

镍基单晶高温合金热机械疲劳 行为与寿命建模

陈景阳^{1,2}, 荆甫雷³, 杨俊杰⁴

- (1. 中国航空发动机集团有限公司 商用航空发动机有限责任公司, 上海 200241;
2. 中国航空发动机集团有限公司 商用航空发动机有限责任公司
上海市航空发动机数字孪生重点实验室, 上海 200241;
3. 中国航空发动机集团有限公司 中国航空发动机研究院, 北京 101304;
4. 清华大学 航空发动机研究院, 北京 100084)

摘 要: 通过 DD6 单晶薄壁管试样机械应变控制热机械疲劳(TMF)试验,获取温度交变、相位角以及载荷控制方式对单晶应力应变响应与疲劳寿命的影响规律。结果表明:温度交变会引起明显的应力不对称性并造成额外损伤,导致 TMF 寿命明显低于最高循环温度的等温疲劳(IF)寿命,并且反相(OP)循环寿命普遍要低于同等载荷的同相(IP)循环,这种寿命变化趋势与应力控制存在明显差异。采用 Walker 本构模型进行单晶材料在不同 TMF 循环下的滑移系黏塑性分析,构建单晶 TMF 损伤与滑移系细观应力应变参量的关联。在此基础上,选取最大 Schmid 应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围、循环 Schmid 应力比作为损伤参量,建立基于细观参量的 TMF 寿命模型,其对不同相位、不同载荷控制方式的 TMF 寿命预测精度均在 2 倍分散带内。

关 键 词: 单晶高温合金; 热机械疲劳; 机械应变控制; 应力控制; 寿命预测
中图分类号: V232.4; O346.2 **文献标志码:** A

Thermo-mechanical fatigue behavior and life modelling in nickel based single crystal superalloy

CHEN Jingyang^{1,2}, JING Fulei³, YANG Junjie⁴

- (1. Commercial Aircraft Engine Company Limited,
Aero Engine Corporation of China, Shanghai 200241, China;
2. Shanghai Key Laboratory of Aircraft Engine Digital Twin,
Commercial Aircraft Engine Company Limited,
Aero Engine Corporation of China, Shanghai 200241, China;
3. Aero Engine Academy of China,
Aero Engine Corporation of China, Beijing 101304, China;
4. Institute for Aero Engine, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: Mechanical strain-controlled thermal mechanical fatigue (TMF) tests were performed on thin-walled tubular specimens made of nickel based single crystal superalloy DD6, and the effects of thermal cycles, phase shift and load-controlled mode on stress-strain

收稿日期: 2020-08-21

作者简介: 陈景阳(1986—),男,高级工程师,硕士,主要从事商用航空发动机结构强度研究。

通信作者: 荆甫雷(1984—),男,高级工程师,博士,主要从事航空发动机热端部件疲劳寿命研究。E-mail:jingfulei@163.com

引用格式: 陈景阳,荆甫雷,杨俊杰. 镍基单晶高温合金热机械疲劳行为与寿命建模[J]. 航空动力学报,2021,36(5):897-906. CHEN Jingyang, JING Fulei, YANG Junjie. Thermo-mechanical fatigue behavior and life modelling in nickel based single crystal superalloy[J]. Journal of Aerospace Power, 2021, 36(5): 897-906.

behavior and fatigue lifetime were studied. The experimental results indicated that the lifetime of TMF was shorter than that of isothermal fatigue (IF) at the peak temperature due to the asymmetry of stress and additional damage induced by thermal cycles. In addition, the lifetime under out-of-phase (OP) cycles was less than that under in-phase (IP) cycles in mechanical strain-controlled mode, which was in contrast with that in stress-controlled mode. According to the results of viscoplastic analysis based on slip systems with Walker constitutive model, the correlation between the damage generated in single crystal superalloy under different TMF loadings and the microscopic parameters on slip systems was identified. Moreover, the max Schmid stress, max slip shear strain rate, cyclic Schmid stress ratio and slip shear strain range were selected as the damage parameters, and then a new life model based on microscopic parameters was proposed for the TMF life prediction. The predicted TMF life of DD6 under different phase shift and different load-controlled mode was within a factor 2 of the experimental life.

Key words: single crystal superalloy; thermo-mechanical fatigue (TMF); mechanical strain-controlled; stress-controlled; life prediction

作为航空发动机的核心部件,单晶涡轮叶片在一定程度上决定了发动机的水平。在高温燃气环境(叶片金属温度临近材料工作极限)与大机械载荷(局部应力达到材料屈服点)的反复作用下,涡轮叶片上极易诱发疲劳裂纹,严重影响发动机安全性与可靠性。在服役过程中单晶气冷涡轮叶片所承受的热载荷与机械载荷交替变化,温度循环与应变循环相叠加所引起的热机械疲劳(thermal mechanical fatigue, TMF)是其典型失效模式^[1-2]。与传统的等温疲劳(isothermal fatigue, IF)相比, TMF 能够更为精准地刻画叶片关键部位服役载荷的时变特征以及疲劳、蠕变、氧化等损伤机制的协同与竞争。

根据温度与机械载荷的相位差, TMF 可分为同相(in phase, IP, 机械载荷峰值对应最高温度)循环、反相(out of phase, OP, 机械载荷峰值对应最低温度)循环等。在气冷涡轮叶片的不同部位, 温度与应力应变的相位存在明显差异, 如: 在起动阶段, 与高温燃气接触叶片外表面初始升温速率远高于与冷却气流接触的内表面, 壁厚方向温度梯度迅速增大, 瞬时热应力可达离心载荷的数倍, 外表面受压、内表面受拉, 即在叶片外表面, 温度与应力应变有近似 180° 的相位差, 为 OP 循环, 而在叶片冷却通道内表面两者之间几乎没有相位差, 为 IP 循环^[3]。

Amaro、Hong、Yu、蒋康河等^[4-7]对不同单晶高温合金在 IP 和 OP 循环下的 TMF 行为及损伤机理进行了试验研究, 指出温度循环会引起明显的应力/应变曲线不对称性, 产生平均应力/应变

累积, 其数值和方向与试验条件, 如相位角、载荷控制模式(机械应变控制或应力控制)等密切相关。材料力学行为的差异, 在很大程度上会改变损伤演化过程, 进而影响结构疲劳寿命。与 IF 相比, 单晶 TMF 寿命呈现出更为复杂的变化趋势, 在相同的机械载荷下, 单晶 TMF 损伤可能大于或小于循环最高温度下的 IF。因此, 传统的基于 IF 的寿命评估并不总是能够得到预期的偏保守预测结果。

考虑到循环过程中温度随时间变化以及相位角等所引起的力学行为、损伤机理与寿命差异, 传统的 IF 寿命模型也无法直接用于 TMF 寿命预测。为此, 研究人员先后提出了一系列方法评估 TMF 寿命。

已有试验结果表明, IP/OP TMF 寿命虽与恒定温度、相同机械载荷的 IF 寿命存在较大差异, 但是相同相位角的 TMF 寿命随应变范围、最高温度等的变化趋势与 IF 在很大程度上存在相似性。在此基础上, 部分学者^[8-11]采用与已有 IF 寿命模型(如应变-寿命模型、应变/应变能范围区分法、Ostergren 模型等)相类似的函数形式, 将模型中的材料常数表示为相位角和最高循环温度的函数, 以实现针对不同载荷条件下 TMF 寿命预测。此类方法形式相对简单, 在试验数据充分的情况下预测精度高, 但是由于缺少物理基础, 未能全面考虑各种损伤机制的交互作用, 只能用于由温度、应变及其组合约束的有限范围内。

另一种常见的 TMF 寿命预测方法是 Neu-

Sehitoglu 损伤模型^[12-13],其假设每个 TMF 循环的总损伤是由疲劳、氧化、蠕变损伤累积得到,通过在氧化和蠕变损伤项中引入相位因子(热应变率与机械应变率之比的函数),用于表征不同载荷下各损伤的竞争。该模型采用一组方程实现对不同试验条件下 TMF 与 IF、蠕变寿命的统一描述,可用于复杂载荷下的寿命预测,理论上可根据各损伤项的相对大小分析主导破坏的因素。但是模型材料常数众多,获取过程复杂,且关键的氧化损伤项需要借助惰性气氛/真空环境下的 TMF 试验进行解耦,目前仍是一项挑战。此外,该模型中疲劳损伤只与宏观机械应变范围相关,对于循环非对称等情况精度不足。

针对上述问题,本文以国产二代镍基单晶高温合金为对象,针对气冷涡轮叶片的服役载荷与结构特征,设计开展单晶薄壁管试样机械应变控制 TMF 试验,探索温度交变、相位角以及载荷控制方式等对材料力学行为与疲劳寿命的影响规律,结合基于滑移系的黏塑性本构分析,构建 TMF 损伤与滑移系细观参量的关联,在此基础上,建立一种基于细观参量的单晶 TMF 寿命模型,并结合现有试验数据进行初步验证。

1 试验概况

1.1 材料与试样

本文试验材料采用中国航发北京航空材料研究院研制的二代镍基单晶高温合金 DD6,其化学成分如表 1 所示。热处理过程为:1 290 ℃保温 1 h,1 300 ℃保温 2 h,1 315 ℃保温 4 h 的固溶处理,在 1 120 ℃保温 4 h 的一次时效处理和 870 ℃下保温 32 h 的二次时效处理。

表 1 DD6 化学元素成分

Table 1 Chemical composition of DD6

化学元素	质量分数/%
Al	5.2~6.2
Ta	6.0~8.5
W	7.0~9.0
Co	8.5~9.5
Re	1.6~2.4
Hf	0.05~0.15
Cr	3.8~4.8
Mo	1.5~2.5
Ni	余量

根据气冷涡轮叶片结构特征^[14],本文采用壁厚 1 mm 的薄壁管试样(图 1,Φ 为直径,R 为半径,M 为螺纹外径,A 为基准)开展 TMF 试验,试样轴向为[001]取向。对试样外表面采用纵向抛光,内表面进行珩磨,避免因加工缺陷而产生的试样过早失效。

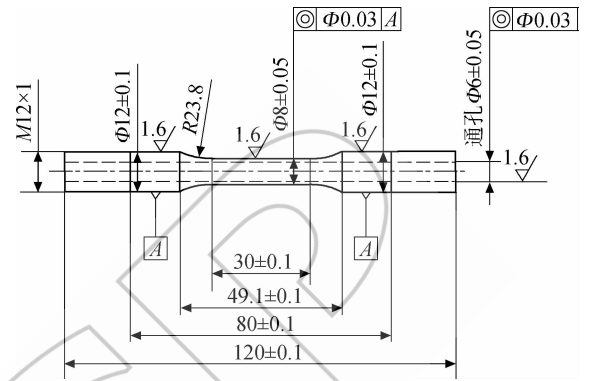


图 1 薄壁管试样(单位:mm)

Fig.1 Thin-walled tubular specimen (unit: mm)

1.2 试验过程

单晶 TMF 行为与载荷条件、材料性能等密切相关,前期研究结果表明,机械应变控制 TMF 与应力控制 TMF 的材料寿命变化趋势存在较大差异^[3-7]。实际上单晶气冷涡轮叶片的实际载荷介于机械应变控制与应力控制之间。在“热点”或应力集中区,叶片局部变形受到周围材料的约束,其载荷可能更接近于机械应变控制。

参照 ASTM E2368-10 试验标准^[15],开展机械应变控制 TMF 试验,温度范围为 400~980 ℃,包括 IP 和 OP 两种相位角。为了研究温度交变的影响,补充开展了 980 ℃的 IF 试验。具体试验安排如表 2 所示。TMF 试验在 MTS-809 热机械疲劳试验系统上开展,采用电磁感应加热、压缩空气冷却,S 型热电偶结合热像仪监测试样标距段表面温度,高温引伸计测量试样标距段内的轴向应变。

表 2 试验安排

Table 2 Testing matrix

类型	温度/℃	机械应变幅值/%	应变比	循环时间/s
IP TMF	400~980	0.55	-1	120
IP TMF	400~980	0.50	-1	120
IP TMF	400~980	0.45	-1	120

续表

类型	温度/℃	机械应变幅值/%	应变比	循环时间/s
IP TMF	400~980	0.40	-1	120
OP TMF	400~980	0.55	-1	120
OP TMF	400~980	0.50	-1	120
OP TMF	400~980	0.45	-1	120
OP TMF	400~980	0.40	-1	120
IF	980	1.0	-1	8
IF	980	0.8	-1	6.4
IF	980	0.6	-1	4.81
IF	980	0.5	-1	4

2 试验结果

2.1 应力应变曲线

单晶试样在 IP TMF、OP TMF 与 IF 循环下的迟滞回线如图 2 所示,最大、最小、平均应力随循环数的演化如图 3 所示。图中 $\Delta\epsilon_{\text{mech}}/2$ 为机械应变幅值, t 为温度, N 为循环数。

由于单晶材料力学性能的温度相关性,非等温的 TMF 循环在对称机械载荷下会产生明显的非对称应力应变响应。在 IP TMF 循环时,高温受拉、低温受压,随着温度升高,材料抵抗弹性和非弹性变形的能力下降,即弹性模量减小、非弹性应变增大,导致相同机械应变所对应的应力下降(拉伸应力松弛),具体表现为高温拉伸段应力斜率下降,迟滞回线在拉应力区有向下弯的趋势(图 2(a))。上述变化引起应力峰谷值向下移动,产生压缩平均应力,并随循环数的增加向压缩方向累积(图 3(a))。

对于 OP TMF 循环,低温受拉、高温受压,在高温段产生压缩应力松弛,迟滞回线在压应力区有向上弯的趋势(图 2(b))。上述变化引起应力峰谷值向上移动,产生拉伸平均应力,并且平均应力随循环数的增加而向拉应力方向演化(图 3(b))。尤其在大机械应变范围($\pm 0.55\%$)下,OP TMF 的最大拉伸应力随循环数逐渐增加,可能会达到材料塑性流动点,造成结构过早失效,这也是 OP TMF 循环通常被认为危害最大的主要原因^[16]。

对于 IF 循环,迟滞回线近似对称(图 2(c)),在断裂前的大部分寿命区内,平均应力随循环的

演化趋势不明显(图 3(c))。

需要注意的是,本文试验均采用机械应变控制,即在循环过程中平均应变保持为 0,材料的热不对称性引起与相位角相关的平均应力演化。而对于相同材料的应力控制 TMF 试验^[3],平均应力保持为 0,高温段材料变形抗力下降,导致 IP TMF 产生平均拉应变并向拉伸方向累积,OP TMF 产生平均压应变并向压缩方向累积。

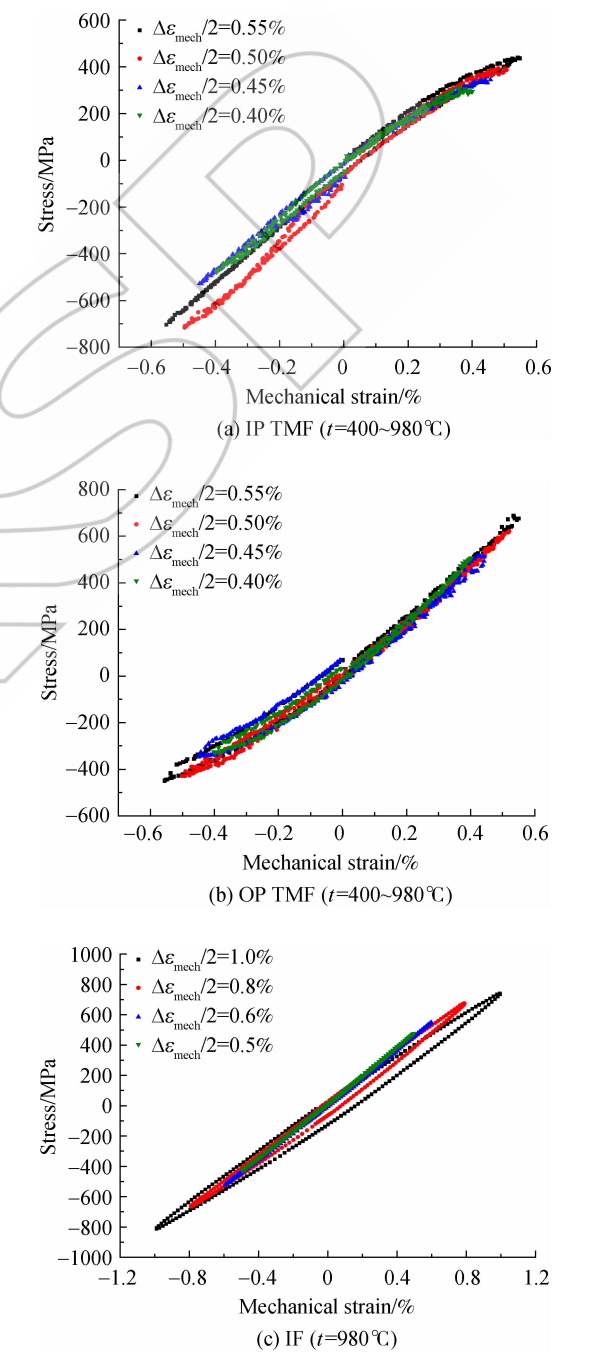
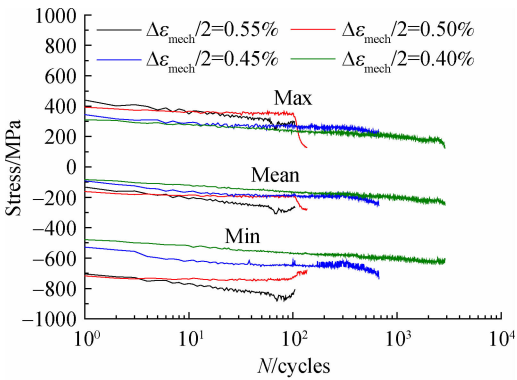
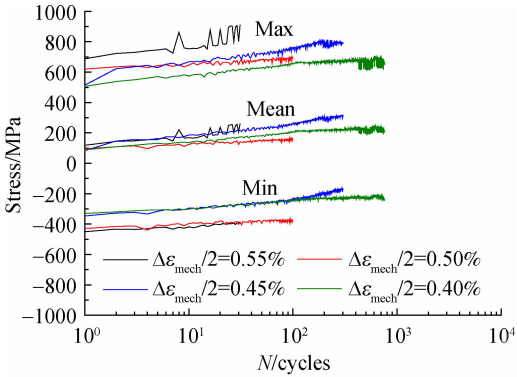


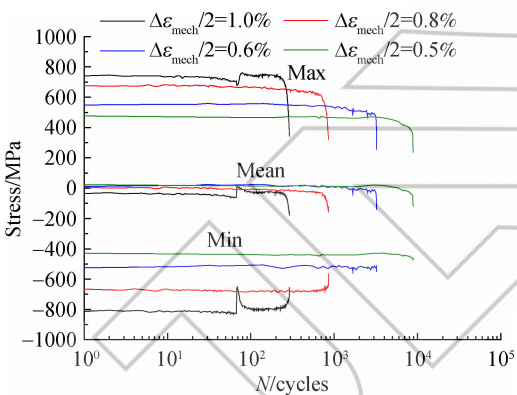
图 2 不同载荷条件下的迟滞回线
Fig. 2 Hysteresis loops under different loading conditions



(a) IP TMF ($t=400\sim980^{\circ}\text{C}$)



(b) OP TMF ($t=400\sim980^{\circ}\text{C}$)



(c) IF TMF ($t=980^{\circ}\text{C}$)

图 3 最大、最小、平均应力随循环数的演化

Fig. 3 Maximum, minimum and mean stress versus cycles

2.2 寿命

不同试验条件下机械应变幅值与寿命的关系如图 4 所示。可以看出,在相同机械应变幅下, TMF 寿命 ($400\sim980^{\circ}\text{C}$) 只有最高循环温度 (980°C) 的 IF 寿命的几十分之一,例如机械应变幅值为 0.5% 时, IF 寿命为 8854 循环,而 IP TMF 寿命为 136 循环, OP TMF 寿命为 99 循环,表明温度交变引起了额外的损伤。此外,在试验载荷范围内, OP TMF 寿命普遍要低于相同载荷条件的 IP TMF 寿命,这可能与不同相位角下的应力演化过程相关, OP 循环产生平均拉应力

并逐渐增加,在一定程度上促进微裂纹扩展,加剧材料损伤;而 IP 循环产生平均压应力,在一定程度上抑制裂纹扩展。

上述寿命变化趋势与应力控制试验结果明显不同:在应力控制条件下, IP TMF 寿命最短, OP TMF 最长,循环最高温度的 IF 寿命则介于两者之间^[3]。机械载荷控制方式等引起材料应力应变响应的差异,对材料微结构演化过程产生不同的影响,进而改变其损伤机理,是造成上述差异的主要原因。

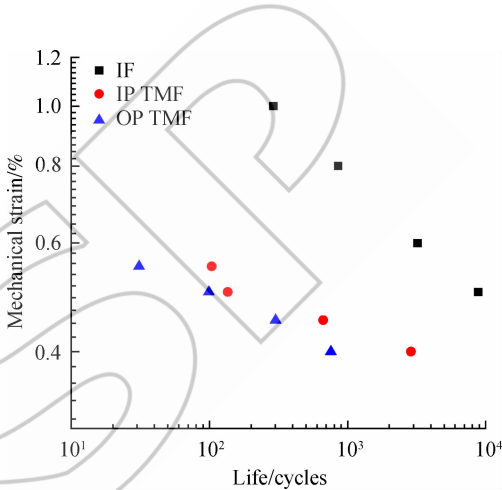


图 4 机械应变幅值与寿命的关系

Fig. 4 Mechanical strain range versus life

3 TMF 寿命建模

3.1 基于滑移系的黏塑性本构分析

在服役过程中,单晶涡轮叶片的变形呈现出正交各向异性和黏塑性特征。基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型具有不涉及材料的屈服面、形式较为简单、能够很好地描述棘轮效应和应力松弛现象等优点,并且已在 PWA1480^[17]、Hastelloy-X^[18]、DD6^[19] 等多种镍基单晶高温合金上进行了验证,因此本文选取基于滑移系的 Walker 模型来描述单晶材料的 TMF 变形行为。

基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型涉及 12 个八面体滑移系和 6 个六面体滑移系,具体方程形式^[17-19]如下:

首先,将应力张量 σ 由晶体坐标系(即材料坐标系)分解到滑移坐标系,得到滑移面(法向矢量为 m)上沿滑移方向(矢量为 n)的分解剪应力,即 Schmid 应力 π_r^a 。

$$\pi_r^a = \sigma : P_r^a \tag{1}$$

$$P_r^a = \frac{1}{2} [m_r^a (n_r^a)^T + n_r^a (m_r^a)^T] \tag{2}$$

式中上标 α 代表滑移系类型,下标 r 为滑移系序号, $\mathbf{P}_r^\alpha$ 为取向因子,“:”为双点积符号。

然后,在滑移坐标系下,建立滑移剪应变率 $\dot{\gamma}_r^\alpha$ 与 Schmid 应力 π_r^α 的关系,采用背应力 ω_r^α 和阻力 K_r^α 等内变量表征硬化过程。 $\dot{\omega}_r^\alpha$ 为背应力变化率。

对于八面体滑移系, $\alpha = o, r = 1 \sim 12$

$$\dot{\gamma}_r^o = \left| \frac{\pi_r^o - \omega_r^o}{K_r^o} \right|^{n-1} \left(\frac{\pi_r^o - \omega_r^o}{K_r^o} \right) \tag{3}$$

$$\dot{\omega}_r^o = \rho_1^o \dot{\gamma}_r^o - \rho_2^o |\dot{\gamma}_r^o| \omega_r^o - \rho_3^o |\omega_r^o|^{p-1} \omega_r^o \tag{4}$$

$$K_r^o = K_0^o + \rho_4^o \pi_{nz}^r + \rho_5^o |\Psi_r| \tag{5}$$

对于六面体滑移系, $\alpha = c, r = 1 \sim 6$

$$\dot{\gamma}_r^c = \left| \frac{\pi_r^c - \omega_r^c}{K_r^c} \right|^{m-1} \left(\frac{\pi_r^c - \omega_r^c}{K_r^c} \right) \tag{6}$$

$$\dot{\omega}_r^c = \rho_1^c \dot{\gamma}_r^c - \rho_2^c |\dot{\gamma}_r^c| \omega_r^c - \rho_3^c |\omega_r^c|^{q-1} \omega_r^c \tag{7}$$

$$K_r^c = K_0^c \tag{8}$$

式中 π_{nz}^r 和 Ψ_r 反映了流动应力的不对称性,具体形式见文献[17-19];其余参数为温度相关的材料常数,可通过材料手册[20]以及本文中补充的 IF 试验数据进行获取。760 ℃ 下 Walker 本构模型材料常数取值与文献[19]相同,980 ℃ 下材料常数取值如表 3 所示。

表 3 Walker 黏塑性本构模型材料常数 ($t = 980\text{ }^\circ\text{C}$)

Table 3 Material parameters in Walker viscoplastic constitutive model ($t = 980\text{ }^\circ\text{C}$)

参数		数值
八面体滑移系	$\rho_1^o/10^6$	0.5
	$\rho_2^o/10^4$	0.25
	ρ_3^o	0
	ρ_4^o	0
	ρ_5^o	-3.5
	n	4.362
	p	3.0
	$K_0^o/10^3$	1.018
六面体滑移系	$\rho_1^c/10^6$	0.5
	$\rho_2^c/10^4$	0.442
	ρ_3^c	0
	m	6.293
	q	3.0
	$K_0^c/10^3$	6.243

在此基础上,根据晶体塑性变形运动学理论,材料的非弹性变形完全来源于晶体的滑移,通过坐标变换将各个滑移系上的非弹性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 $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{in}$

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{in} = \sum_{r=1}^{12} \dot{\gamma}_r^o \mathbf{P}_r^o + \sum_{r=1}^6 \dot{\gamma}_r^c \mathbf{P}_r^c \tag{9}$$

晶体坐标系下机械应变张量 $\boldsymbol{\epsilon}_{mech}$ 可表示为弹性应变张量 $\boldsymbol{\epsilon}_e$ 与非弹性应变张量 $\boldsymbol{\epsilon}_{in}$ 之和,其中 $\boldsymbol{\epsilon}_e$ 可用胡克定律进行描述。

$$\boldsymbol{\epsilon}_{mech} = \boldsymbol{\epsilon}_e + \boldsymbol{\epsilon}_{in} \tag{10}$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\epsilon}_e \tag{11}$$

式中 $\mathbf{C}$ 为正交各向异性刚度矩阵。

采用基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型,计算不同试验条件下单晶材料的宏观应力应变响应。如图 5 所示,Walker 本构模型计算的单晶试样 TMF 宏观应力与实测结果基本一致。

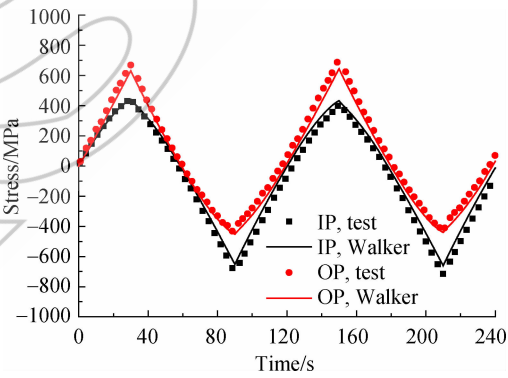


图 5 TMF 应力计算与实测结果对比
Fig. 5 Calculated stress versus testing results under TMF

3.2 滑移系细观参量与寿命的关联

在[001]/[010]/[100]取向承受单轴应力 σ 时,将晶体坐标系下的应力张量写成列向量的形式

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \end{pmatrix} = \sigma \begin{pmatrix} 1 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \tag{12}$$

则八面体滑移系 Schmid 应力为

$$\begin{pmatrix} \pi_1^o \\ \pi_2^o \\ \pi_3^o \\ \pi_4^o \\ \pi_5^o \\ \pi_6^o \\ \pi_7^o \\ \pi_8^o \\ \pi_9^o \\ \pi_{10}^o \\ \pi_{11}^o \\ \pi_{12}^o \end{pmatrix} = \frac{\sigma}{\sqrt{6}} \begin{pmatrix} 1 \\ -1 \\ 0 \\ 0 \\ 1 \\ -1 \\ 1 \\ -1 \\ 0 \\ 0 \\ 1 \\ -1 \end{pmatrix} \quad (13)$$

可以看出,只有 8 个八面体滑移系上存在非 0 的 Schmid 应力。以八面体第一滑移系为例,其滑移剪应变率、背应力以及阻力演化方程为

$$\dot{\gamma}_1^o = \left| \frac{\sigma_{100}/\sqrt{6} - \omega_1^o}{K_1^o} \right|^{n-1} \left(\frac{\sigma_{100}/\sqrt{6} - \omega_1^o}{K_1^o} \right) \quad (14)$$

$$\dot{\omega}_1^o = \rho_1^o \dot{\gamma}_1^o - \rho_2^o |\dot{\gamma}_1^o| \omega_1^o - \rho_3^o |\omega_1^o|^{p-1} \omega_1^o \quad (15)$$

$$K_1^o = K_0^o + \frac{\rho_4^o \sigma_{100}}{3\sqrt{2}} \quad (16)$$

其余滑移系均可采用类似方法进行计算,由此可以得到沿受载方向的宏观非弹性应变率为

$$\dot{\epsilon}_{in} = \frac{4}{3} \sqrt{6} \dot{\gamma}_1^o \quad (17)$$

以八面体第一滑移系为例,机械应变控制 TMF(机械应变幅值为 $\Delta\epsilon_{mech}/2$) 与应力控制 TMF(应力幅值为 $\Delta\sigma/2$) 的 Schmid 应力和滑移剪应变随时间的演化规律如图 6 所示,其中应力控制 TMF 载荷数据来源于文献[3]。由于两种载荷控制方式下循环周期的差异,图 6 中横轴采用归一化时间(即当前时间与循环周期之比)。本文只给出一种机械应变/应力范围的典型计算结果,其他载荷的细观参量演化趋势相似,此处不作赘述。

Schmid 应力是由宏观应力张量分解得到,对于应力控制, Schmid 应力保持对称,且 IP 与 OP 的曲线重合(图 6(a));对于机械应变控制, Schmid 应力则呈现明显的非对称性,其中 IP 循环 Schmid 应力平均值为负,且随循环数向压缩方向移动,而 OP 循环 Schmid 应力平均值为正,且随循环数向拉伸方向移动,这与实测的宏观应力演化趋势一致(图 3(a)、图 3(b))。

在两种控制方式下,滑移剪应变均产生明显累积(图 6(b));对于 IP 循环,滑移剪应变均保持

正值,且滑移剪应变的循环最大值、平均值均随循环逐渐增大;而对于 OP 循环,滑移剪应变初始为正值,在随后的压缩段向负值转变,并且在后续的循环过程中,滑移剪应变向负方向累积。

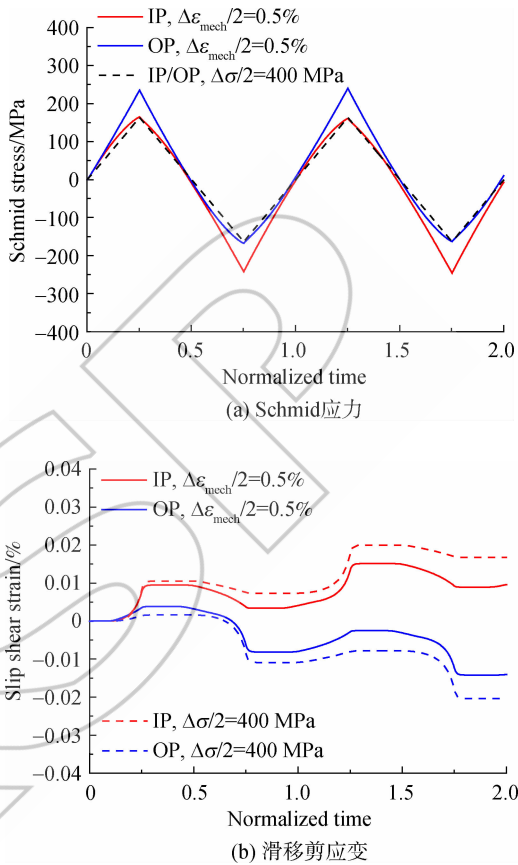


图 6 机械应变控制与应力控制 TMF 八面体第一滑移系细观参量随时间的演化
Fig. 6 Microscopic parameters on the first octahedral slip system versus time under mechanical strain-controlled and stress-controlled TMF

应变-温度相位角、载荷控制方式等试验条件决定了材料的力学响应,进而影响其损伤演化过程,因此可根据单晶在不同载荷条件下细观应力应变特征,选取合适参量进行 TMF 寿命建模。

以第 2 个计算循环为对象,确定各个滑移系上的典型细观参量,如单晶损伤率模型所采用的最大 Schmid 应力和最大滑移剪应变率^[21]、与非弹性变形量直接相关的滑移剪应变范围^[22-23]等。上述细观参量与 TMF 寿命的关系如图 7 所示(图中直线为线性拟合结果)。可以看出,在双对数坐标系中,每个试验状态的最大 Schmid 应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围分别与 TMF 寿命近似呈线性关系。

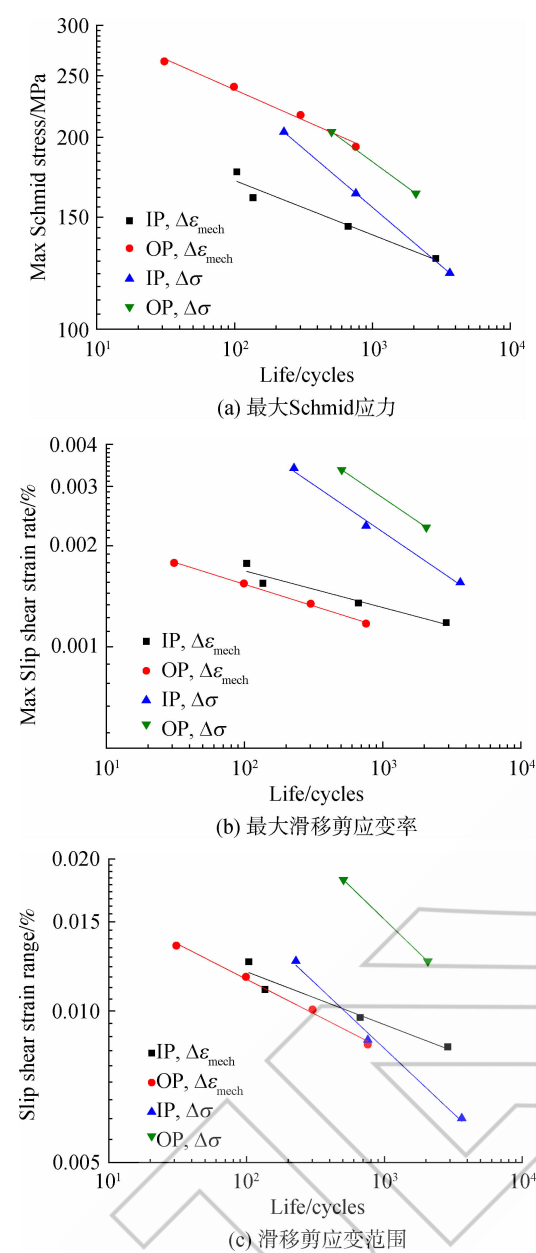


图 7 TMF 载荷下滑移系细观参量与寿命的关系
Fig. 7 Microscopic parameters on slip systems versus life under TMF

3.3 基于细观参量的 TMF 寿命模型

考虑到载荷控制方式不同引起的 TMF 寿命差异与平均应力/应变相关,采用与基于临界平面的循环损伤累积 (cyclic damage accumulation, CDA) 模型^[23-25]类似的形式,以最大 Schmid 应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围、Schmid 应力比作为损伤参量,建立基于细观参量的 TMF 寿命模型(式(18))

$$\lg N_{\text{TMF}} = A_{\text{TMF}} + m_{\text{TMF}} \lg |\pi_{\max}^{\alpha}| + n_{\text{TMF}} \lg (|\dot{\gamma}^{\alpha}|_{\max}) + z_{\text{TMF}} \lg |\Delta \gamma^{\alpha}| + a_{\text{TMF}} \left(\frac{\pi_{\min}^{\alpha}}{\pi_{\max}^{\alpha}} \right)$$

(18)

式中 N_{TMF} 为 TMF 寿命, α 表示临界滑移系的类型 (Oct 或 Cube, 对于本文的 [001] 取向试验只涉及 Oct); $\pi_{\max}^{\alpha}$ 和 $\pi_{\min}^{\alpha}$ 分别为宏观应力最大和最小时所对应的 Schmid 应力, $\pi_{\min}^{\alpha} / \pi_{\max}^{\alpha}$ 为循环 Schmid 应力比; $\dot{\gamma}^{\alpha}$ 为滑移剪应变率; $\Delta \gamma^{\alpha}$ 为滑移剪应变范围; A_{TMF} 、 m_{TMF} 、 n_{TMF} 、 z_{TMF} 和 a_{TMF} 为与 TMF 最高温度、晶体取向等相关,与相位角无关的模型材料常数。

基于本文的机械应变控制 TMF 和前期开展的应力控制 TMF 试验数据,以及滑移系黏塑性本构计算结果,对上式进行多元线性回归,获取模型材料常数如表 4 所示。TMF 寿命预测结果如图 8 所示,对于不同相位角、载荷控制方式的预测寿命均落在试验寿命的 2 倍分散带内。

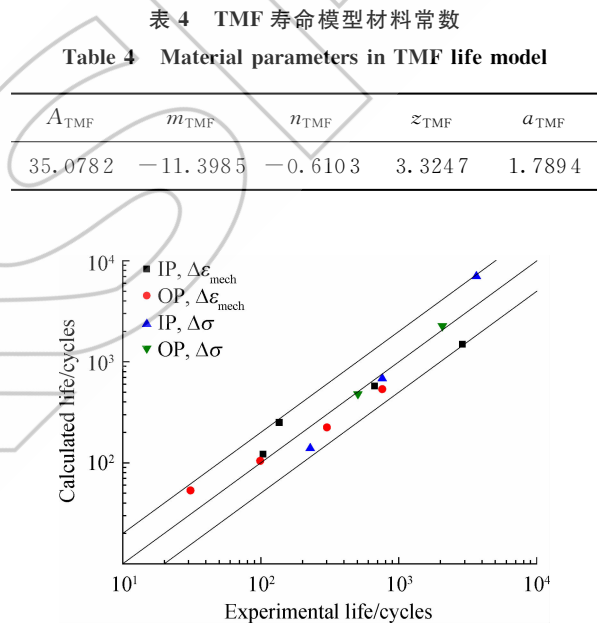


图 8 不同相位角、载荷控制方式的 TMF 寿命预测
Fig. 8 TMF life prediction under different phase shift and load-controlled mode

4 结 论

单晶气冷涡轮叶片的寿命评估是高性能发动机研制面临的瓶颈难题之一,本文以国产二代单晶 DD6 为研究对象,针对叶片服役载荷与结构特征,设计开展了单晶薄壁管试样 TMF 试验,结合数值模拟,揭示了温度交变、相位角以及载荷控制方式对单晶应力应变响应与疲劳寿命的影响规律,并建立了一种基于滑移系细观参量的 TMF 寿命模型,为叶片寿命设计提供技术支撑。主要结论包括:

- 1) 在机械应变控制条件下,对于相同的机械

应变幅, TMF 寿命要明显低于最高循环温度的 IF 寿命;并且在试验载荷范围内, OP TMF 寿命普遍要低于同等载荷的 IP TMF 寿命。

2) 温度交变会引起明显的应力不对称性, 对于 OP 循环, 高温受压、低温受拉, 在高温压缩半周迟滞回线向上弯, 产生平均拉应力并逐渐增加, 在一定程度上促进微裂纹扩展, 加剧材料损伤;而对于 IP 循环, 高温受拉、低温受压, 在拉伸半周迟滞回线向下弯, 产生平均压应力并随循环数增加而逐渐向压缩方向移动, 抑制裂纹扩展。

3) 载荷控制方式的不同会引起材料应力应变响应的明显差异, 对材料微结构演化过程产生不同的影响, 进而改变其损伤机理及寿命变化趋势。

4) 基于滑移系的 Walker 黏塑性本构模型可以较好描述 TMF 载荷下单晶应力应变响应。根据单晶在不同载荷条件下细观应力应变特征, 选取最大 Schmid 应力、最大滑移剪应变率、滑移剪应变范围、Schmid 应力比作为损伤参量, 建立了基于细观参量的 TMF 寿命模型, 其对不同相位、不同载荷控制方式的 TMF 寿命预测精度均在 2 倍分散带内。

参考文献:

[1] ZHANG W J. Thermal mechanical fatigue of single crystal superalloys: achievements and challenges [J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 650: 389-395.

[2] JONES J, WHITTAKER M, LANCASTER R, et al. The influence of phase angle, strain range and peak cycle temperature on the TMF crack initiation behaviour and damage mechanisms of the nickel based superalloy, RR1000 [J]. International Journal of Fatigue, 2017, 98: 279-285.

[3] 荆甫雷, 蒋康河, 张斌, 等. 镍基单晶高温合金 DD6 热机械疲劳试验[J]. 航空动力学报, 2018, 33(12): 2965-2971.

JING Fulei, JIANG Kanghe, ZHANG Bin, et al. Experimental research on thermomechanical fatigue in nickel based single crystal superalloy DD6 [J]. Journal of Aerospace Power, 2018, 33(12): 2965-2971. (in Chinese)

[4] AMARO R L, ANTOLOVICH S D, NEU R W, et al. On thermo-mechanical fatigue in single crystal Ni-base superalloys [J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 815-824.

[5] HONG H U, KANG J G, CHOI B G, et al. A comparative study on thermomechanical and low cycle fatigue failures of a single crystal nickel-based superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2011, 33(12): 1592-1599.

[6] YU J J, HAN G M, CHU Z K, et al. High temperature thermo-mechanical and low cycle fatigue behaviors of DD32 single crystal superalloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 592: 164-172.

[7] 蒋康河. 镍基单晶高温合金热机械疲劳损伤机理及寿命预测 [D]. 北京: 北京航空航天大学, 2017.

JIANG Kanghe. Thermomechanical fatigue damage mechanism and life prediction of a single crystal nickel superalloy [D]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2017. (in Chinese)

[8] CUNHA F J, DAHMER M T, CHYU M K. Thermal-mechanical life prediction system for anisotropic turbine components [J]. Journal of Turbomachinery, 2006, 128(2): 240-250.

[9] GOMEZ T, AWARKE A, PISCHINGER S. A new low cycle fatigue criterion for isothermal and out-of-phase thermomechanical loading [J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(4): 769-779.

[10] AMARO R L, ANTOLOVICH S D, NEU R W, et al. Thermomechanical fatigue and bithermal-thermomechanical fatigue of a nickel-base single crystal superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2012, 42: 165-171.

[11] VACCHIERI E, HOLDSWORTH S R, POGGIO E, et al. Service-like TMF tests for the validation and assessment of a creep-fatigue life procedure developed for GT blades and vanes [J]. International Journal of Fatigue, 2017, 99: 216-224.

[12] VOSE F, BECKER M, FISCHERSWORRING B A, et al. An approach to life prediction for a nickel-base superalloy under isothermal and thermo-mechanical loading conditions [J]. International Journal of Fatigue, 2013, 53: 49-57.

[13] ABDULLAHI O A, SAMIR E, PANAGIOTIS L, et al. Aero-engine turbine blade life assessment using the Neu/Sehitoglu damage model [J]. International Journal of Fatigue, 2014, 61: 160-169.

[14] WANG R Q, JIANG K H, JING F L, et al. Thermomechanical fatigue failure investigation on a single crystal nickel superalloy turbine blade [J]. Engineering Failure Analysis, 2016, 66(8): 284-295.

[15] ASTM International. Standard practice for strain controlled thermomechanical fatigue testing: E2368-10 [S]. United States: ASTM, 2010: 1-10.

[16] KERSEY R K, STAROSELKY A, DUDZINSKI D C, et al. Thermomechanical fatigue crack growth from laser drilled holes in single crystal material [J]. International Journal of Fatigue, 2013, 55: 183-193.

[17] JORDAN E H, WALKER K P. A Viscoplastic model for single crystals [J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1992, 114(1): 19-26.

[18] 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.

[19] 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 model based on critical plane of nickel-based sin-

gle crystal superalloy[J]. Journal of Aerospace Power, 2013,28(11):2587-2592. (in Chinese)

[20] 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.

[21] 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.

[22] WANG R Q, ZHANG B, HU D Y, et al. A critical-plane-based thermomechanical fatigue lifetime prediction model and its application in nickel-based single-crystal turbine blades[J]. Materials at High Temperatures, 2019,36(4):325-334.

[23] SHI D Q, HUANG J, YANG X G, et al. Effects of crystallographic orientations and dwell types on low cycle fatigue and life modeling of a SC superalloy[J]. International Journal of Fatigue, 2013,49:31-39.

[24] 荆甫雷,王荣桥,胡殿印,等. 单晶高温疲劳损伤参量的选取与寿命建模[J]. 航空学报, 2016,37(9):2749-2756. JING Fulei, WANG Rongqiao, HU Dianyin, et al. Damage parameter determination and life modeling for high temperature fatigue of nickel-based single crystal superalloys [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2016,37(9):2749-2756. (in Chinese)

[25] 王荣桥,蒋康河,胡殿印,等. 基于主成分分析的镍基单晶高温疲劳寿命模型[J]. 航空动力学报, 2016,31(6):1359-1367. WANG Rongqiao, JIANG Kanghe, HU Dianyin, et al. High temperature fatigue life model for single crystal nickel superalloy based on principal component analysis[J]. Journal of Aerospace Power, 2016,31(6):1359-1367. (in Chinese)

(编辑:张 雪)