航 空 学 报	Jan. 25 2017 Vol.38 No.X:
Acta Aeronautica et Astronautica Sinica	ISSN 1000-6893 CN 11-1929/V

http://hkxb.buaa.edu.cn hkxb@buaa.edu.cn

引用格式:胡晓安,石多奇,杨晓光,等.TMF本构和寿命模型:从光棒到涡轮叶片[J]. 航空学报, 2019, 40(xx): xx-xx. HU X A, SHI D Q, YA NG X G et al. TMF constitutive and life modeling: from smooth specimen to turbine blade[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sin ica, 2019, 40(xx): xx-xx. (in Chinese) doi: 10.7527/S1000-6893.2018.22494

# TMF 本构和寿命模型:从光棒到涡轮叶片

胡晓安<sup>1,2</sup>, 石多奇<sup>3</sup>, 杨晓光<sup>1,2,3,</sup>\*, 于慧臣<sup>4</sup>

1. 南昌航空大学 飞行器工程学院, 南昌 330063

2. 江西省微小航空发动机重点实验室,南昌, 330063

3. 北京航空航天大学能源与动力工程学院,北京 1001911

4. 中国航空发动机集团公司 北京航空材料研究院, 北京 100095

摘 要:针对空心涡轮叶片,发展了考虑瞬态变温效应的热机械疲劳(Thermal Mechanical Fatigue, TMF)本构模型和寿命 预测方法。第一,以某涡轮叶片用定向凝固合金DZ125为对象,开展了光棒、缺口TMF试验,结合已有的高温疲劳试验 数据,获得了相位、温度范围、应力集中等因素对TMF寿命影响规律;第二,利用材料微观组织分析手段,揭示了导致 光棒和缺口TMF失效的疲劳裂纹萌生机理;第三,借助于Chaboche本构模型,进行了各向异性、变温、蠕变损伤修正, 建立了考虑变温效应的循环-蠕变本构模型,实现了DZ125合金拉伸、等温循环、蠕变、疲劳-蠕变以及TMF应力应变响 应的统一建模和预测;第四,发展了疲劳-蠕变-氧化损伤累积的TMF寿命模型,利用简单纯疲劳和蠕变基础数据获得了 寿命模型参数,并进一步发展了名义应力法预测了缺口模拟件的TMF寿命;最后,以某涡轮叶片为对象,进行了模拟飞 行载荷谱条件下的瞬态变形响应计算和叶片TMF寿命预测。

关键词: 热机械疲劳; 蠕变; 氧化; 涡轮叶片; 寿命预测; 高温合金

中图分类号: V232.4 文献标识码: A 文章编号: 1000-6893(2017) XX-XXXXXX-XX

涡轮叶片是航空发动机受多场热、力、化耦 合载荷环境最恶劣的结构部件,其服役寿命常常 决定了发动机整机大修间隔。随着发动机总增压 比和涡轮前温度越来越高,涡轮叶片普遍设计为 多通道空心和气膜冷却薄壁结构。由于镍基单晶/ 定向凝固合金在高温、长时服役条件下,能保持 着优良的力学性能以及组织/化学稳定性,是目前 高性能航空发动机涡轮叶片等转子零部件主要选 材,且在未来相当长的时间内仍不可替代。快速 的瞬态响应、长时间的高温保持,使得叶片结构 经受着复杂的热机械疲劳-蠕变载荷,叶片上氧 化、蠕变、疲劳损伤极为突出,呈现出强烈的位置相关性和使用相关性。此外,不可避免的几何 突变结构设计引入了局部应力集中,常常在这些 位置产生过早的裂纹萌生。为此,涡轮叶片材料 及其结构的高温疲劳、蠕变行为受到了很大关 注,相当多的学者<sup>[1-15]</sup>在该领域内进行了持续而 卓有成效的研究工作,如试验方法、本构理论和 模型、破坏机理和寿命预测方法等。然而,建立 材料简单试样力学性能、特征模拟件和叶片之间 的力学关联,并预测涡轮叶片的TMF变形和寿命 仍然是工程应用需要解决的重要问题。

网络出版地址: http://iksto.conki.east///isto/con/defai/2018/222X/h20181020.1506.002.html

基金项目:国家重点基础研究发展计划(No. 2015CB057400),国家重点研发计划(No. 2017YFB0702004),

\*通讯作者. E-mail: yxg@buaa.edu.cn

收稿日期: 2018-06-28; 退修日期: 2018-07-12; 录用日期: 2018-07-26;

TMF问题最早源于20世纪70年代,由于第三 代军用涡扇发动机F100服役中热端部件热疲劳问 题频发而引起了工业界的重视,美国为此还实施 了热端部件结构完整性国家计划。美国电力科学 研究院的公开报告指出[16],针对高压涡轮叶片的 疲劳寿命估计和寿命管理主要考虑的三个方面, 即热障涂层寿命、蠕变寿命和TMF寿命。此后, 随着计算机控制技术的发展,20世纪80年代中后 期,精确控温的TMF试验得以实现,以 MarM247、PW1480等合金的TMF试验研究为早 期典型代表。较早系统的TMF研究是Sehitoglu及 其合作者针对1070号钢<sup>[1]</sup>、镍基高温合金 MarM247<sup>[2, 3]</sup>等材料所开展的试验、本构和寿命 模型,并提出了著名的Sehitglu-Neu寿命模型, 考虑了疲劳、蠕变和氧化损伤。20世纪90年代, 国外针对镍基高温合金的研究主要搜集在ASTM

(American Society for Testing Materials, ASTM) 论文集[47],同时期北约航宇咨询组结构与材料 委员会也针对航空发动机涡轮叶片材料开展了大 量的TMF行为研究工作<sup>[8]</sup>。进入21世纪后,对镍 基高温合金的研究仍然持续。欧洲国家为此专门 成立研究组来研究TMF试验标准,2005、2011和 2016年的三次TMF大会,参研单位涵盖了大量的 发动机制造商、研究机构和高水平科研院校。美 国方面,以与通用电气和普惠公司紧密联系的佐 治亚理工大学McDowell和Neu团队针对GTD-111<sup>[9]</sup>、CM247LC<sup>[10]</sup>、PW1484<sup>[11, 12]</sup>等合金的研究 为主要代表。国内方面,张国栋等[13-15]较早地针 对DZ125合金开展了TMF行为研究,温度范围是 500-1000 ℃和550-1000 ℃,考虑了同相位(In-Phase, IP) 、反相位(Out of Phase, OP)和135°反菱 形相位(Counter Clockwise Diamond, CCD)影响。 本文作者进一步研究了DZ125合金<sup>[17]</sup>TMF破坏机 理。这些研究工作为国产航空发动机设计用材料 数据提供了重要补充。

针对多种镍基高温合金的TMF行为研究表明 <sup>[4,18]</sup>,在IP和OP TMF载荷条件下,高温合金材料 的TMF寿命存在交叉,且大多数情况下都比IF寿 命更短。在短寿命范围内,IP TMF寿命更短,而 在长寿命范围内,正好相反。一般认为这是由于 TMF载荷下,不同寿命范围内的主导破坏的损伤 机理不同造成的。在其它的合金中,也有类似的 现象。CM247LC DS定向凝固合金TMF寿命与IF 寿命的比较表明<sup>[12]</sup>,在500-950 ℃ TMF载荷下, IP 和 OP TMF 寿 命 都 比 950 ℃ 等 温 疲 劳 (Isothermal Fatigue, IF)寿命低,偏差达到3-5 倍,但在长寿命阶段,IP试验与等温试验趋于接 近,而OP TMF比相同最高温度下的等温寿命短 很多。

TMF载荷下,疲劳、蠕变、氧化等损伤交互 作用与TMF相位角、载荷水平密切相关。 McDowell等<sup>[19]</sup>指出,高温合金材料在TMF载荷 下表现出时间相关的循环损伤,且这种损伤和环 境-疲劳交互作用关联。深入理解这种损伤机理 首先应该分析循环载荷对氧化过程的影响,然后 再讨论氧化环境对疲劳过程的影响。循环载荷对 高温合金的氧化过程具有明显的影响。Neu和 Sehitoglu<sup>[18, 20]</sup>提出了一个氧化层演化的数学模 型,从而识别了氧化断裂过程的两种模式,分别 为I和II型循环氧化机制。对于I型氧化机制,由 于高温氧化使得氧化层增长到某个临界尺寸时, 氧化层将发生断裂,这个氧化层增长到临界尺寸 -微观断裂过程循环发生,将产生氧化侵入。当 氧化层尖峰达到某个长度时就可以假设为裂纹萌 生。对于II型氧化机制,也有类似的氧化层临界 厚度, 但是不同之处是, 发生断裂的氧化层部分 地会从表面剥落,从而形成多层氧化结构。在两 种氧化机制下,氧化侵入分别表现为连续的和分 层的氧化层。产生这两种不同的两种氧化机制与 温度和应变范围的相位角有关。相位角对TMF损 伤机理具有决定性的作用,疲劳、蠕变和氧化损 伤受到相位角的直接影响。Kupkovits<sup>[12]</sup>针对镍基 定向凝固合金CM247LC在温度范围500 ℃-950 ℃ TMF微观机理研究表明,在OP TMF条件下,在 试样表面上容易形成氧化尖峰,产生楔形裂纹, 氧化损伤和疲劳损伤存在交互作用;而在IP TMF 载荷下,由于基体与氧化层热膨胀系数的差异使 得表面氧化层剥落,但不形成楔形裂纹。为了预 测TMF寿命,有许多学者基于不同的角度发展了 相关数学模型,可以参考Zhuang等<sup>[21]</sup>关于TMF寿 命模型的专门综述。

单晶或定向凝固镍基合金由于其特殊的微观 结构表现出各向异性力学行为。在对这类材料进 行本构建模时,需要在考虑传统率相关、温度相 关、循环软/硬化等基础上,还将突出各向异性和 变温效应的高精建模或预测,仍是有较大挑战的 工程应用问题。迄今为止,许多学者提出了基于 唯象粘塑性和晶体塑性理论框架下的本构模型预 测材料和结构的循环和蠕变行为<sup>[22-25]</sup>。虽然以晶 体塑性为主要代表的多尺度建模方法取得了重大 进展,然而,工程设计时对更为宏观的材料唯象 本构模型需求更加迫切<sup>[26]</sup>。在宏观唯象模型中, 统一型粘塑性模型由Prager<sup>[27]</sup>,Perzyna<sup>[28, 29]</sup>, Armstrong 和 Frederick<sup>[30]</sup>等学者提出,并经 Walker<sup>[31]</sup>,Bodner 和 Partom<sup>[32]</sup>,Deseri<sup>[33]</sup>和 Chaboche<sup>[23]</sup>等学者深入研究后取得突破性性进 展。这类模型的一般形式包含了流动方程和硬化 演化方程。Chaboche<sup>[23]</sup>详尽地综述并讨论这些本 构模型。

针对高温合金TMF变形行为的精确建模和预测,典型的以Manonukul等<sup>[34]</sup>,Mücke和Bernhardi<sup>[35]</sup>,Becker和Hackenberg<sup>[36]</sup>以及Shenoy<sup>[37, 38]</sup>所发表的本 构模型为重要代表。Becker和Hackenberg<sup>[36]</sup>通过引 入极限曲面概念针对IN718发展了一个率相关和率 不相关的统一描述方法。Shenoy<sup>[37, 38]</sup>针对GTD-111 定向凝固合金,分别建立了晶体塑性模型和横观 各项同性粘塑性模型。这些模型都基于等温数 据,获得不同温度下的材料参数,并最终利用 TMF应力应变响应进行模型验证。晶体塑性模型 由于计算规模大导致计算效率低,因此宏观唯象 模型在结构和部件分析和设计过程中具有不可替代 的作用和地位。

本文以某空心涡轮叶片及其材料DZ125为对 象,建立叶片复杂瞬态应力应变分析方法,并发 展叶片寿命预测方法。主要安排如下:第一部分 为DZ125合金光棒和缺口TMF试验,获得不同温 度循环、缺口应力集中条件下的寿命规律;第二 部分为TMF损伤机理,揭示TMF裂纹萌生和扩展 机制;第三部分是针对DZ125合金高温循环、蠕 变发展的横观各项同性本构模型,并利用该模型 完成了等温拉伸、循环、蠕变以及变温TMF等载 荷下变形响应预测;第四部分为热机械疲劳寿命 模型,基于等温纯疲劳、纯蠕变和纯氧化基础数 据,发展了疲劳-蠕变-氧化损伤累积模型及其应 力集中修正方法,预测了等温、TMF载荷下材料 和特征模拟件的疲劳寿命;第五部分以某典型转 速谱为输入条件,基于所发展的本构模型,预测 了某涡轮叶片瞬态热机械应力应变响应;第六部 分预测了涡轮叶片在某典型转速谱条件的热机械 疲劳寿命;第七部分为本文主要结论。

# 1 DZ125 TMF试验和寿命规律

针对DZ125圆棒试样,设计了如图 1所示的 圆棒试样和图 2所示的缺口圆棒试样,其中缺口 试样设计了理论应力集中因子分别为*K*<sub>t</sub>=2和 *K*<sub>t</sub>=1.5两种试样形式。在Instron TMF试验系统上 开展试验研究。试验时,首先通过点焊方法,在 试验段的中间截面和距离中间截面约10 mm上下 对称点共三处焊接热电偶,如图 3所示;其次, 在无载荷条件下按照设定的温度范围进行感应线 圈加热,并测定试样的热应变,重复进行7个循 环的应变测量平均值用来补偿热应变;最后,按 照总应变为机械应变和热应变之和间接实现机械 应变控制。

图 4为光滑试样的TMF试验结果,其中部分 试验数据源于公开文献。光棒TMF试验表明: (1) 不同温度、相位角条件下TMF寿命分散很 大,分散带约25倍。(2)TMF寿命短于相同最 高温度下等温疲劳寿命。当机械应变相同时,最 差的TMF寿命比等温疲劳(如温度T=980 ℃)下 降可达50倍,比TMF循环平均时的等温疲劳寿命 (如760 ℃)下降大于100倍。(3)相位角对 TMF寿命影响很大。在相同温度循环下(如温度 T=500~1000 ℃), 短寿命阶段, N(IP)<N(CD)<N(OP); 在长寿命阶段, N(OP)<N(CD)<N(IP)。因此,存在如图 5 所示的 交叉点(应变范围约1%),大载荷下的IP TMF 寿命最短,而小载荷下的OP TMF寿命最短。 (4) 温度循环对TMF寿命影响显著,500~1000 ℃ OP TMF 相对于400~900 ℃ OP TMF, 寿命缩 短约2~3倍。

涡轮叶片由于结构特点,不可避免存在气膜 孔、缘板过渡等应力集中。然而,考虑结构应力 集中的TMF试验研究极少,Kupkovits等<sup>[40]</sup>针对 CM247LC 定向凝固合金和Kersey等<sup>[41]</sup>针对 PWA1484单晶合金研究都证实了应力集中对TMF 寿命影响显著。图 6为DZ125缺口试样在应力控 制下,OP TMF试验后应力范围(Δσ)与寿命关 系。结果表明,缺口TMF寿命相对于光棒TMF寿 命减半,且随着应力集中因子的增加,缺口TMF 寿命下降,从而证明了TMF寿命的缺口敏感性。 通过试验研究,获得了DZ125合金的寿命规律和 循环变形响应,为寿命和本构建模提供数据支 撑。



图 1 DZ125圆棒光滑试样尺寸图 (单位: mm)

Fig. 1 Geometry size of smooth cylinder specimen manufactured by DZ125 (unit: mm)







tured by DZ125 (unit: mm)







Fig. 4 IF and TMF life distribution for DZ125<sup>[17, 39]</sup>



图 5 在500~1000 ℃温度下DZ125 IP和OP TMF寿命曲线 Fig. 5 IP and OP TMF life curves for DZ125 at 500-1000 ℃



图 6 500~1000 C温度下DZ125缺口试样OP TMF寿命 Fig. 6 OP TMF lives of notched DZ125 specimens at 500-1000 ℃

#### 2 DZ125 TMF损伤机理

TMF试验结果表明,在不同的试验条件和结构形式下,TMF寿命存在很大差异。为此,本节利用SEM、EDS等手段揭示反相位TMF载荷条件温度范围和应力集中等因素作用下的破坏机理。

# 2.1 反相位光棒试样TMF裂纹萌生机制

图7(a)和7(b)分别为DZ125合金纵向试样在 500~1000 °C和400~900 °C OP TMF载荷下的断口 形貌,试验的应变范围为0.8%。图中可以看到, 在表面上存在多源裂纹萌生。对比两组试验, 500~1000 °C条件下疲劳辉纹不明显,主要原因是 疲劳裂纹扩展过程中裂纹面上产生了氧化颗粒。 而在400~900 °C OP TMF下,裂纹扩展过程氧化 轻微的多,疲劳辉纹清晰。由于TMF氧化严重, Kupkovits<sup>[11]</sup>针对CM247LC DS合金在500~950 °C TMF研究中,也没有观测到明显的疲劳辉纹。

图8(a)和8(b)分别为DZ125合金纵向断裂试样 在500~1000 °C和400~900 °C OP TMF载荷下的纵 向切片的金相图。结果表明,在500~1000 °C温 度条件下,裂纹萌生源数量更多,形成楔形裂 纹;而在400~900 °C温度条件下,裂纹数量少, 裂纹扩展路径上氧化少。沿着裂纹扩展的路径 上,从试样表面到裂纹尖端,形成楔形裂纹,证 明了氧化累积的时间相关性。在氧化聚集的位 置,材料更加薄弱,更容易发生裂纹萌生与扩 展。另一方面,由于裂纹首先在某些氧化物上萌 生,导致该位置的"新鲜"表面不断暴露,又促 进了氧化过程,使得氧化物聚集优先选择裂纹萌 生的位置。因此,氧化-疲劳相互促进的交互机 制,使得裂纹萌生和扩展区域聚集了大量氧化 物,并导致热机械疲劳寿命与温度相关性很大。







(b) T=400~900 ℃
图 7 DZ125纵向试样在应变范围0.8%, OP TMF载荷下 断口形貌

Fig. 7 Fracture surface of DZ125 subjected to strain range

of 0.8% and OP TMF in longitudinal orientation





(b) T=400~900 ℃,应变范围0.6%
图 8 DZ125纵向试样纵向切片上裂纹萌生:
Fig. 8 Crack initiation in the longitudinal section of DZ125 subjected to TMF

#### 2.2 缺口试样TMF裂纹萌生机理

图9为缺口TMF断口和纵向切片的全貌,可 以清晰看到:(1)缺口断口表面上产生了多源 裂纹萌生和扩展;(2)由于多源裂纹扩展距离 几乎接近,使得断口全环都为裂纹扩展区,而瞬 断区发生在试样中心。由于多源裂纹扩展长度相 差不大,可以推断缺口TMF的寿命分散性都小。 图10为纵向切片上缺口试样上的TMF微裂纹。结 合图9(b),可以确认:(1)裂纹萌生位置基本不 位于缺口尖端,而是远离缺口根部的某个距离 上。(2)裂纹萌生后扩展并不沿着垂直于加载 方向,而都是接近垂直于缺口表面的方向,即最 大主应力方向;(3)主裂纹和二次裂纹时伴随 着十分严重的氧化尖峰,裂纹萌生机理虽然受到 应力主导,但氧化过程也加速了裂纹的萌生。



图 9  $\sigma$ =-200~400 MPa,  $K_t$ =1.5条件下缺口TMF裂纹萌生





Fig. 10 Micro cracks initiated at the notch tip

# 3 横观各向同性粘塑性本构模型

以叶片为典型代表的航空发动机结构,其设 计应力水平以弹性为主。然而,由于循环、时间 相关疲劳和蠕变损伤,结构表现出非线性变形演 化特征。此外,对于一些应力集中和高瞬态区 域,仍可能局部进入塑性。为此,发展表征材料 在复杂载荷条件下本构模型是进行结构非线性变 形响应精确计算的基础,对高精度寿命预测具有 重要意义。对于定向凝固合金,材料表现出各向 异性、率相关、温度相关、温度率相关、循环软 硬化、蠕变等多种力学效应,为本构建模带来了 一些难度。为了实现涡轮叶片高温变温载荷条件 下循环、蠕变响应的高效计算,发展唯象层面的 粘塑性模型是重要途径。为此,基于Chaboche型 本构模型进行了修正和发展,在原始模型上,更 加突出了变温、蠕变损伤、各向异性的表征。

Chaboche<sup>[42]</sup>采用了幂函数定义粘塑性势函数 ψ,该方程最早由Malinin和Khadjnsky<sup>[43]</sup>提出:

$$\psi = \frac{K}{n+1} \left\langle \frac{F}{K} \right\rangle^{n+1} \tag{1}$$

式中: <>为 Heaviside 函数, 定义为  $\langle u \rangle = u$  if u 和 $\langle u \rangle = 0$  if u < 0; *K*和 *n* 为温度相关的材料常数; *F*为粘塑性应力,定义 为

$$F = J\left(\overline{s}_{ij} - X_{ij}\right) - R(p) - k_0 \tag{2}$$

式中:  $J(\overline{s}_{ij} - X_{ij})$ 为 $\overline{s}_{ij} - X_{ij}$ 的第 2 不变量; R(p)为各向同性硬化的标量;  $k_0$ 为初始屈服应力。 $\overline{s}_{ij}$ 和 $X_{ij}$ 分别是有效应力( $\overline{\sigma}_{ij}$ )和背应力的偏张量。为了描述蠕变第 3 阶段,采用耦合了 蠕变损伤的有效应力 $\overline{\sigma}_{ij}$ ,即:

$$\overline{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1 - D} \tag{3}$$

式中: $\sigma_{ij}$ 没有考虑蠕变损伤的应力;D为蠕变损伤,由基于经典 Rabotnov-Kachanov 损伤演化 方程给出<sup>[44]</sup>:

$$\dot{D} = \left[\frac{J\left(\bar{\sigma}_{ij}\right)}{pa}\right]^{pr} \cdot (1-D)^{-pk} \tag{4}$$

式中:  $J(\overline{\sigma}_{ij})$ 为 $\overline{\sigma}_{ij}$ 的第 2 不变量; pa、pr 和 pk 为温度相关材料参数,通过蠕变曲线拟合得 到。

式(2)中,  $J(\overline{s}_{ij} - X_{ij})$ 采用 Von Mises 型:

$$J\left(\overline{s}_{ij} - \boldsymbol{X}_{ij}\right) = \left(\frac{3}{2}\left(\overline{s}_{ij} - \boldsymbol{X}_{ij}\right)\boldsymbol{M}_{ijkl}\left(\overline{s}_{ij} - \boldsymbol{X}_{ij}\right)\right)^{\frac{1}{2}}$$
(5)

式中:  $M_{ijkl}$ 为4阶张量,用于描述屈服面的各向 异性,文献[45]给出了 $M_{ijkl}$ 的详细讨论。因此, 非弹性应变率 $\dot{\varepsilon}_{ij}^{in}$ 和累积塑性应变率 $\dot{p}$ 可以写 成:

$$\begin{split} \dot{z}_{ij}^{\text{in}} &= \frac{\partial \psi}{\partial \sigma_{ij}} = \dot{p} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = \\ &\frac{3}{2} \left\langle \frac{J\left(\bar{s}_{ij} - X_{ij}\right) - R\left(p\right) - k_{0}}{K} \right\rangle^{n} \frac{M_{ijkl}\left(\bar{s}_{ij} - X_{ij}\right)}{J\left(\bar{s}_{ij} - X_{ij}\right)} \cdot \frac{1}{1 - D} \stackrel{(6)}{} \\ &\dot{p} = \left(\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{in}} : \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{in}}\right)^{1/2} \end{split}$$
(7)

Chaboche型本构模型包含运动硬化X和各向 同性硬化R两个内变量。在应力空间内,运动硬 化代表了弹性域在主应力方向上的平移。为了描 述背应力演化的多种机制特征,Chaboche及其合 作者<sup>[46-47]</sup>提出了若干运动硬化的组合描述背应力 演化规律:

$$\boldsymbol{X}_{ij} = \sum_{k=1}^{n} \boldsymbol{X}_{ij}^{(k)} \quad k = 1, 2$$
 (8)

式中: **X**<sup>(k)</sup> 为运动硬化分量,通常采用非弹性应 变率及其塑性累积进行度量:

化分量的第2不变量;  $C_k = c_k a_k$ ;  $\dot{T}$  为温度变化 率;  $c_k$ 、 $a_k$ 、 $m_k$ 、 $\beta_k$ 、 $r_k$ 、 $\Phi_s$ 和 $\omega$ 都为材料参数。 式(9)中,第1项为Prager线性硬化,第2项为考虑 了Ohno/Wang修正<sup>[48]</sup>的动态恢复,第3项描述的 是静态恢复,第4项为考虑变温效应。

在应力空间内,各向同性硬化表现为屈服面 尺寸的改变。各向同性硬化是缓慢的过程,通常 情况下可以利用标量形式的塑性应变来表示:

$$\dot{R} = b\left(Q - R\right)\dot{p} + \left(\frac{1}{b}\cdot\frac{\partial b}{\partial T} + \frac{1}{Q}\cdot\frac{\partial Q}{\partial T}\right)R\dot{T} \quad (10)$$

式中: b和Q为材料参数; Q表示各向同性硬化量的渐近值。式(10)中,第1项通过R随着累积非弹性应变增加而增加或减少的变化,描述了循环硬化或软化现象; 第2项考虑变温效应,由Benallal和Cheikh<sup>[49]</sup>首先提出。

总体上,在每个温度条件下,用28个材料参数描述DZ125合金的循环和蠕变行为。为了确定这些材料参数,需要利用等温拉伸、循环和蠕变试验后的应力和应变数据进行参数优化。为此,基于Levenberg-Marquadt非线性优化方法,采用如下步骤进行参数识别:(1)利用DZ125合金的横向和纵向、不同应变率下的单调拉伸曲线,识别 $M_{11}$ 、 $M_{33}$ 、 $M_{55}$ 、K、n、 $k_0$ 、 $a_1$ 、 $a_2$ 、 $c_1$ 和 $c_2$ 。(2)利用蠕变曲线,识别 $r_1$ 、 $r_2$ 、 $\beta_1$ 、 $\beta_2$ 、pa、pr和pk。(3)利用对称循环条件下循环应力演化曲线,确定参数 $m_1$ 、 $m_2$ 、 $\mathcal{O}_{s}$ 和 $\omega$ 。(4)利用非对称循环条件下平均应力演化曲线,识别参数b和Q。利用修正后的Chaboche模型,编制为Abaqus/Umat程序,从而实现对试样和叶片结构复杂应力应变响应的高精度数值模拟。

图 11~图 15分别为采用修正后Chaboche模型预测的DZ125合金纵向(Longitudinal, L)和横向(Transverse, T)单调拉伸(图 11)、蠕变(图 12)、循环(图 13)、疲劳-蠕变(图 14)和TMF(图 15)等多种复杂载荷条件下的应力-应变响应。结果表明: Chaboche型修正本构模型精确地模拟了DZ125合金的各向异性、率相关、变温、蠕变三个阶段等重要材料变形特征。例如图 11中纵向方向在应变率为1×10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>和5×10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>条件下,L和T方向均给出了精确的模拟。图 15预测了IP和OP TMF两组实验条件下的变温变形行为。由于只采用了等温拉伸、循环和蠕变数据进行本构参数识别,因此针对疲劳蠕变和TMF的预测结果验证了本构模型的高精模拟能力。



图 11 850 C温度条件时DZ125纵向和横向率相关单调拉 伸模拟

Fig. 11 Rate dependent tensile response in longitudinal (L)

and transverse (T) direction for DZ125 at 850 °C



Fig. 12 Creep deformation prediction of DZ125 at 850 °C



图 13 850 ℃温度条件下DZ125纵向和横向迟滞环预测 Fig. 13 Hysteresis loop prediction of DZ125 at 850 ℃



图 14 850 ℃温度条件下DZ125保载120 s疲劳-蠕变响应 预测

Fig. 14 Creep fatigue response prediction of DZ125 at 850  $\,\,{}^\circ\!{\rm C}$ 



图 15 DZ125在T=500~1000 °C OP和IP TMF作用下响应预测

Fig. 15 OP and IP TMF response prediction of DZ125 at 500-1000  $\,^{\circ}$ C

#### 4 DZ125热机械疲劳寿命预测

#### 4.1 光滑试样TMF寿命预测

Neu和Sehitoglu<sup>[18, 20]</sup>通过对1050号钢的TMF 损伤机理的深入研究,提出了基于疲劳、蠕变和 氧化三种损伤线性累积的TMF连续损伤模型。其 中氧化损伤首次提出,在随后大量研究表明,该 氧化损伤模型适合于镍基多晶、定向凝固和单晶 合金。为此,借助于Neu-Sehitoglu模型中的氧化 损伤,建立DZ125光滑试样的TMF寿命预测方 法。TMF总损伤可以表示为:

$$d_{\rm t} = d_{\rm f} + d_{\rm c} + d_{\rm ox} \tag{11}$$

式中:  $d_t$ 、 $d_f$ 、 $d_c$ 和 $d_{ox}$ 单个循环的总损伤、疲劳 损伤、蠕变损伤和氧化损伤。其中,疲劳损伤采 用线性损伤累积理论表示为疲劳寿命( $N_f$ )的倒 数:

$$d_{\rm f} = 1 / N_{\rm f}$$
 (12)

基于Masson-Coffin提出的应变寿命模型,给出疲 劳寿命方程为

$$\Delta \varepsilon_{\rm mech} = c \left( N_{\rm f} \right)^a \tag{13}$$

式中: c和d应采用不包含蠕变和氧化损伤的纯疲 $劳数据拟合得到; <math>\Delta \varepsilon_{mech}$ 为机械应变范围。对 于DZ125,可用760 ℃的低循环疲劳数据确定参 数c和d,分别为0.04073和-0.1307。

图12针对蠕变变形模拟结果表明,修正的 Chaboche本构模型可以较好的预测3个阶段的蠕 变变形及其对应损伤。当蠕变损伤达到1时,试 样将发生蠕变断裂。因此,可以通过有限元计算 直接得到材料或结构的蠕变损伤(Umat程序状态 变量)代入式(11)。此外,当不采用本构模型 时,也可以通过Larson-Miller模型,得到给定温 度T、应力o作用下的蠕变断裂时间t<sub>r</sub>(o,T)。在一 定时间dt作用下,利用线性累积原理计算蠕变损 伤,即:

$$\mathrm{d}d_{\mathrm{c}} = \mathrm{d}t / t_{\mathrm{r}}(\sigma, T) \tag{14}$$

式中:  $t_r(\sigma, T)$ 通过Larson-Miller模型写成:

 $\lg t_{r}(\sigma, T) = b_{0} + b_{1} / T + b_{2}x / T + b_{3}x^{2} / T + b_{4}x^{3} / T$ (15)

式中:  $x = \lg\sigma$ ;  $b_0$ 、 $b_1$ 、 $b_2$ 、 $b_3$ 和 $b_4$ 均为材料参数,如表1所示。典型的TMF循环作用下,温度和载荷都是时间的函数,于是单个循环的蠕变损伤可以通过积分得到:

$$d_{\rm c} = \int_0^{t_{\rm c}} \mathrm{d}d_{\rm c} \tag{16}$$

其中t<sub>c</sub>为循环时间。

表 1 DZ125 Larson-Miller参数 Table 1 Larson-Miller parameters of DZ125

变量	$b_0$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_4$
值	-22.26	92202.7	-31964.1	12467.1	-2414.5

Neu和Sehitoglu<sup>[18, 20]</sup>基于裂纹尖端氧化-开裂 循环机理定义了氧化损伤为

$$d_{\rm ox} = \left[\frac{h_{\rm cr}\delta_{\rm o}}{B\Phi^{\rm ox}\left(K_{\rm peff}^{\rm ox} + K_{\rm peff}^{\gamma'}\right)}\right]^{-1/\beta} \frac{2\left(\Delta\varepsilon_{\rm mech}\right)^{(b/\beta)+1}}{\dot{\varepsilon}^{1-\alpha/\beta}} \quad (17)$$

式中: $h_{cr}$ 、 $\delta_{o}$ 、B和 $\beta$ 均为材料常数,定义  $B_{eff} = \begin{bmatrix} h \delta_{f} & \int_{0}^{-1/\beta} \\ B & \end{bmatrix}^{-1/\beta}$ ,则有:

$$d_{\rm ox} = 2B_{\rm eff} \left[ \Phi^{\rm ox} \left( K_{\rm peff}^{\rm ox} + K_{\rm peff}^{\gamma'} \right) \right]^{1/\beta} \frac{\left( \Delta \mathcal{E}_{\rm mech} \right)^{(b/\beta)+1}}{\dot{\mathcal{E}}^{1-\alpha/\beta}}$$
(18)

式中:

$$\Phi^{\text{ox}} = \frac{1}{t_{\text{c}}} \int_0^{t_{\text{c}}} \phi^{\text{ox}} dt \qquad (19)$$

$$\phi^{\text{ox}} = \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\left(\dot{\varepsilon}_{\text{th}} / \dot{\varepsilon}_{\text{mech}} + 1\right)}{\xi^{\text{ox}}}\right)^2\right]$$
(20)

$$K_{\text{peff}}^{\gamma} = \frac{1}{t_{\text{c}}} \int_{0}^{t_{\text{c}}} \left[ D_{\gamma} \exp\left(\frac{-Q_{\gamma}}{RT(t)}\right) \right] dt \quad (21)$$

$$K_{\text{peff}}^{\text{ox}} = \frac{1}{t_{\text{c}}} \int_{0}^{t_{\text{c}}} \left[ D_{\text{ox}} \exp\left(\frac{-Q_{\text{ox}}}{RT(t)}\right) \right] dt \qquad (22)$$

式(18) ~ 式(22)中:  $\dot{\varepsilon}_{th}$  为热应变率;  $\dot{\varepsilon}_{mech}$  为机 械 应 变 率 , R 为 气 体 常 数 ,  $B_{eff}$  、 a 、  $\beta$  、 b、 $D_{ox}$ 、 $Q_{ox}$ 、 $D_{\gamma'}$ 、 $Q_{\gamma'}$ 和 $\zeta^{ox}$ 都是材料参数。

对于镍基合金来说,一类材料的氧化性能具 有相似性,通常遵循抛物线氧化增长规律。因 此,针对多晶Mar-M247、定向凝固GTD-111和单 晶PW1480/1484的TMF寿命预测研究中,都将β 设定为1.5,而其它参数参考Mar-M247材料在微 观上的观测结果。对于DZ125合金,假设氧化损 伤中应变范围的指数项与氧化损伤演化规律一 致,利用一组500-1000 ℃条件下的OP TMF数据 拟合得到(b/β+1)为5.3。氧化损伤中其他参数数 值仍参考Mar-M247材料,如表2所示。 表 2 DZ125氧化损伤参数

## Table 2 Oxidation damage parameters of DZ125



表2、表3及纯疲劳参数共16个参数描述 了DZ125合金纵向方向的TMF寿命行为,预测结 果如图 16所示。结果表明,在52个数据点中, 有47个数据落于3倍分散带以内,其中35个数据 点落于2倍分散带以内。因此,所发展的模型适 于不同相位、不同温度范围的TMF寿命预测。



#### 4.2 〈缺口试样TMF寿命预测〉

王井科<sup>[50]</sup>、Moore<sup>[51]</sup>等针对定向凝固合金等 温缺口疲劳的研究表明,缺口应力集中系数和名 义应力均有很大的作用。CM247LC定向凝固合 金、PWA1484单晶合金的缺口TMF试验结果证实 了应力集中对TMF寿命影响显著。图 6则进一步 地证实了缺口应力集中对DZ125 TMF寿命的影 响。针对DZ125等温缺口疲劳的寿命建模研究表 明,可以采用考虑了应力集中因子的名义应力模 型实现光滑试样和缺口试样寿命联系,即:

$$\sigma_{\rm n} \cdot \left(K_{\rm t}\right)^m = a \cdot \left(N_{\rm f}\right)^p \tag{23}$$

式中:参数m代表了材料在疲劳载荷下的缺口敏 感程度。文献[52]的分析表明,对于镍基合金其 数值范围是0.2~0.3,且DZ125材料高温疲劳参数 m为0.25。利用图 6中光棒OP TMF试验得到了应 力-寿命关系拟合得到:

$$\sigma_{\rm p} = 1493.5 \times N_{\rm f}^{-0.17375} \tag{24}$$

于是当考虑缺口OP TMF时,基于等温疲劳缺口 敏感系数,修正模型(24)得到寿命模型为:

$$\sigma_{\rm n} \times K_{\rm t}^{0.25} = 1493.5 \times N_{\rm f}^{-0.17375}$$
(25)

利用式(25),预测得到DZ125光棒和缺口TMF寿 命如图17所示,预测寿命分散为2倍。当*K*<sub>t</sub> = 1 时,式(25)退化为光滑试样情况。



图 17 基于名义应力法的DZ125缺口TMF寿命预测 Fig. 17 Notched TMF life prediction of DZ125 based on

nominal stress method

## 5 某涡轮叶片复杂变形模拟

# 5.1 叶片网格和边界条件

对结构进行应力应变响应计算是强度和寿命 评价的前提。图 18为某涡轮叶片的实物照片和 有限元网格。由于叶片上气膜孔等结构细节导致 网格模型复杂,为气热分析带来难度,为此对叶 片模型进行了简化,采用八节点六面体单元划分 得到图 18所示的有限元模型。

图 19为高压转子物理转速谱和叶片温度 场。载荷谱包含了启动、慢车、起飞、最大等状 态,累积时间为1115秒。在最大状态和慢车之间 循环3次,模拟油门杆频繁操作带来的瞬态效 应。图 19还显示了某个时间节点下的温度分 布。在进行瞬态热机械应力分析时,由若干组不 同状态下温度场文件组成温度边界。为了约束叶 片的刚体位移,在图 18所示的叶片榫头齿面上 约束了法向和轴向位移。





Fig. 18 Photo and finite element method of the turbine blade





#### 5.2 涡轮叶片蠕变分析结果

在发动机巡航等稳定状态下,涡轮叶片典型 地发生蠕变,使得叶片微观组织退化(如γ'粗化 或筏化),并在宏观上产生不可恢复的蠕变伸 长。例如,PW公司公司JT8D涡扇发动机大修标 准中就规定高压一级涡轮叶片伸长量不能超过 0.28 mm(0.011 inch),否则涡轮叶片将作判废 处理而不能继续服役。因此,对叶片进行蠕变分 析是进行强度和寿命评价的重要手段,且蠕变损 伤计算结果还将用于TMF寿命预测。将图 19中 载荷谱的最大状态的保持时间设定为1000 小 时,利用Abaqus/Umat程序计算叶片的变形,考 察叶尖蠕变损伤和变形。

图 20为1000 小时蠕变损伤云图以及1/2叶高 上前缘和叶盆上两个较大蠕变损伤位置上1000 小时蠕变损伤演化情况。从图中结果表明,整个 叶片上1000 小时的最大蠕变损伤为0.166。若采 用线性累积损伤理论,假设1个飞行循环为1 小 时,则单个循环的损伤贡献约为0.00166,若疲劳 损伤为0,则预计的循环数约为6000个循环或纯 蠕变寿命约为6000 小时。图 21为叶片服役300 小时后的微观组织。由于伸根处温度较低,可以 假设为该处微观组织与新叶片一致,因此初始γ' 尺寸约为0.4 µm。经过300 小时服役后,前缘 4018节点和叶盆4309节点处γ'尺寸发生了粗化, 分别为1 µm和1.5 µm。微观损伤与图 20中计算 结果趋势一致。

图 22是叶尖伸长量计算结果表明: (1)叶 尖前缘的蠕变位移最大,这是前缘温度高导致 的,其次为叶背(吸力面),主要原因是涡轮叶 片在离心弯矩作用下,拉伸的弯曲应力与离心拉 伸应力叠加作用形成的。(2)300小时保持条件下,前缘位置伸长量为0.218 mm,而在1000小时保持条件下,伸长量增加到0.298 mm。



图 21 某涡轮叶片300 小时服役后3个位置处微观组织 Fig. 21 Comparison of local microstructures in three locations for a real blade after 300 hours tests



Fig. 22 Creep elongation calculation at the blade tip

#### 5.3 涡轮叶片热机械应力应变分析结果

由于横向裂纹是叶身最严重的损伤模式,为 此主要考察径向应力和应变。图 23显示了1/2叶 高横截面上所考察的节点和截面上的最大状态时 的径向应力分布。可以看到,在外表面上呈现为 压应力状态,而在内冷却通道上以拉伸为主。因 此,叶片上的温度分布对局部应力影响很大。

图 24为1/2叶高前缘位置3699号节点的径向 应力与温度、径向应变与温度的关系。计算结果 表明: (1)温度和应力/应变的关系几乎是相同 的。(2)发动机从慢车到起飞或最大状态,应 变范围和温度都变化快,其中温度通常从750 K (约480 ℃)变化到1200 K(约930 ℃)。目 前,公开发表的TMF试验数据多数对应着最低温 度在450 ℃附近,最高温度约900-1050 ℃,TMF 试验的最低温度并不采用发动机启动时的室温状 态,而选用慢车时的叶片温度。(3)温度-应变 为反时针的菱形TMF循环。(4)应变范围约为 0.25%,且尤其需要说明的是,中间状态时对应 着应变大约为-0.225%。因此,只进行稳态应变 计算时,基于0-Max-0假设获得的应变范围比瞬 态应变范围低11%,考虑到疲劳寿命与应变范围 成指数关系,单纯的疲劳寿命估计将相差很大, 且偏于危险。

图 25为所考察的9个节点的温度-机械应变 关系。计算结果表明, 3942、3864和3705节点处 温度-应变相位更接近IP;对于压力面上的3740和 吸力面上的3859节点,温度-应变循环为OP; 3699、3768和3911节点则经历了CCD TMF循环; 尾缘位置的3987节点则经历了CD TMF循环。叶 片上机械应变的组成包含了离心拉伸应力、离心 弯曲应力和热应力。在这三部分应力中,离心应 力恒为正,与叶片质量、横截面积和转速相关。 外表面上的热应力在启动时受压,但在停车过程 中转为拉伸,内冷却通道上则相反;离心弯曲应 力大致为叶背为正,叶盆为负。由于叶片上温度 与转速同步,因而应力向压方向增加时,接近反 相位或反时针菱形载荷谱; 当应力向拉伸方向发 展时,接近IP或顺时针菱形载荷谱。对于涡轮叶 片前缘,由于热应力很大,离心拉伸应力不足以 在绝对值上抵消热应力, 使得叶片经历反相位载 荷谱。对于涡轮叶片内冷却通道,由于温度较低 使得热应力为拉伸,正向叠加离心拉伸应力,使 得温度-机械应力相位接近IP。因此,不同位置处 叶片机械应变-温度相位差异很大, 主导了局部 失效模式和使用寿命。







# 6 某涡轮叶片典型位置TMF寿命预测

以涡轮叶片前缘3699号节点,进行在图 19 所示转速谱下的TMF寿命预测。从图 18可以看 到,前缘广泛地存在气膜孔,假设应力集中因子 为1.5。对于3699号节点,最小应变为-0.229%, 最大应变为0.0209%,应变范围为0.24%。根据式 (25)缺口敏感性,修正考虑了1.5倍应力集中因子 后的应变范围是0.27%。单个循环的疲劳、蠕 变、氧化损伤分别计算如下:根据式(13),计算 得到单个循环的疲劳损伤 $d_f$ 为9.63×10<sup>-10</sup>;根据叶 片稳态计算结果,节点1000小时的蠕变损伤为 0.07,假设1个起落巡航1小时,则单个载荷循环 的蠕变损伤 $d_c$ 为7×10<sup>-5</sup>;节点温度范围为 527~1020 ℃,慢车到中间状态35 s,应变率为 7.71×10<sup>-5</sup> s<sup>-1</sup>,根据式(18)计算得到单个载荷循环 氧化损伤 $d_{ox}$ 为8.29×10<sup>-5</sup>。

对应载荷谱中包含的3个慢车-最大循环,因

此疲劳、蠕变和氧化损伤分别为2.89×10<sup>-9</sup>、7×10<sup>-5</sup>、2.49×10<sup>-4</sup>、根据式(11)线性损伤累积原理,单 个载荷谱总损伤为3.19×10<sup>-4</sup>,从而叶片前缘位置 3699号节点的低循环疲劳寿命为3135。

7 结 论

1)最高温度一定时,DZ125 TMF寿命比等 温疲劳寿命相差3~4倍,且与相位相关。在短寿 命区域,IP TMF寿命更短;但在长寿命区域,反 相位TMF寿命更短。缺口使得DZ125合金TMF寿 命下降,且随着缺口应力集中因子的增加,TMF 寿命降低。

2) 光棒和缺口TMF试验条件下,表面氧化 的作用,导致多源裂纹萌生。针对光滑试样:相 对于400~900 ℃ OP TMF,在更高的500~1000 ℃ 温度下,更容易形成含氧化尖峰的楔形裂纹。针 对缺口试样,主裂纹萌生位置与最大主应力吻 合,且存在显著的疲劳-氧化交互作用。

3)采用Chaboche本构模型时,添加各向异 性矩阵可以用于对定向凝固不同取向的应力应变 行为的表征。对模型进行变温考虑和参数进行温 度插值后,则进一步应用于TMF变温情况。通过 引入蠕变损伤来修正等效应力,则将只能模拟第 一阶段和第二阶段蠕变的Chaboche模型扩展到可 以模拟第三阶段蠕变变形。

4)借助于Neu-Sehitoglu模型(尤其氧化损 伤模型),预测了考虑不同温度范围、相位角的 TMF寿命。缺口对TMF寿命的影响存在缺口对IF 寿命相当水平的缺口敏感性,因此借助于等温缺 口疲劳寿命模型预测了TMF缺口寿命。

5)涡轮叶片在瞬态载荷下不同区域内表现 为不同相位的TMF载荷,在涡轮叶片表面上,更 倾向于反相位或反时针菱形TMF载荷,而在内部 更容易激发IP TMF载荷。

#### 参考文献

- CHERUVU N, CHAN K, LEVERANT G. Blade life management: coating systems[R]. EPRI, 2002.
- [2] SEHITOGLU H. Constraint effect in thermo-mechanical fatigue[J]. La Revue Du Praticien, 1985, 24(51):221-226.
- [3] SEHITOGLU H, BOISMIER D A. Thermo-mechanical

fatigue of Mar-M247: Part II-Life prediction [J]. Journal of Engineering Materials & Technology, 1990, 112(1): 80-89.

- [4] BOISMIER D A, SEHITOGLU H. Thermo mechanical fatigue of Mar-M247: Part I-Experiments [J]. Journal of Engineering Materials & Technology, 1990, 112(1): 175-179.
- [5] WANG M, PANG J C, ZHANG M X, et al. Thermomechanical fatigue behavior and life prediction of the Al-Si piston alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 715: 62-72.
- [6] WAN H Y, ZHOU Z J, LI C P, et al. Effect of scanning strategy on grain structure and crystallographic texture of Inconel 718 processed by selective laser melting [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(10): 1799-1804.
- HUNEYCUTT R E, SAXENA A, YOON K B. Oxidescale thickness measurement for predicting crack growth history in elevated temperature components [J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2018, 161:1-9.
- [8] HOLLAND S, WANG X, FANG X Y, et al. Grain boundary network evolution in Inconel 718 from selective laser melting to heat treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 725:406-418.
- [9] XIA M, GU D, YU G, et al. Porosity evolution and its thermodynamic mechanism of randomly packed powder-bed during selective laser melting of Inconel 718 alloy [J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2017, 116: 96-106.
- [10] GORDON A P. Crack initiation modeling of a directionally-solidified nickel-base superalloy[D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2005.
- [11] KUPKOVITS R A. Thermomechanical fatigue behavior of the directionally-solidified nickel-base superalloy CM247LC[D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2009.
- [12] AMARO R L. Thermomechanical fatigue crack formation in a single crystal Ni-base superalloy[D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2010.
- [13] OROURKE M D. Effects of specimen geometry and coating on the thermo-mechanical fatigue of PWA 1484

superalloy [D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2013.

- [14] 张国栋,刘绍伦,何玉怀,等.定向合金DZ125热/机 械疲劳寿命预测模型评估 [J]. 航空动力学报, 2004, 19(1): 17-22.
  ZHANG G D, LIU S L, HE Y H, et al. Life predication of thermomechanical fatigue in DS superalloy DZ125[J]. Journal of Aerospace Power, 2004, 19(1):
- 17-22 (in Chinese).
  [15] 张国栋,刘绍伦,何玉怀,等.相位角对定向合金DZ125热/机械疲劳行为与寿命影响的试验研究
  [J]. 航空动力学报,2003,18(3):383-387.
  ZHANG G D, LIU S L, HE Y H, et al. The effects of phase angle on thermomechanical fatigue behavior and life in DS superalloy DZ125[J]. Journal of Aerospace Power, 2003, 18(3): 383-387 (in Chinese).
- [16] 张国栋, 刘绍伦, 何玉怀, 等. 保持时间对定向合 金DZ125热/机械疲劳断裂行为的影响 [J]. 材料工 程, 2006(6): 49-53.

ZHANG G D, LIU S L, HE Y H, et al. The effect of hold time on life and behavior of thermal-mechanical fatigue in DS superalloy DZ125 [J]. Journal of Materials Engineering, 2006(6): 49-53. (in Chinese).

- [17] HU X A, YANG X G, SHI D Q, et al. Out of phase thermal mechanical fatigue investigation of a directionally solidified superalloy DZ125[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2016, 29(1):257-267.
- [18] NEU R W, SEHITOGLU H. Thermomechanical fatigue, oxidation, and creep: Part i. Damage mechanisms [J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20(9): 1755-1767.
- [19] MCDOWELL D L, ANTOLOVICH S D, OEHMKE R L T. Mechanistic considerations for TMF life prediction of nickel-base superalloys [J]. Nuclear Engineering & Design, 1992, 133(3): 383-399.
- [20] NEU R W, SEHITOGLU H. Thermomechanical fatigue, oxidation, and creep: Part II. Life prediction [J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20(9): 1769-1783.
- [21] ZHUANG W Z, SWANSSON N S. Thermo-mechanical fatigue life prediction: A critical review [J]. A Guide to Lead-free Solders, 1998, 30(2): 384-399.
- [22] CHABOCHE J L. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity [J]. International

Journal of Plasticity, 1989, 5(3): 247-302.

- [23] CHABOCHE J L. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories [J]. International Journal of Plasticity, 2008, 24(10): 1642-1693.
- [24] ROTERS F, EISENLOHR P, HANTCHERLI L, et al. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications [J]. Acta Materialia, 2010, 58(4): 1152-1211.
- [25] SABNIS P A, FOREST S, ARAKERE N K, et al. Crystal plasticity analysis of cylindrical indentation on a Nibase single crystal superalloy [J]. International Journal of Plasticity, 2013, 51: 200-217.
- [26] CHABOCHE J L, GAUBERT A, KANOUT P, et al. Viscoplastic constitutive equations of combustion chamber materials including cyclic hardening and dynamic strain aging [J]. International Journal of Plasticity, 2013, 46: 1-22.
- [27] PRAGER W. A new method of analyzing stresses and strains in work-hardening plastic solids [M]. Brown: Brown University, 1955.
- [28] PERZYNA P. The constitutive equations for rate sensitive plastic materials providence[M]. Brown: Brown University; 1962.
- [29] PERZYNA P. Fundamental problems in viseoplasticity[J]. Advances in applied mechanics, 1966, 9: 243.
- [30] ARMSTRONG P J, FREDERICK C, BRITAIN G A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect [M]. 1966.
- [31] WALKER K P. Research and development program for non-linear structural modeling with advanced timetemperature dependent constitutive relationships[R]. Cleveland: NASA; 1981.
- [32] BODNER S, PARTOM Y. Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain-hardening materials [J]. Journal of Applied Mechanics, 1975, 42(2): 385-389.
- [33] DESERI L, MARES R. A class of viscoelastoplastic constitutive models based on the maximum dissipation principle [J]. Mechanics of Materials, 2000, 32(7): 389-403.
- [34] MANONUKUL A, DUNNE F P E, KNOWLES D, et al. Multiaxial creep and cyclic plasticity in nickel-base su-

peralloy C263 [J]. International Journal of Plasticity, 2005, 21(1): 1-20.

- [35] M CKE R, BERNHARDI O E. On temperature rate terms for viscoplastic constitutive models with applications to high temperature materials [J]. Computer methods in Applied Mechanics and Engineering, 2006, 195(19): 2411-2431.
- [36] BECKER M, HACKENBERG H P. A constitutive model for rate dependent and rate independent inelasticity. Application to IN718 [J]. International Journal of Plasticity, 2011, 27(4): 596-619.
- [37] SHENOY M M. Constitutive modeling and life prediction in Ni-base superalloys [D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2006.
- [38] SHENOY M M, MCDOWELL D L, NEU R W. Transversely isotropic viscoplasticity model for a directionally solidified Ni-base superalloy [J]. International Journal of Plasticity, 2006, 22(12): 2301-26.
- [39] 《航空发动机设计用材料数据手册》编委会. 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.

The Compile Commitee of Materials Mechanical Data Handbook for Aircraft Engine Design. Materials mechanical data handbook for aircraft engine design (4) [M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2010 (in Chinese).

- [40] KUPKOVITS R A, NEU R W. Thermomechanical fatigue of a directionally-solidified Ni-base superalloy: Smooth and cylindrically-notched specimens [J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(8): 1330-1342.
- [41] KERSEY R K, STAROSELSKY A, DUDZINSKI D C, et al. Thermomechanical fatigue crack growth from laser drilled holes in single crystal nickel based superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2013, 55:183-193.
- [42] CHABOCHE J L. On the plastic and viscoplastic constitutive equations - part I: rules developed with internal variable concept [J]. Journal of Pressure Vessel Technology - Transactions of the ASME, 1983, 105(2): 153-158.

- [43] MALININ N N, KHADJINSKY G M. Theory of creep with anisotropic hardening [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 1972, 14(4): 235-46.
- [44] KACHANOV M. Elastic solids with many cracks and related problems [J]. Advances in Applied Mechanics, 1993, 30(1):259.
- [45] SHI D Q, DONG C L, YANG X G. Constitutive modeling and failure mechanisms of anisotropic tensile and creep behaviors of nickel-base directionally solidified superalloy [J]. Materials & Design, 2013, 45:663-673.
- [46] CHABOCHE J L, NOUAILHAS D. A unified constitutive model for cyclic viscoplasticity and its applications to various stainless steels [J]. Journal of Engineering Materials & Technology, 1989, 111(4): 189-193.
- [47] CHABOCHE J L. Constitutive equations for cyclic palsticity and cyclic viscoplasticity [J]. International Journal of Plasticity, 1989, 5(3): 247-302.
- [48] OHNO N, WANG J D. Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part I: formulation and basic features for ratchetting behavior [J]. International Journal of Plasticity, 1993, 9(3): 375-390.
- [49] BENALLAL A, CHEIKH A B. Constitutive laws for engineering materials [M]. ASME Press, 1987.
- [50] 王井科. 镍基高温合金及钛合金缺口疲劳问题研究
  [D]. 北京: 北京航空航天大学, 2011.
  WANG J K. Notch fatigue problems for Ni-base superalloy and Titanium alloy[D]. Beijing: Beihang University, 2001 (in Chinese).
- [51] MOORE Z J. Life modeling of notched CM247LC DS nickel-base superalloy [D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2008.
- [52] HU X A, YANG X G, WANG J K, et al. A simple method to analyse the notch sensitivity of specimens in fatigue tests[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2013, 36(10):1009-1016.

(责任编辑:李世秋)

# TMF constitutive and life modeling: from smooth specimen to turbine blade

XiaoAn Hu<sup>1,2</sup>, DuoQi Shi<sup>3</sup>,XiaoGuang Yang<sup>1,2,3,\*</sup>, HuiChen Yu<sup>4</sup>

1. School of Aircraft Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China

2. Jiangxi Key Laboratory of Micro Aeroengine, NanChang, 330063, China

3. School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 100191

4. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095

**Abstract:** Thermomechanical fatigue (TMF) constitutive and life models considering transient temperature effect were developed for hollow turbine blade. Firstly, TMF tests were carried out for smooth and notched specimens for a directionally solidified superally DZ125 which was used for the turbine blade. The effect of phase, temperature range and stress concentration factor on TMF lives were obtained. Secondly, based on the Chaboche type constitutive model, a cyclic and creep constitutive model was established to consider the anisotropic, isothermal and creep damage effect. Stress and strain responses under tensile, isothermal cyclic, creep, creep fatigue and TMF were simultaneously modeled and predicted. Then, using baseline data including pure fatigue and creep, a TMF life modeling coupling fatigue, creep and oxidation damage was developed. A nominal stress based method was furtherly developed to predict TMF lives of notched specimens. Finally, the transient deformation and life prediction carried out for a turbine blade subjected to a certain loading profile.

Keywords: Thermomechanical Fatigue; Creep; Oxidation; Turbine blade; Life prediction; Superalloy

-----

Received: 2018-06-28; Revised: 2018-07-12; Accepted: 2018-07-26;

URL: http://hkxb.buaa.edu.cn/CN/html/2018XXXX.html

Foundation item: The National Basic Research Program of China (No. 2015CB057400). The National Key Research and Development Program of China (No. 2017YFB0702004)

\*Corresponding author. E-mail: yxg@buaa.edu.cn