

镍基单晶结构的蠕变损伤寿命研究^{*}

岳珠峰¹, 吕震宙¹, 杨治国², 尹泽勇²

(1. 西北工业大学 工程力学系, 陕西 西安 710072; 2. 南华动力机械研究所, 湖南 株洲 412003)

摘 要: 基于镍基单晶合金材质细观演化规律, 提出了同时考虑筏化-解筏及夹杂空洞损伤机理的双参数蠕变损伤本构模型。该本构模型已编入 ABAQUS 的 umat。单向应力状态试验表明它可以模拟镍基单晶结构材料的蠕变规律, 特别是晶体取向相关性; 利用双剪切和模拟单晶叶片蠕变试验对模型进行了考核, 结果相当满意。进一步对单晶叶片的蠕变损伤寿命进行分析, 叶片的三维取向优化, 可以很大程度地提高叶片的蠕变寿命。

关键词: 蠕变分析; 损伤容限; 寿命试验; 镍基合金; 单晶; 涡轮叶片

中图分类号: V250.3 文献标识码: A 文章编号: 1001-4055 (2003) 03-0285-04

FEM creep damage study for nickel base single crystal structure under multiaxial stress conditions

YUE Zhufeng¹, LU Zhenzhou¹, YANG Zhiguo¹, YIN Zeyong¹

(1. Dept. of Engineering Mechanics, Northwestern Polytechnical Univ., Xi'an 710072, China;

2. Nanhua Power Machine Research Inst., Zhuzhou 412002, China)

Abstract: Based on the microstructural assessment, a two-state variable crystallographic creep damage constitutive equation was presented for nickel base single crystal superalloys, which takes into consideration of the rafting-derafting and the damage of the voids simultaneously. The constitutive equation was programmed as a user subroutine umat into the ABAQUS. With the uniaxial creep experimental data, the constitutive equation can model the creep damage behavior of nickel base single crystal superalloys, especially the dependence of the creep anisotropy on the crystallographic orientation. The double shear specimens and modeling blades were studied experimentally to validate the constitutive equation. The results of the validation are satisfactory. The damage and life behaviors of a turbine blades were presented as an example of the application. The influence of the crystallographic orientations on the blade lives was analyzed specially for the optimization of blade crystallographic orientations. The optimization of the crystallographic orientations will find a maximum life orientation.

Key words: Creep analysis; Damage tolerance; Life test; Nickel base superalloy; Single crystal; Turbine blade

1 引 言

镍基单晶合金具有良好的高温性能, 已被广泛用于涡轮结构, 例如航天飞机的涡轮叶片。对于一般叶片, 在工作状态时主要承受离心力, 产生以拉应力为主的应力结构, 但由于存在温度梯度、叶片曲度、气冷孔等使得单晶叶片实际上处于复杂应力状态, 需要研究其复杂应力时的规律。相当多的研究表明, 蠕变响

应与晶体取向相关^[1,2]。Kanda 等利用薄壁筒试样对蠕变状态的激活滑移系类型进行了分析^[3], Meric 等研究了高温下的粘塑性响应^[4]。然而, 这种试样型式对晶体各向异性的镍基单晶合金却不太适用。Mayr 等为镍基单晶合金专门设计了双剪切试样。这种试样抓住了滑移变形的特点^[5], 但由于没有提供相应的分析用的本构模型, 故需要在进一步分析的基础上应用该试样。

* 收稿日期: 2002-07-22; 修订日期: 2002-09-24。基金项目: 国家自然科学基金 (50005016), 航空科学基金 (00B53010, 02C53011) 和长江学者基金的资助。

作者简介: 岳珠峰 (1966—), 男, 博士, 教授, 研究领域为先进材料与结构的力学性能。

2 蠕变损伤本构方程及单向应力下的考核

本文提供的蠕变损伤本构方程将建立在滑移系的分切应力、滑移系的分切应变和它们的率基础上。一般认为,除了试样表面氧化外,存在空洞损伤和材质劣化两个机理。对镍基单晶合金,铸造空洞和缺陷将演化成蠕变空洞。蠕变过程中的强化相 γ' 筏化和解筏^[6], 事实上是材质劣化的重要方面。因此,考虑空洞损伤和筏化-解筏的蠕变损伤本构方程可以为

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{1}{1 - \omega} \right|^n e^S$$
$$\dot{\omega} = \dot{\omega}_0 \dot{\gamma}^m$$
$$S = C \dot{\gamma}^p$$

(1)

式中 $\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0 \sigma^i$; $\dot{\gamma}_0$ 和 $\dot{\omega}_0$ 为初始蠕变率和初始损伤率, n, m 和 C 为模型参数, 与温度相关。 ω 和 S 为状态损伤变量。总的损伤 D 为

$$D = \omega + \alpha \tan(S)$$

(2)

上式本构模型已编入 ABAQUS 的 umat^[8]。以前的研究表明,在中低温和高温时激活的滑移系类型不同^[7]。在中低温,即低于 850℃,十二面体 {111} <112> 和 {110} <100> 滑移系同时开动;而更高温,即高于 850℃, {111} <110> 和 {110} <100> 滑移系同时开动。 <111> 取向的单轴蠕变试验结果可以用来标定六面体滑移系 {100} <110> 模型参数。根据温度范围,可以用 <001> 和 <011> 取向的单轴蠕变试验结果标定 {111} <110> 或 {111} <112> 模型参数。进一步可以根据应力状态下的筏化规律,对 {111} <110> 和 {111} <112> 模型参数进行标定^[8]。表 1 给出 DD3 单晶 950℃ 时的模型参数。该模型参数由 <001>, <011> 和 <111> 三个取向标定得到。图 1 标定得到的模型参数来对其它三个取向进行考核。从考核结果来看,本文所用本构模型可以准确模拟单应力状态下的蠕变规律,蠕变性能的晶体取向相关性也得到较好的模拟。

Table 1 Model parameters for DD3 at 950℃

	Octahedral <001>	Octahedral <011>	Cubic
$\dot{\gamma}_0$ (1/s)	20.0×10^{-16}	50.0×10^{-16}	18.0×10^{-16}
n	5.1	4.8	5.2
C	18.0	15.0	60.0
p	1.0	1.0	1.2
$\dot{\omega}_0$	1.0	1.0	1.0
m	1.1	1.2	1.2

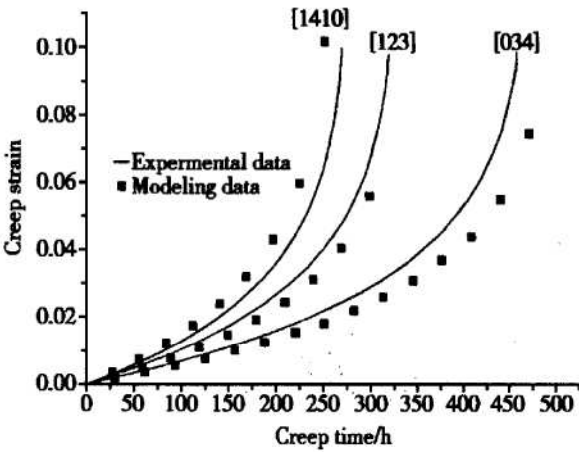


Fig. 1 Validation for the model on uniaxial stress condition at 300MPa

3 复杂应力状态下模型考核

双剪切试样和模拟叶片用来考核所用本构模型。试样图示于图 2。模拟叶片是专门设计以产生接近于真实情况的应力,试样拉伸方向为 <001>, 其余两方向为随机。双剪切试样也是专门设计以产生纯剪切力,特别是该剪切面设计为滑移平面,且剪力方向即为滑移系的滑移方向。所以,可以施加剪切力而直接获得滑移系和滑移规律。

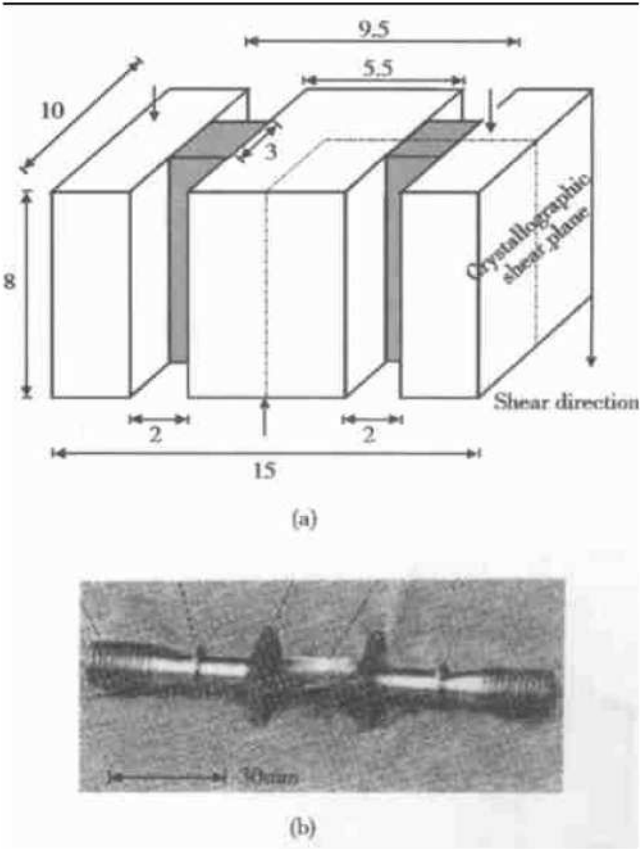


Fig. 2 Double shear specimen (a) and modeling blade (b)

利用表 1 的参数,对模拟叶片和双剪切试样的蠕变损伤和寿命进行了模拟,结果示于图 3 和表 2 中。从模拟结果来看,试验和模拟结果吻合较好。双剪切试样的蠕变损伤主要集中在受剪区。在整个受剪区,损伤相对较均匀。

双剪切试样和模拟叶片的寿命比较示于表 2。由图所示,两者较为吻合。由两种复杂应力试件考核可知,所用模型及 ABAQUS 的 umat 可以用于分析单晶叶片的蠕变损伤寿命。

Table 2 Crystallographic orientation of modeling blades and double shear (DS) specimens and comparison of the lives between the experiment and simulation			
Specimens	Tensile/shear orientation	Experimental lives/h	Simulation lives/h
Modeling blade 1	[001]	135	102
Modeling blade 2	[001]	145	
Modeling blade 3	[001]	91	
Modeling blade 4	[001]	118	
DS 1	{001}<100>	> 2059	> 3000
DS 2	{001}<110>	> 1531	1767
DS 3	{011}<01-1>	> 953	1206
DS 4	{111}<01-1>	> 984	1121

4 在镍基单晶涡轮叶片上的应用

叶片共用了 120 个 3-D 固体单元,温度由叶根的 538℃上升到叶尖的 964℃,叶片承受 45000r/min 的离心力,材料取自文献[8],叶片下端固定。

叶尖的蠕变位移示于图 4。在变形的大部分时间,位移-时间近似线性关系;在后期,蠕变位移呈加速趋势。计算中止时间为一些单元的损伤达到 1。叶片的寿命为 106.5h,损伤集中在试样的近心部。

对一般单晶叶片,仅仅控制叶片轴线的取向为 [001],其它两个方向在叶片铸造时为随机。由模拟叶片可知,叶片的损伤寿命也与这两个取向的晶体取向相关。图 5 与图 6 给出叶片寿命与叶尖蠕变位移随取向偏离 [001] 的角度 α 的变化规律。图 5 显示有 2 个取向对应寿命峰值,而图 6 则有 2 个取向对应叶片位移最小。综合而言,对所考察叶片, $\alpha=78^\circ$ 时对应较高寿命和较小位移。

5 结 论

(1) 本文提出的双参数蠕变损伤模型可以较好地

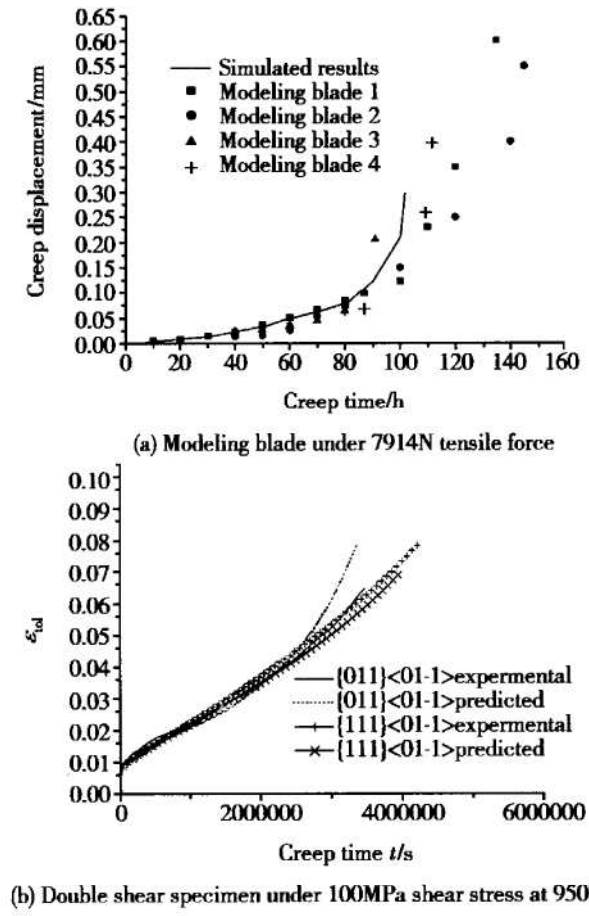


Fig. 3 Comparison of the modeling and experimental displacement

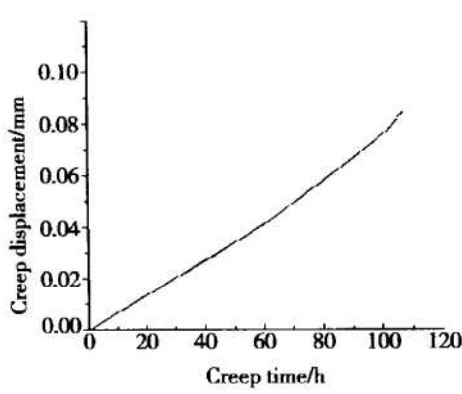


Fig. 4 Creep displacement of turbine blade

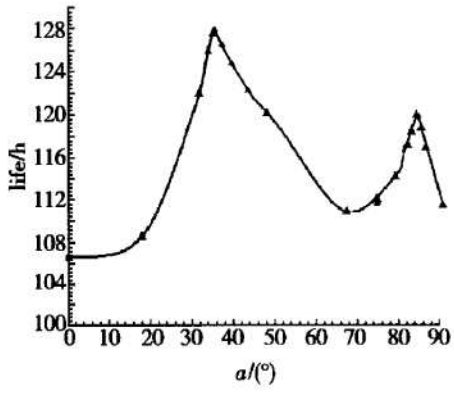


Fig. 5 Creep damage lives of blades vs the angle α

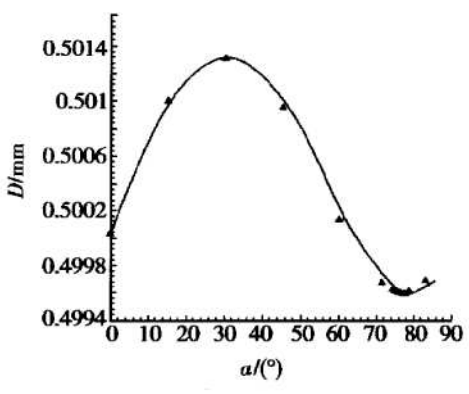


Fig. 6 Creep displacement of blades vs the angle α at the failure conditions

模拟镍基单晶合金蠕变损伤规律。

(2) 该模型得到单轴应力状态和复杂应力状态的考核。

(3) 模拟叶片和双剪切试样可以用来考核复杂应力状态时蠕变损伤本构模型。

(4) 对单晶叶片在真实工况下的蠕变相应进行分析, 结果合理。对叶片两个不受控取向对叶片蠕变性能影响的分析表明, 对叶片进行三维取向优化, 可以很大的提高叶片的蠕变寿命。

参考文献:

- [1] Yue Z F, Lu Z Z, Zheng C Q. The creep damage constitutive life predictive model for nickel-base single crystal superalloys [C]. *Metallurgical and Material Transaction*, 26A (1995): 1815~ 1821.
- [2] 岳珠峰, 吕震宙, 郑长卿, 等. Ni 基单晶叶片粘塑性分析 [J]. *推进技术*, 1996, 17(3).
- [3] Kanda M, Sakana M, Ohnami M, et al. High temperature low

cycle fatigue of CMSX-2 Ni-base single crystal superalloy [J]. *J. Eng. Mat. Tech.*, 1997, 119: 153~ 160.

- [4] Meric L, Poubanne P, Caillaud G. Single crystal modeling for structure calculations: Part I-model presentation [J]. *Eng. Mater. Technol.*, 1991, 113: 162~ 170.
- [5] Mayr C, Eggeler G, Webster G A, et al. Double shear creep testing of superalloy single crystal at temperatures above 1000 °C [J]. *Mater. Sci. Eng.*, 1995, 199: 121~ 130.
- [6] Arrell D J, Valles D J. Rafting prediction criterion for superalloys under a multiaxial stress [J]. *Scripta Materialia*, 1996, 35: 727~ 732.
- [7] Yue Z F, Lu Z Z. Rafting prediction criterion for nickel-base single crystals under multiaxial stresses and crystallographic orientation dependence of creep behavior [J]. *Acta Metallurgical Sinica*, 1999, 12: 149~ 152.
- [8] 尹泽勇, 岳珠峰, 杨治国, 等. 各向异性单晶合金结构强度与寿命 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2002.

(编辑: 王居信)

(上接第 284 页)

体系即凝胶化。由于硼粒子的表面被大量的 H_3BO_3 , B_2O_3 覆盖, 硼粉粒度又很细, 所以 H_3BO_3 , B_2O_3 与 HTPB 的反应面积非常大, 交联反应的速度也就很快, 很快就能达到 44.5% 这个反应程度。而且, 在实际的药浆里, 硼粉所占的比例还要高, HTPB 的相对量减少, 即药浆的平均官能度更高, P_c 更小; 捏合机的强力搅拌又使反应物料的接触更为充分, 交联反应的速度更快。从硼粉与 HTPB 体系出现凝胶的临界反应程度 P_c 更小和交联反应速度更快, 可推断该体系会急速凝胶化而使整个体系粘度骤升而工艺恶化。

4 结 论

(1) 通过 XPS 和粘度测试, 确定了硼粉中杂质 H_3BO_3 , B_2O_3 是导致含硼 HTPB 富燃料推进剂工艺恶化的主要原因;

(2) FTIR 实验表明, H_3BO_3 , B_2O_3 与 HTPB 的羟基反应生成了硼酸酯, 引起了凝胶化反应, 是导致 B/HTPB 不相容的根本原因。

参考文献:

- [1] 汤中权, 王锐鑫. 含硼固体推进剂 [A]. 国防科工委固体推进剂专业组, 特种推进剂研讨会论文集 [C]. 1997.
- [2] Michel M. Mixing of Hydroxy-terminated polybutadiene and boron [A]. In: K K Kuo. *Combustion of Boron-Based Solid Propellants and Solid Fuels* [C]. Boca raton: CRC Press, 1993.
- [3] 李疏芬. 提高含硼推进剂燃烧性能的研究 [A]. 航天四院科技委, 整体式固体冲压发动机文集 [C]. 2000.
- [4] 臧令千. 硼用作推进剂燃料组分的研究 [J]. *推进技术*, 1990, 11(4).
- [5] 汪爱华. 高能含硼富燃料推进剂研究——硼粒子的表面处理技术研究 [D]. 湖北化学技术研究所. 2002, 3.
- [6] 陶连印. 化工百科全书 [M]. 北京: 化学工业出版社, 1993.
- [7] 曾昭抡主编. 元素有机化学 (第三分册) 一有机硼化合物化学 [M]. 北京: 科学出版社. 1965.
- [8] 潘祖仁主编. 高分子化学 [M]. 北京: 化学工业出版社, 1992.

(编辑: 朱立影)