

文章编号:1004-7220(2011)01-0007-06

## 植入用 Ti-6Al-4V 合金模拟体液浸泡后 高频和超高周疲劳性能

刘永杰<sup>1</sup>, 欧阳巧琳<sup>2</sup>, 田仁慧<sup>1</sup>, 王清远<sup>1</sup>

(1. 四川大学 力学科学与工程系, 成都 610065; 2. 洛阳 LYC 轴承有限公司, 洛阳 471039)

**摘要:** 目的 为预测植入用 Ti-6Al-4V 钛合金的使用寿命, 研究其在模拟体液浸泡后,  $10^7$  周次以后的超高周疲劳性能。方法 将 Ti-6Al-4V 钛合金试样在模拟体液中分别浸泡 2 d 和 6 d; 利用超声疲劳实验技术, 在室温下分别对这两组试样进行超高周疲劳性能测试; 利用电子显微镜观察疲劳断口并对裂纹源进行 X 射线能谱分析, 研究其裂纹萌生机理, 并与未经浸泡的同种材料的超声疲劳性能进行对比分析。结果 模拟体液浸泡后的材料的 *S-N* 曲线与未经浸泡时的趋势相近, 在  $10^4 \sim 10^8$  周次范围内的疲劳寿命都呈连续下降状态, 在  $10^7 \sim 10^8$  周次循环范围内曲线下降趋势有所变慢; 模拟体液浸泡后的试样在  $10^7$  周次之前寿命下降更快,  $10^7$  周次之后模拟体液浸泡过的试样寿命比未处理的试样寿命低; 浸泡 6 d 后的试样的寿命和浸泡 2 d 后的相差不大。疲劳循环超过  $10^7$  周次后, 仍然发生疲劳断裂, 并不存在传统意义上的疲劳极限。疲劳寿命  $10^8$  周次以后的试样疲劳裂纹在内部萌生, 一般为铝元素聚集区; 疲劳寿命  $10^7$  周次以前裂纹一般萌生于试件表面, 有些试件出现了多处裂纹源。结论 模拟体液浸泡会降低 Ti-6Al-4V 钛合金的超高周疲劳性能; 随着循环周次的增加, 裂纹萌生由试件表面向其内部转换。

**关键词:** 钛合金; 体液浸泡; 疲劳测试; 疲劳断口; *S-N* 曲线; 断裂力学

中图分类号: R 318.01 文献标志码: A

## Ultra-high cycle fatigue behaviors of implanted Ti-6Al-4V in high frequency after subjection to simulated body fluid

LIU Yong-jie<sup>1</sup>, OUYANG Qiao-lin<sup>2</sup>, TIAN Ren-hui<sup>1</sup>, WANG Qing-yuan<sup>1</sup> (1. Department of Mechanics and Engineering Science, Sichuan University, Chengdu 610065, China; 2. Luoyang LYC Bearing Co. Ltd., Luoyang 471039, China)

**Abstract: Objective** To study the ultra-high cycle fatigue behaviors of the Ti-6Al-4V alloy implant after subjection to simulated body fluid (SBF) environment exceeding  $10^7$  cycles, and to predict its service life. **Method** The Ti-6Al-4V alloy specimens were subjected to SBF in two groups for two days and six days respectively; using the ultrasonic fatigue testing technique, the ultra-high cycle fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy after subjection to SBF in body temperature were studied and the initiation mechanisms of fatigue cracks were investigated and analyzed with scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive atomic X-ray (EDA X-ray). Then, a comparison with corresponding behaviors of the normal Ti-6Al-4V alloy was made. **Results** The *S-N* curve of the Ti-6Al-4V alloy after subjection had the similar tendency as that of the normal one, showing that they descended continuously during  $10^4$  and  $10^8$  cycles and the descending tendency was lower in the region of  $10^7 \sim 10^8$  cycles; the life of the specimens after subjection dropped before the fatigue life of  $10^7$  cycles and was smaller after the fatigue life of  $10^7$  cycles than that of the normal ones; the life of the specimens subjected for six days had little difference with that subjected for two days; fracture could still occur beyond  $10^7$  cycles, showing that there was no fatigue limit as the traditional fatigue conception described. Fatigue cracks mainly initiated from the surface of specimen before

收稿日期:2010-09-27; 修回日期:2010-11-05

基金项目:国家杰出青年科学基金资助项目(10925211), 国家自然科学基金资助项目(10772125)。

通讯作者:王清远, 教授, 博士研究生导师, Tel: (028) 85405389; E-mail: wangqy@scu.edu.cn。

the fatigue life of  $10^7$  cycles and some specimens had multiple crack initiation sites; fatigue failure initiated from internal inclusion where mostly the element Al aggregated after the fatigue life of  $10^8$  cycles. **Conclusions** The ultra-high cycle fatigue properties of the Ti-6Al-4V alloy decrease a little with SBF subjection; the initiation site of the fatigue crack changes from the surface to the internal defect with the increase of the number of cycle.

**Key words** : Titanium alloy; Simulated body fluid (SBF); Fatigue testing; Fatigue cracks; S-N curve; Fracture mechanics

目前,钛及钛合金医用金属材料已在人工关节、人工骨、接头脚板、断骨固定器、脊骨矫正杆、骨髓内钉、人工心脏瓣膜、牙科植入物、头盖骨等方面获得了广泛的应用。钛和钛合金的密度小,和骨骨的密度近似,强度大,弹性模量低,机械加工性能好,生物相容性好,耐蚀性能优异,是一种理想的医用植入物材料<sup>[1-3]</sup>。Ti-6Al-4V合金是目前生物工程中最常用的材料之一,认识Ti-6Al-4V合金在生理环境下的腐蚀性能、力学特性和疲劳特性有着重要意义。Ti-6Al-4V合金属于在体液环境下不会发生钝态破坏的金属。Ti-6Al-4V合金的氧化膜生长也较快,容易在表面生成一层牢固附着的致密的氧化物保护膜。牟战旗等<sup>[4]</sup>模拟了体液的配方并认为Ti-6Al-4V合金在人体液环境中具有优越的耐局部腐蚀性,而且不发生点蚀和缝隙腐蚀。但宋应亮等<sup>[5]</sup>报道了Ti-6Al-4V合金骨内段钛和钒贫化现象,出现了小孔腐蚀。临床经验证明,Ti-6Al-4V合金植入物器件在人体中会发生钝化膜的破裂和显见的腐蚀,并且有缓慢的钛离子释放到人体组织中去的过程,有时在植入物器件摩擦表面及其附近出现黑色,这是因为Ti-6Al-4V合金有较高的磨损腐蚀敏感性。在应力腐蚀方面,体外的浸泡实验表明,钛合金对于应力腐蚀断裂是敏感的。在某些环境下,应力腐蚀的作用可以使钛合金的裂纹扩展的临界应力强度因子( $\Delta K$ )比在空气中下降 $2/3$ <sup>[6]</sup>。Dobbs等<sup>[7]</sup>和Imam<sup>[8]</sup>分别研究了Ti-6Al-4V合金材料在Ringer's液和Hank's液中的腐蚀疲劳,发现Ti-6Al-4V合金的抗腐蚀疲劳门槛值大于550 MPa,而且在高应力下,其腐蚀疲劳寿命较低应力下长。

钛基植入物往往在人体内要承受低应力幅的交变载荷的作用,如人工关节每年在人体内要承受约 $3.6 \times 10^6$ 次,且数倍于人体重量的载荷冲击和磨损。为预测Ti-6Al-4V合金植入物的使用寿命,研究其生理环境下 $10^7$ 以后的超高周疲劳行为是有必

要的。本文首先研究分析了未经浸泡的Ti-6Al-4V合金的超高周疲劳性能作为对比实验。然后,参照Ti-6Al-4V合金植入物材料在人体中的服役环境,采用了预腐蚀的实验方法<sup>[9]</sup>,设计了两组超高周疲劳实验(在恒温37℃在模拟体液中浸泡2 d和6 d),并结合扫描电子显微分析技术(scanning electron microscopy, SEM)、X射线能谱分析方法(energy dispersive atomic X-Ray, EDA)对其疲劳断口形貌进行显微分析,揭示其超高周疲劳断裂行为和疲劳断裂机理。

## 1 疲劳试样的制备

### 1.1 实验材料及试样尺寸

实验材料为宝鸡有色金属加工厂所提供的Ti-6Al-4V合金棒材,其主要化学成分(质量分数,%)和力学性能分别见表1和表2。

表1 材料的化学成分(%)

Tab.1 The chemical composition of specimen(%)

Ti	Al	V	Fe	Si	C	N	H	O
余量	5.5~6.8	3.5~4.5	0.30	0.15	0.10	0.05	0.015	0.20

表2 材料的力学性能

Tab.2 The mechanical properties of specimen

$E/\text{GPa}$	$\sigma_s/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\rho/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$	$A/\%$
106	1009	891	4440	10

超声疲劳实验<sup>[10]</sup>要求满足疲劳试样的固有谐振频率与超声疲劳实验系统频率相同的条件,试样的尺寸需要进行计算设计。试样解析计算时假设试样中间段曲线为悬链线,但机械加工困难,通常在试样设计计算完成后,用圆弧曲线代替悬链线。由于几何近似引起误差非常小,则可以假设由几何误差引起的应力分布、谐振长度、振动频率及应力位移系数的误差也是很小的,两者误差在1%以内。因此

实验试件加工为中间圆弧线, 两端为圆柱体的喇叭型, 几何外形如图 1 所示, 具体几何尺寸见表 3。  $R_0$  为中间段圆弧线的曲率半径,  $R_1$  和  $R_2$  分别为试件在  $x=0$  和  $x=L$  处的截面半径,  $L_1$  为圆弧线状变截面的长度,  $L_2$  为试件的谐振长度。

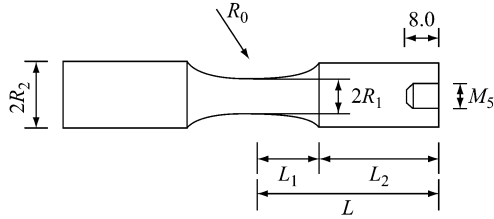


图 1 疲劳试件的几何形状  
 Fig. 1 Geometrical characteristics of specimen

表 3 试件几何尺寸

Tab. 3 Physical dimensions of specimen

$R_1$ /mm	$R_2$ /mm	$R_0$ /mm	$L_1$ /mm	$L_2$ /mm
1.5	5.0	31	14.3	16.1

## 1.2 浸泡处理

人工模拟体液 (simulated body fluid, SBF) 按照 Kokubo 等<sup>[11]</sup> 介绍的程序制备, 用 HCl 及 Tris 将溶液 pH 调节至 7.4。人体血浆与 SBF 离子浓度对比如表 4 所示。两组试样分别为 17 个, 浸泡在 400 mL SBF 溶液中, 浸泡时间分别为 2 d 和 6 d, 恒温 37℃, 每 2 d 更换一次溶液。取出后用去离子水清洗, 室温干燥。

表 4 人体血浆与 SBF 中离子的浓度对比 (mmol/L)

Tab. 4 Ion concentrations of SBFs and human blood plasma (mmol/L)

	离子						
	$\text{Na}^+$	$\text{K}^+$	$\text{Ca}^{2+}$	$\text{Mg}^{2+}$	$\text{HCO}_3^-$	$\text{Cl}^-$	$\text{HPO}_4^{3-}$ $\text{SO}_4^{2-}$
血浆	142.0	5.0	2.5	1.5	27.0	103.0	1.0 0.5
SBF	142.0	5.0	2.5	1.5	4.2	148.5	1.0 0.5

## 2 实验条件

超声波振动加速疲劳 (简称超声疲劳) 实验技术起源于 20 世纪 50 年代。近几十年来, 该实验技术被广泛应用于材料在高周及超高周范围内的疲劳

性能研究<sup>[12-14]</sup>。超声疲劳实验是在日本岛津公司生产的 USF-2000 型超声疲劳实验系统上完成。实验之前, 用 400#、800#、1000#、1200# 金相砂纸沿  $L$  方向打磨试样表面, 使试样表面光洁度达到要求。实验采用超声疲劳实验载荷为轴向拉压对称的循环载荷, 应力比  $R = -1$ , 载荷频率  $f = 20$  kHz。为了保证试样表面温度与室温相当, 实验中同时采用压缩冷凝空气作为降温介质和间歇实验的方法 (工作 500 ms, 间歇 200 ms), 以控制试样因吸收超声振动能量和内部摩擦生热而产生的升温现象。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 S-N 曲线

图 2 给出了疲劳实验的  $S-N$  曲线, 3 组数据点分别代表 Ti-6Al-4V 合金未经处理、在模拟体液中恒温 37℃ 下分别预浸泡 2 和 6 d。经比较, 发现 Ti-6Al-4V 合金在模拟体液中恒温 37℃ 下浸泡 2 d、6 d 后, 与未经浸泡时的  $S-N$  曲线的趋势相近, 在  $10^4 \sim 10^8$  周次范围内的疲劳寿命 ( $S-N$ ) 曲线呈连续下降状态, 在  $10^7 \sim 10^8$  周次循环范围内曲线下降趋势有所变缓。将 3 组  $S-N$  实验数据通过对数线性拟合, 可以表达为:

$$\left. \begin{aligned} S &= -4.829 \ln(N) + 765.25 && \text{未处理} \\ S &= -8.9773 \ln(N) + 826.09 && \text{浸泡 2 d} \\ S &= -7.1744 \ln(N) + 802.11 && \text{浸泡 6 d} \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

从式(1)中可以看出: 模拟体液浸泡后的试样在  $10^7$  周次之前寿命下降更快。另外, 结合图 2 可以看出,  $10^7$  周次之后模拟体液浸泡过的试样寿命比未处理

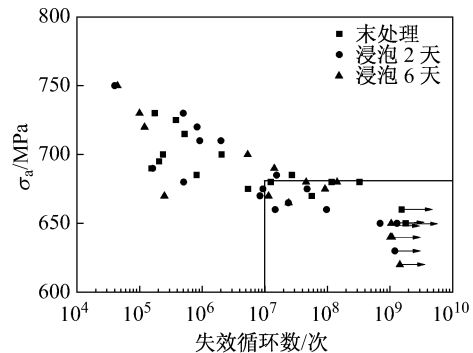


图 2 Ti-6Al-4V 合金在模拟体液中浸泡 2 d、6 d 以及未处理的  $S-N$  曲线

Fig. 2  $S-N$  curves of Ti-6Al-4V dipped in SBF for 2 d, 6 d and untreated respectively

的试样寿命低;浸泡6 d后的试样的寿命和浸泡2 d后的相差不大。从S-N曲线还可以看到,疲劳循环周次超过 $10^7$ 周次后,3组试样仍然发生疲劳断裂,并不存在传统意义上的疲劳极限。

### 3.2 断口观察

使用扫描电镜(scanning electron microscopy, SEM)对Ti-6Al-4V合金试样循环数在 $10^5 \sim 10^8$ 周次范围内断裂的试样断面进行显微分析,观察断口宏观和微观形貌,探索疲劳裂纹萌生位置和萌生机理。

#### 3.2.1 模拟体液浸泡2 d的试样

图3为 $\sigma_{\max} = 720 \text{ MPa}, N_f = 8.32 \times 10^5$ 循环时低周疲劳断裂的断口特征。图3(a)为断口宏观形貌图,从断口侧面外观形貌分析清晰的看到相应于断裂过程3阶段的区域:疲劳核心区,疲劳裂纹扩展区和瞬时破断区。由于试样受到高应力作用,裂纹的扩展还未发展充分就已经断裂,故从图中可以看到大面积的瞬断区。图3(b)为源区高倍形貌图,可见疲劳裂纹形核位置在试样表面。图3(c)为试样裂纹扩展区的高倍形貌图,从图中可以观察到扩展区中材料明显的塑性变形,出现很大的裂痕。

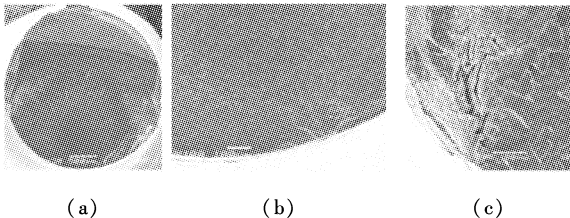


图3 低周疲劳断裂的断口特征( $\sigma_{\max} = 720 \text{ MPa}, N_f = 8.32 \times 10^5$  循环) (a)断口宏观形貌, (b)裂纹源区高倍形貌, (c)裂纹扩展区的高倍形貌

Fig.3 Characteristics of fracture surface of low cycle fatigue ( $\sigma_{\max} = 720 \text{ MPa}, N_f = 8.32 \times 10^5 \text{ cycles}$ ) (a) Overall view of fracture surface, (b) Crack initiation area at high magnification, (c) Crack propagation area at high magnification

图4为 $\sigma_{\max} = 665 \text{ MPa}, N_f = 2.38 \times 10^7$ 循环时高周疲劳断裂的断口特征。图4(a)为断口宏观形貌图,从图中可观察到扩展区呈现明显的放射线。图4(b)为源区高倍形貌,可见,疲劳裂纹源萌生于试样内部的一个材料缺陷。图4(c)显示试样裂纹扩展区的高倍形貌,可以观察到裂纹扩展区中材料明显的塑性变形,出现很大的裂痕。

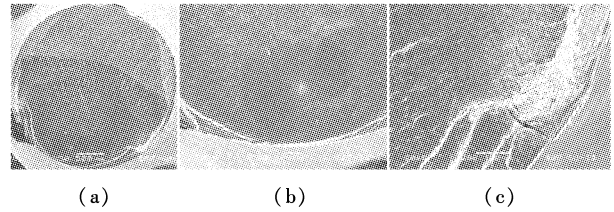


图4 高周疲劳断裂的断口特征( $\sigma_{\max} = 665 \text{ MPa}, N_f = 2.38 \times 10^7$  循环) (a)断口宏观形貌, (b)裂纹源区高倍形貌, (c)裂纹扩展区的高倍形貌

Fig.4 Characteristics of fracture surface of high cycle fatigue ( $\sigma_{\max} = 665 \text{ MPa}, N_f = 2.38 \times 10^7 \text{ cycles}$ ) (a) Overall view of fracture surface, (b) Crack initiation area at high magnification, (c) Crack propagation area at high magnification

图5为 $\sigma_{\max} = 650 \text{ MPa}, N_f = 6.97 \times 10^8$ 循环时超高周疲劳断裂的断口特征。图5(a)为断口低倍形貌图,从图中可见,疲劳裂纹源萌生于试样内部缺陷,且扩展区的第一扩展阶段的面积非常大,扩展区的第二阶段呈放射性向四周延伸,试样周围出现明显的塑性变形。图5(b)为源区高倍形貌,对该区进行X射线能谱分析,结果如图5(c)所示,发现该区域含有大量铝元素。

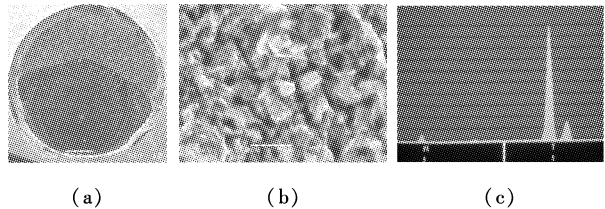


图5 超高周疲劳断裂的断口特征( $\sigma_{\max} = 650 \text{ MPa}, N_f = 6.97 \times 10^8$  循环) (a)断口宏观形貌, (b)裂纹源区高倍形貌, (c) X射线能谱分析结果

Fig.5 Characteristics of fracture surface of ultra-high cycle fatigue ( $\sigma_{\max} = 650 \text{ MPa}, N_f = 6.97 \times 10^8 \text{ cycles}$ ) (a) Overall view of fracture surface, (b) Crack initiation area at high magnification, (c) Energy dispersive atomic X-ray result

#### 3.2.3 模拟体液浸泡6 d的试样

图6为 $\sigma_{\max} = 670 \text{ MPa}, N_f = 2.45 \times 10^5$ 循环时,高应力低周次的疲劳显微断口形貌。图6(a)为断口宏观形貌,从图中可以看出,裂纹疲劳裂纹形核于试样表面,扩展区域呈现清晰的放射状条纹,并且伴有明显的贝纹线。从图6(a)中发现在试样靠近表面有个夹杂,如图6(b)所示,在断裂过程中引起了试件的明显的塑性变形,对夹杂物进行X射线能谱分析,结果如图6(c)所示,该夹杂物含有铝、硅、硫等元素。

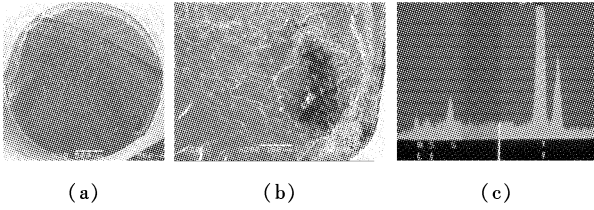


图6 低周疲劳断裂的断口特征 ( $\sigma_{\max} = 670$  MPa,  $N_f = 2.49 \times 10^5$  循环) (a)宏观形貌, (b)夹杂物放大图, (c) X射线能谱分析结果

Fig. 6 Characteristics of fracture surface of low cycle fatigue ( $\sigma_{\max} = 670$  MPa,  $N_f = 2.49 \times 10^5$  cycles) (a) overall view of fracture surface, (b) Inclusion at high magnification, (c) Energy dispersive atomic X-ray result

图7也是一个高应力低周次试件的疲劳显微断口,  $\sigma = 720$  MPa,  $N_f = 1.20 \times 10^5$  循环。图7(a)为试件断口的宏观形貌,从图中可以看出,裂纹疲劳裂纹形核于试件表面,扩展区域呈现清晰的放射状条纹,并且有多处台阶。图7(b)为源区高倍形貌图,可以观察到疲劳裂纹形核位置有多处,这些裂纹源都是在试件表面萌生。图7(c)为裂纹扩展区高倍形貌,从图中可以看到,和前面的形貌一样,试件周围出现明显的塑性变形并伴有大量裂纹。

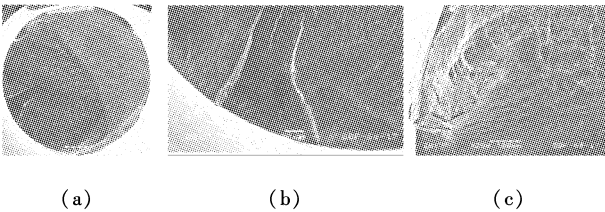


图7 低周疲劳断裂的断口特征 ( $\sigma_{\max} = 720$  MPa,  $N_f = 1.20 \times 10^5$  循环) (a)断口宏观形貌, (b)裂纹源区高倍形貌, (c)裂纹扩展区高倍形貌

Fig. 7 Characteristics of fracture surface of low cycle fatigue ( $\sigma_{\max} = 720$  MPa,  $N_f = 1.20 \times 10^5$  cycles) (a) Overall view of fracture surface, (b) Crack initiation area at high magnification, (c) Crack propagation area at high magnification

图8是  $\sigma = 670$  MPa,  $N_f = 1.15 \times 10^7$  循环时超声疲劳断裂的显微图像,这是个典型的高周次断口形貌。图8(a)为断口宏观形貌,从图中可以观察到疲劳断口的3个特征区域。图8(b)为源区高倍形貌图,可以看出该试样的疲劳裂纹萌生于试件表面,裂纹源断口形貌平整。图8(c)为裂纹扩展区高倍形貌,可以看到台阶和裂纹。

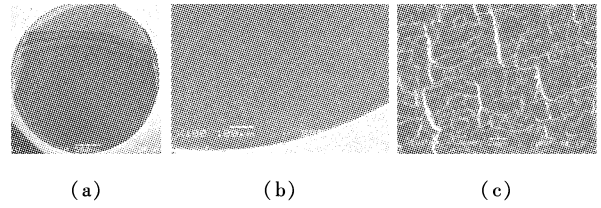


图8 高周疲劳断裂的断口特征 ( $\sigma_{\max} = 670$  MPa,  $N_f = 1.15 \times 10^7$  循环) (a)断口宏观形貌, (b)裂纹源区高倍形貌, (c)裂纹扩展区高倍形貌

Fig. 8 Characteristics of fracture surface of high cycle fatigue ( $\sigma_{\max} = 670$  MPa,  $N_f = 1.15 \times 10^7$  cycles) (a) Overall view of fracture surface, (b) Crack initiation area at high magnification, (c) Crack propagation area at high magnification

图9是一个超高周疲劳断裂的显微断口照片 ( $\sigma = 680$  MPa,  $N_f = 1.43 \times 10^8$  循环)。图9(a)为断口宏观形貌,图9(b)为源区高倍形貌图,图9(c)是试件裂纹扩展区的高倍形貌图。从图9(a)和(b)可知,疲劳裂纹源萌生于试件内部的一个缺陷并且该萌生区面积比较大,试件周围出现明显的塑性变形,扩展区呈放射线向四周延伸,并且伴随台阶和疲劳辉纹(见图9(c))。

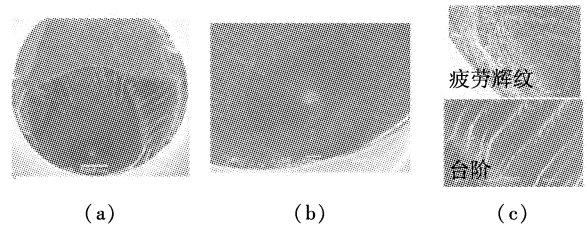


图9 超高周疲劳断裂的断口特征 ( $\sigma_{\max} = 680$  MPa,  $N_f = 1.43 \times 10^8$  循环) (a)断口宏观形貌, (b)裂纹源区高倍形貌, (c)裂纹扩展区高倍形貌

Fig. 9 Characteristics of fracture surface of ultra-high cycle fatigue ( $\sigma_{\max} = 680$  MPa,  $N_f = 1.43 \times 10^8$  cycles) (a) Overall view of fracture surface, (b) Crack initiation area at high magnification, (c) Crack propagation area at high magnification

### 3 结论

(1) 模拟体液浸泡后的 Ti-6Al-4V 合金的  $S-N$  曲线与未经处理时的趋势相近,在  $10^4 \sim 10^8$  周次范围内的疲劳寿命呈连续下降状态,在  $10^7 \sim 10^8$  周次循环范围内曲线下下降趋势有所变慢。

(2) 模拟体液浸泡后的 Ti-6Al-4V 合金试样在  $10^7$  周次之前寿命下降更快,  $10^7$  周次之后模拟体液

浸泡过的试样寿命比未处理的试样寿命低,即模拟体液浸泡会降低 Ti-6Al-4V 合金的超高周疲劳性能;浸泡 6 d 后的试样的寿命和浸泡 2 d 后的相差不大。

(3) 3 组 Ti-6Al-4V 合金试样在疲劳循环周次超过  $10^7$  周次后,仍然发生疲劳断裂,并不存在疲劳极限。

(4) Ti-6Al-4V 合金在模拟体液预浸泡 2 d 和 6 d 后,疲劳寿命在  $10^8$  周次以后的试样疲劳裂纹萌生于试件内部,一般为铝元素聚集区;疲劳寿命在  $10^7$  周次时,试样疲劳裂纹有萌生于内部也有萌生于试件表面,疲劳寿命在  $10^7$  周次以前的试件,裂纹一般萌生于试件表面,有时会出现多个裂纹源。

#### 参考文献:

- [1] 冯颖芳,康浩方,张震. 钛合金医用植入物材料的研究及应用[J]. 稀有金属,2001,25(5):349-354.
- [2] 俞耀庭. 生物医用材料[M]. 天津:天津大学出版社,2000.
- [3] 刘颖,张文光. 钛合金表面表面 TiO<sub>2</sub> 图案化薄膜的溶胶凝胶法制备及其性能研究[J]. 医用生物力学,2010,25(1): 21-25.
- Liu Y, Zhang WG. Preparation and characteristics of patterned TiO<sub>2</sub> thin film on TCA made by sol-gel method[J]. Journal of Medical Biomechanics,2010,25(1):21-25.
- [4] 牟战旗,梁成浩. 钛合金生物医学材料的耐蚀性能[J]. 腐蚀与防护,1998,19(4):151-154.
- [5] 宋应亮,徐君伍,马轩祥. 口腔环境中钛及钛合金腐蚀研究现状[J]. 国外医学生物医学工程分册,2000,23(4): 243-246.
- [6] 浦素云. 金属植入材料及其腐蚀[M]. 北京:北京航空航天大学出版社,1990.
- [7] Dobbs HS, Robertson JLM. Alloys for orthopaedic implant use[J]. Engineering in Medicine, 1982, 11(4):175-182.
- [8] Imam MA. Corrosion fatigue of 316L stainless steel, Co-Cr-Mo Alloy, and ELI Ti-6Al-4V[J]. ASTM STP684,1979:128-143.
- [9] 姜伟之,赵时熙,王春生,等. 工程材料的力学性能[M]. 北京:北京航空航天大学出版社,2000.
- [10] Roth LD. Ultrasonic fatigue testing. In: Metals Handbook [M]. USA:ASM,1985.
- [11] Kokubo T, Takadama H. How useful is SBF in predicting in vivo bone bioactivity[J]. Biomaterials ,2006 ,27 (15) : 2907 - 2915.
- [12] 王清远. 超高强度钢十亿周疲劳研究[J]. 机械强度,2002, 24(1): 81-83.
- [13] 王清远. 超声加速疲劳实验研究[J]. 四川大学学报(工程科学版),2002,34(3):6-11.
- [14] Wang QY, Bathias C, Kawagoishi N, et al. Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength [J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24 (12):1269-1274.