

TC17 钛合金疲劳裂纹扩展速率

郭萍, 张菁丽, 强菲, 辛社伟

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 研究了显微组织形态对 TC17 钛合金疲劳裂纹扩展速率的影响, 并结合裂纹扩展路径进行了分析。结果表明, 对于 TC17 合金, 在裂纹扩展的第 I 阶段和第 III 阶段, 等轴组织随着固溶温度的升高, 扩展速率加快, 显微组织对中速区的裂纹扩展速率影响不大; 对 2 种片层组织结构的裂纹扩展速率分析结果表明, 仅固溶态的组织在裂纹扩展的整个阶段具有较低的裂纹扩展速率, 并且起裂区对应较高的应力强度因子, 裂纹在固溶态组织中的扩展路径较固溶时效态的曲折。

关键词: TC17 钛合金; 疲劳裂纹扩展速率; 裂纹扩展路径

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4358-05

钛合金因具有较高的比强度、抗腐蚀性及优异的热强性等优点, 在航空航天领域获得广泛应用。航空发动机在进行强度设计时, 需要准确可靠的发动机材料参数, 如材料的静拉伸强度、疲劳强度、断裂韧性及裂纹扩展速率等^[1-3]。TC17 合金具有较高的强度、断裂韧性和淬透性, 并且耐热稳定性好、疲劳性能高、热加工性能好, 是一种综合性能优良的富 β 型两相钛合金, 作为压气机盘用在较高推力的发动机上^[4]。关于 TC17 钛合金的微观组织、力学性能、疲劳性能已有众多报道^[5-8], 但相关疲劳裂纹扩展速率的研究相对较少, 本工作主要研究 TC17 钛合金不同显微组织的疲劳裂纹扩展速率, 并结合断口形貌分析裂纹扩展的微观机理。

1 实验

试验所用原材料是经两相区锻造的直径为 Φ 200 mm 的 TC17 钛合金锻棒, 合金的相变点 T_{β} 为 $(890 \pm 10) ^\circ\text{C}$, 棒材原始组织为等轴组织, 如图 1 所示。主要由初生 α 相和转变 β 组成, 材料的名义成分为 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Cr-4Mo, 力学性能取样是沿轴向从棒材上截取 Φ 10 mm \times 70 mm 的试样, da/dN 取样方向为 $T-L$ 向, 经热处理后去除氧化皮, 加工成厚度为 12.5 mm 的紧凑拉伸疲劳裂纹扩展试样。疲劳裂纹扩展速率的测试在 MTS-810 疲劳试验机上完成, 频率 $f=15$ Hz, 应力比 $R=0.1$ 。拉伸试验设备为 Instron1195 电子万能试验机。分别采用 OlympusMG3 光学显微镜和

GMS6460 扫描电子显微镜对试样显微组织和疲劳断口进行观察与分析。

试验采用不同的热处理工艺获得不同的显微组织结构, 相变点以下分别在 800、820、840、860 $^\circ\text{C}$ 保温 2 h 后水淬处理, 接着在 630 $^\circ\text{C}$ 保温 4 h 后空冷进行时效处理, 获得不同 α 相含量的等轴组织。在相变点以上 910 $^\circ\text{C}$ 进行保温 1.5 h 固溶处理, 水淬后获得片层组织, 将相变点以上温度固溶后的其中一组试样进行了随后的时效处理, 时效温度为 630 $^\circ\text{C}$ 保温 4 h 空冷, 另一组试样不进行时效处理, 用来对比相变点以上的固溶态及固溶时效态的疲劳裂纹扩展速率。

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 2 为两相区固溶时效处理试样的显微组织。从图 2 可以看出, 两相区热处理后显微组织表现为典

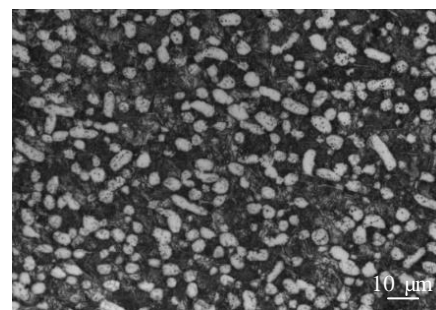


图 1 实验用 TC17 合金的原始组织

Fig.1 Initial microstructure of TC17 alloy

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 陕西省重点研发项目 (2019GY-162, 2020ZDLGY01-07)

作者简介: 郭萍, 女, 1978 年生, 博士, 教授, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86250729, E-mail: gp8440086@163.com

型的双态组织, 在转变 β 的基体上分布着一定数量的 α 相, 这些 α 相大小形状各异, 转变 β 的基体上包含有次生 α 相。随着固溶温度的升高, 组织中初生 α 相尺寸减小, 含量降低, 并且固溶温度越高, 这种特征越明显, 如图 2 中可以发现, 固溶温度在 860 °C 时 (图 2d), 其组织中初生 α 相含量较固溶温度在 800 °C 时的初生 α 相含量明显减少。

图 3 为相变点以上 910 °C 固溶处理的 2 种组织。图 3a 为 910 °C 固溶水冷并时效的显微组织, 图 3b 为仅在 910 °C 固溶水冷 (910 °C/1.5 h, WQ) 的显微组织。从图 3 中可以看出, 相变点以上处理均显示了典型的魏氏组织, 2 种组织均表现为粗大的 β 晶粒, 其区别在于, 仅固溶水冷处理获得粗大的 β 或亚稳 β 晶粒, 而经过时效处理的显微组织, 其固溶过程生成的亚稳 β 相发生分解生成 α 相和稳定的 β , 对基体材料有强化作用, 并且时效后由于亚稳 β 相的分解其晶粒尺寸较固溶态组织的晶粒尺寸小 (如图 3a)。

2.2 疲劳裂纹扩展速率

图 4 显示了两相区处理获得的等轴组织的疲劳裂

纹扩展速率测试结果, 疲劳裂纹扩展一般分 3 个区域, I 区为近门槛区, 即裂纹扩展的初始阶段, II 区为中速扩展区, III 区为裂纹快速扩展区。从图 4 中可以看出, 在裂纹扩展的起始阶段, 较低的应力强度因子范围内, 等轴组织的裂纹扩展速率随着固溶温度的升高有增大的趋势, 裂纹扩展速率受到材料显微组织的影响。并且随着裂纹扩展的进行, 应力强度因子范围不断增加, 进入裂纹扩展的第 II 阶段即中部区域。一般中部区的裂纹扩展速率对显微组织、平均应力和试件的厚度等因素的影响不敏感。从图 4 中也可以看出几种显微组织在第 II 阶段的裂纹扩展速率差异不明显, 在图 4 中表现为, 应力强度因子在 16 ~ 26 MPa $m^{1/2}$ 之间, 几种组织对应的裂纹扩展速率基本一致。随着裂纹进一步扩展, 在应力强度因子约大于 26 MPa $m^{1/2}$ 时, 进入裂纹扩展第 III 区, 即为裂纹快速扩展区, 这一阶段随着应力强度因子的增加, 显微组织对裂纹扩展速率有很大影响。从图中可以看出, 这一区域随着应力强度因子的增大, 几种组织对应的裂纹扩展速率差异增大。随着固溶温度的升高, 在相同的应力强度因子条件下, 裂纹扩展速率越快。

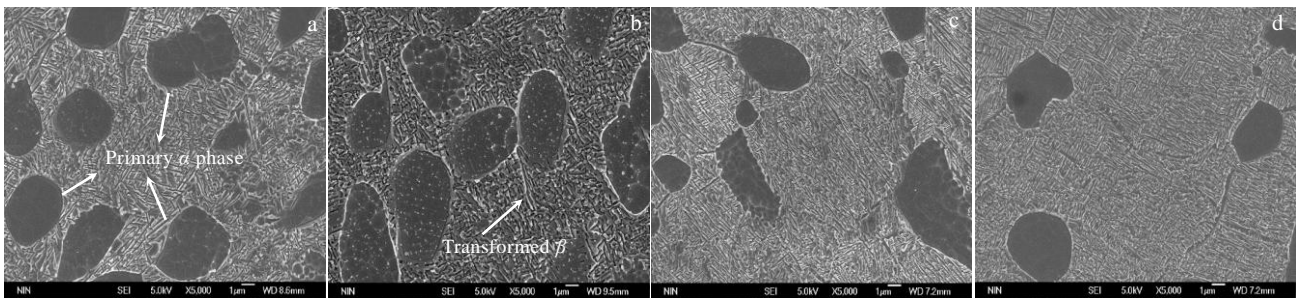


图 2 TC17 钛合金不同热处理条件下的微观形貌

Fig.2 Microstructures of TC17 titanium alloy under different heat treatments: (a) 800 °C/4 h WQ+630 °C/4 h AC; (b) 820 °C/4 h WQ+630 °C/4 h AC; (c) 840 °C/4 h WQ+630 °C/4 h AC; (d) 860 °C/4 h WQ+630 °C/4 h AC

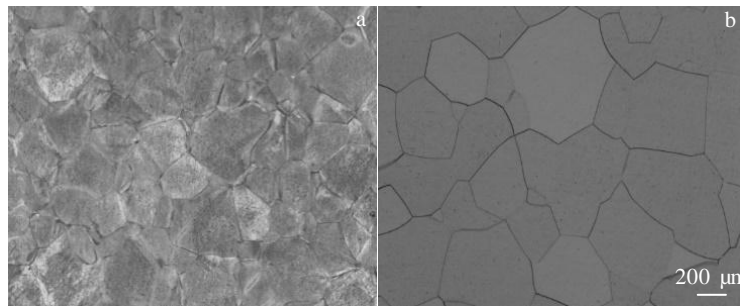


图 3 TC17 钛合金 910 °C 固溶的片层组织

Fig.3 Lamellar microstructure of TC17 titanium alloy after solid solution treatment: (a) 910 °C STA and (b) 910 °C/1.5 h WQ

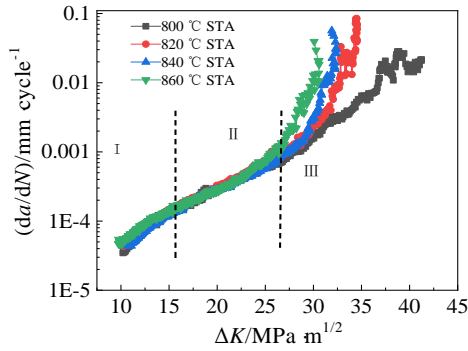


图 4 TC17钛合金两相区不同热处理试样的疲劳裂纹扩展速率
Fig.4 Fatigue crack growth rate of TC17 titanium alloy specimens under different heat treatments

结合图 2 中几种热处理工艺对应的显微组织可以看出，几种组织的主要区别在于初生 α 相和 β 转变相相对含量的变化，固溶温度升高，初生 α 相含量减少， β 转变相的含量相对增加。从图 2 中可以看出在相变点以下较高的温度处理后组织中的 β 转变相尺寸较小（图 2d），在循环应力作用下，较小的 β 转变组织对疲劳裂纹扩展阻碍作用较小，较高含量的细小尺寸的 β 转变组织会提升裂纹扩展速率。同时初生 α 相含量的变化也会对裂纹扩展产生一定影响：首先较高含量的初生 α 相在裂纹扩展过程中裂纹尖端具有一定的应变吸收能，初生 α 相含量越多，裂纹扩展过程吸收能量越多，裂纹扩展就会越慢，因此在疲劳载荷作用材料具有较高的扩展阻力；其次较多的 α 含量在裂纹绕过或者穿过时均足以延缓裂纹扩展的进行，因此较高 α 相含量的组织具有较低的裂纹扩展速率。

图 5 所示为 2 种片层组织的疲劳裂纹扩展速率曲线，其中 910 °C STA 为固溶水冷+时效后的曲线，而 910 °C/1.5 h WQ 为未进行时效处理的曲线，可以看出 2 种片层组织对应的裂纹扩展速率差别较大。从图 5 中发现，在裂纹扩展的整个阶段，经过固溶时效处理的试样较未时效处理的试样的裂纹扩展速率明显快。对比 2 条曲线，固溶态组织裂纹起裂在较高的应力强度因子条件下，即 ΔK 约达到 30 MPa m^{1/2} 裂纹才开始缓慢扩展，由于裂纹前期扩展在一个较高的应力强度因子范围，试验过程不断增加载荷，在 F_{max} 达到 22 kN 时，裂纹才开始缓慢扩展，说明该工艺处理的材料的韧性较高，起裂困难。而观察固溶时效态片层组织的裂纹扩展速率曲线，发现在应力强度因子约达到 10 MPa m^{1/2} 时， F_{max} 达到 7 kN 裂纹便开始扩展，随着应力强度因子的增加，裂纹扩展速率加剧。

2.3 疲劳裂纹扩展路径

试验首先给出了 TC17 钛合金等轴组织的疲劳裂纹扩展路径，如图 6 所示。从图中可以看出，等轴组织中裂纹扩展路径平直，扩展过程分枝少，裂纹整体沿着与拉应力垂直的方向扩展。裂纹扩展既有绕过 α 相扩展，也有切过 α 相的扩展。其区别在于较高温处理的等轴组织裂纹扩展路径比较低温度处理的组织的路径曲折，但偏折程度不大，主要是由于 β 转变相含量变化引起的。观察等轴组织的起裂位置，发现裂纹起始扩展主要沿切应力方向进行，但由于等轴 α 相或 β 转变组织的尺寸较小，裂纹经过时不足以引起偏转，导致裂纹很快便沿着与最大拉应力垂直方向扩展。

试验进一步分析了 TC17 钛合金 2 种片层组织的疲劳裂纹扩展路径，如图 7 所示。从片层组织裂纹扩展的试样表面可以看出，在外应力 F 的作用下，裂纹在晶粒内部沿着与主裂纹成一定角度通过位错滑移的方式起裂、产生并长大，从始裂区可以看出，晶粒内部起始的滑移是沿着最大剪应力方向进行，即与主裂纹约呈 45°角方向开始起裂（图 7a 和 7c），并且裂纹在扩展过程会出现多条滑移线，在外应力作用下，一些细小裂纹随着扩展的进行能量降低逐渐消失，最终会形成一条主裂纹沿与外应力垂直的方向扩展。在裂纹扩展始端，一个循环周期内，裂纹尖端区域由于应力集中产生了局部塑性变形，这种塑性变形发生在较小的范围内，即在裂纹扩展面附近的几个晶粒尺寸内。观察图 7c 发现，固溶时效态组织疲劳裂纹起裂部位也是沿最大剪应力方向扩展趋势，但与图 7a 的区别在于裂纹很快便偏转扩展方向沿着与最大拉应力垂直方向扩展，表现出典型的在拉应力作用下扩展特征。

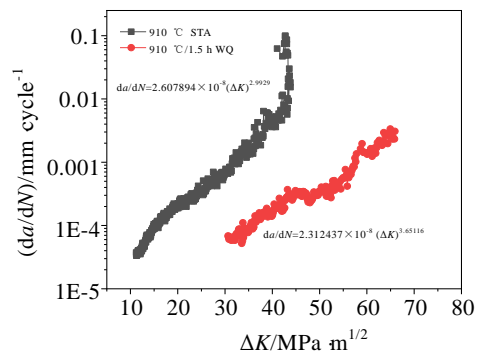


图 5 TC17 钛合金 2 种片层组织的疲劳裂纹扩展速率
Fig.5 Fatigue crack growth rates of TC17 titanium alloy with lamellar microstructures

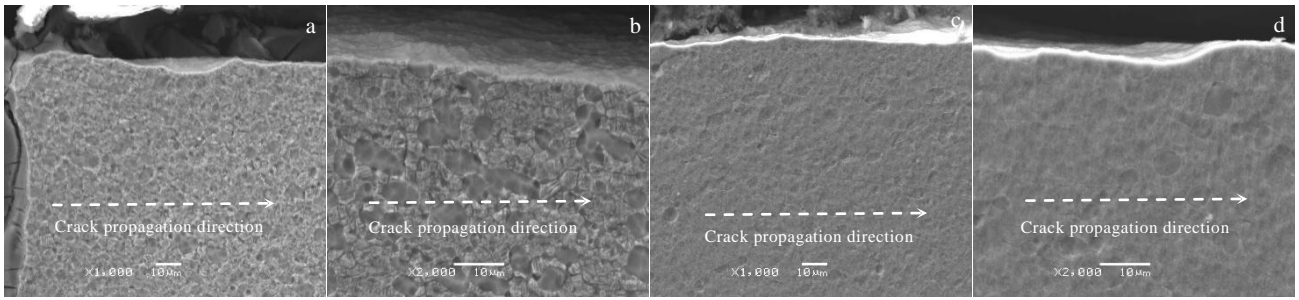


图 6 TC17 钛合金片层组织中疲劳裂纹扩展路径

Fig.6 Fatigue crack growth path in lamellar microstructure of TC17 titanium alloy: (a, b) 800 °C STA; (c, d) 860 °C STA

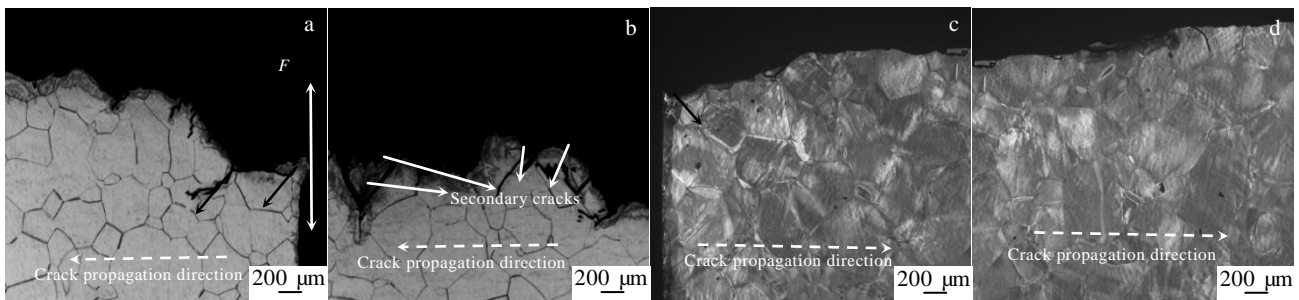


图 7 TC17 钛合金片层组织中疲劳裂纹扩展路径

Fig.7 Fatigue crack growth path in lamellar microstructure of TC17 titanium alloy: (a, b) 910 °C / 1.5 h WQ; (c, d) 910 °C STA

对比图 7 的 2 种组织扩展特征发现, 固溶态组织裂纹扩展路径曲折, 相对应的裂纹扩展速率慢, 而固溶时效态的裂纹扩展路径相对平直, 裂纹扩展速率较快, 这与图 5 中的检测结果相符。一般裂纹扩展的第 I 阶段为裂纹非连续的扩展机制, 裂纹扩展受显微组织、应力水平和环境介质的强烈影响^[9]。本试验过程环境介质相同, 因此二者产生巨大差异的原因主要与组织结构和应力水平关系密切。裂纹扩展的门槛值一般随着晶粒尺寸的增大而增大, 随强度的升高而降低, 本研究中 2 种热处理状态试样屈服强度分别为: 910 °C STA 处理的试样 $R_{p0.2}$ 为 1346 MPa, 而 910 °C / 1.5 h WQ 处理的试样 $R_{p0.2}$ 为 742 MPa, 可以发现仅固溶态的组织较固溶时效态有较低的屈服强度, 并且晶粒尺寸大 (如图 3 所示), 因此始裂区对应的应力强度因子较固溶时效态的高 (如图 5 所示)。从图 5 的分析可以看出固溶态的组织起裂时的应力强度因子 ΔK 约为 $30 \text{ MPa m}^{1/2}$, 并且起始阶段裂纹扩展非常缓慢, 裂纹尖端塑性区在较小的范围进行, 裂纹在滑移平面的位向随晶粒而变化, 裂纹面的位向既有沿着裂纹生长方向扩展, 也存在沿裂纹扩展的前沿方向而改变 (图 7a 所示), 导致裂纹扩展路径的局部曲折和倾斜, 从而使单位裂纹扩展增量的表面积增加及有效应力强度因子的减小, 说明了固溶态组织对应的裂纹扩展在第 I 阶段非常缓慢。

固溶态组织的裂纹在较高应力强度因子条件下起裂, 而在这一阶段固溶时效态的组织已经进入裂纹扩展的第 II 阶段, 虽然显微组织对裂纹扩展的第 II 阶段影响不明显, 但在这一阶段, 由于裂纹尖端塑性区较大, 滑移在若干晶粒的多个滑移平面上同时进行, 晶界对滑移实际上不起作用 (如图 7c、7d 所示), 塑性区内变形均匀, 断面平坦, 裂纹闭合力较小。随着裂纹扩展, 应力强度因子水平进一步提高, 裂纹尖端张开位移增大。循环加载过程中裂纹尖端不会发生闭合, 裂纹扩展加快。而这一阶段的应力强度因子范围属于固溶态组织的起裂阶段, 裂纹扩展慢。从图 7b 中也可以发现, 固溶态组织在裂纹扩展的中速扩展区扩展路径仍然曲折, 沿主裂纹方向裂纹扩展会出现分叉, 产生二次裂纹消耗能量, 阻止裂纹扩展, 从而使整体扩展速率滞后, 进一步说明固溶态较固溶时效态整体裂纹扩展速率慢。

3 结论

- 1) 对于 TC17 合金, 在裂纹扩展的第 I 阶段和第 III 阶段, 等轴组织随着固溶温度的升高, 裂纹扩展速率加快, 显微组织对中速区的裂纹扩展速率影响不大。
- 2) 对 2 种不同片层组织结构的裂纹扩展速率分析结果表明, 仅固溶态的组织在裂纹扩展的整个阶段具有较低的裂纹扩展速率, 并且起裂区对应较高的应力

强度因子。

3) 等轴组织整体裂纹扩展路径平直; 片层组织仅固溶态的组织具有曲折的扩展路径, 固溶时效态由于亚稳相的分解晶粒尺寸变小, 扩展路径相对平直。

参考文献 References

- [1] Yang L N, Liu J R, Tan J *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2014, 30(7): 706
- [2] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(31): 844
- [3] Huang Yu(黄瑜), Tang Huiping(汤慧萍), Jia Wenpeng(贾文鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(12): 2227
- [4] Yang Lina(杨丽娜), Liu Jianrong(刘建荣), Chen Zhiyong(陈志勇) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(2): 487
- [5] Zhang Zhu(张翥), Hui Songxiao(惠松骁), Lu Gang(路纲). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S1): 267
- [6] Zhang Zhu(张翥), Lu Gang(路纲), Hui Songxiao(惠松骁). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S1): 101
- [7] Xu Bin(徐斌), Wang Xiaoying(王晓英), Zhou Jianhua(周建华) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(1): 168
- [8] Wu Bing(吴冰), Li Jinwei(李晋炜), Gong Shuili(巩水利) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(3): 170
- [9] Deng Zengjie(邓增杰), Zhou Jing'en(周敬恩), *Fracture and Fatigue for Engineering Material*(工程材料的断裂与疲劳)[M]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2006: 9, 122

Fatigue Crack Propagation Rate for TC17 Titanium Alloy

Guo Ping, Zhang Jingli, Qiang Fei, Xin Shewei

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Effect of microstructure on the fatigue crack propagation rates for TC17 titanium alloy was studied in this research, and crack growth path was analyzed. The results show that the crack growth rates increase with the temperature rising in the equiaxed structure on the step I and the step III during the crack growth for the TC17 titanium alloy, and the microstructure has little influence on crack growth rate of step II. The analysis conclusions of the crack growth rates for two different lamellar microstructure show that the microstructure under the solution anneal state has lower crack growth rates during the whole crack growth, the initial fracture zone matches higher stress intensity factor, and the crack growth path in solution anneal microstructure is more zigzag than that in microstructure under solution aging state.

Key words: TC17 titanium alloy; fatigue crack growth rate; crack growth path

Corresponding author: Guo Ping, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86250729, E-mail: gp8440086@163.com