

非对称载荷下 TC17 合金超高周疲劳试验

刘汉青¹, 刘 亮², 黄志勇¹, 王清远^{1,3}

- (1. 四川大学 空天科学与工程学院, 成都 610065;
2. 中国航空发动机集团 四川燃气涡轮研究院, 成都 610500;
3. 成都大学 机械工程学院, 成都 610106)

摘 要: 通过试验研究了 110 Hz 和 20 kHz 两种频率正弦式非对称载荷作用下 TC17 合金材料的疲劳失效行为, 结果表明: 载荷频率对 TC17 合金的疲劳强度和疲劳失效机理影响不明显, 两种频率载荷作用下 TC17 合金的疲劳失效均存在表面诱发疲劳失效和内部诱发疲劳失效。表面诱发的疲劳失效主要是由循环载荷作用下试样机械加工缺陷和表面滑移所导致的, 内部诱发的疲劳失效主要是由于材料初生 α 相在非对称循环载荷作用下发生解理断裂而导致的, 失效形式的不同使得材料的应力-疲劳寿命 ($S-N$) 曲线呈双线性。萌生于 TC17 合金试样内部的疲劳裂纹可分为 3 个阶段: 初生 α 相的解理断裂阶段、短裂纹扩展阶段和长裂纹扩展阶段。由裂纹萌生区特征可以确定室温条件下, 应力比为 0.1 时, TC17 合金疲劳长裂纹扩展门槛值为 $3.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

关 键 词: 非对称载荷; TC17 合金; 超高周疲劳; 失效模式; 解理断裂

中图分类号: V252.2; O346.2

文献标志码: A

Very high cycle fatigue test of TC17 alloy under asymmetric loading

LIU Hanqing¹, LIU Liang², HUANG Zhiyong¹, WANG Qingyuan^{1,3}

- (1. School of Aeronautics and Astronautics, Sichuan University, Chengdu 610065, China;
2. Sichuan Gas Turbine Establishment, Aero Engine Corporation of China, Chengdu 610500, China;
3. School of Mechanical Engineering, Chengdu University, Chengdu 610106, China)

Abstract: The fatigue failure of TC17 alloy was investigated under asymmetric loading with the help of piezoelectric fatigue tester (20 kHz) and electromagnetic resonance fatigue tester (110 Hz), and could be divided into surface induced failure mode and interior induced failure mode. Micro cracks near the center cross section of the specimen surface caused by slip trace under cyclic loading and the machine defects were the main reasons that caused the surface induced fatigue failure. The interior induced failure was mainly caused by the cleavage fracture of primary α phase. The frequency effect on the fatigue strength and fatigue failure mechanism was not obvious. And the variation of the failure mode resulted in a bilinear stress-fatigue life ($S-N$) curve of TC17 alloy. The formation of interior fracture could be divided into three stages: cleavage fracture of primary α phase, short crack propagation and

收稿日期: 2016-11-09

基金项目: 国家自然科学基金(11372201, 11327801)

作者简介: 刘汉青(1991—), 男, 博士生, 主要从事材料的疲劳与断裂研究。

通讯作者: 黄志勇(1976—), 男, 教授、博士生导师, 博士, 主要从事材料的疲劳与断裂研究。E-mail: huangzy@scu.edu.cn

引用格式: 刘汉青, 刘亮, 黄志勇, 等. 非对称载荷下 TC17 合金超高周疲劳试验[J]. 航空动力学报, 2018, 33(5): 1130-1135. LIU Hanqing, LIU Liang, HUANG Zhiyong, et al. Very high cycle fatigue test of TC17 alloy under asymmetric loading[J]. Journal of Aerospace Power, 2018, 33(5): 1130-1135.

long crack propagation. The critical stress intensity range of long crack propagation can be determined as $3.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ under the stress ratio of 0.1 at room temperature.

Key words: asymmetric loading; TC17 alloy; very high cycle fatigue; failure mode; cleavage fracture

双相钛合金材料因比强度高,耐腐蚀性和耐高温性能优良而被大量应用于航空结构中的承力构件。钛合金的应用使得一些航空发动机的整体质量相对于使用其他合金材料时降低了近 30%。对于飞机的承力构件,如横梁、壁板及发动机叶片等,在服役期内会长期受到循环载荷的作用而发生超高周疲劳失效(疲劳寿命高于 10^7 循环)。

传统疲劳试验载荷频率一般低于 200 Hz,使得在超高周范畴内通过试验研究材料的疲劳失效行为耗时费力。因此,结构强度设计中认为材料在经历 10^7 循环载荷作用时仍未发生疲劳失效则具有无限疲劳寿命,并将此时材料的疲劳强度作为材料的疲劳极限。“古德曼曲线”作为结构强度设计的重要依据是由材料的单调拉伸强度和对称载荷下的疲劳强度之间的连线构成。高周疲劳范畴内,材料在不同应力比下的疲劳强度通常位于“古德曼曲线”之上。

随着疲劳试验方法的发展,尤其是压电疲劳试验系统的应用使得超高周疲劳试验能够在合理时间内实现^[1-2],关于材料超高周疲劳的试验研究得以大量开展^[3-6],研究表明^[1-8],材料承受超过 10^7 循环载荷之后仍会发生疲劳失效。当疲劳寿命为 10^9 循环时,Ti-6Al-4V 在正应力比条件下的疲劳强度位于“古德曼曲线”之下^[9],且材料在非对称载荷作用下的疲劳失效形式有别于对称载荷作用时的情形。对称载荷下双相钛合金的超高周疲劳裂纹多萌生于试样表面,且裂纹萌生区尺寸较小,萌生区内不存在规整平面^[5,9-12]。非对称载荷作用下,双相钛合金材料的超高周疲劳裂纹多萌生于试样内部,裂纹萌生区内存在规整的平面^[9-11],这些规整的平面被认为是非对称载荷下材料 α_p 晶粒的滑移断裂形成的。因此,超高周范畴内的强度设计不能简单依靠材料的拉伸强度与对称载荷作用下的疲劳强度之间的连线进行,需要对材料在不同应力比下进行疲劳强度试验。本文利用压电疲劳试验机和电磁谐振高频疲劳试验机在应力比 $R_\sigma = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.1$ 的试验条件下对 TC17 合金材料的超高周疲劳失效机理及裂纹扩展进行了试验研究。

1 材料与试验

1.1 TC17 合金

本文中所使用的材料为 $\Phi 80 \text{ mm}$ 航空发动机压气机叶片钛合金材料 TC17 合金棒材,其化学成分(质量分数)如下:Al 为 5.0%,Sn 为 2.0%,Mo 为 4.0%,Cr 为 4.0%,Zr 为 2.0%,Fe 为 0.07%,C 为 0.01%,N 为 0.01%,H 为 0.001%,O 为 0.12%,Ti 为余量。材料的热处理方式为 840°C ,保温 1h;空冷+ 800°C ,保温 4h;水冷+ 630°C ,保温 8h,空冷,得到微观金属学构成如图 1 的 $\alpha + \beta$ 双相钛合金材料,其中初生相 α_p 呈等轴状,尺寸约为 $3 \mu\text{m}$,含量约为 40%,次生相 α_1 呈片层状分布在基体 β 相上。

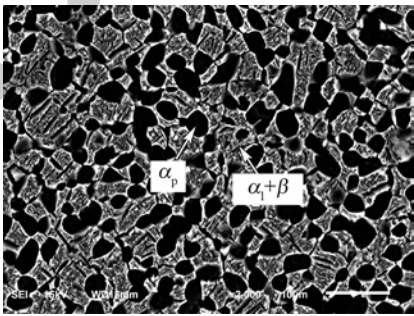


图 1 TC17 微观结构扫描电镜图片
Fig. 1 Scanning electron microscope (SEM) photograph of TC17 alloy metallic microstructure

1.2 试验方法及结果

1.2.1 试验方法

压电疲劳试验机由计算机控制系统,声波发生器,换能器和增幅杆组成。系统工作时,控制系统提供数字信号,经数模转换器转换成模拟信号控制声波发生器工作,换能器将声波发生器产生的超声波信号转换成正弦式机械波,并由增幅杆放大后传递给疲劳试样,实现对疲劳试样的正弦式载荷加载。本文借助于压电疲劳试验机和拉伸机协同工作实现对疲劳试样的非对称载荷加载,试验过程中压电疲劳试验机提供循环载荷 σ_a ,拉伸机控制作用在试样上的静载荷 σ_m 。

超高周疲劳试样的几何尺寸应满足压电疲劳试验机 20 kHz 的谐振要求,如图 2(a)所示。为了研究载荷频率(f)对 TC17 合金疲劳强度及疲劳失效机理的影响,本文利用电磁谐振高频疲劳试验机在 110 Hz 谐振频率下进行了验证性试验,高频疲劳试样的几何尺寸如图 2(b)所示。为了降低尺寸效应,高周疲劳试样与超高周疲劳试样中间圆弧段几何参数被设计成相同。20 kHz 疲劳试验过程中,采用压缩空气对疲劳试样中间圆弧段表面进行冷却,110 Hz 疲劳试验在室温下进行。

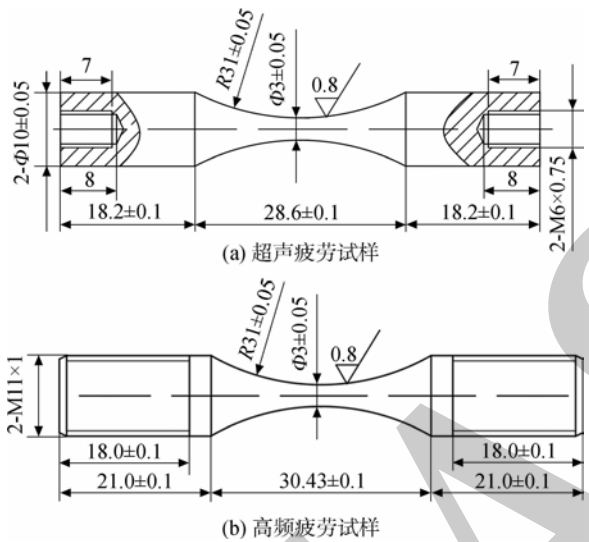


图 2 疲劳试样几何尺寸参数(单位:mm)

Fig. 2 Geometry parameter of the fatigue specimens (unit:mm)

1. 2. 2 材料硬度

利用维氏硬度仪测量疲劳试样中间圆弧段最小横截面处的材料硬度,得到疲劳试样沿着有效面的半径方向上的材料硬度分布,结果如图 3,材料硬度 H_V 在 370 上下小范围内浮动。

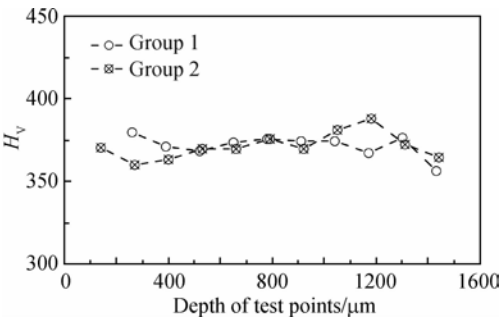


图 3 试验用 TC17 合金硬度

Fig. 3 Hardness of TC17 alloy used in this work

1. 2. 3 S-N 曲线

图 4 为室温条件下 $R_e=0.1$ 时,TC17 合金的疲劳寿命试验结果,三角形点代表试验载荷频率为 110 Hz,圆形点代表试验载荷频率为 20 kHz。随着疲劳强度的降低,TC17 合金的疲劳寿命持续升高,当疲劳试验载荷幅值在 400~440 MPa 区间内时,出现疲劳强度平台,材料的疲劳寿命随疲劳强度的下降变化不明显,疲劳寿命分散程度较高。当材料的疲劳寿命达到 10^7 循环之后,材料的疲劳寿命随疲劳强度的降低再次呈线性上升趋势。在不同疲劳强度下,两种不同试验载荷频率下材料的疲劳寿命结果没有明显差异。

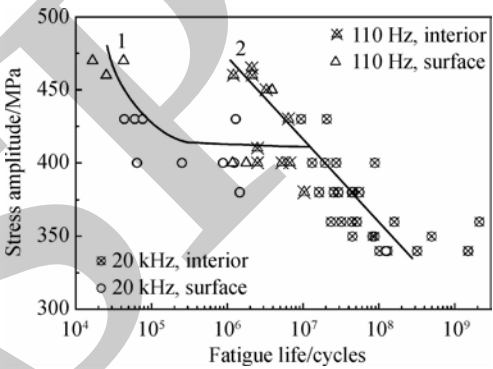


图 4 疲劳寿命试验结果
Fig. 4 S-N curves

1. 2. 4 断口形貌

图 5 和图 6 为疲劳失效后的试样断口扫描电镜图片,图下为该图所对应试样的试验参数。两种载荷频率下均存在表面萌生疲劳裂纹和内部萌生疲劳裂纹。根据疲劳裂纹的萌生位置可以将 TC17 合金材料的失效分为表面诱发疲劳失效(如图 5)和内部诱发疲劳失效(如图 6)。

对于内部诱发疲劳失效的疲劳裂纹,在裂纹萌生区内存在明显的规整小平面,这些规整小平面被认为是 α_p 相的滑移断裂所形成的,对称载荷

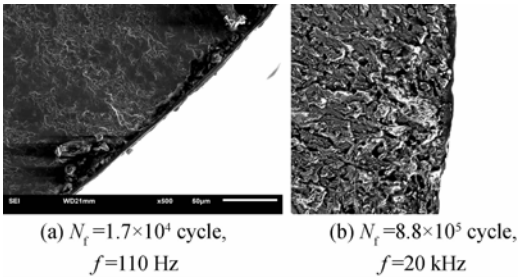


图 5 表面诱发失效裂纹

Fig. 5 SEM photos of surface induced fracture

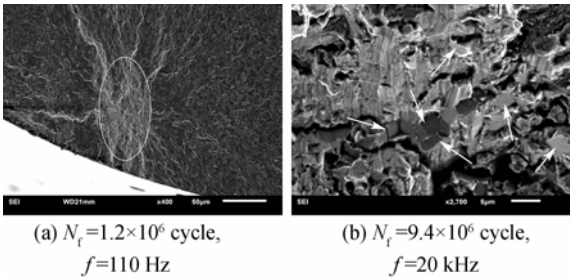


图 6 内部诱发失效裂纹

Fig. 6 SEM photos of interior induced fracture

作用下 TC17 合金疲劳裂纹萌生区未发现类似明显的规整小平面^[13]。

2 试验结果分析

2.1 S-N 曲线

对疲劳失效后的试样断口进行观察和统计后可以得到疲劳裂纹萌生位置与疲劳寿命之间的关系,图 4 中空点代表表面萌生裂纹诱发失效,其余为内部萌生裂纹诱发失效。

在高应力条件下,表面诱发失效出现的概率较高,同一疲劳强度下,表面诱发失效的试样疲劳寿命总体小于内部萌生诱发失效的试样疲劳寿命。当试样的疲劳寿命小于 10^6 循环时,材料的疲劳失效均为表面诱发疲劳裂纹失效;当试样的疲劳寿命位于 $10^6 \sim 10^7$ 循环之间时,表面诱发疲劳失效和内部诱发疲劳失效呈现竞争出现的形式,此时试样的疲劳寿命分散程度较高,随疲劳强度的下降变化不明显,疲劳强度平台出现。随着试样疲劳寿命的进一步增加至高于 10^7 循环,此时试样的疲劳失效以内部诱发疲劳失效。且疲劳寿命随疲劳强度的下降呈线性上升趋势。

当材料的疲劳强度高于 400 MPa 时,表面诱发失效和内部诱发失效出现的概率大致相同,失效形式的不同,导致材料的疲劳寿命分散程度较高。当疲劳强度位于 400 MPa 之下时,内部诱发疲劳失效为主要失效形式。此时材料的疲劳失效受材料本身微观结构的影响,疲劳寿命分散程度相对较低。

疲劳失效形式的不同使得 TC17 合金材料的疲劳寿命呈双线性分布,表面诱发失效结果对应的 S-N 曲线 1 呈水平渐进下降趋势,疲劳强度随着疲劳寿命的增加渐进下降至 420 MPa 时出现疲劳强度平台区,在该区间内材料的疲劳寿命随疲劳强度的变化不明显。内部诱发失效结果对应的 S-N 曲线 2 为直线型,疲劳寿命随疲劳强度的下

降呈线性上升,与曲线 1 在水平区相遇后继续下降,不存在明显的疲劳强度极限。

2.2 TC17 合金疲劳失效机理

根据疲劳失效后的试样断口的微观分析可将 TC17 合金在 110 Hz、20 kHz 两种载荷频率下的疲劳失效分为表面诱发失效和内部诱发失效两种形式,其中表面诱发失效出现的原因较多,如载荷条件,试样表面机械加工缺陷及表面附近材料状态等。若存在初生相 α_p 的基面与试样表面法向相近时,在循环载荷下该处密排六方结构 α_p 晶粒易出现由基面滑移^[9-12]而发生解理断裂并形成平整的解理面。此外高幅值循环载荷作用下表面滑移和加工缺陷等引起的试样表面局部应力集中也会诱发试样表面萌生裂纹。表面裂纹诱因的多样性使得相同应力下材料的疲劳寿命较分散,试样表面状态决定了 S-N 曲线 1 的水平区长度。

对于内部萌生的疲劳裂纹,裂纹的萌生和扩展主要受初生相 α_p 的尺寸,分布及晶粒取向的影响。当材料受到非对称循环载荷的作用时,密排六方结构的 α_p 相在平均应力的协助下易发生滑移,位错在滑移面上塞积。如图 6(b),当材料内部存在大尺寸 α_p 相或丛状分布的 α_p 相时使得位错滑移长度的增加,滑移面上塞积更多的位错而引起局部微观尺度上的应力集中,继而发生滑移断裂。微裂纹基于该断裂面向四周扩展,相邻或相近断裂面之间的微裂纹相遇后向四周扩展形成图 6(a)中所示的裂纹萌生区。

裂纹萌生区的形成与非对称载荷下 α_p 的滑移断裂^[14-16]有关,当应力比为 0.1,疲劳强度相同时,双相钛合金的疲劳裂纹萌生区晶粒的变形模式及其相邻晶粒取向对萌生期裂纹的影响要明显高于晶粒的尺寸^[15-16]。当裂纹萌生区靠近于试样表面时,相同疲劳强度下,最短疲劳寿命失效的试样断面裂纹萌生位点的平整面的法向方向与载荷方向之间的夹角约为 30° ,施密特因子为 0.44,此时的裂纹萌生区内的小平整面主要是由 α_p 的基面滑移和非对称载荷在该滑移面法线方向上的分量之间的相互作用形成的。对于相同载荷条件下的长寿命的疲劳失效后的试样断面裂纹萌生位点的平整面的法向方向更倾向于最大剪应力方向,平整面与 α_p 相基面几乎重合,此时平整面的形成主要是由于 α_p 在非对称循环载荷作用下的基面滑移所导致的。

长疲劳寿命试样的裂纹萌生区的平整面形成

原因存在多滑移系开动的情形^[14,17],如基面和柱面滑移同时存在。柱面滑移相对基面滑移开动所需能量更高,滑移难度的增加对微裂纹的萌生和扩展起抑制作用,使得相同疲劳强度下试样的疲劳寿命更高。疲劳裂纹萌生区尺寸与疲劳寿命之间的关系不明显,主要受到材料局部晶体结构的影响。当局部晶粒取向更有利于滑移时,裂纹萌生初期的微裂纹扩展阻力较小^[18],所形成的裂纹萌生区尺寸更大。图 7 给出了裂纹萌生区尺寸与疲劳强度之间的关系,当疲劳强度较低时,易产生更大的裂纹萌生区,基于该裂纹萌生区几何尺寸,可以得到疲劳强度的预测值^[19]。

$$\sigma_w = C_1(H_V + 120)/A^{1/2} \tag{1}$$

式中 H_V 为材料的维氏硬度, A 为裂纹萌生区面积, C_1 为一与裂纹萌生位置有关的参数,对于内部萌生疲劳裂纹该值为 1.56。结果如图 7 所示,预测值与试验值之间相对误差整体在 10% 之内,且相对误差随萌生区尺寸的增加而逐渐降低。

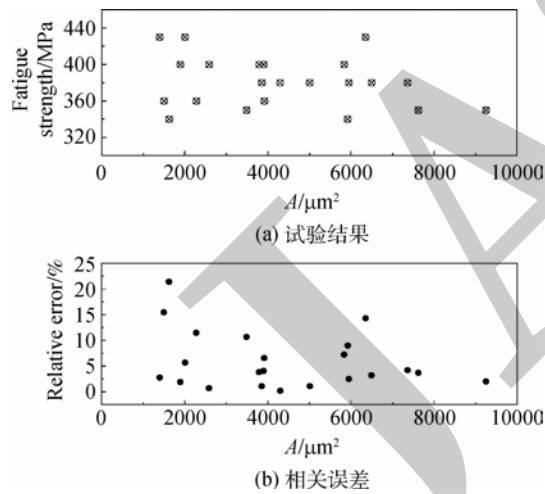


图 7 疲劳裂纹萌生区面积与疲劳强度之间关系
Fig. 7 Relation between fatigue crack initiation area and fatigue strength

裂纹萌生区形成之后,疲劳裂纹进入长裂纹扩展阶段。因此,TC17 合金材料长裂纹扩展的裂纹尖端应力强度因子门槛值可根据疲劳裂纹萌生区几何尺寸并由下式^[19]求得:

$$\Delta K_{in} = 0.5 \cdot \sigma_{max} (\pi r)^{1/2} \tag{2}$$

式中 σ_{max} 为最大应力,结果如图 8。裂纹萌生区边缘应力强度因子随疲劳寿命的增加变化不明显,在 $3.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 上下浮动,随裂纹萌生区等效半径 $r=A^{1/2}$ 逐渐上升(如图 9 所示)。

疲劳短裂纹的扩展形成裂纹萌生区,当疲劳裂纹萌生区边缘裂纹尖端应力强度因子达到材料

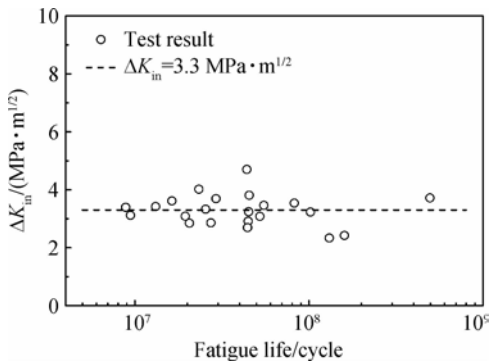


图 8 裂纹萌生区边缘应力强度因子与疲劳寿命关系
Fig. 8 ΔK_{in} versus fatigue life

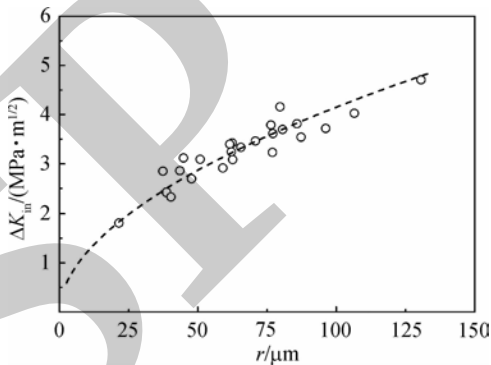


图 9 裂纹萌生区边缘应力强度因子与等效半径之间关系
Fig. 9 ΔK_{in} versus r

的裂纹扩展门槛阈值之后,进入长裂纹扩展阶段。而裂纹萌生粗糙区的形成会消耗掉疲劳寿命的 90% 以上^[6],内部诱发失效的疲劳试样在初期裂纹萌生区形成的时候由于内部真空,使得裂纹扩展速率相对表面诱发失效的试样要慢 2~3 个数量级^[7],所以相同试验应力下,内部诱发失效的试样疲劳寿命相对较长。因此,材料所能达到的最高疲劳强度由内部诱发疲劳失效对应 $S-N$ 曲线 2 所决定。

3 结 论

本文利用压电疲劳试验机和电磁谐振疲劳试验机在两种不同频率载荷下对 TC17 合金材料的超高周疲劳失效行为进行了试验研究,主要结论如下:

- 1) 110 Hz 和 20 kHz 两种载荷频率下 TC17 合金的疲劳失效均可分为表面诱发失效和内部诱发失效两种形式,失效形式的不同使得材料的 $S-N$ 曲线呈双线性。
- 2) 内部诱发失效是由于 TC17 合金材料的

α_p 晶粒在非对称载荷作用下发生解理断裂所引起的,大尺寸 α_p 晶粒和丛状分布 α_p 晶粒对材料的疲劳强度影响较大。

3) 根据裂纹萌生区特征得到应力比为 0.1 时,TC17 合金室温下的长裂纹扩展门槛阈值约为 $3.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

参考文献:

[1] BATHIAS C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices[J]. International Journal of Fatigue,2006,28(11): 1438-1445.

[2] MARINES I,DOMINGUEZ G,BAUDRY G,et al. Ultra-sonic fatigue tests on bearing steel AISI-SAE 52100 at frequency of 20 and 30 kHz[J]. International Journal of Fatigue,2003,25(9):1037-1046.

[3] LEI Z,HONG Y,XIE J,et al. Effects of inclusion size and location on very-high-cycle fatigue behavior for high strength steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2012,558(12):234-241.

[4] WANG Q Y,BERARD J Y,RATHERY S,et al. Technical note High-cycle fatigue crack initiation and propagation behavior of high strength spring steel wires[J]. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2003,22(8):673-677.

[5] YOSHINAKA F,NAKAMURA T,TAKAKU K. Effects of vacuum environment on small fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V[J]. International Journal of Fatigue,2016,91 (1):29-38.

[6] WANG Q Y,BATHIAS C,KAWAGOISHI N,et al. Effect of inclusion on subsurface crack initiation and giga-cycle fatigue strength[J]. International Journal of Fatigue, 2002,24(12):1269-1274.

[7] LI W,SAKAI T,LI Q,et al. Reliability evaluation on very high cycle fatigue property of GCr15 bearing steel[J]. International Journal of Fatigue,2010,32(7):1096-1107.

[8] SAKAI T,LIAN B,TAKEDA M,et al. Statistical duplex S-N characteristics of high carbon chromium bearing steel in rotating bending in very high cycle regime[J]. International Journal of Fatigue,2010,32(3):497-504.

[9] FURUYA Y,TAKEUCHI E. Gigacycle fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy under tensile mean stress[J]. Materials Science and Engineering A,2014,598(6):135-140.

[10] LIU X,SUN C,HONG Y. Effects of stress ratio on high-cycle and very-high-cycle fatigue behavior of a Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering A,2015,622 (12):228-235.

[11] HUANG Z Y,LIU H Q,WANG C,et al. Fatigue life dispersion and thermal dissipation investigations for titanium alloy TC17 in very high cycle regime[J]. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2015, 38 (11):1285-1293.

[12] ZUO J H,WANG Z G,HAN E H. Effect of microstructure on ultra-high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A,2008,473(1/2):147-152.

[13] HUANG Z Y,LIU H Q,WANG H M,et al. Effect of stress ratio on VHCF behavior for a compressor blade titanium alloy[J]. International Journal of Fatigue,2016,93 (2):232-237.

[14] LIU X,SUN C,HONG Y. Faceted crack initiation characteristics for high-cycle and very-high-cycle fatigue of a titanium alloy under different stress ratios[J]. International Journal of Fatigue,2016,92(2):434-441.

[15] BRIDIER F,VILLECHAISE P,MENDEZ J. Slip and fatigue crack formation processes in an α/β titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales[J]. Acta Materialia,2008,56(15):3951-3962.

[16] JHA S K,SZCZEPANSKI C J,GOLDEN P J,et al. Characterization of fatigue crack-initiation facets in relation to lifetime variability in Ti-6Al-4V[J]. International Journal of Fatigue,2012,42(12):248-257.

[17] SZCZEPANSKI C J,JHA S K,LARSEN J M. Microstructural influences on very-high-cycle fatigue-crack initiation in Ti-6246[J]. Metallurgical and Materials Transactions A,2008,39(12):2841-2851.

[18] BANTOUNAS I,DYE D,LINDLEY T C. The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti-6Al-4V subjected to high-cycle fatigue[J]. Acta Materialia, 2010,58(11):3908-3918.

[19] MURAKAMI Y,ENDO M. Effects of defects,inclusions and inhomogeneities on fatigue strength[J]. International Journal of Fatigue,1994,16(3):163-182.

(编辑:叶 青)