

文章编号: 1001-4888(2018)02-0272-09

TC4 钛合金超高周疲劳性能研究^{*}

陈皎¹, 程礼^{1,2}, 焦胜博¹, 鲁凯举¹

(1. 空军工程大学 航空航天工程学院, 西安 710038; 2. 先进航空发动机协同创新中心, 北京 100191)

摘要: 应用基于压电超声疲劳技术开发的 20kHz 超声疲劳拉压试验系统, 在室温下完成了对称载荷作用下 TC4 钛合金的超高周疲劳试验, 并分析了次表面断裂的试件断口。结果表明: 疲劳循环大于 10^7 周次时, 试件仍会发生疲劳断裂, 且疲劳强度会随循环次数的增加而下降, 不存在明显的疲劳极限; TC4 钛合金断口呈现“类鱼眼”形貌, 能谱分析未观察到裂纹源处夹杂物的存在; 疲劳断面的粗糙度随与疲劳源区距离的增大而减小, 裂纹在后期扩展速率较快, 并伴随少量塑性变形。该 TC4 钛合金次表面疲劳裂纹的产生是由其微观组织的不均匀或晶粒内部的滑移带导致的。

关键词: TC4 钛合金; 超高周疲劳; 次表面裂纹源; 断口形貌

中图分类号: V216.3

文献标识码: A

DOI: 10.7520/1001-4888-16-226

0 引言

具有高比强度、较宽工作温度以及优异抗腐蚀性能的钛合金是一种重要的金属结构材料, 在航空航天工业中得到了广泛应用。其中航空发动机上, 钛合金不断地取代铝合金、镁合金以及钢构件。目前, 先进航空发动机的压气机盘、压气机叶片、风扇叶片以及机匣等均使用钛合金制造, 甚至压气机采用了全钛化方案^[1]。而航空发动机在服役期内, 压气机叶片承受疲劳载荷作用高达 $10^9 \sim 10^{12}$ 次^[2], 压气机叶片的失效形式属于超高周疲劳失效。美国经过 20 世纪 90 年代开始的“高周疲劳国家研究计划”, 在发动机结构完整性大纲 ENSIP (Engine Structural Integrity Program)^[3] 中已经将航空发动机部件的寿命要求从 10^7 次循环提高到 10^9 次循环。疲劳领域的研究者将低交变应力作用下至断裂的循环周次在 10^7 以上的疲劳称为超高周疲劳 (VHCF)^[4]。超高周疲劳研究始于 20 世纪 80 年代, 到目前为止, 国际上还没有统一的试验标准和方法, 法国、德国、奥地利、日本等国家对超高周疲劳问题进行了广泛的研究^[5-8]。

目前, 超高周疲劳研究的主要方法是以 20kHz 频率的超声疲劳试验机为平台开展疲劳试验^[9-11]。试验时, 超声频率发生器产生的激励使试件发生 20kHz 频率的谐振, 从而在试件中产生高频交变应力 (应变) 场。国内外学者对 TC4 钛合金已做了不少研究工作, Takeuchi 等人研究了 TC4 钛合金的频率效应^[12]; Liu 等人研究了应力比对 TC4 钛合金高周和超高周疲劳性能的影响^[13]; 曹小建等人研究了生理盐水浸泡下的 TC4 钛合金的超高周疲劳行为^[14]。本文利用实验室搭建的超声疲劳试验机对 TC4 钛合金进行超高周疲劳拉压试验, 并对疲劳断口进行分析, 为航空材料及结构件的性能研究提供理论支持。

^{*} 收稿日期: 2016-10-29; 修回日期: 2017-01-20

基金项目: 国家自然科学基金青年人才项目 (11402302)、陕西省自然科学基金 (2016JQ1031)、第 59 批博士后基金面上—等资助

通讯作者: 程礼 (1963—), 男, 博士, 教授, 博士生导师。主要研究领域为动力装置结构、强度与振动。Email: 1052863080@qq.com

1 超高周拉压疲劳试验系统

1.1 超高周拉压疲劳试验系统及原理

超声拉压疲劳试验系统是基于压电超声技术而建立的,试验系统如图 1 所示,其主要由三个子系统组成:①超声疲劳谐振系统;②超声疲劳冷却系统;③测试系统。谐振系统中,超声信号发生器将 50Hz 的电信号转换为 $20\pm0.5\text{kHz}$ 频率的超声正弦波信号输出,通过换能器,将超声信号发生器产生的电信号转换为所需的高频机械振动信号。换能器输出的振动幅值很小,因此试件发生疲劳断裂时所需的应力水平更高,这需要超声发生器具有更高的功率。因此通过给换能器端部连接变幅杆来放大换能器输出的振动幅值以使试件获得所需的应变幅值。冷却系统是用液氮气化后的低温氮气来对因高频振动而发热的试件进行冷却的。测试系统采用美国 MTI 仪器公司生产的 MTI-2100 型的光纤位移传感器,试验前可利用光纤位移传感器对振动系统进行标定,得到理想的控制参数,通过测量试件端部振动位移的方式得到试件中部的应力幅值。

1.2 材料属性

试件选用 TC4 钛合金,其化学成分是:5.8Al, 4.2V, 0.12Fe, 0.03N, 0.02C, 0.005H, 0.15O 及均质 Ti,如图 2 所示为 TC4 双相钛合金的显微组织,其显微组织是由 50%的初生 α 相和 50%的 $\alpha_s+\beta$ 层状结构组成的。采用光学显微镜(OM)对 $324\mu\text{m}\times440\mu\text{m}$ 区域进行测量,得到初生 α 相的平均直径为 $18.64\mu\text{m}$ 。表 1 所示为试验用 TC4 钛合金的力学性能。

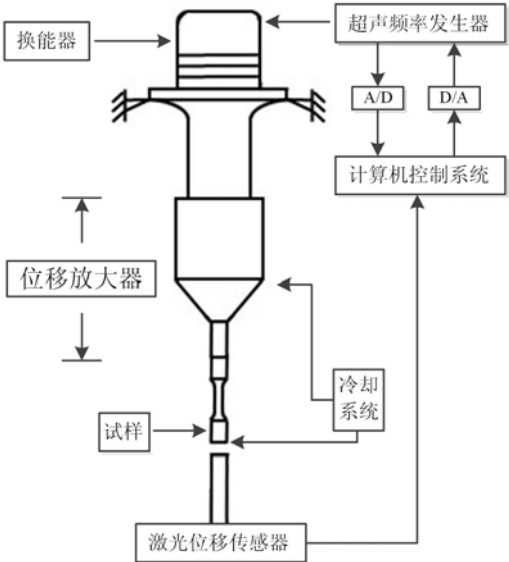


图 1 超声疲劳试验系统
Fig. 1 Ultrasonic fatigue system

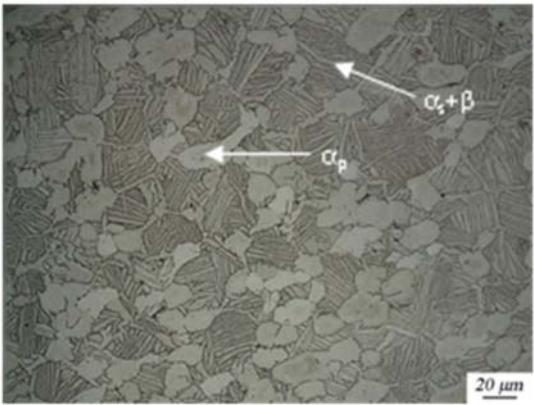


图 2 Ti-6Al-4V 合金的两相显微组织(α_p :初生 α 相; $\alpha_s+\beta$:层状结构)
Fig. 2 Microstructure of the bimodal Ti-6Al-4V alloy(α_p :primary α grain; $\alpha_s+\beta$:lamellar structure)

表 1 TC4 力学性能

Tab. 1 Mechanical properties of TC4

屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	弹性模量/GPa	密度/(kg/m ³)
918	996	121	4379

1.3 轴向振动超高周疲劳试件设计

试验所采用的超声疲劳拉压试件如图 3(a)所示,其尺寸为: $R_0=58.9\text{mm}$, $R_1=1.5\text{mm}$, $R_2=$

5.0mm, $L_1=20.00\text{mm}$, $L_2=10.93\text{mm}$, $L=61.86\text{mm}$, 控制试样谐振频率为 $20\pm 0.5\text{kHz}$, 将试件设计为中间细两端粗的变截面结构的沙漏型是为了使试件进行超声疲劳试验时, 试件中部获得的应力幅值最大, 为 $\sigma_{\max}$, 它与试件端部输入位移振幅 A_0 成正比例关系: $\sigma_{\max} = C_s \cdot A_0$, 其中 C_s 为超声疲劳拉压试件的位移应力系数, 其数值大小与材料的密度、弹性模量以及试件的几何尺寸有关。利用有限元软件 ANSYS 对试件的振动模态进行分析, 获得应力分布如图 3(b) 所示。

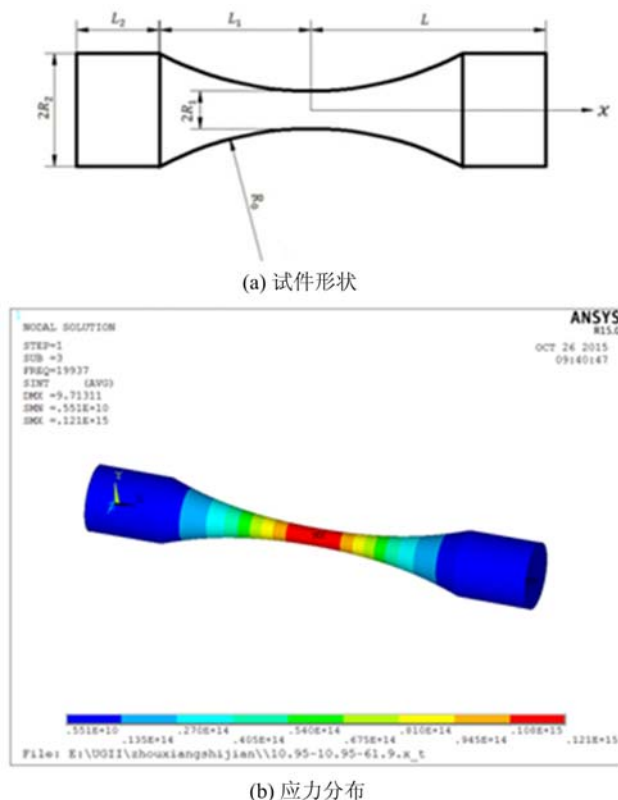


图 3 拉压试件形状及其应力分布图

Fig. 3 Tensile vibration specimen and stress distribution

根据试件振动特点, 即, 试件端部加载振动信号为正弦波信号, 采用谐响应分析的方法来计算试件位移应力系数。其中, 试件位移向量为各振型的线性叠加:

$$\delta = \varphi_1 \varepsilon_1(t) + \varphi_2 \varepsilon_2(t) + \cdots + \varphi_n \varepsilon_n(t) = \sum_{i=1}^n \varphi_i \varepsilon_i(t) \quad (1)$$

其中, φ_i 为各阶振型; $\varepsilon_i(t)$ 为系数。

谐响应分析运动方程为:

$$\mathbf{M}\ddot{\delta} + \mathbf{C}\dot{\delta} + \mathbf{K}\delta = \mathbf{P}(t) \quad (2)$$

其中, $\mathbf{M}$ 为质量矩阵; $\mathbf{C}$ 为整体阻尼矩阵; $\mathbf{K}$ 为刚度矩阵; $\mathbf{P}(t)$ 为载荷。如图 3(b) 所示, 有限元分析得到的试件的一阶固有频率为 19937 Hz, 在超声疲劳试验的谐振条件范围内, 计算其误差为 0.315%。由图可见, 试件中间截面处为试件的最大应力位置处。采用 ANSYS 有限元谐响应分析法求解得到试件位移应力系数为 $12.46\text{MPa}/\mu\text{m}$ 。

2 试验过程

超声疲劳拉压试验共完成 52 件(4 件调试), 分为 8 个应力水平, 每个应力水平下完成 6 件试验。

超声疲劳拉压试验在超声疲劳试验机上完成, 试验频率为 20kHz, 应力比 $R=-1$ 。试件试验区采用的是纵向抛光, 试件表面粗糙度 R_a 在 0.4 以内。试验前, 将试件固定在放大器端部并放入环境箱中用液氮气化后的低温氮气对其中部进行冷却。试验从 440MPa 开始, 应力以 10MPa、15MPa、20MPa 的间隔下降, 直到出现疲劳循环周次在 10^9 以上而不断裂的试件。通过计算机控制系统设定试验应力水

平,同时用光纤测振仪对试件端部的振动位移进行监测。试件出现疲劳裂纹时,系统谐振状态会发生变化,试件会发出尖锐刺耳的声音,这表明超声拉压试验系统出现过载状态,此时,警告灯亮起报警,终止试验并记录试验数据。试验结束后,对断口进行初检及清洗,并用 JEOL 扫描电镜(SEM)、TESCAN 扫描电镜(SEM)及数字视频光学显微镜 KH-8700(OM)进行观察。数字视频显微镜 KH-8700 能够快速对试件进行 2D 和 3D 图像观察以及面积、体积、粗糙度等的测量。

3 试验结果与分析

3.1 试验结果

TC4 钛合金试件轴向超声疲劳试验结果见表 2。

表 2 TC4 钛合金超高周疲劳试验结果
Tab. 2 Ultra-high cycle fatigue results of TC4 alloy

编号	应力/MPa	循环周次	编号	应力/MPa	循环周次
1	330	8.00×10^6	25	390	8.20×10^5
2	330	3.00×10^7	26	390	9.67×10^5
3	330	1.07×10^9	27	390	1.92×10^7
4	330	1.20×10^9	28	390	8.00×10^7
5	330	1.40×10^9	29	390	1.14×10^8
6	330	2.50×10^9	30	390	2.39×10^5
7	340	8.20×10^7	31	410	3.90×10^5
8	340	9.30×10^7	32	410	1.88×10^6
9	340	2.20×10^8	33	410	8.00×10^6
10	340	4.98×10^8	34	410	3.00×10^7
11	340	5.20×10^8	35	410	6.91×10^7
12	340	1.03×10^9	36	410	3.73×10^8
13	350	7.89×10^7	37	425	6.90×10^5
14	350	1.50×10^8	38	425	8.95×10^5
15	350	2.15×10^8	39	425	4.06×10^6
16	350	2.89×10^8	40	425	9.00×10^6
17	350	3.74×10^8	41	425	1.72×10^7
18	350	9.37×10^8	42	425	1.39×10^9
19	370	7.54×10^5	43	440	5.00×10^4
20	370	3.76×10^8	44	440	1.39×10^6
21	370	8.00×10^7	45	440	2.11×10^6
22	370	1.20×10^8	46	440	7.00×10^6
23	370	1.92×10^8	47	440	4.29×10^7
24	370	6.07×10^8	48	440	2.00×10^4

对称循环应力下,随着应力幅值的下降,疲劳强度在不断增加。由 TC4 钛合金的疲劳寿命曲线图(图 4)可见,TC4 钛合金的疲劳断裂仍可以在 10^7 周次以后发生,没有所谓的传统意义上的疲劳极限,可以看出 TC4 钛合金的疲劳寿命曲线为连续下降型,在 10^7 周次以前快速下降, 10^7 周次以后缓慢下降。试验中的断裂试件如图 5 所示。

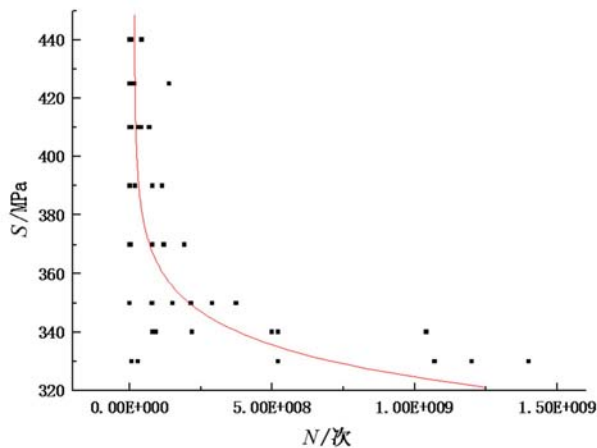


图 4 TC4 钛合金超高周疲劳 S-N 曲线

Fig. 4 S-N curve of TC4 alloy

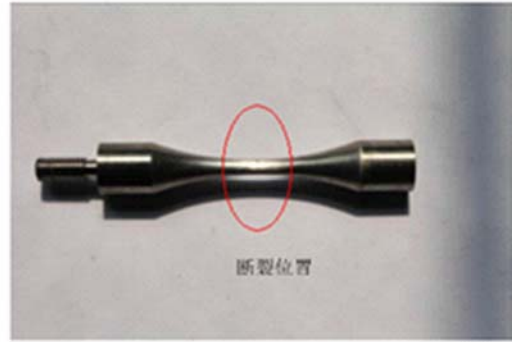


图 5 断裂试件

Fig. 5 Fatigue specimen

3.2 裂纹萌生现象及机理

TC4 钛合金的超声疲劳拉压试件典型断口如图 5 所示,该 TC4 钛合金超高周拉压疲劳裂纹萌生位置位于试件次表面,这不同于传统材料超高周裂纹萌生位置^[15-17]。

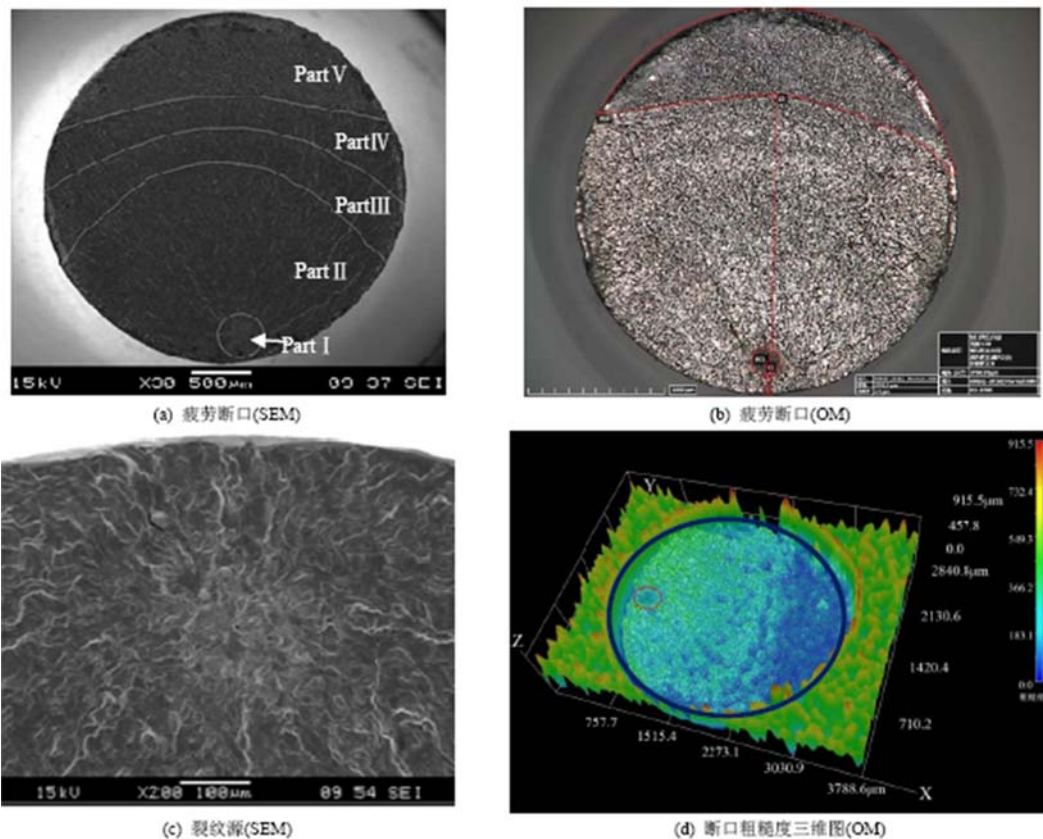


图 6 次表面裂纹源的典型疲劳断口

Fig. 6 Fatigue crack initiation arising on subsurface void

疲劳裂纹源区的宏观特征及位置的判别是断口宏观特征分析中最重要的内容。如图 6(a)所示,超高周疲劳断口有三个明显的特征区:疲劳源区、扩展区和瞬断区,分别对应图中 Part I、Part II~IV、Part V 三个部分。不同于文献[18]的“鱼眼”裂纹源,TC4 钛合金疲劳断口的次表面裂纹源宏观特征并不呈合金钢超高周疲劳断口那样的“鱼眼”形貌,这说明钛合金次表面裂纹源的萌生机制不同于“鱼眼”类的

裂纹源。图 6(b)所示为光学显微镜(OM)下试件断口的宏观特征图,与扫描电子显微镜(SEM)得到的结果一致。如图 6(c)所示,裂纹源平坦、细密并呈亮色,有向外辐射的放射状条纹,能明显观察到裂纹源是放射状条纹的中心。如图 6(d)所示, x 轴表示距裂纹源的距离,粗糙度由图像颜色特征定性表示,深蓝色表示低粗糙度,红色表示高粗糙度,裂纹源区的粗糙度较小,这与扫描电镜下的结果相符;而断面的粗糙程度随着距疲劳源区距离的增大而减小,即扩展区较瞬断区断面粗糙。此外利用光学显微镜测量到疲劳源区中心距断口边缘的距离约为 $226.40\mu\text{m}$,裂纹源面积为 $70650\mu\text{m}^2$,仅占整个断口面积的 1.13% ,约占疲劳区面积的 1.48% ;疲劳区面积为 $4786171.96\mu\text{m}^2$,约占整个断口面积的 77.35% ;瞬断区面积为 $1367165\mu\text{m}^2$,约占整个断口面积的 22.10% 。对于该超高周疲劳试件而言,其经历了 2.89×10^8 周次循环载荷而发生断裂,“类鱼眼”的尺寸约 $104.50\mu\text{m}$,假设裂纹从萌生到扩展到“类鱼眼”边界时已经消耗了寿命的绝大部分,则裂纹的平均扩展速率只有约每周次 $3.60 \times 10^4 \text{ nm}$,这已经远小于 TC4 合金的晶格尺寸。图 6(a)中还可以发现越远离裂纹源的疲劳弧线,其曲率越小,疲劳弧线间的距离也越短,这是因为在裂纹扩展的早期,裂纹扩展速率要远小于平均速率,因此不能认为裂纹在每一个循环周期都有扩展。由此可知,裂纹的萌生占疲劳寿命的绝大部分,裂纹缓慢且带有间歇的扩展过程也是疲劳寿命的主要组成部分。Kuroshima 等^[19]还尝试推测内部裂纹的萌生时期,指出了表面与内部两种破坏的寿命差异可能与裂纹扩展的环境有关,即表面裂纹扩展是在空气中发生,而内部的扩展是在真空中发生的。

3.3 裂纹扩展形态及机理

如图 6(a)所示,PartII~PartIV 区域为该超声疲劳拉压试件断口的扩展区,扩展区最典型的宏观特征是疲劳条带,这是识别和判断疲劳失效的重要依据。如图 6(a)(c)所示,扩展区断面平整,扫描电子显微镜(SEM)下呈暗色,能观察到明显的疲劳弧线;光学显微镜(OM)下扩展区呈暗色,疲劳弧线不易显现出来。图 7 所示为扫描电子显微镜(SEM)下,TC4 钛合金试件断面扩展区的高倍图。如图 7(a)所示,裂纹扩展前期有细密的疲劳条带且垂直于放射状条纹。如图 7(b)所示,裂纹扩展后期疲劳条带较前期变宽,且混合有少量韧窝特征,这说明裂纹在后期的扩展速率较前期快,且在扩展后期伴随少量塑性变形,表明此时裂纹扩展将要过渡到瞬断区而发生断裂。扩展区条带间距随应力强度因子幅值的变化而变化;在同一小断块上的疲劳条带是连续且平行的,但相邻小断块上的条带不连续,即伴有疲劳台阶的存在,根据疲劳条带的宽度可计算试件在此阶段裂纹的扩展速率^[20]。

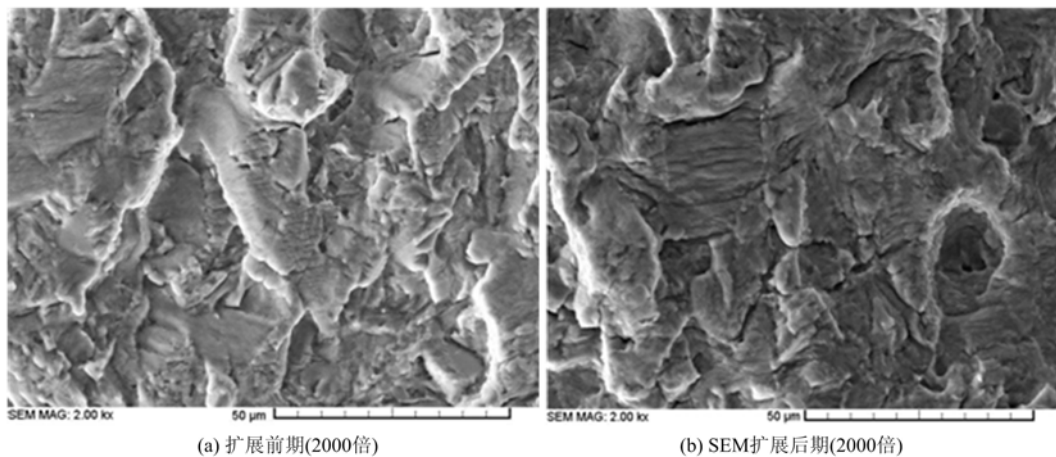


图7 疲劳裂纹扩展

Fig. 7 Crack propagation region

如图 6(a)所示,PartV 区域为疲劳断口瞬断区,这是疲劳裂纹扩展至临界尺寸后发生快速断裂的区域。如图 6(a)(c)所示,瞬断区断面粗糙。图 8 所示为扫描电子显微镜(SEM)下,TC4 钛合金试件断面瞬断区的高倍图。图中可见韧窝结构,这是瞬断区的主要特征。瞬断区是疲劳裂纹扩展到临界尺寸后发生失稳扩展而形成的区域,其大小由载荷的大小、材料的性质(断裂韧性)与载荷的方式决定。

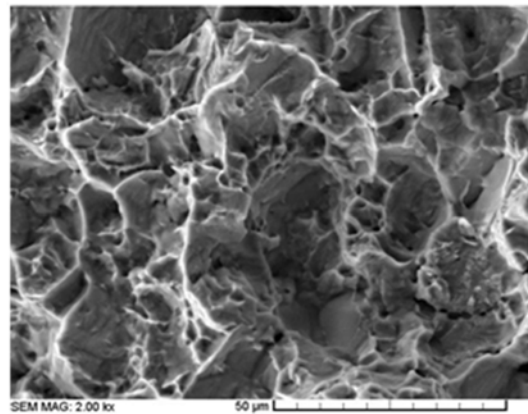


图 8 瞬断区(2000 倍)

Fig. 8 Fatigue fracture area (2000 times)

如图 9 所示为扫描电子显微镜(SEM)及光学显微镜(OM)下,TC4 钛合金试件次表面裂纹源的高倍图。在图 9(a)(b)能清晰地观察到放射状条纹从裂纹源处向四周发散。同时,整个源区呈海绵状组织,源区有粗糙的颗粒区和平面区。如图 9(d)所示,对这两个区域进行能谱分析,结果如图 10(a)(b)及表 3 所示。1 号位置,即平面处相较于 2 号位置粗糙处,Al 的含量较低,Ti 含量较高,V 含量较低,但均未观察到夹杂物出现。由于采用的 TC4 钛合金是十分洁净的,几乎没有孔洞等缺陷,因此推断,该 TC4 钛合金的次表面疲劳裂纹的产生是由其微观组织(晶界、相界)的不均匀或晶粒内部的滑移带形成的。这与文献[21]中给出的 Ti-6Al-4V 超高周裂纹源为基体上的解理面簇而非内部夹杂物的结论相符。

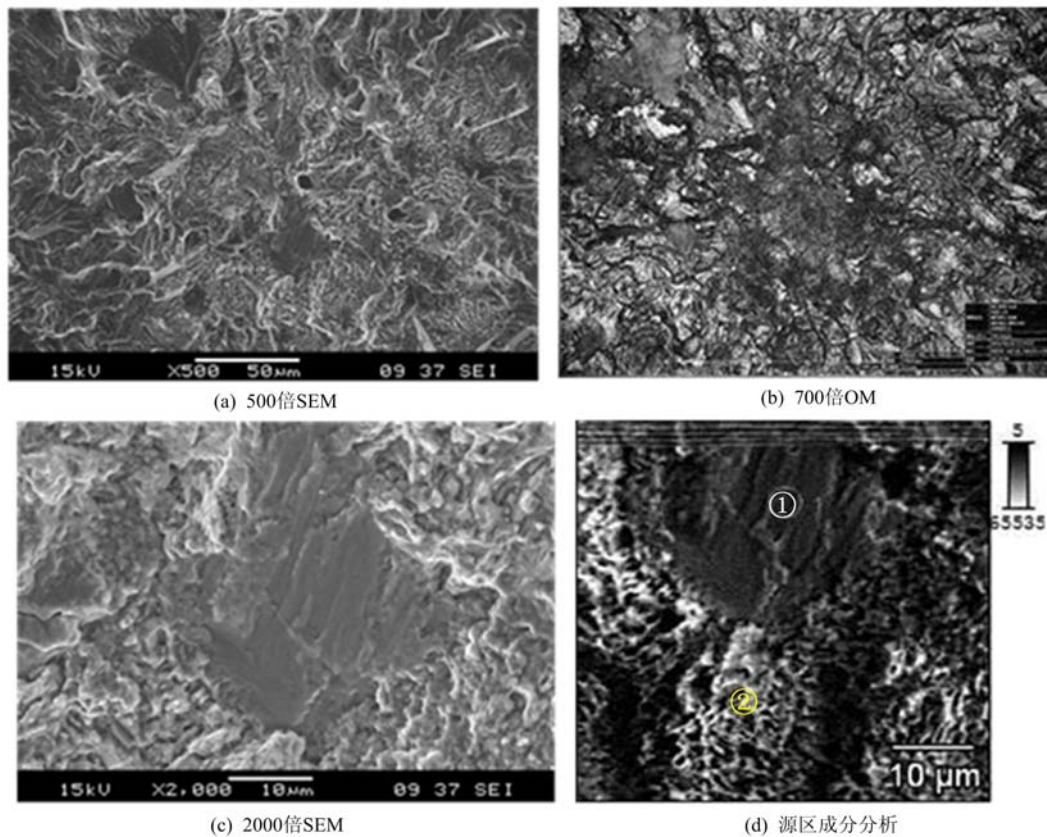


图 9 次表面裂纹源

Fig. 9 Subsurface crack initiation

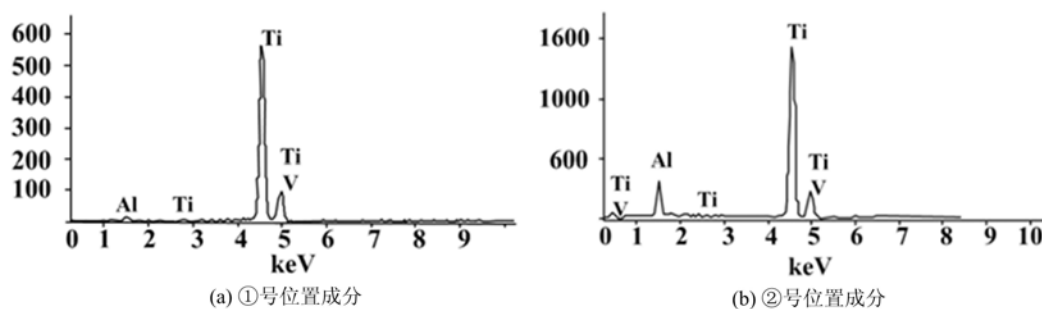


图10 TC4 合金试件裂纹源能谱分析

Fig. 10 Energy spectrum analysis at crack initiation of TC4

4 结论

本文应用基于压电超声疲劳试验技术开发的 20kHz 超声疲劳试验系统,在室温下完成了对称载荷作用下 TC4 钛合金的超高周疲劳试验,分析了次表面断裂的试件断口,得到 TC4 钛合金的疲劳特性:

(1) 在应力比 $R=-1$ 下,TC4 钛合金疲劳循环大于 10^7 周次时,试件仍会发生疲劳断裂,且疲劳强度会随循环次数的增加而下降,不存在明显的疲劳极限。

(2) TC4 钛合金断口呈现“类鱼眼”形貌;疲劳断面的粗糙度随与疲劳源区距离的增大而减小;裂纹在后期扩展速率较快,并伴随少量塑性变形。

(3) 该 TC4 钛合金次表面疲劳裂纹的产生是由其微观组织(晶界、相界)的不均匀或晶粒内部的滑移带导致的。

参考文献:

- [1] 陶春虎,刘庆琰,曹春晓,等. 航空用钛合金的失效及其预防[M]. 北京:国防工业出版社,2001 (TAO Chunhu, LIU Qingquan, CAO Chunxiao, et al. Failure and prevention of aeronautical titanium alloy[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2001 (in Chinese))
- [2] 谢峰. 某型发动机 9 级篦齿盘破裂故障机理研究[D]. 西安:空军工程大学,2006 (XIE Feng. An aeroengine labyrinth disc of 9 grade fault rupture mechanism[D]. Xi'an: Air Force Engineering University, 2006 (in Chinese))
- [3] Department of Defense Handbook. Engine Structural Integrity Program (ENSIP) [S]. MIL-HDBH-1783. Department of Defense USA, 1997.
- [4] 李全通,刘青川,申景生. 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. Experiment on ultra-high cycle bending vibration fatigue of titanium alloy TC17[J]. Journal of Aerospace Power, 2012, 27(3): 617-622 (in Chinese))
- [5] Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials[J]. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 1999, 22:559-565.
- [6] Cremer M, Zimmermann M, Christ H J. High-frequency cyclic testing of welded aluminium alloy joints in the region of very high cycle fatigue (VHCF)[J]. International Journal of Fatigue, 2013, 57:120-130.
- [7] Phung N L, Favier V, Ranc N, et al. Very high cycle fatigue of copper: Evolution, morphology and locations of surface slip markings[J]. International Journal of Fatigue, 2014, 63:68-77.
- [8] Marines I, Bin X, Bathias C. An understanding of very high cycle fatigue of metals[J]. International Journal of Fatigue, 2003, 25(9-11):1101-1107.
- [9] Stanzl-Tschegg S. Very high cycle fatigue measuring techniques[J]. International Journal of Fatigue, 2014, 60:2-17.
- [10] Bathias C, Paris P C. Giga-cycle fatigue in mechanical practice[M]. New York: Marcel Dekker, 2005.
- [11] 王清远. 超声加速疲劳实验研究[J]. 四川大学学报,2002,34(3):6-11 (WANG Qingyuan. Accelerated fatigue testing by ultrasonic loading[J]. Journal of Sichuan University, 2002,34(3): 6-11 (in Chinese))

- [12] Takeuchi E, Furuya Y, Nagashima N, et al. The effect of frequency on the giga-cycle fatigue properties of a Ti-6Al-4V alloy[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2008, 31:599–605.
- [13] 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 & Engineering A*, 2015, 622:228–235.
- [14] 曹小建, 王清远, 陈国平, 等. 生理盐水浸泡对 Ti-6Al-4V 钛合金超高周疲劳性能的影响[J]. 西南科技大学学报, 2007, 22: 5–8 (CAO Xiaojian, WANG Qingyuan, CHEN Guoping, et al. Influence of subjection to physiological saline solution on giga-cycle fatigue properties of TC4[J]. *Journal of Southwest University of Science and Technology*, 2007, 22:5–8 (in Chinese))
- [15] 洪友士, 赵爱国, 钱桂安. 合金材料的超高周疲劳行为的基本特征和影响因素[J]. 金属学报, 2009, 45(7):769–780 (HONG Youshi, ZHAO Aiguo, QIAN Guian. Essential characteristics and influential factors for very-high-cycle fatigue behavior of metallic materials [J]. *Acta Metallurgical Sinica*, 2009, 45(7):769–780 (in Chinese))
- [16] Randall D. Analysis of methods for determining high cycle fatigue strength of a material with investigation of Ti-6Al-4V giga-cycle fatigue behavior[R]. USA, DTIC:ADA441887, 2005.
- [17] McEvilly 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.
- [18] Murakami Y, Nomoto T, Ueda T, et al. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part I: influence of hydrogen trapped by inclusions[J]. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2000, 23:893–902.
- [19] Kuroshima Y, Ikeda T, Harada M, et al. Subsurface crack growth behavior on high cycle fatigue of high strength steel[J]. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Part A*, 1998, 64(626):2536–2541.
- [20] 李全通, 刘青川, 申景生. 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. Experiment on ultra-high cycle bending vibration fatigue of titanium alloy TC17[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2012, 27(3):617–622 (in Chinese))
- [21] Yoshiyuki F, Furuya Y, Etsuo T. Giga-cycle fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy under tensile mean stress[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 598:135–140.

On the ultra-high cycle fatigue behavior of titanium alloy TC4

CHEN Jiao¹, CHENG Li^{1,2}, JIAO Sheng-bo¹, LU Kai-ju¹

(1. Aeronautics and Astronautics Engineering College, Air Force Engineering University, Xi'an 7100382, China;

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

Abstract: Applying a 20kHz ultrasonic fatigue tension and compression experimental system developed based on piezoelectric ultrasonic fatigue technology, an ultra-high cycle fatigue experiment was carried out for titanium alloy TC4 under condition of symmetrical loading and at room temperature, and specimen's fracture surface due to subsurface fracture was analyzed. Results show that when fatigue cycle is more than 10^7 , fatigue fracture still occurs, and fatigue strength decreases with the increase of cycle number, there is not obvious fatigue limit of specimen. The morphology of TC4 titanium alloy fracture surface presents “fish-like” shape. Inclusions in crack source area is not observed by energy spectrum analysis. The roughness of fracture surface decreases with the increase of distance to fatigue source area, and crack propagation rate is faster in the later stage and is accompanied by a small amount of plastic deformation. The fatigue cracks on subsurface of TC4 titanium alloy are caused by the microstructures inhomogeneity or slip bands inside the grains.

Keywords: Titanium alloy TC4; ultra-high cycle fatigue; subsurface crack source; fracture morphology