

镍基单晶高温合金 DD6 热机械疲劳试验

荆甫雷¹, 蒋康河², 张斌³, 胡殿印³, 王荣桥³

(1. 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;

2. 中国航空发动机集团有限公司 湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412000;

3. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191)

摘 要: 针对单晶气冷涡轮叶片的服役载荷特征,以镍基单晶高温合金 DD6 为对象,设计开展了薄壁圆管试样热机械疲劳(TMF)试验。结果表明:DD6 变形响应呈现出明显的 TMF 棘轮效应,且与相位角、机械载荷水平等密切相关;在相同载荷条件下,同相(IP)TMF 寿命总是明显短于反相(OP)。引入高温保载时间或增大机械载荷均会引起棘轮应变的明显增加,缩短结构寿命。结合断口和纵向切片分析,识别了不同载荷条件下影响单晶寿命的关键损伤因素,其中 IP TMF 主导损伤机理为蠕变和疲劳,而 OP TMF 主导损伤机理为氧化和疲劳。

关 键 词: 单晶高温合金; 热机械疲劳; 同相; 反相; 棘轮效应; 损伤

中图分类号: V232.4; O346.2

文献标志码: A

Experiment on thermomechanical fatigue in nickel based single crystal superalloy DD6

JING Fulei¹, JIANG Kanghe², ZHANG Bin³,
HU Dianyin³, WANG Rongqiao³

(1. Aero Engine Academy of China,

Aero Engine Corporation of China, Beijing 101304, China;

2. Hunan Aviation Powerplant Research Institute,

Aero Engine Corporation of China, Zhuzhou Hunan 412000, China;

3. School of Energy and Power Engineering,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

Abstract: According to the service loads experienced by air cooled single crystal turbine blades, thermomechanical fatigue (TMF) experiments were designed and conducted on thin-walled tube specimens made of nickel based single crystal superalloy DD6. The results indicated that the deformation response of DD6 exhibited remarkable ratcheting effect, which was closely related to the phase angle and mechanical loading; and the lifetime of in phase (IP) TMF under all experiment conditions were shorter than that of out of phase (OP) TMF. Either introducing dwell time at peak temperature or increasing mechanical load led to more ratcheting strains and fewer failure cycles. Based on the metallographic examination on fracture surface and longitudinal section of specimens, the critical life-limiting factors under

收稿日期: 2017-10-23

基金项目: 国家自然科学基金(51375031); 航空科学基金(2015ZBN3004)

作者简介: 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。

引用格式: 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. Experiment on thermomechanical fatigue in nickel based single crystal superalloy DD6[J]. Journal of Aerospace Power,2018,33(12):2965-2971.

different load conditions were identified. Creepage and fatigue dominate in the competing damage mechanisms for IP TMF, while oxidation and fatigue dominate for OP TMF.

Key words: single crystal superalloy; thermomechanical fatigue; in phase; out of phase; ratcheting effect; damage

航空燃气涡轮发动机的发展与涡轮前温度的不断提高密切相关,这导致了涡轮叶片工作环境越来越恶劣。现代航空发动机要求涡轮叶片具有承受 1340~1550℃ 以上高温燃气的能力,且必须在多种复杂任务类型(军机)和整个服役期间(民机)保持足够的强度^[1]。目前涡轮叶片普遍采用铸造镍基单晶高温合金(下文简称为单晶),结合复杂冷却结构以及热障涂层的方法以达到所要求的构件寿命。

在服役过程中,尤其是在起动、停车及其他油门杆操作时,单晶气冷涡轮叶片所承受的热载荷与机械载荷交替变化,温度循环与应力应变循环相叠加所引起的热机械疲劳(thermo-mechanical fatigue, TMF)开裂是其主要失效模式^[2-6]。已有研究表明, TMF 所产生的损伤与叶片材料和使用工况,如温度-机械载荷相位、应力/温度范围、保载时间等密切相关,并且在变温条件下疲劳损伤与时间相关现象(如蠕变和氧化)的交互作用比等温条件下更为强烈,通常会促进微裂纹萌生和扩展,缩短结构疲劳寿命^[7-11]。与传统的等温低周疲劳、蠕变、蠕变-疲劳等相比, TMF 能够更为精准地刻画叶片复杂交变的多场耦合载荷特征以及疲劳、蠕变、氧化等多种损伤机制的竞争与协同^[12-15],对于涡轮叶片寿命评估和故障分析等具有重要意义。

国内目前针对镍基单晶高温合金的研究主要集中在等温条件下的疲劳或蠕变,而对变温条件下单晶 TMF 力学行为、损伤机理的探讨还较为

少见,已有试验数据、理论模型无法支撑我国先进航空发动机的研制需求。鉴于此,本文以目前在航空发动机中广泛应用的国产二代镍基单晶高温合金 DD6 为研究对象,通过开展薄壁圆管试样 TMF 试验,获取其力学响应,结合断口和切片分析,揭示单晶 TMF 损伤机理,识别不同载荷条件下影响单晶寿命的关键损伤因素,加深对单晶气冷涡轮叶片关键部位损伤过程的理解,为叶片寿命设计提供理论基础和基本数据。

1 材料与试验

1.1 材料

本文研究对象为国产镍基单晶高温合金 DD6,其具有高温强度高、组织稳定及铸造工艺性能好等优点,耐温能力比第一代 DD3 提升了约 40℃,高温综合力学性能与国外的 PWA1484、Rene N5 和 CMSX-4 等二代单晶相当,目前已应用于我国多型在研、在役航空发动机涡轮叶片^[16]。

DD6 化学元素成分如表 1 所示。利用螺旋选晶法在高梯度真空定向凝固炉中浇注直径约为 18 mm 单晶试棒。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° 以内的棒材为合格品,进行如下步骤的热处理:1210℃ 保温 1 h,1300℃ 保温 2 h,1315℃ 保温 4 h 的固溶处理,在 1120℃ 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^[17]。

表 1 DD6 化学元素成分质量分数

Table 1 Chemical composition mass fraction of DD6

Al	Ta	W	Co	Re	Hf	Cr	Mo	Ni	%
5.2~6.2	6.0~8.5	7.0~9.0	8.5~9.5	1.6~2.4	0.05~0.15	3.8~4.8	1.5~2.5	其余	

1.2 试样

为实现快速温度循环, TMF 试验中通常采用高频感应加热,其带来的趋肤效应会在试样横截面产生温度梯度,引起附加热应力,导致实际应力场偏离目标值。相比于常见的实心圆形或矩形截面试样,空心薄壁圆管试样的温度梯度最小;同时考虑到国内单晶气冷涡轮叶片壁厚通常在 1~2

mm^[18],采用薄壁圆管试样也更加贴近叶片结构特征。因此,本文采用壁厚为 1.5 mm 的薄壁圆管试样(图 1)开展 TMF 试验。

1.3 试验安排

对于空心气冷涡轮叶片(图 2),由于内腔的强冷却,在叶片外表面,温度 t 与应力 σ 有近似 180° 的相位差,即为反相(OP)循环,而在叶片冷



图 1 DD6 薄壁圆管试样

Fig. 1 DD6 thin-walled tube specimen

却通道内表面两者之间几乎没有相位差,即为同相(IP)循环。为了研究单晶 TMF 力学行为和损伤机理,设计 IP TMF、OP TMF 两类试验进行对比分析,具体试验安排如表 2 所示。

1.4 试验系统

采用的 TMF 试验系统如图 3 所示,包括加

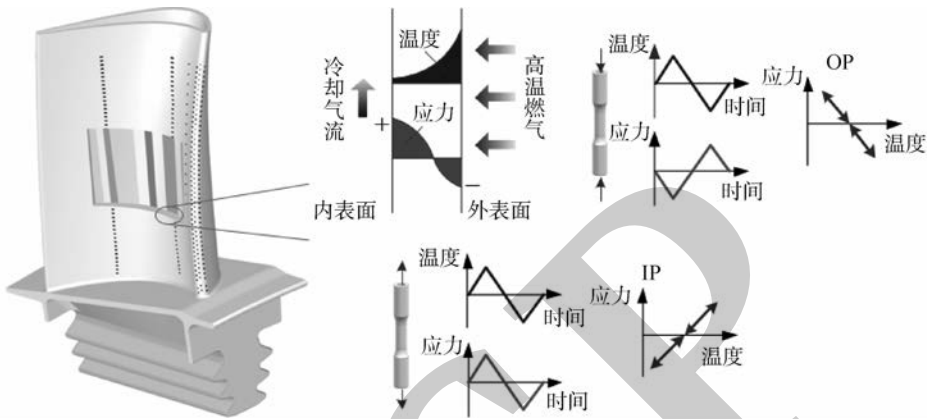


图 2 空心气冷涡轮叶片 TMF 载荷示意图

Fig. 2 Schematic diagram of TMF loads in air cooled hollow turbine blade

表 2 TMF 试验安排

Table 2 TMF experiment arrangement

序号	试验类型	取向偏角/(°)	试验频率/s ⁻¹	高温保载时间/s	温度范围/℃	应力范围/MPa
1	IP	4.0	1/100	0	500~980	±300
2	IP	5.0	1/100	0	500~980	±400
3	IP	3.4	1/100	0	500~980	±500
4	IP	5.2	1/(100+30)	30	500~980	±300
5	IP	6.1	1/(100+60)	60	500~980	±400
6	OP	2.1	1/100	0	500~980	±400
7	OP	8.2	1/100	0	500~980	±500

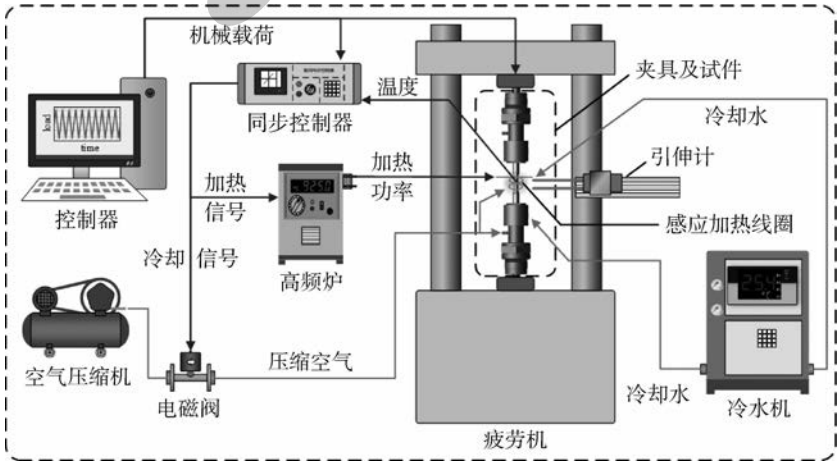


图 3 TMF 试验系统

Fig. 3 TMF experimental rig

载、加热、同步、气冷、水冷等多个子系统,可实现温度与机械载荷在任意相位下的循环加载。TMF 试验中引伸计测量得到的总应变包含机械应变和热应变两部分,为了研究单晶 TMF 力学行为,需剔除热应变分量。因此,在试验正式开始前,试样应在机械载荷保持为零的状态下,进行温度循环试验,通过引伸计记录循环热应变。

2 结果与分析

2.1 应力应变响应

DD6 试样在不同相位、应力(σ)范围下典型的迟滞回线如图 4 所示。对于 IP TMF,在拉伸段温度升高,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,导致相同应力所对应的机械应变增大,具体表现为迟滞回线在拉应力区有向下弯的趋势,如图 4(a)所示。基于同样的原因,OP TMF 在压缩段温度升高,其迟滞回线曲线在压应力区呈现出向上弯的趋势(图 4(b))。

同时,DD6 还呈现出明显的 TMF 棘轮效应,即经过 TMF 循环后,非弹性应变(包含蠕变应

变、塑性应变)在某一方向上产生累积。图 5 给出了不同载荷条件下平均应变随循环的演化曲线,可以看出,IP TMF 棘轮应变为拉伸方向,而 OP TMF 棘轮应变为压缩方向。以 IP TMF 为例,虽然试验采用的机械载荷为对称循环,但在高温段,材料更“软”,其弹性模量以及抗非弹性变形能力较低,从而导致材料的高温拉伸变形大于低温压缩变形,尤其是其中不可恢复的非弹性部分,因此循环的平均应变为拉伸量,这也就导致了 IP TMF 迟滞回线不断向拉伸方向运动。基于同样的原因,OP TMF 迟滞回线不断向压缩方向运动。除了相位以外,棘轮效应还与机械载荷密切相关,随着应力范围的增大,相同循环时的棘轮应变显著增加。而在引入高温保载时间后,由于材料拉伸蠕变,棘轮应变同样增加。

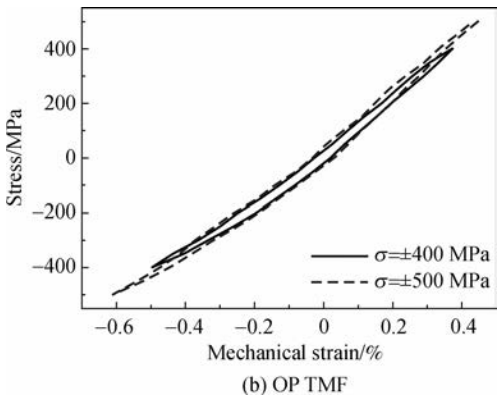
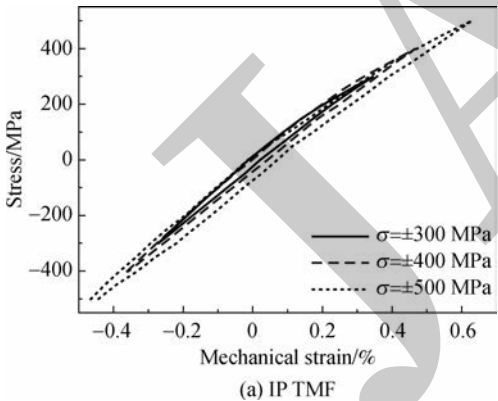


图 4 典型的 TMF 迟滞回线

Fig. 4 Typical TMF hysteresis loops

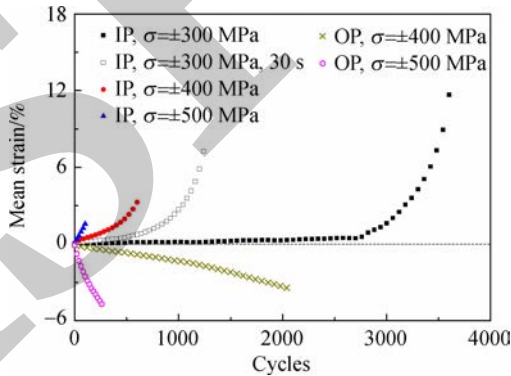


图 5 平均应变的演化

Fig. 5 Evolution of mean strain

2.2 寿命

试验寿命与应力幅值的关系如图 6 所示,在相同的温度、应力范围内,DD6 的 IP TMF 寿命总是小于 OP TMF:当循环应力为 ± 500 MPa 时,

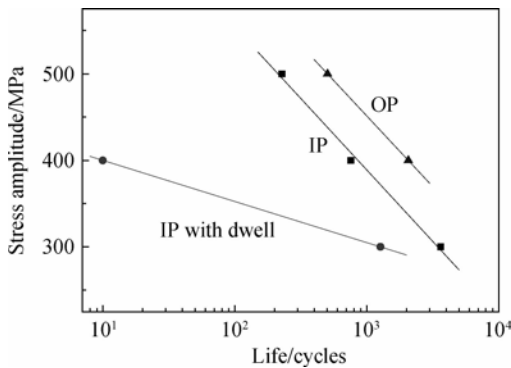


图 6 TMF 寿命与应力幅值的关系

Fig. 6 Relationship between TMF lifetime and stress amplitude

OP TMF 寿命是 IP TMF 寿命的 2.2 倍,而当循环应力降低到 ± 400 MPa 时,两者寿命比增加到 2.7 倍。上述试验结果表明,在相同应力水平、温度范围下,IP TMF 损伤更为严重。

引入 30s 保载时间后,循环应力为 ± 300 MPa 的 IP TMF 寿命降低了 64.3%,而循环应力为 ± 400 MPa 的 IP TMF 试验中引入 60s 保载后,试样仅经历 10 个循环就迅速断裂。材料在高温保载段产生明显的蠕变变形,加剧损伤演化过程,可能是导致试验寿命显著降低的主要原因。带保载的 IP TMF 试验与已有的 980℃、300 MPa 纯蠕变试验结果^[16]进行对比,可以发现纯蠕变寿命是带保载 IP TMF 寿命的 5.1 倍,表明 TMF 会引起额外损伤,因此传统的基于蠕变的涡轮叶片寿命预测可能导致其设计不够保守。

2.3 损伤机理

2.3.1 IP TMF

IP TMF 试样断口宏观形貌如图 7 所示,断口较为粗糙,可见韧窝、撕裂棱线等蠕变特征,未见光滑解理平面,无明显的氧化现象。在高温段引入保载或者增大循环应力范围,未显著改变其宏观形貌特征。下面以应力范围为 ± 300 MPa 的 IP TMF 试样为例开展进一步分析。

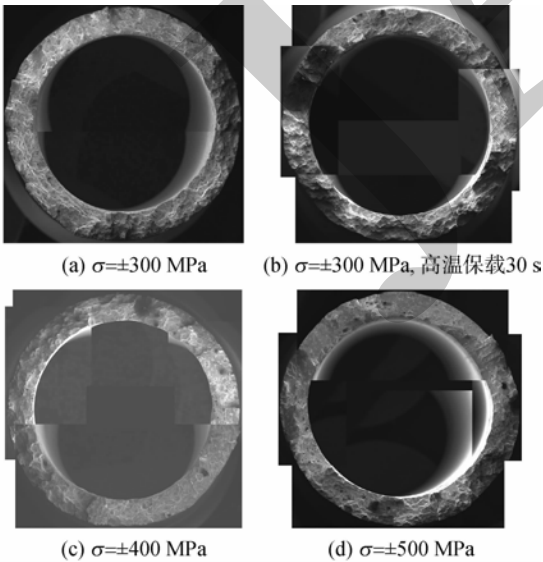


图 7 IP TMF 断口形貌
Fig. 7 IP TMF fracture morphology

在 IP TMF 断口中可见带中心微孔洞的方形面特征(图 8),这与 $[001]$ 取向的纯蠕变试验断口十分相似^[19],其形成原因可能是:微裂纹首先在微孔洞等缺陷处萌生,并沿着垂直于主应力方向

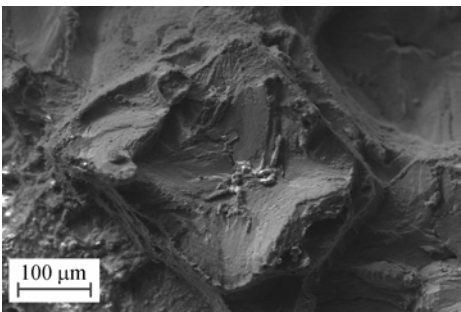


图 8 IP TMF 断口的方形面特征
Fig. 8 Square-shaped cleavage on IP TMF fracture surface

的扩展,进而与容易激活的四个 $\{111\}$ 滑移面相交,其扩展方向变为沿着 $\{111\}$ 平面。

对试样纵向切片进行 SEM(扫描电子显微镜)观察,如图 9(a)所示,可见大量孔洞和张开裂纹。在高温段试样承受拉伸载荷,材料中的微孔洞沿着垂直于主应力的方向逐渐长大、聚集形成裂纹,进而扩展并穿透试样壁面,这与断口表面的韧窝、方形面特征一致。微孔洞长大、聚集形成裂纹的过程主要发生在材料内部,因而 IP TMF 裂纹萌生寿命受试样内外壁面的环境因素影响较小。对靠近及远离断口区域局部放大(图 9(b)和图 9(c)),可见材料出现了明显的垂直于主应力方向的筏化现象。此外,从图 9(b)可以看出,在靠近主裂纹区域存在细密的相交滑移线,与受载方向呈 45°夹角,可以推断滑移变形过程主要沿着两个八面体滑移平面进行。

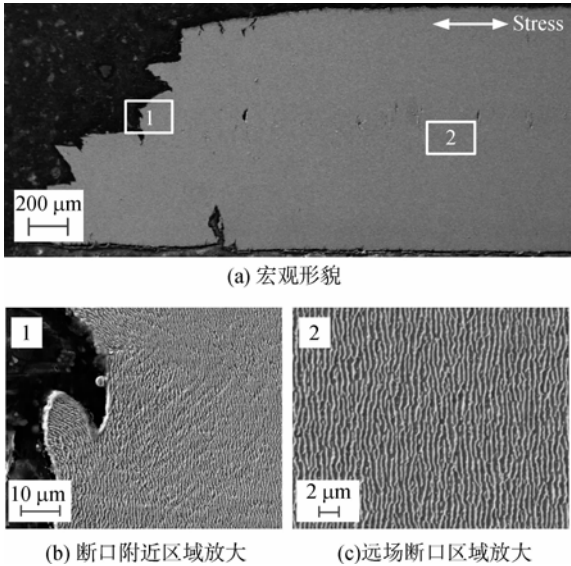


图 9 IP TMF 试样纵向切片 SEM 观察
Fig. 9 SEM observation on longitudinal section of IP TMF specimen

2.3.2 OP TMF

OP TMF 试样断口宏观形貌如图 10 所示,断口相对光滑,未见韧窝等蠕变特征,可见规律排列的台阶形貌,内外壁面存在明显的氧化现象。同样,增大循环应力范围未显著改变断口宏观形貌特征。下面以应力范围为 $\pm 400\text{ MPa}$ 的 OP TMF 试样为例开展进一步分析。

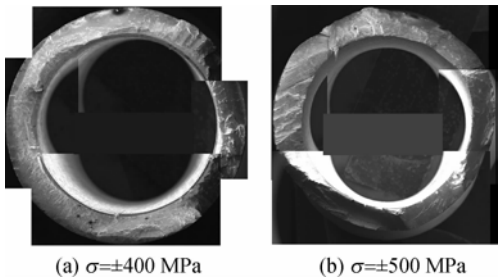


图 10 OP TMF 断口形貌
Fig. 10 OP TMF fracture morphology

裂纹源区(图 10(a)左下)形貌如图 11 所示,试样靠近外壁面处存在明显的氧化区域,且越靠近外侧,氧化越严重。裂纹在外壁面氧化区萌生后,水平地向试样内部扩展一段距离,然后转变为晶体学扩展,此时可见大量台阶特征^[10]。

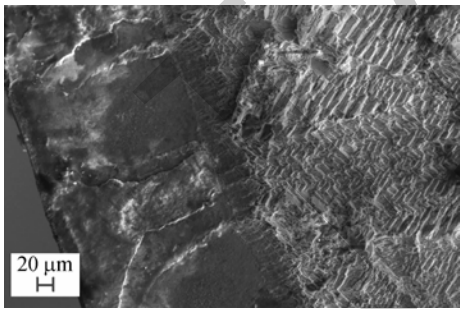


图 11 OP TMF 断口的氧化及台阶特征
Fig. 11 Oxidation and step on OP TMF fracture surface

对试样纵向切片进行 SEM 观察,如图 12(a)所示,在试样的内外壁面分布着大量垂直于主应力方向的细长裂纹。对典型的局部裂纹区域进行放大(图 12(b)),可见其具有显著的氧化诱导裂纹特征^[20]。在高温段试样承受压缩载荷,表面在高温下产生的氧化层,随着温度逐渐降低,载荷逐渐转为拉伸,而氧化层(如 Al_2O_3 、 Cr_2O_3 等)的韧性-脆性转化点在 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 左右,脆性氧化层在低温拉伸载荷的作用下开裂,使新鲜的基体材料暴露在空气中,并在接下来的高温段继续氧化。氧化物形成过程不断消耗合金中的 Al 元素和用于固

溶强化的 Cr 元素,使裂纹尖端包围着 γ' 相贫化层,其抗裂纹扩展能力显著降低。在 OP TMF 循环中,“氧化物形成-氧化物拉伸脆断-新鲜材料暴露-裂纹尖端再氧化并出现 γ' 相贫化层”这一过程周而复始,使得裂纹逐渐向材料内部扩展^[13]。

此外,从图 12(b)和图 12(c)可以看出,OP TMF 循环下材料同样出现了 γ' 相贫化现象,但贫化方向平行于主应力,与 IP TMF 明显不同。这种贫化可阻碍裂纹扩展,可能是导致 OP TMF 寿命长于 IP TMF 的微观机制之一。在靠近主裂纹区域,贫化组织上可见大量平行的滑移线。

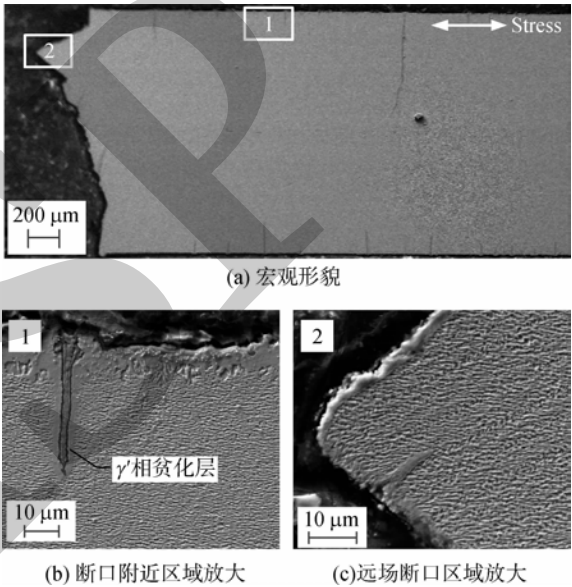


图 12 OP TMF 试样纵向切片 SEM 观察
Fig. 12 SEM observation on longitudinal section of OP TMF specimen

3 结 论

单晶气冷涡轮叶片的 TMF 是制约先进航空发动机研制的瓶颈难题。为解决这一问题,本文以国产二代镍基单晶高温合金 DD6 为研究对象,开展了薄壁圆管试样 TMF 试验,研究了单晶 TMF 力学响应与损伤机理,主要结论有:

- 1) 单晶力学性能的热不对称性,导致其呈现明显的 TMF 棘轮效应,且棘轮方向、大小与相位角、机械载荷水平等密切相关,其中 IP TMF 棘轮应变为拉伸方向,OP TMF 为压缩方向,增大机械载荷或引入高温保载时间均会引起棘轮应变的明显增加,加速结构破坏。
- 2) 在相同温度和机械载荷条件下,IP TMF 寿命总是明显短于 OP TMF;引入高温保载时间

后,IP TMF 寿命显著降低,且明显短于最高温度、最大应力条件下的纯蠕变试验,采用常规的蠕变数据预测涡轮叶片寿命,其结果偏危险。

3) IP TMF 断口可见韧窝、撕裂棱线以及带中心孔洞的方形面等蠕变特征,纵向切片上可见垂直于主应力的筏化现象,且在靠近主裂纹区域存在相交滑移线,其主导损伤机理为蠕变和疲劳,而受环境因素的影响较小。

4) OP TMF 断口可见规律排列的台阶形貌,裂纹源区位于试样表面氧化区,纵向切片上可见裂纹尖端包围着 γ' 相贫化层,具有典型的氧化诱导裂纹特征,筏化方向平行于主应力,且在靠近主裂纹区域存在平行滑移线,其主导损伤机理为氧化和疲劳。

参考文献:

- [1] 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.
- [2] ZHANG W J. Thermal mechanical fatigue of single crystal superalloys: achievements and challenges[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 650: 389-395.
- [3] LEIDERMARK D. Evaluation of thermomechanical fatigue crack initiation in a single-crystal superalloy[R]. ASME Paper GT2015-42681, 2015.
- [4] 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.
- [5] HAN G M, YU J J, SUN X F, et al. Thermo-mechanical fatigue behavior of single crystal nickel-based superalloy[J]. Material Science and Engineering: A, 2011, 528 (19/20): 6217-6224.
- [6] 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.
- [7] 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.
- [8] STORGARDS E, SIMONSSON K, SJOSTROM S, et al. Thermomechanical fatigue crack growth modeling in a Ni-based superalloy subjected to sustained load[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2016, 138 (1): 012503. 1-012503. 7.
- [9] GUTH S, DOLL S, LANG K H. Lifetime, cyclic deformation and damage behavior of MAR-M247 LC under thermo-mechanical fatigue loading with 0° , 180° , -90° and 90° phase shift between strain and temperature[J]. Procedia Engineering, 2014, 74: 269-272.
- [10] 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.
- [11] FISSOLO A, AMIABLE S, ANCELET O, et al. Crack initiation under thermal fatigue: an overview of CEA experience: Part I thermal fatigue appears to be more damaging than uniaxial isothermal fatigue[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31 (3): 587-600.
- [12] 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.
- [13] 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.
- [14] JOHANSSON S, MOVERARE J, LEIDERMARK D, et al. Investigation of localized damage in single crystals subjected to thermalmechanical fatigue (TMF)[J]. Procedia Engineering, 2010, 2 (1): 657-666.
- [15] BOUTAREK N, SAIDI D, ACHEHEB M A, et al. Competition between three damaging mechanisms in the fractured surface of an inconel 713 superalloy[J]. Materials Characterization, 2008, 59 (7): 951-956.
- [16] 于慧臣, 吴学仁. 航空发动机设计用材料数据手册: 第 4 册[M]. 北京: 航空工业出版社, 2010.
- [17] WANG Rongqiao, JIANG Kanghe, JING Fulei, et al. Thermomechanical fatigue investigation on a single crystal nickel superalloy turbine blade[J]. Engineering Failure Analysis, 2016, 66 (8): 284-295.
- [18] 荆甫雷, 王荣桥, 胡殿印. 一种单晶涡轮叶片热机械疲劳寿命评估方法[J]. 航空动力学报, 2016, 31 (2): 299-306. JING Fulei, WANG Rongqiao, HU Dianyin. A thermo-mechanical fatigue life assessment method for single crystal turbine blades[J]. Journal of Aerospace Power, 2016, 31 (2): 299-306. (in Chinese)
- [19] WEN Z, ZHANG D, LI S, et al. Anisotropic creep damage and fracture mechanism of nickel-base single crystal superalloy under multiaxial stress[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 692: 301-312.
- [20] SEHITOGLU H, BOISMIER D A. Thermo-mechanical fatigue of Mar-M247: Part 2 life prediction[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1990, 112 (1): 80-89.