

TC17 钛合金高温超高周疲劳实验

李久楷¹, 刘永杰¹, 王清远^{1,2}, 侯方¹

(1. 四川大学 建筑与环境学院

能源工程安全与灾害力学教育部重点实验室, 成都 610065;

2. 四川大学 空天科学与工程学院, 成都 610065)

摘 要: 自主研发了高温超声疲劳(20 kHz)实验系统,并完成了 TC17 钛合金在室温、200 °C 和 350 °C 条件下的疲劳性能实验研究.结果表明:TC17 钛合金的动态弹性模量随温度升高呈线性减小. S-N 曲线在室温下呈直线下降趋势,但在 200 °C 和 350 °C 条件下, S-N 曲线在疲劳寿命为 10^7 周次处出现明显的拐点.断口分析表明疲劳裂纹萌生于试件表面或次表面,没有发现裂纹萌生于内部的情形,TC17 钛合金的裂纹萌生可不依赖于试件内部的夹杂物或缺陷.高温不仅促进了裂纹的萌生还促进了裂纹的扩展.

关 键 词: TC17 钛合金; 超高周疲劳; 高温; S-N 曲线; 动态弹性模量

中图分类号: V216.3; TG111.8

文献标志码: A

High-temperature ultra-high cycle fatigue test of TC17 titanium alloy

LI Jiu-kai¹, LIU Yong-jie¹, WANG Qing-yuan^{1,2}, HOU Fang¹

(1. Key Laboratory of Ministry of Education for Energy Engineering Safety
and Disaster Mechanics, College of Architecture and Environment,

Sichuan University, Chengdu 610065, China;

2. School of Aeronautics and Astronautics, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: A high-temperature ultrasonic fatigue testing system was self-developed to evaluate the ultra-high cycle fatigue properties of TC17 titanium alloy. Ultrasonic (20 kHz) fatigue tests were performed at room temperature, 200 °C and 350 °C, respectively. The result shows that dynamic modulus of elasticity of TC17 titanium alloy decreases linearly with increasing temperature. The S-N curve presents a continuously descending shape at room temperature. While at 200 °C and 350 °C, inflexion points of S-N curves can be observed clearly at fatigue life of 10^7 cycles. In addition, the results show that the fatigue cracks initiate from the surface or sub-surface of specimen and the interior crack initiation is not found. It indicates that the crack initiation of TC17 titanium alloy can be independent of interior inclusion or defect. Both the crack initiation and the crack propagation are promoted at high-temperature.

Key words: TC17 titanium alloy; ultra-high cycle fatigue; high-temperature;

S-N curve; dynamic modulus of elasticity

钛合金由于具有优异的高强度、相对密度低、很好的抗高温氧化能力的综合性能,广泛应用在

航空航天领域.在钛合金研究当中,对 TC4 钛合金研究比较深入细致,但关于 TC17 钛合金(下文

简称 TC17)的研究不多见,Garcia 等^[1-2]分别研究了在室温和 316℃下,不同表面处理对 TC17 的磨损疲劳性能的影响.近期 JIAO Lei 等^[3]初步研究了 TC17 在 350℃下的拉-拉疲劳,发现不同表面处理对疲劳性能有很大影响.Cadario 等^[4]研究了室温下 TC17 短裂纹的扩展行为.Russ^[5]的研究发现,与单纯的 TC17 高周疲劳加载相比,高应力和低应力混合加载模式下,裂纹扩展速率增大.李全通、高潮等^[6-7]分别研究了 TC17 超高周弯曲振动疲劳性能,结果表明疲劳裂纹萌生并不依赖于内部夹杂物或缺陷,而是萌生于表面或次表面.

由 TC17 制造的发动机风扇和低压压气机在服役期内,在高温条件下承受疲劳载荷的次数高达 $10^9 \sim 10^{11}$ 周次,很有必要研究 TC17 在高温环境下的疲劳性能.要实现 10^9 周次以上的疲劳循环加载,即使采用现在比较新的 300 Hz 的高频疲劳实验机,需要接近 40 天的时间,做一个完整的 S-N 曲线需要大约 1 年的时间,无法满足实际需要.而超声疲劳实验机的加载频率为 20 kHz,只需要 14 h 就可完成 10^9 周次的疲劳循环加载.已有文献[8-13]利用超声疲劳实验机对多种材料进行了研究,结果验证了超声疲劳加速实验方法的优越性、准确性和可靠性.现有的商用超声疲劳实验机只能开展室温下的实验,无法满足高温超高周疲劳实验的需求.近期有几篇关于高温超声疲劳实验研究的文献[14-17],都是采用了在商用超声疲劳实验机的基础上增加感应加热设备的方案,分别对高温单晶镍基合金^[14,16]、铝合金^[17]和耐高温钢^[15]进行了研究,并得到了很好的结果.目前还鲜有关于 TC17 的高温超高周的疲劳研究

报道.基于 TC17 最高工作温度是 420℃左右,发动机风扇和低压压气机工作温度在 300~350℃之间的实际应用背景^[18],本文利用自主设计的高温超声疲劳实验系统,完成了 TC17 在室温、200℃和 350℃共 3 组对比实验,并对比分析了温度对 TC17 超高周疲劳性能的影响.

1 材料和实验方法

1.1 材料

实验材料为 TC17 棒材,名义成分为 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr.力学性能:屈服强度为 974 MPa;抗拉强度为 976 MPa;硬度为 326 HV.材料样品经过磨光抛光,然后进行金相腐蚀,其扫描电镜下的微观组织结构如图 1 所示.

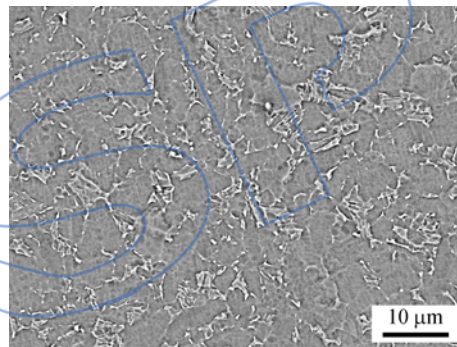


图 1 TC17 的微观组织结构

Fig. 1 Microstructure of TC17

1.2 高温超声疲劳实验系统

本实验系统是在商用超声疲劳实验机的基础上改装而成,图 2 为本系统的示意图,利用高频感

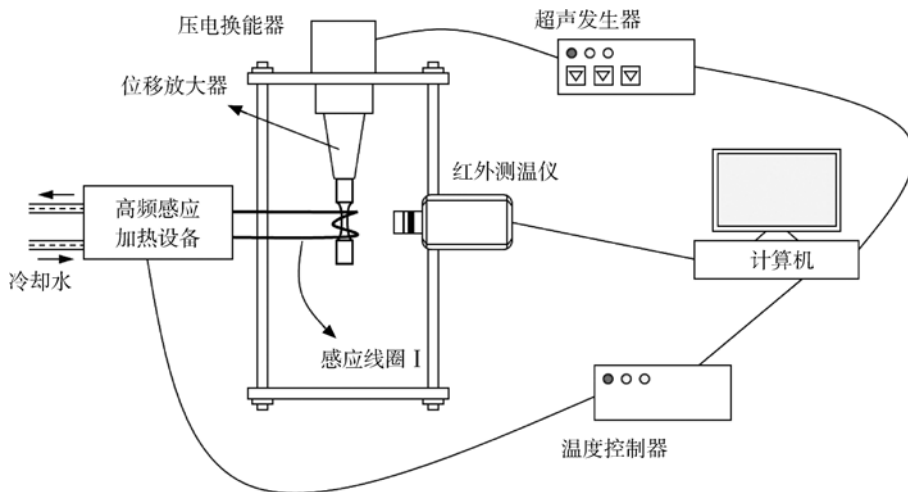


图 2 高温超声疲劳实验系统

Fig. 2 High-temperature ultrasonic fatigue testing system

应加热设备为试件加热,为使试件中间段温度均匀、恒定,采用以下方法。

对于室温下的实验,考虑到超声疲劳加载过程中的升温问题,采用常用的间歇振动加载,并用压缩空气对试件进行冷却的方法,使试件在加载过程中稳定在室温。

而对于高温实验,使用红外测温仪对试件中间段温度进行实时动态监测,并实时地将试件的温度反馈至计算机,计算机根据当前温度和目标温度,向温度控制器发出相应控制指令,进而动态控制高频感应加热设备的输出功率,最终实现试件的温度稳定控制。虽然高温条件下也有超声疲劳加载过程中的升温问题,但经过多次试探性的测试后,采用加载 150 ms,暂停 500 ms 的间歇加载方案,使试件的中间段温度波动控制在 $\pm 5^\circ\text{C}$ 以内,需要说明的是 150 ms 超声振动发热仅引起温度很小的波动(小于 5°C),经过 500 ms 暂停后,温度回落到平稳值。为使红外测温仪(精度为 $\pm 0.1^\circ\text{C}$)准确测得试件中间段表面的温度,在实验开展前利用热电偶对红外测温仪进行标定。所有试件在实验前,都进行了磨光抛光。3 组实验分别在室温、 200°C 和 350°C 条件下进行,其中应力比为 -1。超声疲劳实验试件的几何尺寸如图 3。

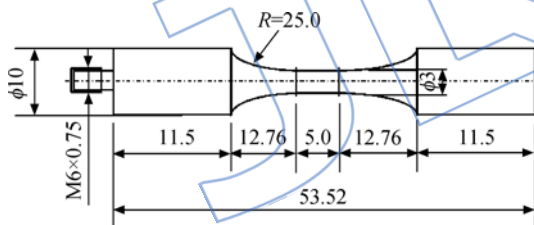


图3 超声疲劳实验试件(单位:mm)

Fig. 3 Specimen for ultrasonic fatigue test
(unit:mm)

2 实验结果与分析

2.1 动态弹性模量

金属材料的弹性模量是材料的一个非常重要的固有属性,而且也是超声疲劳实验当中一个非常重要的参量。利用本实验系统,借鉴文献[14-15]中的共振方法,通过测定一个 TC17 棒材在不同温度下的共振频率,进而可以反推不同温度下的动态弹性模量。图 4 为在 20 kHz 加载条件下动态弹性模量 E_d 随温度 t 的变化结果,动态弹性模量的数值随温度升高几乎呈线性减小,和文献[14-15]中结果趋势一致,都呈线性减小。通过

线性拟合公式可表示为

$$E = 107.33 - 0.0073t \quad (1)$$

其中 E 为弹性模量(GPa), t 为温度($^\circ\text{C}$), R^2 为拟合相关系数($R^2 = 0.9928$)。从宏观角度,弹性是衡量物体抵抗变形能力大小的尺度;从微观角度,弹性则是原子间结合力的反映。现以双原子模型进行计算分析原因,相邻两原子的位能 U 可用幂函数来表达。

$$U(r) = -\frac{a}{r^m} + \frac{b}{r^n} \quad m > n \quad (2)$$

式中 a, b 为常数, r 为原子间距, m, n 分别表示引力和斥力的幂指数。根据弹性模量的定义,可以得到动态弹性模量与温度之间的关系^[19]

$$E_d = \frac{A}{r^N} \quad (3)$$

$$E_d = E_0(1 - 25At) \quad (4)$$

式中 A, N 是常数; E_0 为常温下的动态弹性模量; E_d 为动态弹性模量。显然随着温度的升高,原子的热运动加剧,原子间的距离增大,故动态弹性模量随温度升高而下降,并且高温条件下位错更容易运动,有利于变形,减小变形需要的应力。以上这些因素共同导致动态弹性模量随温度升高而减小。

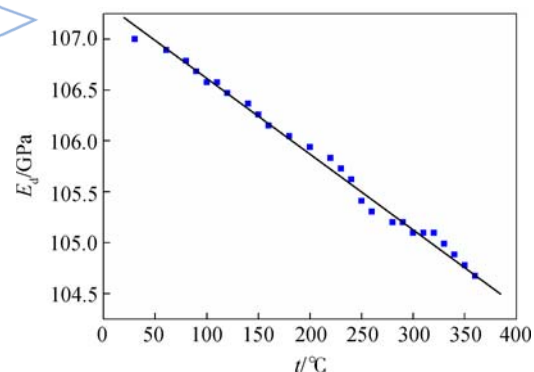


图4 TC17 的动态弹性模量随温度变化曲线

Fig. 4 Dynamic modulus of elasticity modulus vs. temperature for TC17

2.2 S-N曲线

图 5 为 TC17 分别在室温、 200°C 与 350°C 条件下的超声疲劳实验的 S-N 曲线。相对应的疲劳强度随温度的增加而降低。在室温下的 S-N 曲线呈直线下降,但在 200°C 与 350°C 条件下的 S-N 曲线在疲劳寿命 $N_f = 10^7$ 周次处存在一个明显的拐点。

S-N 曲线整体上反映了疲劳破坏的形式和机理,高温与室温下的 S-N 曲线不同,表示疲劳破坏的机理不同。已有超高周疲劳研究结果^[20]表明,

疲劳裂纹萌生机理多在疲劳寿命 $N_f = 10^7$ 周次左右发生变化(由表面转向内部). 在本研究中发现对于疲劳寿命大于 $N_f = 10^7$ 周次的试件, 室温条件, 裂纹大多在次表面萌生, 但在高温条件下, 裂纹全部萌生于表面, 由于裂纹萌生机理的不同导致了高温条件下 $N_f = 10^7$ 周次附近出现了拐点, 在后续章节将对裂纹萌生做详细地分析讨论.

在拐点对应的疲劳寿命 $N_f = 10^7$ 周次之前, S-N 曲线的斜率与室温条件下的 S-N 曲线的斜率相近, 只是相对应的疲劳强度有所降低. 对于有色金属的合金材料, 疲劳极限与抗拉强度存在一个线性比例关系^[21], 温度升高导致 TC17 的抗拉强度减小, 这是导致疲劳强度随温度升高而降低的主要原因. 单纯的机械疲劳破坏的程度与循环加载的周次有关, 而高温疲劳损伤的程度与加载周次、温度和时间有关. 在拐点之前相应的循环应力水平比较高, 室温、200 °C 和 350 °C 条件下, 裂纹全部萌生于表面. 本系统达到 $N_f = 10^7$ 周次只需要 0.6 h, 由高温氧化而引起的累积损伤不大, 疲劳破坏的机理和室温差别不大.

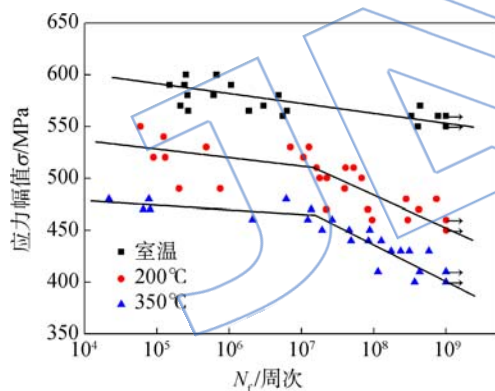


图 5 TC17 在不同温度条件下超声疲劳实验 S-N 曲线
Fig. 5 S-N curves of ultrasonic fatigue test of TC17 at different temperatures

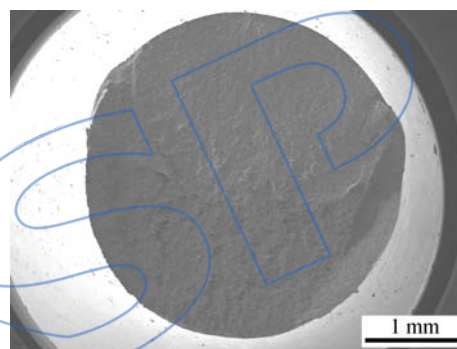
在拐点之后, 高温条件下的 S-N 曲线的斜率要比室温条件下斜率大. 高温不仅引起材料抗拉强度的降低, 而且试件表面由高温氧化而产生的氧化膜在循环加载时容易破裂, 这两者都促进了裂纹在表面萌生, 引起疲劳强度降低, 导致高温 S-N 曲线在超高周疲劳区出现偏转. 高温疲劳和腐蚀疲劳很相似, 12Cr 不锈钢在 NaOH 腐蚀溶液的超高周疲劳的 S-N 曲线也发现了相似的拐点现象^[11].

200 °C 与 350 °C 条件下的 S-N 曲线趋势几乎相同, 说明在此温度(TC17 可长期工作的温度)

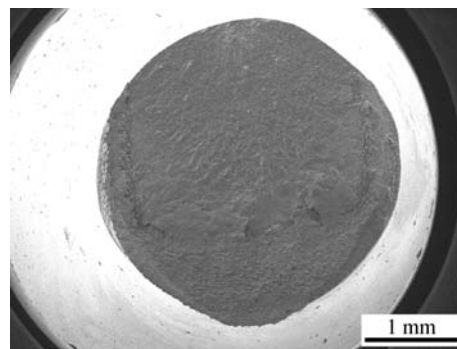
范围内, 疲劳破坏模式和机理相似, 本文后续的断口分析也得出相同的结论. 高温条件下, TC17 表面的致密氧化膜的物理力学特性有可能是导致此现象的主要原因, 但需要进一步地研究分析.

2.3 断口分析

因为发现 200 °C 和 350 °C 条件的疲劳断口特征差别不大, 所以在本文只对室温和 350 °C 条件下的断口进行对比分析讨论. 在图 6 可观察到 TC17 在室温与 350 °C 下疲劳断口具有相似的宏观特征, 由疲劳源区和扩展区组成. 但是相比于室温, 高温下的断口表面整体上显得更加粗糙. 温度升高, TC17 的脆性降低, 塑性增强, 和高温条件下断口表面的氧化, 都是引起断口粗糙的原因.



(a) 室温, $\sigma = 560$ MPa, $N_f = 7.8 \times 10^8$ 周次



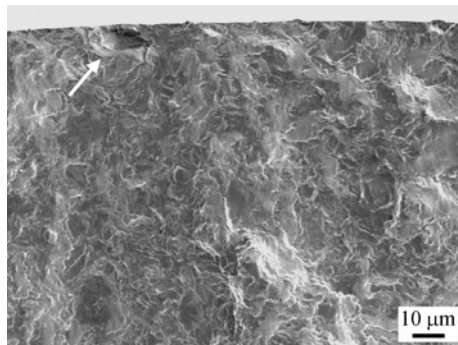
(b) 350 °C, $\sigma = 410$ MPa, $N_f = 4.3 \times 10^8$ 周次

图 6 TC17 在不同条件下宏观断口

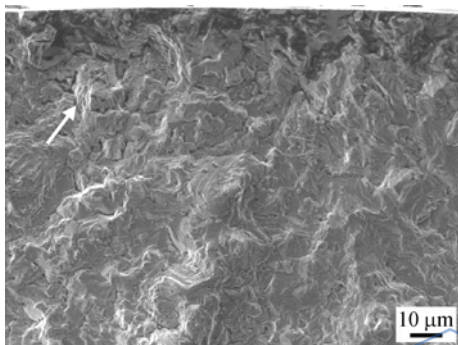
Fig. 6 Macro-fracture surface of TC17 at different conditions

图 7 展示了室温和 350 °C 条件下的疲劳裂纹萌生的对比, 图中箭头指向裂纹萌生点. 室温条件下, 高应力疲劳裂纹萌生于表面, 低应力长寿命对应的疲劳裂纹萌生于试件的次表面, 如图 7(a) 和图 7(b) 所示; 而在 350 °C 条件下, 无论长寿命还是短寿命疲劳破坏, 裂纹均萌生于表面, 而且可以发现高温下的断口表面附着了大量的白色絮状的氧化物, 裂纹初始扩展区被严重氧化, 如图 7(c) 和

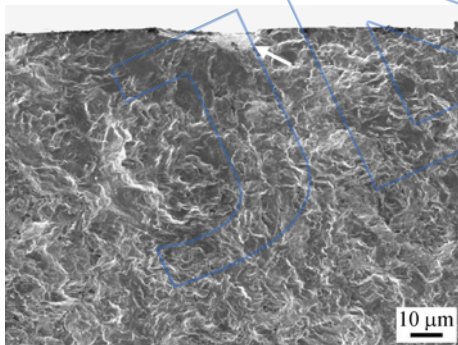
图 7(d)所示. 对所有的试件的断口观察发现, 在室温和高温下都没有发现裂纹在内部萌生, 不同



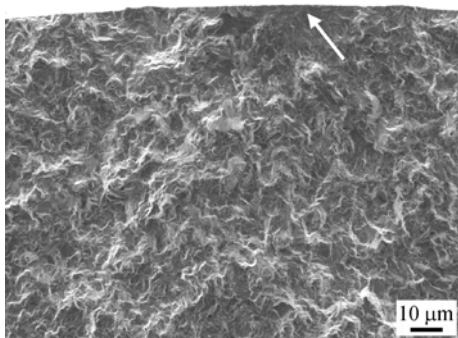
(a) 室温, $\sigma=600$ MPa, $N_f=2.5 \times 10^5$ 周次



(b) 室温, $\sigma=560$ MPa, $N_f=7.8 \times 10^8$ 周次



(c) 350°C, $\sigma=470$ MPa, $N_f=6.5 \times 10^4$ 周次

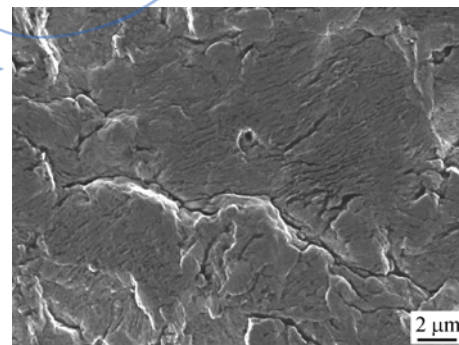


(d) 350°C, $\sigma=410$ MPa, $N_f=4.3 \times 10^8$ 周次

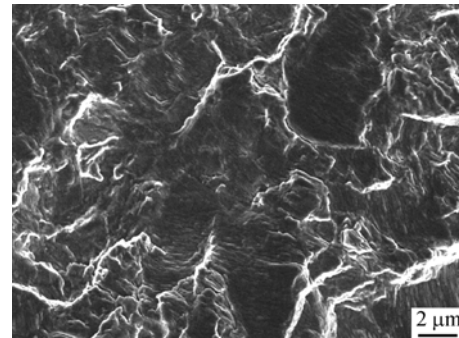
图 7 不同条件下超声疲劳试件典型的疲劳裂纹萌生点
Fig. 7 Typical fatigue crack initiation point for ultrasonic fatigue specimens at different conditions

于高强钢超高周疲劳的裂纹萌生方式^[8,20], 在裂纹的萌生区没有发现夹杂物, 没有发现具有鱼眼特征. 有研究表明^[21-23], 裂纹萌生的部位与材料的强度有很大关系, 随着材料强度降低, 疲劳裂纹更倾向于表面萌生. TC17 的裂纹萌生与试件加工过程中引入的机械损伤缺陷和位错运动有关. 与基体金属相比, 高温下试件表面的氧化物比较脆, 在循环加载条件下容易破坏, 因此温度升高会加速裂纹的萌生.

对于裂纹扩展区, 如图 8 所示, 具有典型的疲劳条纹, 属于韧性疲劳条纹, 并且可以明显看到裂纹扩展过程中材料的断裂方式为穿晶断裂. 疲劳条纹的宽度大约为 $0.2 \mu\text{m}$, 对于直径为 3 mm 的 TC17 棒材, 裂纹扩展寿命大约 10^4 周次, 与文献^[24]中模型计算结果接近. 在室温条件下(图 8(a))发现了明显的二次裂纹特征, 高温条件下(图 8(b))的二次裂纹特征不太明显. 断口表面裂纹扩展区的二次裂纹是在主裂纹扩展过程中, 在裂纹尖端处应力集中引起的, 二次裂纹的出现松弛了裂纹尖端的应力, 起到对裂纹的钝化作用, 增加了裂纹扩展阻力. 根据 Reuchet 等^[25]研究发现:



(a) 室温, $\sigma=560$ MPa, $N_f=7.8 \times 10^8$ 周次



(b) 350°C, $\sigma=410$ MPa, $N_f=4.3 \times 10^8$ 周次

图 8 不同条件下 TC17 疲劳裂纹扩展
Fig. 8 Fatigue crack propagation of TC17 at different conditions

疲劳裂纹扩展过程中,裂纹尖端始终为氧饱和,高温环境下,裂纹尖端暴露在空气中金属容易氧化,氧化物相比基体金属较脆,不利于裂纹尖端的塑性变形和钝化,加速了裂纹的扩展.

3 结 论

1) TC17 的动态弹性模量随着温度升高而线性减小.

2) TC17 的高温疲劳破坏是机械疲劳与高温环境氧化双重作用所致. 高温加速试件的氧化,促进疲劳裂纹的萌生,降低材料的疲劳寿命.

3) 高温条件下,TC17 抗拉强度降低,试件表面氧化,裂纹更容易从表面萌生.

4) 裂纹扩展过程中破坏模式都表现为穿晶断裂,与高温条件下的二次裂纹相比,室温条件下二次裂纹特征更明显,说明高温促进了裂纹扩展.

参考文献:

- [1] Garcia D B, Grandt A F, Bartha B B, et al. Threshold fatigue measurements and fractographic examination of fretting induced cracks in Ti-17[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2007, 14(4): 529-540.
- [2] Gean M C, Farris T N. Elevated temperature fretting fatigue of Ti-17 with surface treatments[J]. *Tribology International*, 2009, 42(9): 1340-1345.
- [3] JIAO Lei, QIAO Shengru, ZHANG Chengyu, et al. Fatigue properties of Ti17 alloy strengthened by combination of electric spark treatment with ultrasonic surface treatment [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39(12): 2091-2094.
- [4] Cadario A, Alfredsson B. Fatigue growth of short cracks in Ti-17: experiments and simulations[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2007, 74(15): 2293-2310.
- [5] Russ S. Effect of LCF on HCF crack growth of Ti-17[J]. *International Journal of Fatigue*, 2005, 27 (10/11/12): 1628-1636.
- [6] 李全通,刘青川,申景生,等. TC17 钛合金超高周弯曲振动疲劳试验[J]. *航空动力学报*, 2012, 27(3): 617-622.
LI Quantong, LIU Qingchuan, SHEN Jingsheng, et al. Experiment on ultra-high cycle bending vibration fatigue of titanium alloy TC17 [J]. *Journal of Aerospace Power*, 2012, 27(3): 617-622. (in Chinese)
- [7] 高潮,程礼,彭桦,等. 20 kHz 下 TC17 钛合金超高周疲劳性能研究[J]. *航空动力学报*, 2012, 27(4): 811-816.
GAO Chao, CHENG Li, PENG Hua, et al. Investigation of ultra-high cycle fatigue behavior of TC17 alloy at a frequency of 20kHz[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2012, 27(4): 811-816. (in Chinese)
- [8] Wang Q Y, Berard J Y, Dubarre A, et al. Gigacycle fatigue of ferrous alloys[J]. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structures*, 2003, 22(8): 667-672.
- [9] Bathias C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices[J]. *International Journal of Fatigue*, 2006, 28(11): 1438-1445.
- [10] Bruchhausen M, Hähner P, Fischer B, et al. Device for carrying out environmental very high cycle fatigue tests with ultrasonic excitation in asymmetric push-pull mode[J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 52: 11-19.
- [11] Ebara R. The present situation and future problems in ultrasonic fatigue testing-mainly reviewed on environmental effects and materials' screening[J]. *International Journal of Fatigue*, 2006, 28(11): 1465-1470.
- [12] McEvily A J, Nakamura T, Oguma H, et al. On the mechanism of very high cycle fatigue in Ti-6Al-4V[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(11): 1207-1209.
- [13] Stanzl-Tschegg S. Very high cycle fatigue measuring techniques[J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 60: 2-17.
- [14] Furuya Y, Kobayashi K, Hayakawa M, et al. High-temperature ultrasonic fatigue testing of single-crystal superalloys [J]. *Materials Letters*, 2012, 69: 1-3.
- [15] Wagner D, Cavalieri F J, Bathias C, et al. Ultrasonic fatigue tests at high temperature on an austenitic steel[J]. *Propulsion and Power Research*, 2012, 1(1): 29-35.
- [16] Yi J Z, Torbet C J, Feng Q, et al. Ultrasonic fatigue of a single crystal Ni-base superalloy at 1 000 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 443(1/2): 142-149.
- [17] Zhu X, Shyam A, Jones J, et al. Effects of microstructure and temperature on fatigue behavior of E319-T7 cast aluminum alloy in very long life cycles[J]. *International Journal of Fatigue*, 2006, 28(11): 1566-1571.
- [18] 毛小南,赵永庆,杨冠军. 国外航空发动机用钛合金的发展现状[J]. *稀有金属快报*, 2007, 26(5): 1-7.
MAO Xiaonan, ZHAO Yongqing, YANG Guanjun. Development situation of the overseas titanium alloys used for aircraft engine[J]. *Rare Metals Letters*, 2007, 26(5): 1-7. (in Chinese)
- [19] 潘留仙,焦善庆,杜小勇. 高温下常用合金材料线胀系数、杨氏模量与温度的关系[J]. *湖南师范大学自然科学学报*, 2000, 23(2): 47-51.
PAN Liuxian, JIAO Shanjing, DU Xiaoyong. The relation between linear expansion coefficient and Yang's modulus alloy materials & temperature at high temperature[J]. *Journal of Natural Science of Hunan Normal University*, 2000, 23(2): 47-51. (in Chinese)
- [20] Wang Q Y, Bathias C, Kawagishi N, et al. Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength[J]. *International Journal of Fatigue*, 2002, 24(12): 1269-1274.
- [21] Zhao A, Xie J, Sun C, et al. Effects of strength level and loading frequency on very-high-cycle fatigue behavior for a bearing steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2012, 38: 46-56.
- [22] Hong Y, Zhao A, Qian G. Essential characteristic and in-

- fluent factors for very-high-cycle fatigue behavior of metallic materials[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(7): 769-780.
- [23] Qian G, Zhou C, Hong Y. Experimental and theoretical investigation of environmental media on very-high-cycle fatigue behavior for a structural steel[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(4): 1321-1327.
- [24] Wang Q Y, Berard J Y, Rathery S, et al. High-cycle fatigue crack initiation and propagation behaviour of high-strength spring steel wires[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1999, 22(8): 673-677.
- [25] Reuchet J, Remy L. High temperature low cycle fatigue of MAR-M 509 superalloy: II the influence of oxidation at high temperatures[J]. *Materials Science and Engineering*, 1983, 58(1): 33-42.

JALSP