

基于耦合损伤的镍基单晶高温合金 DD6 同相热机械疲劳寿命预测

张 斌¹, 王荣桥^{1,2,3}, 胡殿印^{1,2,3}, 蒋康河⁴, 毛建兴¹, 荆甫雷⁵

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(2. 先进航空发动机协同创新中心, 北京 100191)

(3. 航空发动机结构强度北京市重点实验室, 北京 100191)

(4. 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412000)

(5. 中国航空发动机研究院, 北京 101304)

摘 要: 在应力控制的同相热机械疲劳试验基础上, 研究了 DD6 高温合金同相热机械疲劳损伤机理。基于连续介质损伤力学, 建立了反映蠕变损伤和疲劳损伤耦合作用的寿命预测模型, 并利用纯蠕变、疲劳的试验数据获取了模型中的损伤参数。开展了带保载时间的 DD6 高温合金同相热机械疲劳试验, 试验寿命在基于耦合损伤的预测寿命的 2.3 倍分散带内, 这表明本研究建立的基于耦合损伤的寿命预测模型能够较为准确地预测 DD6 高温合金同相热机械疲劳寿命, 可以为工程应用中 DD6 高温合金结构的寿命预测提供基础。

关键词: 耦合损伤; 镍基单晶高温合金; 同相热机械疲劳; 寿命预测

中图分类号: O346.5; TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)12-3889-06

由于消除了高温下易发生破坏的晶界, 镍基单晶高温合金高温综合性能相比于传统的等轴晶、定向凝固高温合金显著提升, 被广泛应用于先进航空发动机涡轮叶片^[1,2]。涡轮叶片服役过程中需承受发动机启动、停车以及不规则机动带来的交变机械载荷和热载荷, 热机械疲劳是其失效模式^[3-7]。热机械疲劳是由疲劳损伤、蠕变损伤及氧化损伤共同作用引起的, 蠕变损伤和疲劳损伤是同相热机械疲劳主导损伤, 而氧化损伤和疲劳损伤是反相热机械疲劳主导损伤, 不同损伤的耦合作用使得热机械疲劳寿命的预测十分困难^[7]。因此, 揭示镍基单晶高温合金热机械疲劳损伤机理并建立基于损伤的寿命预测方法对我国先进航空发动机研制具有重要意义。

连续介质损伤力学认为材料或构件的破坏是损伤(由微观缺陷萌生、扩展等不可逆变化引起的材料或结构宏观力学性能的劣化)在加载过程中不断演化并累积的结果^[8]。Kachanov^[9]和 Rabotnov^[10]在处理蠕变问题时提出了损伤的概念, 此后, Chaboche^[11]和 Dufailly^[12]等将损伤的概念引入到疲劳领域里。此外, 在蠕变-疲劳交互作用的寿命预测方面, 基于损伤的寿命预测模型也取得了很好的效果^[13-16]。

在热机械疲劳寿命预测方面, 基于耦合损伤的寿

命预测模型被证明是有效的^[17-20]。Neu 和 Sehitoglu^[17]分别定义了疲劳损伤、蠕变损伤和氧化损伤, 并通过损伤的线性累积较好地实现了对热机械疲劳寿命的预测。该方法成功应用于镍基高温合金 Mar-M247 以及镍基定向凝固高温合金 DZ125 的热机械疲劳寿命预测^[18,19], 但是该方法没有考虑损伤的非线性耦合作用, 且参数过多、难以获取, 不便于在工程实际中广泛应用。Berti 等^[20]提出了一种基于耦合损伤的寿命预测模型, 并用于带保载时间的热机械疲劳寿命预测, 但是模型中仅考虑了保载时间内的蠕变损伤, 尚未考虑交变温度下的蠕变损伤。尽管基于损伤的热机械疲劳寿命预测已经开展了部分工作, 但是所建立寿命预测模型普遍参数过多且难以获取, 因而限制了模型的应用^[21]。因此, 基于已有的大量低循环疲劳试验数据和蠕变试验数据, 发展一种适用于热机械疲劳的寿命预测模型具有重要的实际意义。

为此, 本研究针对我国第 2 代镍基单晶高温合金 DD6 开展了应力控制下的同相热机械疲劳试验, 采用扫描电子显微镜对同相热机械疲劳损伤机理进行了研究。在此基础上建立了基于耦合损伤的 DD6 高温合金同相热机械疲劳寿命预测模型, 并分别通过蠕变试验

收稿日期: 2018-12-10

基金项目: 国家自然科学基金(51675024, 51305012, 51375031)

作者简介: 张 斌, 男, 1993 年生, 博士, 北京航空航天大学能源与动力工程学院, 北京 100191, E-mail: zhang-bin@buaa.edu.cn

数据和疲劳试验数据获取了损伤参数。此外，本研究开展了带保载时间的同相热机械疲劳试验，并结合试验结果对所建立的寿命预测模型进行了验证，结果表明预测寿命在 2.3 倍分散带内。

1 同相热机械疲劳试验

1.1 材料与试件

本文研究的材料是我国第 2 代镍基单晶高温合金 DD6，其主要化学成分（质量分数，%）为 Cr 3.8、Co 8.5、W 7.0、Al 5.2、Ta 6.0、Re 1.6、Mo 1.5、Ni 余量，热处理制度为 1290 °C/1 h+1300 °C/2 h+1315 °C/4 h/空冷+1120 °C/4 h/空冷+870 °C/32 h/空冷。DD6 试样毛坯为利用螺旋选晶法在高梯度真空定向凝固炉中浇注而成的直径约为 $\Phi 18$ mm 试棒。所有毛坯棒的晶体取向通过 X 射线衍射法测定，选取主轴方向与 [001] 取向偏差在 10° 以内的试棒用于试件加工。

由于同相热机械疲劳试验中温度载荷与机械载荷同时发生交变，径向温度梯度会导致试件横截面产生附加热应力，导致试件考核段横截面产生不均匀的应力场，偏离设计值。空心薄壁圆管试件具有壁厚薄、质量小的优点，相对于常见的实心圆棒试件、实心矩形截面试件等试件形式更容易获得较好的径向温度均匀性。因此，本实验选取图 1 所示的空心圆管试件。

1.2 试验过程与结果

DD6 高温合金同相热机械疲劳试验在应力控制下进行，波形为三角波，应力比为 -1，机械载荷与温度载荷相位角为 0°，试验应力幅值、温度范围及试验寿命如表 1 所示。试验峰值温度/谷值温度偏差在 ± 8 °C 以内，机械载荷和温度载荷的控制偏差在 $\pm 3^\circ$ 以内，所有试件断裂位置均位于考核段内，部分断裂试件如图 2 所示。

2 同相热机械疲劳损伤机理与寿命模型

2.1 同相热机械疲劳损伤机理

为探明 DD6 高温合金同相热机械疲劳损伤机理，

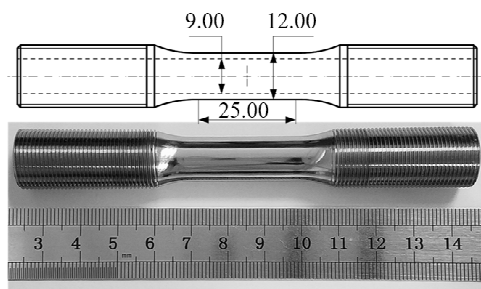


图 1 DD6 高温合金空心圆管试件

Fig.1 Hollow tubular specimen of DD6 superalloy

表 1 DD6 高温合金同相热机械疲劳试验条件及结果
Table 1 Test conditions and results of the in-phase thermo-mechanical fatigue experiment for DD6 superalloy

Sample	Stress amplitude/MPa	Temperature range/°C	Experimental lifetime/cycle
TMF-1	300	500~980	3644
TMF-2	400	500~980	758
TMF-3	500	500~980	228
TMF-4	400	550~930	1961
TMF-5	400	450~1030	48



图 2 部分断裂的空心圆管试件

Fig.2 Part of fractured hollow tubular specimens

借助扫描电子显微镜对 DD6 高温合金试验后的断口进行了观察。断口表面分布有大量带孔方形解理面（如图 3 所示），解理面（如方框内所示）垂直于受力方向且具有多层次特征，在每个解理面中部存在一个微孔洞（如箭头所示），这表明方形解理面的形成可能是 DD6 高温合金中的微孔洞生长的结果。这种带孔方形解理面在镍基单晶高温合金蠕变试验断口中大量存在，是蠕变损伤的典型特征^[22-24]。此外，在 DD6 高温合金断口上发现了部分疲劳条带（如图 4 所示）。这表明，在 DD6 高温合金同相热机械疲劳试验中，蠕变损伤与疲劳损坏共同存在，2 种损伤的交互作用是导致材料失效的主要原因。

2.2 基于耦合损伤的寿命预测模型

Chaboche^[25]和 Lemaître^[26]在 Kachanov^[9]工作的基

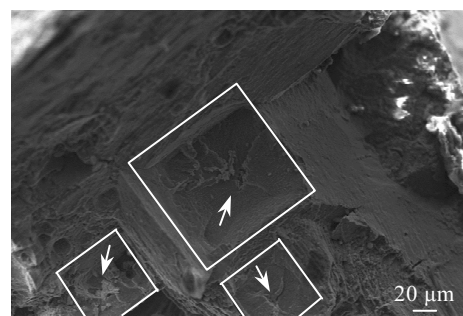


图 3 DD6 高温合金同相热机械疲劳断口中的带孔方形解理面
Fig.3 Square-like cleavage facets with micro-voids in in-phase thermomechanical fatigue fracture of DD6 superalloy

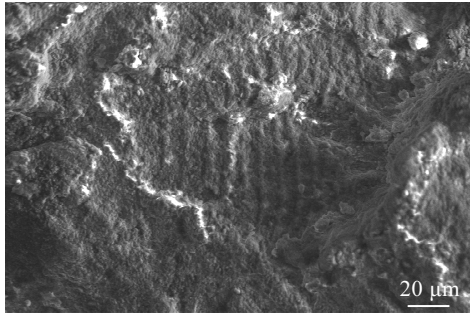


图 4 DD6 高温合金同相热机械疲劳断口中的疲劳条带

Fig.4 Fatigue striations in in-phase thermomechanical fatigue fracture of DD6 superalloy

基础上提出了一种蠕变损伤模型:

$$dD_c = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r (1-D_c)^{-m} dt \quad (1)$$

其中, D_c 为蠕变损伤, σ 为应力, A 、 r 、 m 为温度相关的材料参数。

为了描述交变载荷下的蠕变损伤,参考 Berti 等^[20]的工作将方程(1)改进为:

$$dD_c = \left(\frac{\sigma(t)}{A}\right)^r (1-D_c)^{-m} dt \quad (2)$$

其中, $\sigma(t)$ 表示载荷-时间函数。

对于疲劳损伤, Lemaitre 等^[27]人提出了一种经典的疲劳损伤演化模型:

$$dD_f = \left(\frac{\sigma_a}{M}\right)^\beta (1-D_f)^{-n} dN \quad (3)$$

其中, D_f 为疲劳损伤, M 、 β 、 n 为温度相关的材料参数。

蠕变损伤和疲劳损伤是相互耦合、相互促进的^[20,28], 在耦合损伤作用下,蠕变损伤和疲劳损伤的演化模型为:

$$dD_c = f_c(\sigma(t), T, D) dt \quad (4)$$

$$dD_f = f_f(\sigma_a, T, D) dN \quad (5)$$

其中, D 为总损伤 (包括蠕变损伤和疲劳损伤), 当总损伤达到 1 时, 材料发生失效。通常, 总损伤 D 可以表示为蠕变损伤和疲劳损伤的和^[16]:

$$dD = dD_c + dD_f \quad (6)$$

在应力比为-1 的试验中, 微裂纹在每个循环的拉伸阶段张开、扩展, 而在压缩阶段并不扩展, 因此可以假设蠕变损伤仅发生在每个循环载荷的拉伸阶段^[29]。

因此, 对于每个循环载荷, 式(6)可表示为:

$$\frac{dD}{dN} = (1-D)^{-m} \int_0^{t_0} \left(\frac{\sigma(t)}{A}\right)^r dt + (1-D)^{-n} \left(\frac{\sigma_a}{M}\right)^\beta \quad (7)$$

其中, t_0 为每个循环载荷拉伸阶段的结束时间。根据参考文献^[20,28], 令总损伤率参数 n 和 m 相等, 从而将式(7)进一步简化为:

$$\frac{dD}{dN} = (1-D)^{-m} \left[\int_0^{t_0} \left(\frac{\sigma(t)}{A}\right)^r dt + \left(\frac{\sigma_a}{M}\right)^\beta \right] \quad (8)$$

3 同相热机械疲劳寿命预测

3.1 损伤参数获取

本研究参考 Amaro 等人^[30]的工作, 引入有效温度 T_{eff} 来衡量同相热机械疲劳试验中的交变温度, 有效温度 T_{eff} 可以表示为:

$$\exp\left(\frac{-Q}{RT_{\text{eff}}}\right) = \frac{1}{\Delta t} \int_{t_1}^{t_2} \exp\left(\frac{-Q}{RT(t)}\right) dt \quad (9)$$

其中, Q 为表观活化能, $R=8.314 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$ 为气体常数, $T(t)$ 表示温度-时间函数, t_1 和 t_2 分别为每个温度循环中达到活化温度的时间及达到最高温度的时间, $\Delta t=t_2-t_1$ 表示每个温度循环中高于活化温度的时间范围。

根据文献^[30-33], 对于镍基单晶高温合金, 最小活化温度约为 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 。对国外第 2 代单晶高温合金 PWA1484 的研究表明表观活化能 Q 约为 $160.0 \text{ kJ}/\text{mol}$ ^[4,30]。由式(9)可知表 1 中所述同相热机械疲劳试验的温度范围与有效温度的关系如表 2 所示。

在寿命预测过程中, 通常只有特定温度下的材料参数是确定的, 其它温度下的材料参数通常采用线性插值的方法获取, 这相当于认为材料常数在一定温度范围内是线性变化的。在本实验中, 假设描述损伤的材料参数和有效温度之间在一定范围内满足线性关系:

$$m = aT_{\text{eff}} + b \quad (10)$$

$$A = cT_{\text{eff}} + d \quad (11)$$

$$r = eT_{\text{eff}} + f \quad (12)$$

$$M = gT_{\text{eff}} + h \quad (13)$$

$$\beta = iT_{\text{eff}} + j \quad (14)$$

其中, a 和 b 是既描述蠕变损伤又描述疲劳损伤的材料参数, c 、 d 、 e 和 f 是描述单独蠕变损伤的材料参数,

表 2 DD6 合金同相热机械疲劳试验温度范围与有效温度的关系

Table 2 Relationship between temperature range and effective temperature of the in-phase thermomechanical fatigue experiment for DD6 superalloy

Sample	Temperature range/ $^\circ\text{C}$	Effective temperature/ $^\circ\text{C}$
TMF-1	500~980	915
TMF-2	500~980	915
TMF-3	500~980	915
TMF-4	550~930	880
TMF-5	450~1030	952

g 、 h 、 i 和 j 是单独描述疲劳损伤的材料参数。

蠕变损伤参数可以通过蠕变试验数据获得，材料手册^[34]给出了 DD6 高温合金不同温度下[001]取向的蠕变试验数据，通过最小二乘法拟合蠕变试验数据，获得了 DD6 高温合金[001]取向的蠕变损伤参数（表 3），蠕变寿命预测结果如图 5 所示，寿命预测结果大部分在 2 倍分散带内。

为了获得疲劳损伤参数，开展了 DD6 高温合金空心圆管试件（如图 1 所示）的低循环疲劳试验。试验采用应力控制，试验波形为三角波，试验温度为 980 °C（等温试验中有效温度 T_{eff} 等于试验温度），试验温度偏差在 ± 4 °C 以内，应力比为 -1，应力幅值及试验寿命如表 4 所示。本文结合低循环疲劳试验结果和同相热机械疲劳试验结果对疲劳损伤参数进行获取。在拟合低循环疲劳寿命期间，蠕变损伤为零；在拟合同相热机械疲劳寿命期间，考虑了同相热机械疲劳每个循环载荷拉伸阶段的蠕变损伤。此外，在交变温度下，参数 A 、 M 被修正为：

$$A = (cT_{eff} + d) \frac{T_{min}}{T_{eff}} \quad (15)$$

$$M = (gT_{eff} + h) \frac{T_{min}}{T_{eff}} \quad (16)$$

其中， T_{min} 为循环最低温度。DD6 高温合金[001]取向的疲劳损伤参数如表 5 所示，疲劳寿命预测结果（图 6）在 2 倍分散带内。

3.2 寿命模型验证

为了验证寿命预测模型的准确性，进一步开展了

表 3 DD6 高温合金蠕变损伤参数

Table 3 Creep damage parameters of DD6 superalloy

a	b	c	d	e	f
6.14×10^7	-5.13×10^{10}	-88.1	1.42×10^5	-2.62×10^{-3}	7.79

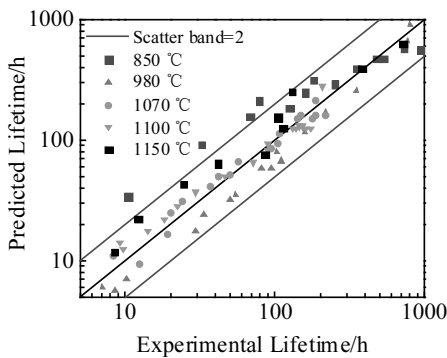


图 5 DD6 高温合金蠕变预测寿命与试验寿命对比

Fig.5 Comparison of predicted and experimental creep lifetimes of DD6 superalloy

表 4 DD6 高温合金低循环疲劳试验应力幅值及试验寿命

Table 4 Stress amplitude and experimental lifetime of the low cycle fatigue experiment for DD6 superalloy

Sample	Stress amplitude/MPa	Experimental lifetime/cycle
LCF-1	300	5835
LCF-2	400	912
LCF-3	500	394

表 5 DD6 高温合金疲劳损伤参数

Table 5 Fatigue damage parameters of DD6 superalloy

a	b	g	h	i	j
6.14×10^7	-5.13×10^{10}	5.98×10^2	-4.92×10^5	-1.88×10^{-2}	23.9

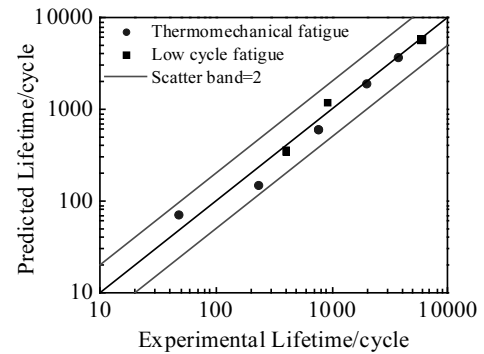


图 6 DD6 高温合金低循环疲劳与同相热机械疲劳预测寿命与试验寿命对比

Fig.6 Comparison of predicted and experimental low cycle fatigue lifetimes and in-phase thermomechanical fatigue lifetimes of DD6 superalloy

带保载时间的同相热机械疲劳试验，试验的最大应力为 300 MPa，保载仅在拉伸阶段的最大应力处引入，其余试验条件与 1.2 节中同相热机械疲劳试验相同，保载时间、有效温度及试验寿命如表 6 所示，保载过程中温度偏差在 ± 4 °C 以内。

保载时间的引入增加了试件的蠕变损伤，保载时间越长，蠕变损伤增加得越多，试验寿命越低。由于保载阶段温度不变，因此保载阶段参数 A 、 M 无需被修正。结合 3.1 节中获取的蠕变损伤和疲劳损伤参数，

表 6 DD6 高温合金带保载时间的同相热机械疲劳试验保载时间、有效温度及试验寿命

Table 6 Dwell time, effective temperature and experimental lifetime of the in-phase thermomechanical fatigue experiment for DD6 superalloy

Sample	Dwell time/s	Effective temperature/°C	Experimental lifetime/cycle
TMFD-1	30	954	1272
TMFD-2	60	963	197
TMFD-3	90	968	119

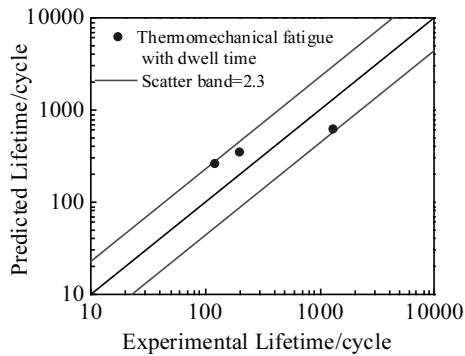


图 7 DD6 高温合金带保载时间的同相热机械疲劳预测寿命与试验寿命对比

Fig.7 Comparison of predicted and experimental lifetimes of DD6 superalloy under in-phase thermomechanical fatigue with dwell time

采用本研究建立的基于耦合损伤的寿命预测模型对带保载时间的同相热机械疲劳寿命进行了预测, 预测结果(如图 7 所示)在 2.3 倍分散带内。

4 结 论

1) 同相热机械疲劳载荷下, 蠕变损伤和疲劳损伤的耦合作用是导致 DD6 高温合金试件失效的主要原因。

2) 分别采用改进的 Kachanov 模型和 Lemaitre 模型来描述 DD6 高温合金的蠕变损伤和疲劳损伤, 同时考虑了 2 种损伤的耦合作用, 建立了基于耦合损伤的寿命预测模型。

3) 通过引入有效温度概念来衡量同相热机械疲劳试验中的交变温度, 并分别通过蠕变试验数据和疲劳试验数据获取了基于耦合损伤的寿命模型中的损伤参数, 拟合精度在 2 倍分散带内。

4) 开展了用于验证寿命模型有效性的带保载时间的同相热机械疲劳试验, 寿命预测结果在 2.3 倍分散带内, 这表明本研究发展的基于耦合损伤的寿命预测模型能够较为准确地预测 DD6 高温合金同相热机械疲劳寿命。

参考文献 References

[1] Caron P, Khan T. *Aerospace Science and Technology*[J], 1999, 3(8): 513
 [2] Misra A K, Greenbauer-Seng L A. *Journal of Aerospace Engineering*[J], 2013, 26(2): 459
 [3] Amaro R L, Antolovich S D, Neu R W et al. *Procedia Engineering*[J], 2010, 2(1): 815
 [4] Amaro R L, Antolovich S D, Neu R W et al. *International*

Journal of Fatigue[J], 2012, 42: 165

- [5] Wang R Q, Jiang K H, Jing F L et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2016, 66: 284
 [6] Wang R, Zhang B, Hu D et al. *Proceedings of the 12th International Fatigue Congress*[C]. France: EDP Sciences, 2018: 19 005
 [7] Han G M, Yu J J, Sun X F et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(19-20): 6217
 [8] Kachanov L M. *Introduction to Continuum Damage Mechanics* [M]. Dordrecht: Martinus Nijhoff, 1986: 9
 [9] Kachanov L M. *Isv Akad Nauk SSR Otd Tekh Nauk*[J], 1958, 23: 26
 [10] Rabotnov Y N. *Proceedings of the 12th International Congress of Applied Mechanics*[C]. Berlin: Springer-Verlag, 1968: 342
 [11] Chaboche J L, Lesne P M. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 1988, 11(1): 1
 [12] Dufailly J, Lemaitre J. *International Journal of Damage Mechanics*[J], 1995, 4(2): 153
 [13] Jeong C Y, Choi B G, Nam S W. *Materials Letters*[J], 2001, 49(1): 20
 [14] Nam S W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 322(1-2): 64
 [15] Kim T W, Kang D H, Yeom J T et al. *Scripta Materialia*[J], 2007, 57(12): 1149
 [16] Zhang G D, Zhao Y F, Xue F et al. *Nuclear Engineering & Design*[J], 2011, 241(12): 4856
 [17] Neu R W, Sehitoglu H. *Metallurgical Transactions A*[J], 1989, 20(9): 1769
 [18] Sehitoglu H, Boismier D A. *Journal of Engineering Materials & Technology*[J], 1990, 112(1): 80
 [19] Hu X A, Yang X G, Shi D Q et al. *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2016, 29(1): 257
 [20] Berti G A, Monti M. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2009, 32(3): 270
 [21] Christ H. *Proceedings of the 12th International Fatigue Congress*[C]. France: EDP Sciences, 2018: 01 002
 [22] Hopgood A A, Martin J W. *Materials Science & Engineering* [J], 1986, 82: 27
 [23] Wen Z X, Zhang D X, Li S W et al. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 692: 301
 [24] Shi Z X, Li J R, Liu S Z. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2012, 22(5): 426
 [25] Chaboche J L. *Nuclear Engineering & Design*[J], 1981, 64(2): 233

- [26] Lemaitre J. *Nuclear Engineering & Design*[J], 1984, 80(2): 233
- [27] Lemaitre J, Chaboche J L. *Mechanics of Solid Materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1990: 346
- [28] Zhang Q, Zuo Z X, Liu J X. *International Journal of Fatigue* [J], 2013, 55: 1
- [29] Shang D G, Sun G Q, Yan C L *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2007, 29(4): 705
- [30] Amaro R L, Antolovich S D, Neu R W. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2012, 35(7): 658
- [31] Zhao L G, O'Dowd N P, Busso E P. *Journal of the Mechanics & Physics of Solids*[J], 2006, 54(2): 288
- [32] Bouhanek K, Oquab D, Pieraggi B. *Materials Science Forum* [J], 1997, 251-254: 33
- [33] Göbel M, Rahmel A, Schütze M. *Oxidation of Metals*[J], 1993, 39(3-4): 231
- [34] Yu Huichen(于慧臣), Wu Xueren(吴学仁). *Materials Data Handbook for Aircraft Engine Design, 4th Part(航空发动机设计用材料数据手册, 第四册)*[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2010: 250

Coupling Damage Based Lifetime Prediction of In-Phase Thermomechanical Fatigue in Nickel-Based Single Crystal Superalloy DD6

Zhang Bin¹, Wang Rongqiao^{1,2,3}, Hu Dianyin^{1,2,3}, Jiang Kanghe⁴, Mao Jianxing¹, Jing Fulei⁵

(1. Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Collaborative Innovation Center of Advanced Aero-Engine, Beijing 100191, China)

(3. Beijing Key Laboratory of Aero-Engine Structure and Strength, Beijing 100191, China)

(4. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412000, China)

(5. Aero Engine Corporation of China, Beijing 101304, China)

Abstract: Based on the in-phase thermomechanical fatigue experiments under stress control, the damage mechanism of in-phase thermomechanical fatigue of DD6 superalloy was investigated. Based on the continuous damage mechanics, a lifetime prediction model reflecting the coupling of creep damage and fatigue damage was established, and the damage parameters in the model were obtained through using the experiment data of creep and fatigue. Furthermore, the experiments of in-phase thermomechanical fatigue with dwells of DD6 superalloy were conducted in the present paper, and the experiment lifetimes are within a factor of 2.3 of the prediction lifetimes based on the coupling damage. Results indicate that the coupling damage based lifetime prediction model developed in the present paper could accurately predict the in-phase thermomechanical fatigue lifetimes of DD6 superalloy and provides a basis for the lifetime prediction of DD6 superalloy structure in engineering applications.

Key words: coupling damage; nickel-based single crystal superalloy; in-phase thermomechanical fatigue; lifetime prediction

Corresponding author: Hu Dianyin, Ph. D., Professor, School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, Tel: 0086-10-82313841, E-mail: hdy@buaa.edu.cn