温度, B 是材料常数。

2) γ' 相的筏化。本文只考虑 N 型筏化,即 γ' 相沿垂直于应力方向定向粗化, W_h 增大, W_v 减小。Fedelich 等^[8]提出以筏化因子 ξ 表征 W_h 的筏化程度。

$$\xi = \frac{w(t) - w_{\text{cube}}(t)}{w_{\text{raft}}(t) - w_{\text{cube}}(t)} \quad (4)$$

式中 $w_{\text{cube}}(t)$ 是未发生筏化时通道宽度的初始值, $w_{\text{raft}}(t)$ 表示筏化完成后的通道宽度。Fan 等^[10]通过应变能 Ψ 推导了筏化因子 ξ 的演化方程,进而代入式(5)得到通道宽度 $w(t)$ 的演化方程:

$$w(t) = w_{\text{cube}}(t) + [w_{\text{raft}}(t) - w_{\text{cube}}(t)] \cdot \left\{ 1 - \exp \left[-A' (\sigma_s)^{n'} \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) t \right] \right\} \quad (5)$$

式中 σ_s 是 Von Mises 等效应力, A' 和 n' 是材料

常数。

1.2 考虑微观组织演化的蠕变硬化机制

上述微观组织演化行为最终会导致基体相通道宽度的变化,进而影响位错运动阻力,改变蠕变变形速率。通过微观组织观测发现^[9],蠕变过程中位错主要以3种方式运动:(交)滑移、绕越和剪切 γ' 沉淀相,对应3种位错运动阻力。

1) 位错硬化应力 τ_{dis} 与位错密度 ρ^i 相关。

$$\tau_{dis} = \sum_{i=1}^{12} h_{si} q \rho^i \quad (6)$$

$$\rho^i = (1 - k \rho^i) \dot{\gamma}^i \quad (7)$$

式中 $\dot{\gamma}^i$ 是累积切应变, q 是材料常数, k 是应力相关系数, h_{si} 为位错相互作用矩阵中的分量,本文为了区分自硬化和潜在硬化引入了 Kronecker delta 函数 δ_{si}

$$h_{si} = \omega_1 + (1 - \omega_2) \delta_{si} \quad (8)$$

式中 ω_1 和 ω_2 是相互作用系数(一般分别取1.5和1.2)。

2) Orowan 绕越应力 $\bar{\tau}_{or}$ 。Guo 等^[9]在[111]滑移面的[0-11]和[1-10]两个典型滑移方向上,考虑3种通道类型对 Orowan 绕越应力进行计算;由对称性,将得到的两个典型滑移系上的 Orowan 绕越应力推广到其他八面体滑移系上。

3) γ' 相切应力 τ_{shear} 。位错切入沉淀相产生反相畴界能,因此阻碍位错运动,根据位错对间距与沉淀相粒子的相对大小关系,可将位错对剪切 γ' 相的形式分成两类:强耦合和弱耦合^[12]。

Reppich 等^[13-14]通过试验证明,存在临界沉淀相粒子尺寸 r (数值约为 $2T/\gamma_{APB}$, T 是温度, γ_{APB} 是反相畴界能),剪切 γ' 相的位错对耦合方式将发生转化。

如果材料在蠕变过程中的筏化等组织演化行为为较剧烈,导致粒子尺寸的变形较大以致覆盖了该材料的临界粒子尺寸,则会发生 γ' 相剪切的位错对耦合机制转变。因此本文在计算时考虑了可能存在的位错对耦合方式转变。

1.3 蠕变损伤行为量化表征

服役条件下随着蠕变损伤的积累,材料性能将发生退化,在微观组织的形貌和组成上主要表现为基体通道宽度的粗化、孔洞的生成以及 TCP 相的析出。

1) 通道宽度的粗化通常由筏化导致,将使

Orowan 绕越应力减小,降低材料的屈服强度。首先通过拉伸黏塑性本构方程计算临界切应力 τ_c ^[15],再利用损伤因子 d_1 表征通道宽度粗化带来的蠕变损伤,借助传统 K-R 损伤模型拟合损伤与通道宽度的关系。

2) 孔洞的生成是最为常见的蠕变损伤形式^[16],一般用孔洞的体积分数 φ_x 表征其损伤程度 d_2 。

$$d_2 = (\varphi_x - \varphi_{x0}) / (\varphi_{x\max} - \varphi_{x0}) \quad (9)$$

式中 φ_{x0} 是未服役的原始材料初始孔隙体积分, $\varphi_{x\max}$ 是发生蠕变断裂后材料的极限(最大)孔隙体积分。对于镍基单晶高温合金, Liu 等^[17]测得 $\varphi_{x0}=0.000\ 555$, $\varphi_{x\max}=0.018$ 。

3) TCP 相的析出,是高温下材料内部 W 和 Re 等难熔元素的偏聚造成的。一般用 TCP 相的体积分 φ_y 表征其损伤 d_3 。

$$d_3 = \varphi_y / \varphi_{y\max} \quad (10)$$

式中 $\varphi_{y\max}$ 是发生蠕变断裂时材料中的 TCP 相体积分,对于高温合金 DD6,这个值大约为0.01。

1.4 微观组织行为模拟

采用文中第1.2节的模型模拟蠕变过程中 DD6 单晶高温合金的微观组织演化行为。基体通道(横向)宽度 W_h (见图2)的演化趋势为先增大,随后进入平台期;且外加应力越小,蠕变时间越长,通道宽度演化的平台期越明显;应力较大时,几乎不存在平台期,说明筏化未完成。

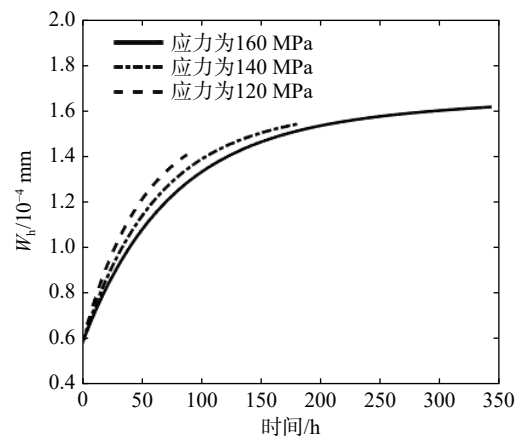


图2 1100 °C 下基体通道宽度演化

Fig. 2 Evolution of substrate channel width at 1100 °C

2 蠕变剩余寿命模型

2.1 考虑微观组织演化的蠕变本构模型

在基于滑移系的 Cailletaud 本构模型^[18]的基

基础上,引入微观组织演化模型,考虑蠕变过程中位错运动的强化方式及蠕变损伤造成的材料力学性能退化,发展了 DD6 单晶高温合金蠕变本构模型。

DD6 单晶高温合金为面心立方晶体结构(FCC),本文研究的是 [001] 取向下,此时八面体滑移系更容易被激活,因此只考虑八面体滑移系^[19]。总应变 ε_m 由弹性应变 ε_e 和非弹性应变 ε_{in} 组成,其中 ε_{in} 可表示为八面体滑移系上分切应变的和。

$$\varepsilon_m = \varepsilon_e + \varepsilon_{in} \quad (11)$$

$$\sigma = \mathbf{D} : \varepsilon_e \quad (12)$$

$$\dot{\varepsilon}_{in} = \sum_{s=1}^{12} \dot{\gamma}_o^s P_o^s \quad (13)$$

式中 σ 是应力, $\mathbf{D}$ 是材料的弹性矩阵,上标 s 代表第 s 个八面体滑移系, P_o 是滑移系取向因子。

$$P_o^s = \frac{1}{2} [\mathbf{m}_o^s (\mathbf{n}_o^s)^T + \mathbf{n}_o^s (\mathbf{m}_o^s)^T] \quad (14)$$

式中 $\mathbf{m}_o^s$ 是滑移方向矢量, $\mathbf{n}_o^s$ 是滑移面法向矢量,则滑移系上的分切应力 τ_o^s 可以表示为

$$\tau_o^s = \sigma : P_o^s \quad (15)$$

第 s 个八面体滑移系上的分切应变率 $\dot{\gamma}_o^s$ 的表达式为

$$\dot{\gamma}_o^s = \left\langle \frac{|\tau_o^s - \chi^s| - r^s}{K(1-d^s)} \right\rangle^n \text{sign}(\tau_o^s - \chi^s) \quad (16)$$

式中 d^s 是损伤因子, K 和 n 是温度相关常数, $\text{sign}(\cdot)$ 是符号函数。 χ^s 是随动硬化应力,用来描述包辛格效应,由于蠕变过程载荷是恒定的,基本不会发生包辛格效应,因此可忽略不计。Mc-Cauley 括号 $\langle \cdot \rangle$ 表示屈服条件,当 $|\tau_o^s - \chi^s| - r^s < 0$ 时,不满足滑移系开动条件,此时仅发生弹性变形而不会被计入到 $\dot{\gamma}_o^s$ 中。 r^s 是各向同性硬化应力,又称阻应力,可以表示为不同位错运动强化机制下阻应力的和。

$$r^s = \tau_o^s + \tau_{dis}^s + p_0 \tilde{\tau}_{or}^s + (1-p_0) \tau_{shear}^s \quad (17)$$

式中 τ_o^s 是由于固溶强化导致的初始阻应力; $p_0 (0 < p_0 < 1)$ 表示运动的位错遇到 γ' 相时,从旁路绕越的比例,其余 $1-p_0$ 的位错将切割 γ' 相。

微观组织演化模型不会显式地出现在蠕变本构模型,而是通过基体通道宽度的变化影响位错运动阻力间接引入。

d^s 是损伤因子,基于传统唯象的 K-R 损伤演

化模型^[20-21],结合 Yeh 等^[22] 提出的损伤演化律,建立分切应力与分切应变率同时主导的蠕变损伤演化模型如下:

$$\dot{d}^s = \dot{d}_0 \left| \frac{|\tau_o^s| - r^s}{\beta \tau_c} \right|^\chi \left| \frac{\dot{\gamma}_o^s}{\dot{\gamma}_s^s} \right|^\phi \quad (18)$$

式中 $\dot{d}_0$ 是初始损伤率, χ 、 ϕ 和 β 均是温度相关常数, τ_c 是屈服应力, $\dot{\gamma}_s^s$ 是稳态蠕变率。

多尺度蠕变本构模型的参数见表 1。

表 1 蠕变本构模型参数

Table 1 Parameters of creep constitutive models

模型	参数	数值
粗化模型	$\lambda_0/\mu\text{m}$	0.518
	$B/10^{-6} (\mu\text{m}^3/\text{h})$	2.579
	$Q/(\text{kJ/mol})$	268
筏化模型	A'	39.735 4
	n'	1.52
流动法则	K/MPa	1 000(980 °C) 93(1 100 °C)
	n'	5.8(980 °C) 10.6(1 100 °C)
	q/GPa	3 000(980 °C) 1 000(1 100 °C)
	k	2000(980 °C) 1 710(1 100 °C)
位错硬化	b/nm	0.255
	G_s/GPa	114
	θ	0.200(980 °C) 0.145(1 100 °C)
位错绕越	κ	2
	w	1.31(980 °C) 0.80(1 100 °C)
	$\gamma_{APB}/(\text{J/m}^2)$	0.1
γ' 相剪切	$\dot{d}_0$	0.90(980 °C) 0.27(1 100 °C)
	χ	1.88(980 °C) 2.50(1 100 °C)
	ϕ	0.5(980 °C) 0.33(1 100 °C)
蠕变损伤	τ_c/MPa	277.6(980 °C) 157.2(1 100 °C)
	β	2.5

2.2 蠕变变形行为模拟

利用本文发展的本构模型、传统 K-R 演化模型以及唯象的 θ 映射模型分别对 DD6 单晶高温

合金的蠕变变形进行了预测, 并与试验数据进行对比, 结果如图 3~图 5。

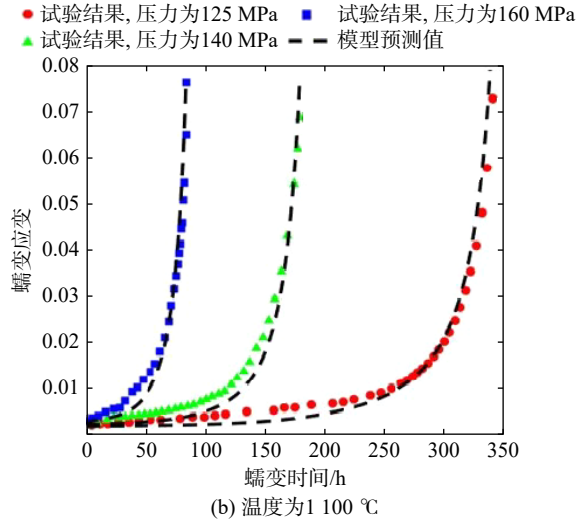
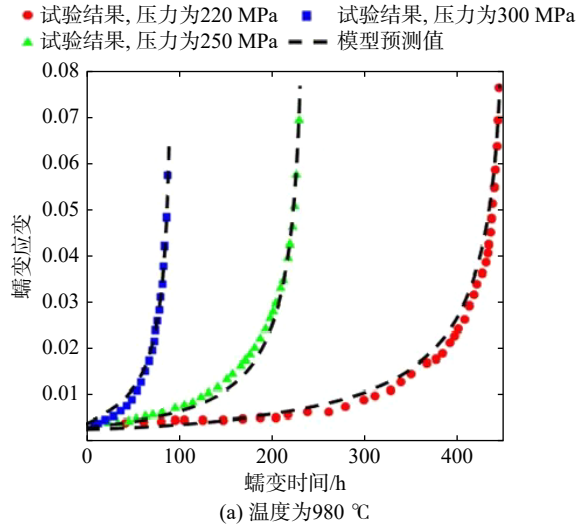


图 3 基于本文模型的蠕变变形预测值与试验结果对比
Fig. 3 Comparison of creep deformation based on article model and test results

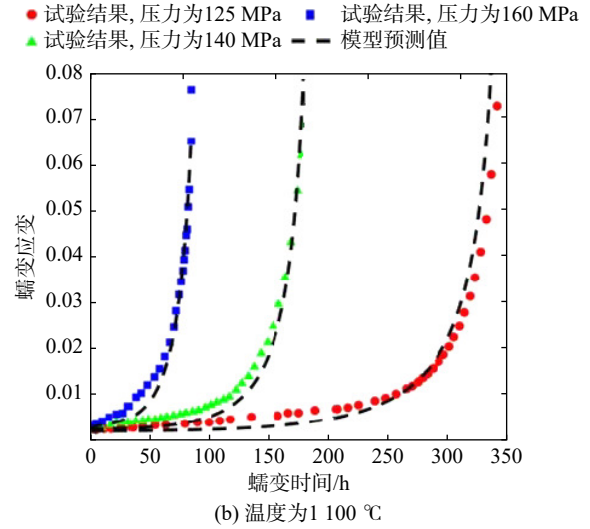
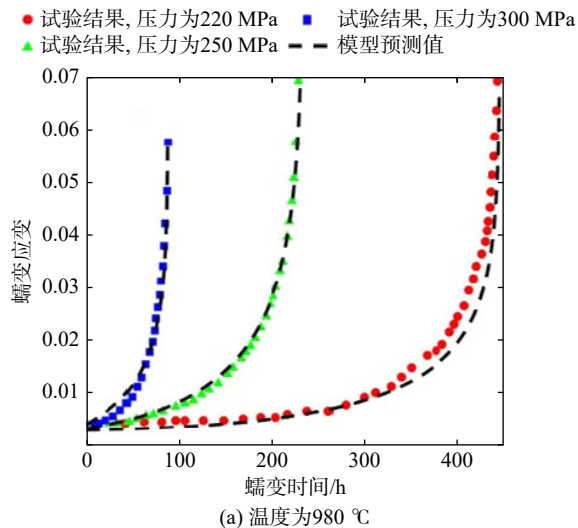


图 4 基于 K-R 损伤模型的蠕变变形预测值和试验结果对比
Fig. 4 Comparison of creep deformation based on K-R damage model and test results

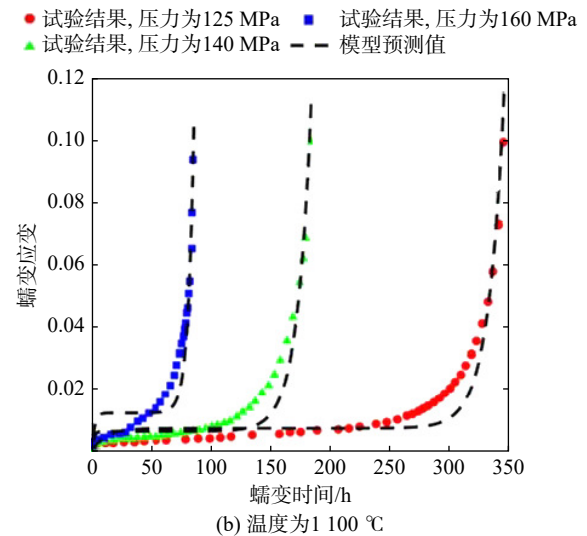
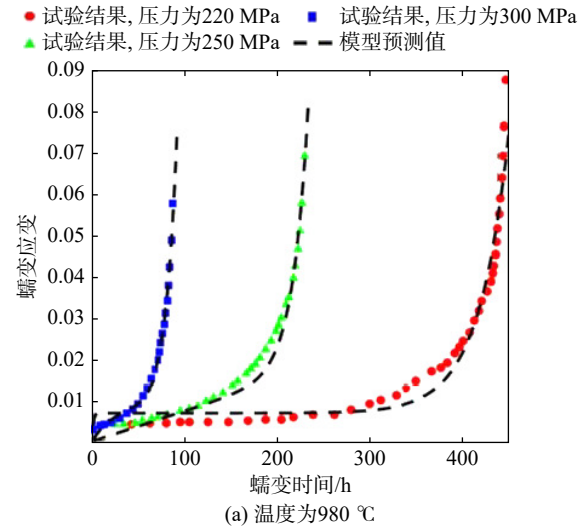


图 5 基于 θ 映射模型的蠕变变形预测值和试验结果对比
Fig. 5 Comparison of creep deformation based on θ projection method and test results

同时,采用残差平方和(RSS)评估模型精度,见图 6。可以看出,传统唯象的 θ 映射模型拟合效果最差,说明基于物理机制的蠕变本构模型相比传统宏观唯象模型具有更高的精度,可以较好地描述 DD6 合金蠕变变形行为;在 6 种试验条件下,传统 K-R 损伤模型参数(需重复获取)有 12 个,而本文发展的模型仅需 8 个(减少了 1/3),这说明本文发展的模型在保证精度前提下,提高了外推性和普适性。

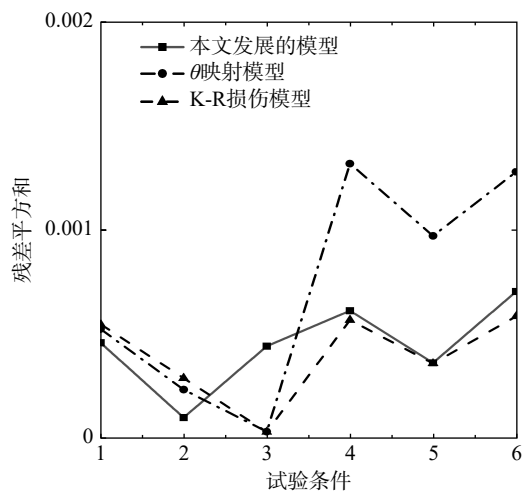


图 6 残差平方和对比
Fig. 6 Comparison of residual sum of squares

2.3 基于蠕变损伤的蠕变剩余寿命模型

对于在高温下已经服役一段时间的材料,由于蠕变损伤的积累,材料内部的微观组织结构发生变化,其力学性能退化导致蠕变剩余寿命随时间演化而减少。为此,本文结合蠕变损伤量化方法,在蠕变本构模型中引入用于评价已服役材料蠕变损伤的变量 d_0 , 建立蠕变剩余寿命模型。

$$\dot{\gamma}_o^s = \left\langle \frac{|\tau_o^s - \chi^s| - r^s}{K(1 - d_0 - d^s)} \right\rangle^{n'} \text{sign}(\tau_o^s - \chi^s) \quad (19)$$

$$d_0 = \eta_1 d_1 + \eta_2 d_2 + \eta_3 d_3 \quad (20)$$

式中 η_1 、 η_2 、 η_3 分别表示 3 类损伤行为所占权重 ($\eta_1 + \eta_2 + \eta_3 = 1$), 一般取 $\eta_1 = 0.7$, $\eta_2 = 0.2$, $\eta_3 = 0.1$ ^[15]。

在相同试验条件下(温度为 1 100℃、压力为 140 MPa)对 3 个初始损伤状态不同的 DD6 单晶高温合金试验件进行蠕变剩余寿命预测,其中蠕变剩余寿命以蠕变变形量达到 7.5% 为标准。不同损伤状态的材料参数如下: 材料 1 的 $w_0 = 0.12 \mu\text{m}$, $\varphi_x = 0.003$, $\varphi_y = 0$; 材料 2 的 $w_0 = 0.16 \mu\text{m}$, $\varphi_x = 0.005$, $\varphi_y = 0.001$; 材料 3 的 $w_0 = 0.19 \mu\text{m}$, $\varphi_x = 0.005$, $\varphi_y =$

0。在温度为 1 100℃、压力为 140 MPa 下的蠕变剩余寿命预测结果及精度分别如图 7、表 2 所示 (r^2 为判定系数), 可以看出, DD6 单晶高温合金的剩余蠕变寿命预测较为准确, 平均误差为 5.59%。

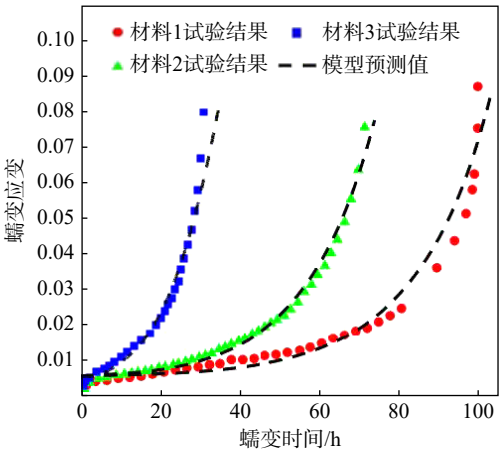


图 7 蠕变剩余寿命预测和试验结果对比
Fig. 7 Comparison of creep residual life prediction and test results

表 2 蠕变剩余寿命预测精度分析
Table 2 Accuracy of creep residual life prediction

项目	r^2	残差平方和/ 10^{-4}	试验结果/h	模型预测值/h	误差/%
材料 1	0.978	7.23	99.9	101.6	1.7
材料 2	0.993	1.59	71.5	74.1	3.64
材料 3	0.981	5.17	30.6	34.1	11.44
平均	0.984	4.66			5.59

3 结 论

针对 DD6 单晶高温合金,微观上考虑材料组织的演化行为和蠕变损伤,细观上描述位错运动的强化机制并建立流动法则,宏观上以蠕变变形量作为剩余寿命评价标准,最终形成考虑微观组织行为的多尺度蠕变本构模型及剩余寿命模型。

1) 对 DD6 单晶高温合金在蠕变过程中的微观组织行为进行量化表征,描述了基体通道宽度的演化过程以及蠕变硬化机制。

2) 发展了考虑微观组织演化的 DD6 单晶高温合金蠕变本构模型,其具有较高的普适性和精度。相比传统 θ 映射模型拟合结果的残差平方和降低了 57.6%。

3) 提出了基于蠕变损伤的蠕变剩余寿命模型。与试验结果相比,DD6 单晶高温合金蠕变剩余寿命预测结果的平均误差为 5.59%。

参考文献:

- [1] 赵彩丽, 刘新宝, 郝巧娥, 等. 高温金属构件蠕变寿命预测的研究进展[J]. 材料导报, 2014, 28(23): 55-59.
ZHAO Caili, LIU Xinbao, HAO Qiaoe, et al. Progress in prediction methods of creep-rupture time for elevated-temperature metal components[J]. Materials Review, 2014, 28(23): 55-59. (in Chinese)
- [2] EPISHIN A, LINK T, KLINGELHÖFFER H, et al. Creep damage of single-crystal nickel base superalloys: mechanisms and effect on low cycle fatigue[J]. Materials at High Temperatures, 2010, 27(1): 53-59.
- [3] REED R C, COX D C, RAE C M F. Damage accumulation during creep deformation of a single crystal superalloy at 1150 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 448(1/2): 88-96.
- [4] XIA Wanshun, ZHAO Xinbao, YUE Liang, et al. Microstructural evolution and creep mechanisms in Ni-based single crystal superalloys: a review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 819: 152954.
- [5] 柳晖, 徐国平. 拉森-米勒蠕变寿命预测方法的研究[J]. 上海师范大学学报(自然科学版), 2009, 38(5): 489-491.
LIU Hui, XU Guoping. Research of larsen-miller creep life prediction[J]. Journal of Shanghai Normal University (Natural Sciences), 2009, 38(5): 489-491. (in Chinese)
- [6] 孟春玲, 饶寿期. 涡轮叶片蠕变寿命预测方法研究[J]. 北京工商大学学报(自然科学版), 2002, 20(2): 52-55.
MENG Chunling, RAO Shouqi. Study of predict methods about creep break life of turbine blade[J]. Journal of Beijing Institute of Light Industry, 2002, 20(2): 52-55. (in Chinese)
- [7] 曹娟. 镍基单晶合金高温微观结构的演化模拟及蠕变模型研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2010.
CAO Jian. Research on modelling of microstructure evolution and creep of Ni base single crystal at high temperature[D]. Beijing: Beihang university, 2010. (in Chinese)
- [8] FEDELICH B, KÜNECKE G, EPISHIN A, et al. Constitutive modelling of creep degradation due to rafting in single-crystalline Ni-base superalloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 510/511: 273-277.
- [9] GUO Zixu, HUANG Dawei, YAN Xiaojun. Physics-based modeling of γ/γ' microstructure evolution and creep constitutive relation for single crystal superalloy[J]. International Journal of Plasticity, 2021, 137: 102916.
- [10] FAN Yanan, SHI Huiji, QIU Wenhui. Constitutive modeling of creep behavior in single crystal superalloys: effects of rafting at high temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 644: 225-233.
- [11] LIFSHITZ I M, SLYOZOV V V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 1961, 19(1/2): 35-50.
- [12] REED R C. The Superalloys: fundamentals and applications[M]. Cambridge, US: Cambridge University Press, 2008.
- [13] REPPICH B. Some new aspects concerning particle hardening mechanisms in γ' precipitating Ni-base alloys: I theoretical concept[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(1): 87-94.
- [14] REPPICH B, SCHEPP P, WEHNER G. Some new aspects concerning particle hardening mechanisms in γ' precipitating nickel-base alloys: II experiments[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(1): 95-104.
- [15] ZHANG Chengjiang, HU Weibing, WEN Zhixun, et al. Creep residual life prediction of a nickel-based single crystal superalloy based on microstructure evolution[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 756: 108-118.
- [16] 张诚江, 胡卫兵, 王佳坡, 等. 基于位错运动的镍基单晶各向异性蠕变寿命预测[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(12): 3930-3938.
ZHANG Chengjiang, HU Weibing, WANG Jiapo, et al. Anisotropic creep life prediction of nickel-based single crystal based on dislocation movement[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(12): 3930-3938. (in Chinese)
- [17] LIU Y F, ZHAO Y S, LIU C G, et al. Dependence on temperature of tensile properties of the single-crystal superalloy DD11[J]. Materials Science and Technology, 2018, 34(10): 1188-1196.
- [18] CORMIER J, CAILLETAUD G. Constitutive modeling of the creep behavior of single crystal superalloys under non-isothermal conditions inducing phase transformations[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(23): 6300-6312.
- [19] LIANG Jianwei, WANG Jiapo, WEN Zhixun, et al. Analysis and prediction of non-isothermal creep behavior in Ni-based single crystal superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 707: 559-566.
- [20] KACHANOV L M, KRAJCINOVIC D. Introduction to continuum damage mechanics[J]. Journal of Applied Mechanics, 1987, 54(2): 481.
- [21] RABOTNOV Y N, LECKIE F A, PRAGER W. Creep problems in structural members[J]. Journal of Applied Mechanics, 1970, 37(1): 249.
- [22] YE H N M, KREMPL E, DANGVAN K, et al. Advances in multi-axial fatigue[M]. Philadelphia, US: American Society for Testing and Materials, 1993.

(编辑: 秦理曼)