

复合细化超细晶工业纯钛高周疲劳性能

罗 雷, 赵西成, 杨西荣, 刘晓燕

(西安建筑科技大学 陕西省冶金工程技术研究中心, 陕西 西安 710055)

摘 要: 室温下, 超细晶工业纯钛 (UFG CP Ti) 光滑试样在加载频率 $f=25$ Hz、应力比 $R=-1$ 的条件下进行高周应力疲劳测试, 拟合超细晶工业纯钛应力幅 σ_a 与疲劳断裂循环周次 N_f 之间的关系曲线, 并对疲劳断口形貌进行观察分析。结果表明: 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳极限值 σ_{-1} 为 376.5 MPa, 比未退火超细晶工业纯钛的疲劳极限值提高 56.5 MPa。疲劳裂纹源萌生于超细晶工业纯钛的表面, 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳辉纹间距较小, 疲劳裂纹不易扩展, 室温疲劳性能优良。

关键词: 复合细化工艺; 超细晶工业纯钛; 高周疲劳; 疲劳极限; 断口形貌

中图分类号: TG146.4^{†1}

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)07-1929-06

钛及钛合金具有优良的综合机械性能, 如低的密度, 优异的生物相容性、良好的抗疲劳性能和抗蠕变性能, 在航空航天、汽车船舶以及生物医学等领域的应用愈来愈广泛^[1-5]。为了满足生物医学的发展需求, 材料工作者都在积极开发适合长期植入人体的生物医学材料, 已获得应用的钛合金主要有 Ti-6Al-4V^[6-9]。工业纯钛无细胞毒副作用, 适合作为医用材料, 但其耐磨性较差, 强度较低的缺点限制了其在生物医学材料中的广泛应用^[10,11]。组织超细化是提高工业纯钛力学性能和扩大其应用范围的有效途径^[12]。Segal^[13]提出的等径弯曲通道变形 (Equal Channel Angular Pressing, 简称 ECAP) 通过细化晶粒的方法来提高材料的综合机械性能, 是目前制备块体超细晶工业纯钛的主要方法之一^[14,15]。但 ECAP 制备超细晶工业纯钛的强度还不能够达到 Ti-6Al-4V 钛合金的强度水平, 组织不够均匀。为了进一步提高工业纯钛的综合机械性能, 在 ECAP 基础上进一步进行冷加工以提高工业纯钛强度的研究已经展开^[16]。

本研究在室温下采用 ECAP, 冷轧 (Cold Rolling, 简称 CR) 及旋锻 (Rotary Swaging, 简称 RS) 的复合细化工艺制备出超细晶工业纯钛 (UFG CP Ti), 超细晶工业纯钛在室温下具有良好的综合机械性能 (室温拉伸性能、蠕变性能、热稳定性等)。超细晶工业纯钛作为生物医用材料需要承受长时间交变载荷的循环作用, 其失效形式主要表现为疲劳失效, 因此研究复

合细化工艺制备超细晶工业纯钛的疲劳寿命具有重要的实际意义。本工作重点研究超细晶工业纯钛的室温疲劳性能, 并分析超细晶工业纯钛的疲劳断口形貌。

1 实 验

实验所用材料为室温下采用 ECAP+CR+RS 的复合细化工艺制备的超细晶工业纯钛, 然后将复合细化工艺制备超细晶工业纯钛在低温 (200 °C) 条件下退火 60 min, 得到 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛, 将这 2 种超细晶工业纯钛作为材料, 在室温下分别进行高周轴向应力控制疲劳实验, 超细晶工业纯钛的化学成分 (质量分数, %) 列于表 1。

2 种状态的超细晶工业纯钛的透射电镜组织照片如图 1 所示。

观察图 1a 可以发现, 由于剧烈塑性变形导致超细晶工业纯钛组织内部的位错密度增加, 大量的高密度位错缠结形成位错胞 (图 1a 黑色方框区域), 胞内的位错密度较高, 而胞壁处位错密度较低, 分析原因由于复合细化加工过程中, 位错由胞内向胞壁处滑移, 在胞壁处发生对号相消, 使得位错密度逐渐降低, 相

表 1 超细晶工业纯钛的化学成分

Table 1 Chemical composition of UFG CP Ti ($\omega/\%$)					
Fe	C	N	H	O	Ti
<0.20	<0.014	<0.03	<0.0015	<0.18	Bal.

收稿日期: 2016-07-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51474170); 陕西省教育厅专项项目 (15JK1409)

作者简介: 罗 雷, 男, 1985 年生, 博士生, 西安建筑科技大学冶金学院, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82205104, E-mail: luolei@xauat.edu.cn

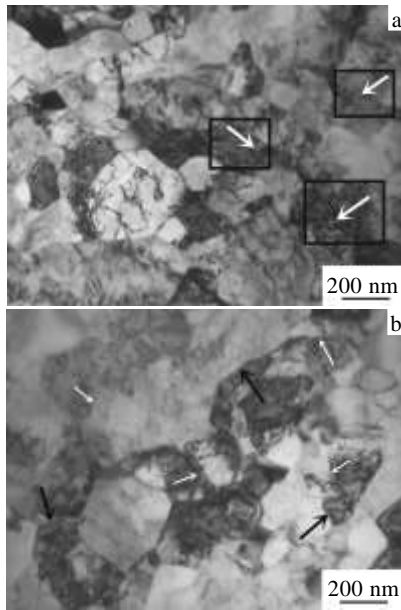


图 1 超细晶工业纯钛的透射电镜组织照片

Fig.1 TEM images of UFG CP Ti (a) and UFG CP Ti after annealing at 200 °C for 60 min (b)

邻位错之间的取向差逐渐增大，在组织内部形成大量亚晶^[17,18]（图 1a 白色箭头所指），用截线法测量超细晶工业纯钛的平均晶粒尺寸约为 180 nm，与粗晶工业纯钛相比，晶粒得到明显细化。

由图 1b 可以看出，超细晶工业纯钛经过 200 °C 退火 60 min 后，组织内部空位得到消除，应力得到释放；位错逐渐向胞壁移动，从图中可以看到明显的位错滑移线（图 1b 白色箭头所示），位错在胞壁处发生湮灭，密度降低；同时相邻亚晶逐渐合并长大，晶界逐渐演变为大角度晶界，晶界逐渐变得平直清晰（图 1b 黑色箭头所指）。变形组织发生动态回复^[19]，晶粒逐渐转变为等轴状，用截线法测量 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的平均晶粒尺寸约为 190 nm，与退火处理前超细晶工业纯钛相比晶粒略微长大。

在室温下进行拉伸试验和高周轴向应力控制疲劳试验。拉伸试验在 Instron-1185 型电子拉伸试验机上进行，应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。高周轴向应力疲劳试验在 Instron-8801 型电液伺服疲劳试验机上进行，疲劳试样为光滑试样，工作区直径为 4 mm，标距为 28 mm（如图 2 所示），疲劳试验过程采用正弦波加载，频率为 $f=25 \text{ Hz}$ ，应力比为 $R=-1$ 。

采用 JEM-200CX 型透射电子显微镜对超细晶工业纯钛进行显微组织观察（图 1）。首先截取 0.5 mm 的样品，粗磨至 0.1 mm，再机械抛光至 40 μm ，采用 MTP-1A 电解双喷仪进行电解抛光得到 TEM 样品，电

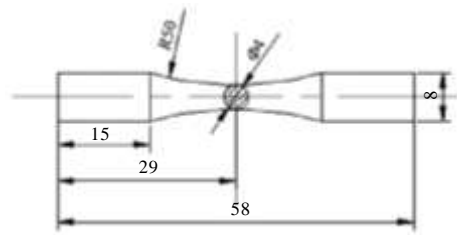


图 2 超细晶工业纯钛的疲劳试样

Fig.2 Fatigue specimen of UFG CP Ti

解液为甲醇:正丁醇:高氯酸=12:7:1，其电压为 30 V，电流为 50 mA，温度约为 $-30 \text{ }^\circ\text{C}$ 。采用 401MVD 型数显显微维氏硬度计测试超细晶工业纯钛的显微维氏硬度，加载载荷为 1.96 N，保压时间为 10 s。利用超声波清洗机对试样断口形貌进行清洗，并在 JSM6700F 型扫描电子显微镜上观察超细晶工业纯钛疲劳试样断裂后的断口形貌。

2 结果与分析

2.1 超细晶工业纯钛的力学性能

超细晶工业纯钛和 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的室温力学性能如表 2 所示。分析表中数据可以看出，超细晶工业纯钛室温下的抗拉强度可达 870 MPa，显微硬度值为 2941 MPa，延伸率不低于 15.5%，断面收缩率不低于 66.0%；200 °C 退火 60 min 的超细晶工业纯钛的抗拉强度为 829.5 MPa，显微硬度值为 2496 MPa，延伸率为 19.5%，断面收缩率为 68.0%，与 Ti-6Al-4V 的强度水平接近，达到了 Ti-6Al-4V 的塑性指标。表明 ECAP+CR+RS 复合细化工艺制备超细晶工业纯钛的强度与塑性匹配良好，适合在生物医学材料中广泛应用。

2.2 超细晶工业纯钛的高周轴向疲劳性能

工程上通过建立应力幅 σ_a 与疲劳断裂循环周次 N_f 之间的实测数据关系曲线来表征材料的疲劳性能。超细晶工业纯钛高周疲劳应力幅与循环次数之间的关

表 2 超细晶工业纯钛的力学性能
Table 2 Mechanical properties of UFG CP Ti

Sample	σ_s/MPa	σ_b/MPa	Hardness, HV/MPa	A/%	Z/%
UFG CP Ti	777	863	2935	17.5	67
	799	877	2947	15.5	66
Average	788.0	870.0	2941	16.5	66.5
Annealing at 200 °C for 60 min	686	828	2489	19.5	68
	683	831	2503	19.5	68
Average	684.5	829.5	2496	19.5	68.0

系曲线可以用方程式 (1) 描述:

$$N_f=A(\sigma_a)^n \tag{1}$$

式中, N_f 为材料的疲劳寿命, σ_a 为加载应力幅, A 为疲劳强度系数, 其值为疲劳线性拟合曲线的截距, n 为疲劳强度指数, 其值为疲劳线性拟合曲线的斜率。

将本研究实验数据应力幅 σ_a 与疲劳断裂循环周次 N_f 分别取对数后通过线形回归拟合出 2 种状态的超细晶工业纯钛在对称循环载荷 (应力比 $R=-1$) 作用下的对数 $S-N$ 曲线如图 3 所示。

由图 3 对数 $S-N$ 曲线可得出 2 种状态下超细晶工业纯钛室温疲劳加载应力幅 σ_a 与疲劳断裂循环周次 N_f 之间的关系方程分别为:

$$\lg\sigma_a=-0.0551\lg N_f+2.89 \tag{2}$$

$$\lg\sigma_a=-0.0531\lg N_f+2.95 \tag{3}$$

其中, 式 (2) 为超细晶工业纯钛 (UFG CP Ti) 室温疲劳关系方程, 相关系数 R 为 0.967; 式 (3) 为 200 °C 退火 60 min 的超细晶工业纯钛室温疲劳关系方程, 其相关系数 R 为 0.969。

分析图 3 可以看出, 超细晶工业纯钛和 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳曲线特性相似, 在高应力幅作用下, 试样在较少的循环交变载荷次数下即发生疲劳断裂失效, 其破坏模式为超细晶工业纯钛表面夹杂物或者表面加工缺陷导致材料在表面发生破坏的模式(Surface defects induced fracture)。随着应力幅的降低, 循环次数逐渐升高, 最终接近疲劳曲线的水平段, 相应的应力幅值即为超细晶工业纯钛的疲劳极限^[20]。超细晶工业纯钛在疲劳极限以下应力幅进行实验时不再发生疲劳破坏。比较图 3 中曲线亦可知, 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳极限强度明显高于超细晶工业纯钛。以循环次数 10^7 次作为材料的疲劳极限, 可得复合细化制备超细晶工业纯钛的疲劳极限值 σ_{-1} 为 320 MPa, 200 °C 退火 60 min 超细晶工业

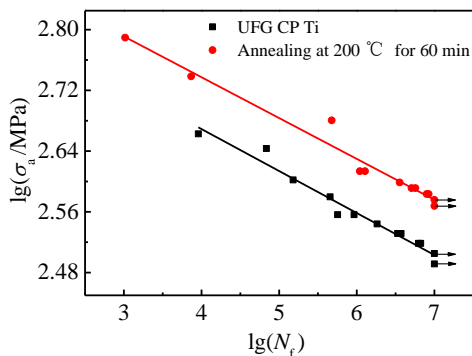


图 3 超细晶工业纯钛的高周轴向应力疲劳 $S-N$ 曲线

Fig.3 $S-N$ curves of UFG CP Ti

纯钛的疲劳极限值 σ_{-1} 为 376.5 MPa。

超细晶工业纯钛及 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳极限与抗拉强度如表 3 所示。

分析表 3 的疲劳数据可以看出, 超细晶工业纯钛经过 200 °C 退火 60 min 的室温疲劳性能得到明显提高, 疲劳极限提高 56.5 MPa, 约为 17.7%。2 种状态的超细晶工业纯钛的疲劳极限 σ_{-1} 和抗拉强度 σ_b 之间满足线性关系, 根据表 3 数据计算可得, 超细晶工业纯钛和 200 °C 退火 60 min 的超细晶工业纯钛的线性关系式分别为:

$$\sigma_{-1}=0.37\sigma_b \tag{4}$$

$$\sigma_{-1}=0.45\sigma_b \tag{5}$$

其中, 式 (4) 为超细晶工业纯钛疲劳极限 σ_{-1} 和抗拉强度 σ_b 之间满足的线性关系; 式 (5) 为 200 °C 退火 60 min 的超细晶工业纯钛疲劳极限 σ_{-1} 和抗拉强度 σ_b 之间满足的线性关系。从上式可以看出, 与 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛相比未退火超细晶工业纯钛具有较高的疲劳极限和疲劳稳定性。

研究分析可知, 超细晶工业纯钛内部的位错及晶界可以影响材料的抗拉强度和疲劳极限。粗晶工业纯钛经 ECAP+CR+RS 复合细化工艺制备出超细晶工业纯钛, 超细晶工业纯钛的组织内部聚集了大量的位错和亚晶界, 位错聚集形成位错胞, 提高了超细晶工业纯钛的抗拉强度^[21]。低温 (200 °C) 退火 60 min 后, 超细晶工业纯钛组织内部的位错由位错胞内向胞壁运动, 胞壁处位错相互作用发生湮灭, 位错密度降低, 同时晶界开始滑移, 使得超细晶工业纯钛发生软化, 抗拉强度降低; 同时位错之间的交互作用会阻碍自由位错的滑移和湮灭, 即有效阻止了超细晶工业纯钛发生动态回复, 晶粒长大以及循环软化^[22], 使得 200 °C 退火 60 min 的超细晶工业纯钛 (Annealing at 200 °C for 60 min) 的组织稳定性增加, 其抗疲劳性能也得到了显著的提高。

2.3 超细晶工业纯钛的疲劳断口形貌

超细晶工业纯钛室温疲劳断口形貌如图 4 所示。疲劳断口形貌可以直观地呈现超细晶工业纯钛疲劳裂纹的萌生、增长及扩展, 最终发生断裂的特征。

表 3 超细晶工业纯钛的疲劳极限与抗拉强度
Table 3 Fatigue limit and ultimate tensile strength of UFG CP Ti (MPa)

Sample	Fatigue limit, σ_{-1}	Ultimate tensile strength, σ_b
UFG CP Ti	320.0	870.0

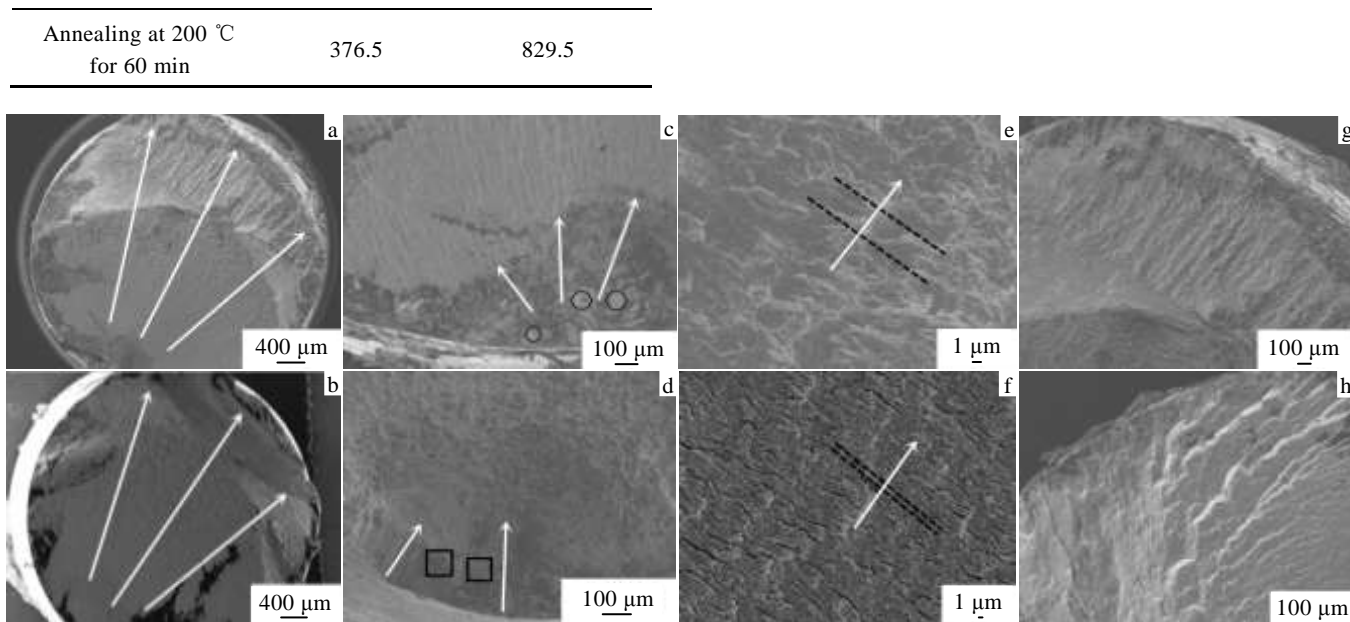


图 4 超细晶工业纯钛疲劳断口形貌

Fig.4 Fatigue fractographs of UFG CP Ti: (a, c, e, g) UFG CP Ti; (b, d, f, h) UFG CP Ti after annealing at 200 °C for 60 min

从图 4 可以看出,复合细化工艺制备超细晶工业纯钛(图 4a)和 200 °C 退火 60 min 的超细晶工业纯钛(图 4b)的宏观断口形貌均非常平滑,具有明显的疲劳裂纹萌生区、疲劳裂纹稳定扩展区和瞬时断裂区,整个疲劳过程裂纹扩展方向如图 4a, 4b 中白色箭头所示。

疲劳裂纹萌生于超细晶工业纯钛表面(图 4c, 4d)。实验过程中,超细晶工业纯钛疲劳裂纹萌生区长时间暴露在空气环境中,裂纹扩展速率较慢,裂纹两侧不断重复张开,闭合的磨损过程,不同高度萌生的裂纹在扩张中相遇,最终汇合在一起形成辐射状的条纹或者台阶^[23]。复合细化超细晶工业纯钛的疲劳裂纹萌生区的宏观形貌(图 4c)具有如下特征:断口颜色较深,氧化较为严重,断面平坦光滑,可见闪亮的小刻面(图 4c 黑色圆圈处),同时可观察到放射状条纹(图 4c 白色箭头所示)。200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳裂纹萌生区的宏观形貌如图 4d 所示。可以看出,裂纹萌生区的氧化严重,颜色较深、断面细密,有明显向外辐射的放射台阶(图 4d 黑色方框所示)和放射状条纹(图 4d 白色箭头所示),说明 200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳裂纹萌生较为困难,疲劳性能优于未退火超细晶工业纯钛。

随着疲劳试验进行,疲劳裂纹逐渐向材料内部扩张,形成疲劳裂纹稳定扩展区,如图 4e, 4f 所示。裂纹扩展方向与正应力相垂直,同时在断面上可以看到一系列明显的、相互之间基本平行的、略带弯曲的波浪形条纹(图 4e, 4f 黑色虚线所示),这些条纹即疲

劳辉纹,疲劳辉纹与裂纹局部扩展方向(图 4e, 4f 白色箭头表示裂纹局部扩展方向)相垂直。每一条辉纹代表 1 次交变应力循环,同时每条辉纹表示该循环下裂纹前端的位置,疲劳辉纹在数量上与超细晶工业纯钛所完成的疲劳交变循环次数相等^[24]。该区域主要是由小尺寸的裂纹缓慢扩展形成的,由于交变应力的持续作用,裂纹两侧不断重复张开、闭合过程,使得裂纹两侧不停地发生相互摩擦和挤压,最终在疲劳断口上形成平滑且光亮的区域,该区域以解理断裂为主^[25]。

在交变应力的持续作用下,材料发生循环变形,断口表面出现滑移台阶^[26],由于裂纹尖端的应力集中,以及裂纹相互连接达到临界尺寸,超细晶工业纯钛在拉应力作用下发生失稳扩展直至断裂,此区域为瞬时断裂区。观察图 4g, 4h 可以看出,该区域断面粗糙,2 种状态的超细晶工业纯钛宏观形貌均呈现明显的放射条纹及滑移台阶。滑移台阶的形成和晶界的滑移是超细晶工业纯钛发生疲劳断裂的主要原因。

由实验结果可知,200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛具有较高的疲劳强度,即材料在高周疲劳中抵抗疲劳裂纹扩展的能力较强。观察图 4 可以看出,2 种超细晶工业纯钛的断口形貌中疲劳裂纹萌生区和瞬时断裂区均出现放射状条纹和滑移台阶,断裂形貌的差别不大^[27]。二者的差别在于疲劳裂纹稳定扩展区的疲劳辉纹特征有所不同,200 °C 退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳辉纹间距小于超细晶工业纯钛(图 4e, 4f 黑色虚线所示),表明 200 °C 退火 60 min 超细晶工业

纯钛的疲劳裂纹扩展速率小于超细晶工业纯钛, 200 °C退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳裂纹扩展抗力大, 疲劳裂纹不易扩展, 宏观表现为具有较高的疲劳极限, 抗疲劳性能优良。

3 结 论

1) 复合细化工艺制备超细晶工业纯钛的抗拉强度为 870 MPa; 200 °C退火 60 min 超细晶工业纯钛的抗拉强度为 826.5 MPa, 接近于 Ti-6Al-4V 的强度指标。

2) 室温下, 200 °C退火 60 min 超细晶工业纯钛的应力幅 σ_a 与疲劳断裂循环周次 N_f 之间的关系为: $\lg\sigma_a = -0.0531\lg N_f + 2.95$, 对应疲劳极限值 σ_{-1} 为 376.5 MPa, 比未退火超细晶工业纯钛的疲劳极限值提高 56.5 MPa。

3) 200 °C退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳极限 σ_{-1} 和抗拉强度 σ_b 之间满足线性关系: $\sigma_{-1} = 0.45\sigma_b$, 具有较高的疲劳极限和疲劳稳定性。

4) 超细晶工业纯钛疲劳断口具有明显的疲劳裂纹萌生区、疲劳裂纹稳定扩展区和瞬时断裂区, 200 °C退火 60 min 超细晶工业纯钛的疲劳辉纹间距小于超细晶工业纯钛, 疲劳裂纹不易扩展, 抗疲劳性能优良。

参考文献 References

- [1] Furqan Shah A, Margarita Trobos, Peter Thomsen *et al. Materials Science and Engineering: C*[J], 2016, 62: 960
- [2] Zhou Lian(周 廉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(8): 577
- [3] Sidambea A T, Figueroa I A, Hamilton H G C *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2012, 212(7): 1591
- [4] Liang Chenghao, Jia Linan, Yuan Chuanjun *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(4): 781
- [5] Zou Wuzhuang(邹武装). *World Nonferrous Metal*(世界有色金属)[J], 2016(1): 70
- [6] Wang Xiaohua, Li Jinshan, Hu Rui *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(5): 1543
- [7] Chen Tao-Hsing, Hsu Yu-Kai. *Computational Materials Science* [J], 2016, 117: 584
- [8] Bolzoni L, Ruiz-Navas E M, Gordo E. *Materials Science and Engineering: C*[J], 2015, 49: 400
- [9] Rahmatia B, Sarhana A A D, Zalnezhad E *et al. Ceramics International*[J], 2016, 42(1): 466
- [10] Schmitz T, Hertl C, Werner E *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2013, 216: 46
- [11] Matykina E, Arrabal R, Valiev R Z *et al. Electrochimica Acta* [J], 2015, 176: 1221
- [12] Roodposhti Peiman Shahbeigi, Farahbakhsh Nasim, Sarkar Apu *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(5): 1353
- [13] Segal V M, Reznikowi, Drobyshvskiy *et al. Russian Metallurgy, English Translation*[J], 1981(1): 99
- [14] Christopher Meredith S, Akhtar Khan S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 219: 257
- [15] Liu Bing(刘 冰), Zhou Qing(周 清), Qu Ruifeng(瞿瑞锋) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2015, 25(4): 959
- [16] Gunderov D V, Polyakov A V, Semenova I P *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2013, 562: 128
- [17] Hajizadeh K, Eghbali B, Topolski K *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2014, 143(3): 1032
- [18] Rodriguez-Calvillo P, Cabrera J M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 625: 311
- [19] Pavel Zháňal, Kristína Václavová, Branislav Hadzima *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 886
- [20] Medvedev A E, Ng H P, Lapovok R *et al. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2016, 57: 55
- [21] Fu Yingqian(付应乾), Dong Xinlong(董新龙). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(1): 102
- [22] Semenova I P, Salimgareeva G K H, Latysh V V *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 503(1-2): 92
- [23] Zhong Liqiong(钟丽琼), Yan Zhen(严 振), Liang Yilong(梁益龙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1224
- [24] Guo Ping(郭 萍), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 277
- [25] Milton Muzvidziwa, Masakazu Okazaki, Kenji Suzuki *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 652: 59
- [26] Su Juanhua(苏娟华), Zhou Tiezhu(周铁柱), Ren Fengzhang(任凤章) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(6): 1471
- [27] Liang Dandan(梁丹丹), Wang Dezhi(王德志), Wang Xiaoying(王小鹰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(12): 2607

High-Cycle Fatigue of Ultra-fine Grained Commercial Purity Titanium by Combined Refining Process

Luo Lei, Zhao Xicheng, Yang Xirong, Liu Xiaoyan

(Metallurgical Engineering Technology Research Center of Shaanxi Province, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: Stress-controlled high-cycle fatigue performance of ultra-fine grained commercial purity titanium (UFG CP Ti) was investigated with a loading frequency of 25 Hz and a stress ratio $R=-1$ at room temperature. The relation between stress amplitude and cycle numbers to failure was fitted, and the fatigue fracture surface of UFG CP Ti specimen was also investigated. The results show that the fatigue limit of the annealed UFG CP Ti specimen at 200 °C for 60 min is 376.5 MPa, which is increased by 56.5 MPa compared with that of the unannealed one. Moreover, the fatigue cracks mainly initiate from the surface of fatigue specimen. The annealed UFG CP Ti specimen exhibits the smaller fatigue striation spacing and lower crack propagation rate than the unannealed one, indicating a higher room temperature fatigue performance.

Key words: combined refining process (ECAP+CR+RS); ultra-fine grained commercial purity titanium (UFG CP Ti); high-cycle fatigue; fatigue limit; fractography

Corresponding author: Yang Xirong, Ph. D., Professor, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: lazy_yxr@163.com