

TC17 合金等轴组织和网篮组织的高周疲劳断口

张赛飞, 曾卫东, 周大地, 高雄雄

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 对比分析了 TC17 钛合金 2 种典型组织形态 (等轴组织和网篮组织) 对高周疲劳断口形貌的影响。结果表明: 2 种组织的宏观疲劳断口均呈现出脆性断裂的特征, 疲劳源区均位于试样表面, 但是高周疲劳断口形貌却呈现显著差异, 主要表现在宏观粗糙程度和微观形貌特征 2 个方面。宏观上看, 等轴组织的疲劳断口较为平整, 疲劳裂纹源区和扩展区的面积占断口面积的比例较大, 网篮组织的疲劳断口则非常粗糙, 表面起伏较大, 疲劳断裂区占断口面积的比例较小。微观上看, 2 种组织形态的显微组织特征在断口形貌上均有体现, 等轴组织的微观断口形貌较为细小, 疲劳条带与组织中等轴 α 相具有相似尺寸; 网篮组织的疲劳断口上可以看到 α 片层交织的形貌特征, 二次裂纹遍布裂纹扩展的各个阶段, 疲劳条带与等轴组织中的条带特征也有较大差异。

关键词: TC17 钛合金; 等轴组织; 网篮组织; 疲劳断口

中图分类号: TG1462⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-175-05

TC17 钛合金作为一种富 β 的 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 具有高强度、高韧性和高淬透性等优点, 广泛用于制造航空发动机的风扇和压气机盘类锻件^[1], 也是高推重比发动机用整体叶盘锻件的重要候选材料之一。据普惠公司的统计, 在现代军用燃气涡轮发动机中, 由高周疲劳破坏导致的事发生率高达 24%, 超过了低周疲劳、腐蚀、机械损伤和材料原因引起的破坏数量, 成为所有事故原因中最大的因素^[2]。因此, 高周疲劳是发动机锻件选材的关键指标之一。

众所周知, 两相钛合金的组织状态对热加工历史非常敏感, 而大量研究^[3-5]认为, 钛合金的高周疲劳对其显微组织较为敏感, 这是由于高周疲劳寿命由裂纹形核寿命控制, 而高周疲劳裂纹形核对组织中微区组织不均匀性、有效滑移距离等因素异常敏感。两相钛合金经过常规的两相区锻造可以获得等轴组织, 经过 β 锻造获得网篮组织。传统观点认为, 等轴组织的高周疲劳性能优异, 而网篮或片层组织则相对较差^[6-8], 这也是传统风扇或压气机叶片基本均采用常规锻造工艺的原因之一。然而, 随着发动机部件整体化的设计理念 and 损伤容限的设计思想逐渐被人们接受, 采用 β 锻造工艺制造整体叶盘锻件逐渐成为较为理想的选择。与常规锻造相比, β 锻造获得的网篮组织锻件具有明显较优的断裂韧性和蠕变性能, 而网篮组织能否

满足叶片部位对高周疲劳性能的要求成为 β 锻工艺用于制造 TC17 钛合金整体叶盘的关键。由于疲劳断口的观察和分析可以提供材料疲劳断裂过程中许多方面的信息, 因此, 通过对比研究 TC17 合金 2 种典型组织的高周疲劳断口形貌, 分析其疲劳断裂机理, 为该合金的疲劳失效分析提供参考。

1 实验

试验采用的 TC17 钛合金的名义成分 (质量分数, %) 为 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr, 实测化学成分为 Ti-5.12Al-2.03Sn-2.1Zr-4.04Mo-3.94Cr-0.1Fe-0.012C-0.007N-0.007H-0.12O 见表 1, 基体为 Ti。采用金相法测得 $(\alpha+\beta)/\beta$ 相转变温度为 901 °C。分别采用常规锻造工艺和 β 锻造工艺进行锻造实验, 实验锻件经过固溶和时效热处理后, 从叶片部位沿径向切取并加工光滑疲劳试样, 试样表面机械抛光以保证疲劳测试的表面质量要求, 从锻件上同一位置切取金相试样检查实验件显微组织。

应力疲劳试验按照标准《HB5287-96 金属材料轴向加载疲劳试验方法》进行测试。试验在 25 °C、空气环境中进行, 试样 $K_t=1$, 应力比 $R=-1$ (即对称循环载荷), 频率为 120 Hz, 正弦波加载。

显微组织观察和疲劳断口分析在 JSM-6390A 型

收稿日期: 2016-12-14

基金项目: 国家重点基础研究发展计划项目 (“973” 计划)(2007CB613807); 教育部新世纪优秀人才支持计划(NCE-07-0696)

作者简介: 张赛飞, 男, 1988 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88494298, E-mail: zhsaifei@mail.nwpu.edu.cn

表 1 2 种典型显微组织的定量表征

Table 1 Quantitative characterization of two typical microstructures

Microstructure	α_p content/ vol%	α_p size/ μm	α lamella thickness/ μm	β grain size/ μm
Equiaxed	39.5	4~10	54.65	20~40
Basket-waved	0	-	0.7~1.5	185:395

扫描电子显微镜 (SEM) 上进行。金相试样的制备按照标准程序进行, 采用 HF/HNO₃/H₂O 的混合液腐蚀后进行观察。

2 结果与分析

2.1 TC17 合金的显微组织

图 1 为试验用 TC17 合金 β 锻造工艺获得的显微组织, 组织特征参数列于表 1。图 1a 为常规锻造工艺获得的等轴组织, 可以看到, 等轴 α 相均匀分布在 β 转变基体上, 由于锻后冷却和热处理过程中析出的 α 片层较为细小, 从图中仅能观察到沿 β 晶界析出的较厚 α 片层。等轴 α 相球化良好, 且分布较为均匀, 直径为 4~10 μm , 体积分数为 39.5%。由于等轴 α 相对 β 晶界具有较强的钉扎作用, β 晶粒在热加工过程中难以长大, 甚至可能在加工过程中通过再结晶得到细化, 等轴组织的 β 晶粒为 20~40 μm 。图 1b 为 β 锻造工艺获得的是片状 α 交织而成的网篮组织, 片层厚度为 0.7~1.5 μm , 针状 α 相的长宽比较大(大于 10:1)。 β 锻造时坯料的加热温度在 β 相变点以上的 β 单相区, β 晶粒在加热过程中快速长大^[9], 一般 β 晶粒直径可达

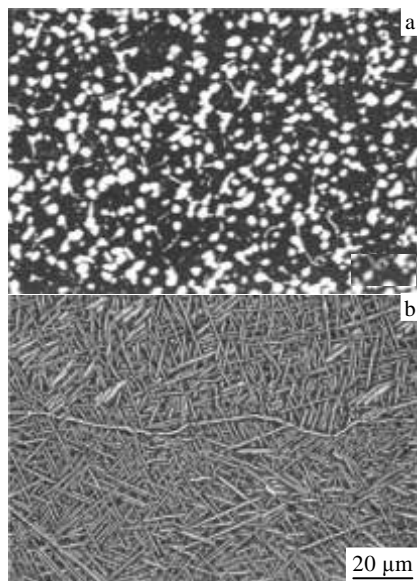


图 1 疲劳试样的显微组织等轴组织和网篮组织

Fig.1 Microstructure of the fatigue specimen: (a) equiaxed microstructure and (b) basket-waved microstructure

300 μm 左右。 α 相在变形结束后从 β 基体上沿特定的晶体学方向析出, 由于变形引入了大量晶体缺陷, 析出的 α 相交错编织形成典型的网篮组织。由于 α 相在 β 晶界处优先形核的特点, 在 β 晶界处析出的晶界 α 相的厚度一般较晶内 α 相更厚。

2.2 2 种典型组织的高周疲劳断口

图 2 为 2 种组织的典型宏观疲劳断口形貌。宏观上, 2 种组织的疲劳断口均呈现低应力脆性断裂的特征, 无明显延伸率, 这与高周疲劳断口特征是一致的。另外, 断口上按照断裂过程可以分为 3 个区域: 裂纹源区 A, 裂纹扩展区 B, 瞬断区 C。2 种典型组织的疲劳裂纹均起源于试样表面。疲劳试样裂纹形核一般在具有两方面的特征: (1) 通常形成于材料或构件表面, 因为表面晶粒所处的变形约束环境与内部晶粒不同, 会导致严重的内外力学性能差异, 所以表面处易于形成裂纹; (2) 表面微观结构对短裂纹形核有着显著影响, 裂纹总是有选择的形成于材料或构件表面局部区域。由于疲劳裂纹在光滑表面形核, 一般只有 1 个疲劳源。同时, 2 种组织的疲劳断口形貌差异也非常显著。对于等轴组织, 宏观断口较为平整, 疲劳断裂区域 (A+B 区) 占断口横截面积的比例较大, 图示条件下约占断口面积的 70%, 扩展区 B 与瞬断区 C 的分界较为明显。而网篮组织的宏观断口较为粗糙, 断口表面起伏很大, 疲劳断裂区域占断口横截面积相对较小, 图示条件下约占断口面积的 50%, 由于网篮组织具有优异的断裂韧性, 裂纹扩展吸收大量能量, 难以瞬时断裂, 因此扩展区与瞬断区之间逐渐过渡, 没有明显界限。

疲劳裂纹形成后, 在继续施加循环载荷的过程中, 疲劳裂纹将扩展并相互连接。由于早期的裂纹扩展应力强度因子范围较小, 短裂纹扩展的驱动力较小, 所以短裂纹扩展速率较慢。对于高周疲劳, 疲劳寿命主

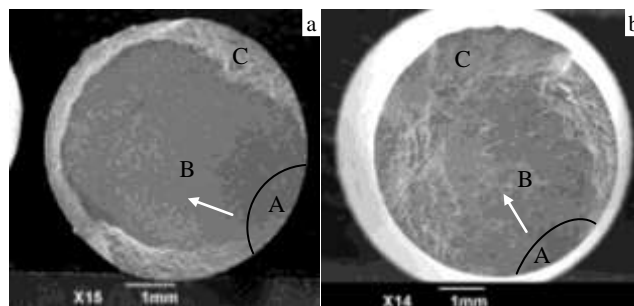


图 2 宏观疲劳断口形貌的等轴组织网篮组织

Fig.2 Macro-morphologies of fatigue fracture surface: (a) equiaxed microstructure and (b) basket-waved microstructure

要受裂纹形核和短裂纹阶段的扩展寿命控制^[3,9]。由于疲劳试验采用 $R = -1$ 的加载条件, 在短裂纹阶段, 裂纹反复张开闭合引起疲劳断口表面的挤压和摩擦, 从图 3 可以看到断面明显被磨平的痕迹 (图中白色箭头所示), 所以裂纹源区一般比较平整光滑。疲劳裂纹沿着一系列具有高度差的宏观小平面向周围扩展, 形成以裂纹源为核心向四周辐射的放射线和台阶。网篮组织源区附近的断口上可以看到明显的网篮组织中 α 片层交织的形貌特征 (图中红色箭头所示), 这是疲劳短裂纹穿过 α/β 片状组织界面时遗留的特征, 说明了 α/β 相界面对短裂纹扩展有较为明显的阻碍作用。

疲劳裂纹进入裂纹扩展的第 2 阶段后, 即疲劳裂纹扩展区, 扩展速率逐渐提高, 速率曲线转入 Paris 区段^[9]。裂纹扩展区宏观表现为准解理断裂, 微观形貌最典型的特征是疲劳条带, 如图 4 所示。在裂纹稳定扩展阶段后, 由于裂纹尖端应力场的变化, 裂纹扩展开始沿 2 个滑移系同时或交替进行, 这种双滑移机制扩展可以采用 Laid 的裂纹尖端塑性钝化模型^[10]简要说明: 在完全卸载时, 裂纹闭合并且尖端处于尖锐状态; 在拉伸应力的作用下, 裂纹尖端沿最大切应力方向产生滑移; 随着拉应力继续增加到最大值, 裂纹张开至最大。由于塑性变形的结果, 裂纹尖端的应力集中减小, 裂纹尖端钝化, 该钝化可使裂纹向前扩展一段与裂纹尖端张开位移相同量级的距离; 当拉应力变为压应力时, 滑移方向也改变了, 裂纹尖端渐被压

缩, 重新锐化, 并在随后的拉伸过程中再次钝化。疲劳裂纹就是以这种方式向前扩展, 并导致形成疲劳条带。疲劳条带的主要特征表现为一系列基本上相互平行的条纹, 条带的长度方向与局部裂纹扩展方向垂直。由于晶粒取向、晶界的因素, 裂纹扩展可能会由一个平面转移至另一平面, 因此条带有时分布在高度和方向不同的平面上; 理想情况下每一条疲劳条带代表一次相对应的循环载荷, 但由于裂纹闭合效应等因素的影响, 循环载荷数可能远大于疲劳条带数。

从图 4 中可以看到, 2 种典型组织中均能观察到明显的疲劳条带, 说明 2 种组织均具有较好的韧性。等轴组织的一组疲劳条带相对较小, 而网篮组织中的疲劳条带则一般成片分布, 面积较大。这是由于在等轴组织中, 热加工过程中的溶质分配作用导致初生 α 相本征强度较低, 塑性较高, 相对于弥散强化的 β 转变基体, 滑移更容易在初生 α 相中进行, 因此, 疲劳条带多在初生 α 相中形成。疲劳裂纹扩展至 β 转变基体时会受到阻碍, 疲劳条带的曲率、间距发生变化, 甚至中断。从图 4a 中也可以看到, 一组条带的尺寸与组织中中等轴 α 相的大小一致。而在网篮组织中, 虽然原始 β 晶粒较为粗大, 但由于没有初生 α 相存在, 组织反而相对更为均匀, 疲劳条带一旦形成可扩展至较大区域, 形成成片分布的较大面积的疲劳条带, 如图 4b 所示。

除了疲劳条带的形成以外, 疲劳裂纹稳定扩展阶

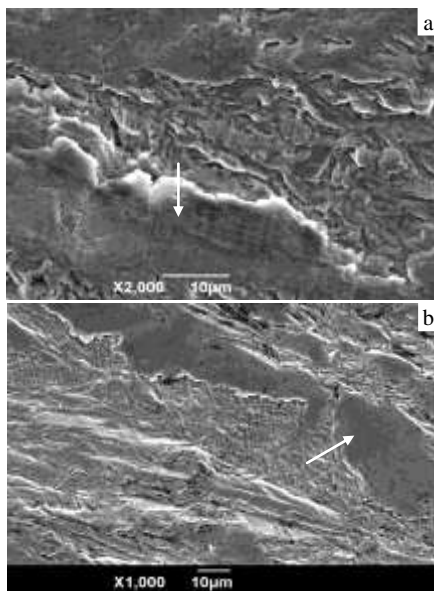


图 3 等轴组织和网篮组织的疲劳裂纹源区的断口形貌
Fig.3 Fractography of the fatigue crack initiation area:
(a) equiaxed microstructure and (b) basket-waved microstructure

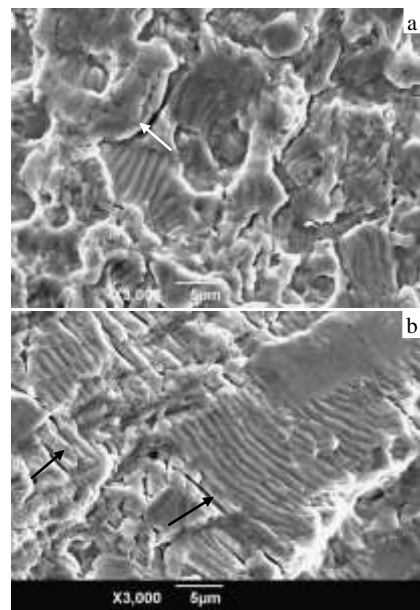


图 4 等轴组织和网篮组织的疲劳裂纹扩展区的断口形貌
Fig.4 Fatigue striations on fatigue fracture surface: (a) equiaxed microstructure and (b) basket-waved microstructure

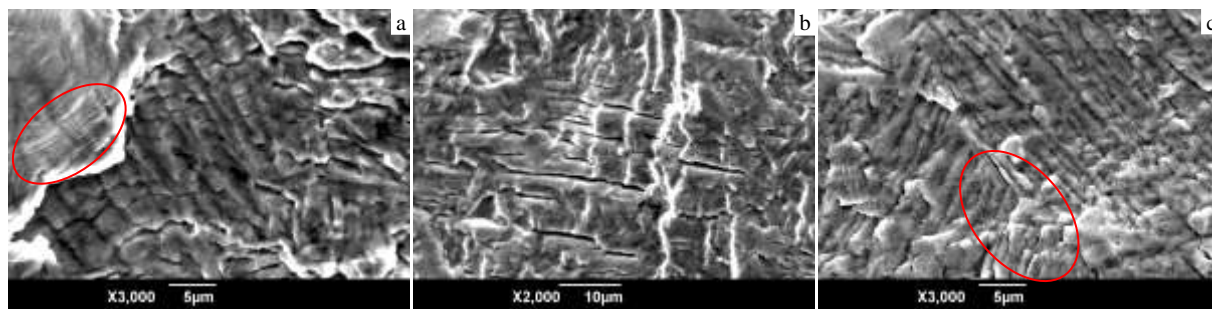


图 5 网篮组织断口中的二次裂纹、疲劳条带与丛域 α 片层

Fig.5 Secondary crack across the α layer (a), secondary crack and fatigue striations in the same direction (b), and the fatigue crack after two α lamellae (c) on fatigue fracture surface of basket-waved microstructure

段的另一个显著特征是二次裂纹的增多，如图 4 中红色箭头所示。二次裂纹^[11]是由较大载荷引起的，在断口形态上表现为垂直与主裂纹扩展方向且相互平行的微裂纹。从 2 种组织比较来看，网篮组织中的二次裂纹明显较多，且裂纹深度较大。

在对断口的观察过程中发现，网篮组织的疲劳断口上，垂直于扩展方向的相互平行的二次裂纹特征、裂纹经过 α 丛域留下的平行片层特征和疲劳条带比较容易混淆，尤其在较低的放大倍数下与疲劳条带十分相似。一般情况下，二次裂纹与疲劳条带方向一致，均垂直于疲劳主裂纹的扩展方向，而从域中平行的 α 片层方向则较为随机。如图 5a 中所示，二次裂纹方向与平行的 α 片层方向呈接近 90° 夹角，二次裂纹横穿 α 片层，在图 5a 的左上角区域（红圈所示）可以看到在另一个平面上形成的细密的疲劳条带，疲劳条带方向与二次裂纹方向一致。如图 5b 所示，有时网篮组织中平行的 α 片层方向正好与扩展方向垂直，此时一般在 α/β 相界面处形成连续较长且平行的二次裂纹，较低倍数下与疲劳条带难以分辨。在图 5c 中可以看到疲劳裂纹经过 2 个夹角约为 60° 的 α 丛域时留下的痕迹，从疲劳条带（红圈所示）的方向推断，主裂纹扩展方向与左下方丛域呈约 30° 夹角，与右上方丛域垂直（疲劳条带方向与右上方丛域方向平行）。沿片层组织开裂相对于疲劳条带而言有以下几点特点：片层开裂形成的“条带”间距较宽，与片层组织参数基本相当；其在一或不同区域内，“条带”互相交错，没有明显的与裂纹扩展方向一致的方向性。真正的疲劳条带间距较小，一般不足 $1\ \mu\text{m}$ ，在一或不同区域内方向基本一致，并且与片层开裂形成的“条带”相交。这与文献[7]的研究是一致的。

3 结 论

1) TC17 钛合金等轴和网篮 2 种组织的宏观疲劳断口均呈现出脆性断裂的特征，疲劳源区均位于试样表面且只有 1 个疲劳源。

2) 高周疲劳断口形貌差异显著。宏观上，等轴组织的疲劳断口较为平整，疲劳裂纹源区和扩展区的面积占断口面积的比例较大，而网篮组织的疲劳断口非常粗糙，表面起伏较大，疲劳断裂区占断口面积的比例较小。微观上，2 种组织形态的显微组织特征在断口形貌上均有体现，等轴组织的微观断口形貌较为细小，疲劳条带与组织中等轴 α 相具有相似尺寸；网篮组织断口源区附近可以看到 α 片层交织的形貌特征，扩展区疲劳条带面积较大，二次裂纹遍布。

参考文献 References

- [1] Zou Wuzhuang (邹武装) ed. *Titanium Handbook*(钛手册) [M]. Beijing: Chemical Industrial Press, 2012
- [2] Cowles B A. *International Journal of Fracture*[J], 1996, 80(2-3): 147
- [3] Peters J O, Lütjering G. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(11): 2805
- [4] Nalla R K, Boyce B L, Campbell J P et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(13): 899
- [5] Tokaji K, Bian J C, Ogawa T et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1996, 213(1): 86
- [6] Tao Chunhu (陶春虎), Zhang Shaoqing (张少卿). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1989, 9(2): 32
- [7] Tao Chunhu (陶春虎), Liu Qingquan (刘庆琰), Liu Changkui (刘昌奎) et al. *Failure and Prevention of Aeronautical Titanium Alloy*(航空用钛合金的失效及其预防)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2013: 15
- [8] Zheng Xiulin (郑修麟), Wang Hong (王泓), Yan Junhui(鄢君辉) et al. *Material Fatigue Theory and Engineering*

- Application*(材料疲劳理论与工程应用)[M]. Beijing: Science Press, 2013: 17
- [9] He Shulin, Lei Xiaojun, Wang Xiaoxiang *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(B10): 43
- [10] Forsyth P J E. *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*[C]. London: Heywood and Co., 1961: 76
- [11] Cui Yuexian(崔约贤), Wang Changli(王长利). *Metal Fracture Analysis*(金属断口分析)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998: 55

High Cycle Fatigue Fractograph of TC17 Titanium Alloy with Equiaxed and Basket-waved Microstructure

Zhang Saifei, Zeng Weidong, Zhou Dadi, Gao Xiongxiang

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The effect of two typical microstructures (equiaxed and basket-waved microstructure) on the fracture morphology of high cycle fatigue (HCF) was investigated. The results show that the macro-fracture surface of the samples with both microstructures is characterized by brittle fracture and the fatigue crack initiates at the sample surface. The difference of the fractograph between the two microstructures is significant. On macro level, fractograph of equiaxed microstructure is quite smooth, and the fatigue crack area has a very large fraction of the whole fracture surface. While fractograph of basket-waved microstructure is rough, and the fraction of fatigue crack area is relatively small. On micro level, the fatigue striation in equiaxed microstructure has a similar size with the primary α grain. While in basket-waved microstructure, basket-waved structure can be clearly seen in the fatigue fracture surface. Secondary cracks are more pervasive than in equiaxed microstructure. The fatigue striation also has a different morphology from equiaxed microstructure.

Key words: TC17 titanium alloy; equiaxed microstructure; basket-waved microstructure; fatigue fractography

Corresponding author: Zeng Weidong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494298, E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn