

湿喷丸强化对 TC4 合金疲劳断裂机制的影响

李 康¹, 付雪松¹, 李志强², 周文龙¹, 陈国清¹

(1. 大连理工大学, 辽宁 大连 116024)

(2. 北京航空制造工程研究所, 北京 100024)

摘 要: 利用湿喷丸技术对 TC4 钛合金进行表面改性处理, 显著提高了材料疲劳寿命。对疲劳断口微观组织观察发现, 湿喷丸强化处理使试样疲劳裂纹萌生位置由表面转移至试样内部约 1 mm 深度区域。通过对湿喷丸改性层微观组织分析可知, 改性层内的细晶强化和位错强化是导致裂纹萌生位置发生转移的主要因素, 同时, 湿喷丸引入的残余压应力对裂纹扩展起到有效的阻碍作用。细晶强化、位错强化和残余压应力共同提高了 TC4 钛合金的抗疲劳性能。

关键词: TC4 钛合金; 湿喷丸; 强化机理; 疲劳

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-3068-05

钛合金以其比强度高和耐腐蚀性强等特点而在航空航天领域得到广泛应用。然而, 由于 TC4 钛合金硬度低、抗疲劳性能差等缺点而严重影响其航空工件的使用寿命。在航空工件的失效分析中, 疲劳失效是最主要的失效形式, 约占 70% 以上^[1]。在 TC4 应用最多的涡轮压气机盘叶片-榫槽的失效统计中, 约 20% 的航空发动机故障是由榫头-榫槽连接处的疲劳失效造成的^[2]。随着航空工业的飞速发展, 对于 TC4 钛合金疲劳损伤防护方面的要求越来越高。

在对 TC4 钛合金疲劳损伤的防护方法中, 喷丸处理因其操作简单、高效、资源耗费低等众多优点而成为应用最为广泛的技术手段^[3]。喷丸处理技术的原理是利用高速喷射的硬质弹丸冲击金属零件的表面, 使金属材料在一定深度的表面层内产生弹、塑性变形和加工硬化, 达到提高表层硬度、引入残余应力和细化晶粒的强化效果。迄今为止, 关于喷丸处理提高靶材疲劳性能方面的研究工作已有大量文献报道^[4-6]。研究表明, 喷丸处理可以引入残余压应力, 阻止疲劳裂纹的扩展而延长工件的疲劳寿命^[7]。残余压应力对于疲劳裂纹扩展的阻碍作用已得到公认, 但是其对于疲劳裂纹萌生的影响机制尚不明晰。关于喷丸样品疲劳裂纹萌生的研究, 多有文献报道喷丸处理致使裂纹萌生位置由样品表面转移至内部^[8, 9], 这种现象被认为是残余压应力引起的: 未喷丸样品的疲劳裂纹多在表面缺陷处萌生; 喷丸处理后样品的表层残余压应力部分平

衡掉一定层深的疲劳载荷, 致使应力集中出现在样品内部, 裂纹由应力集中处萌生。无论裂纹源区是否有缺陷, 疲劳裂纹均由最大应力集中处经历反复滑移过程才能萌生^[1]。因此, 从微观组织分析, 深入探究疲劳裂纹萌生过程有益于揭示喷丸处理对钛合金疲劳断裂机制的影响。

湿喷丸强化是一种利用陶瓷丸和水的混合液对材料表面进行冲击强化的喷丸处理技术。与常规喷丸方法相比, 湿喷丸强化技术不仅更经济、环保, 而且由于水膜的保护作用致使处理后样品的表面粗糙度更低, 表面完整性更高^[10, 11]。本实验采用湿喷丸技术对 TC4 钛合金进行表面强化处理, 对比分析原始样品与湿喷丸样品的疲劳性能。通过微观组织观察, 探讨湿喷丸处理对 TC4 钛合金疲劳裂纹萌生及扩展的影响。

1 实 验

本实验采用的材料为宝鸡钛业股份有限公司生产的退火轧制态 TC4 钛合金, 微观组织为 $\alpha+\beta$ 双相均匀等轴晶, 其成分见表 1。根据标准 GB/3075-82 设计加工如图 1 所示疲劳试样。湿喷丸处理所用设备为 JY-120WB 型液体喷丸机, 磨料是陶瓷丸和水的混合溶液, 其中陶瓷丸(型号 B40, 直径 250~425 μm , 硬度约 7 GPa)的质量分数为 10%。使用阿尔门试片对喷丸强度进行标定, 喷丸强度为 0.25 mmN。

疲劳试验在 SDS-100 型电液压力伺服疲劳试验机上

收稿日期: 2016-10-17

基金项目: 中国博士后科学基金(2014M551074); 青年科学基金(51405059); 国家自然科学基金(51175059); 中央高校基本科研业务费专项资金(DUT14YQ105)

作者简介: 李 康, 男, 1987 年生, 博士, 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024, 电话: 0411-84709967, E-mail: liking@mail.dlut.edu.cn

进行，循环应力为正弦波，应力比 0.1，频率 20 Hz。每个样品的疲劳寿命为试样直至断裂所经历的循环次数。根据标准 GB/3075-82 中条件疲劳极限的测定方法，每组试验取离散性较小的 5 个样品寿命平均值作为条件疲劳极限。疲劳试验后，采用 Zeiss (Supra 55) 扫描电镜观察疲劳断口微观组织。

在湿喷丸处理的 TC4 疲劳试样上切割小样品（10 mm×10 mm），采用 ZYGO 公司的 NEW VIEW 5022 型表面轮廓仪测定湿喷丸试样表面粗糙度值。采用 D/MAX-2400 型 X 射线衍射仪（XRD）对样品表层的晶粒尺寸进行测量。采用 PHILIPS CM200 透射电子显微镜（TEM，加速电压 200 kV）对湿喷丸改性层进行微观组织观察。样品先用砂纸水磨抛光至 50 μm 厚度，再用 5% 高氯酸+95% 乙醇电解液进行双喷电解抛光，最后使用 LGB-1 型离子减薄仪减薄，制得 TEM 样品。

2 结果与讨论

2.1 疲劳寿命

根据 TC4 钛合金疲劳试验的 S-N 曲线(图 2)^[11]可知，湿喷丸处理可以有效地提高 TC4 钛合金的疲劳强度，以极限寿命 2×10^6 次为例，疲劳强度由原始试样的 605 MPa 提高至湿喷丸后的 680 MPa，疲劳强度提高了 12.4%。根据图 2 曲线规律，设定最大循环正应力 $\sigma_{max}=640$ MPa 对原始试样进行试验；设定 $\sigma_{max}=800$ MPa 对湿喷丸试样进行试验。测试两种试样的疲劳寿命分别为：原始样品 4.7×10^5 次；湿喷丸样品 6.7×10^5 次。试验结果与图 2 曲线规律较为吻合。

表 1 TC4 钛合金成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy (wt%)

Al	V	Fe	O	C	N	H	Ti
6.2	3.8	0.3	0.2	0.1	0.05	0.015	Bal.

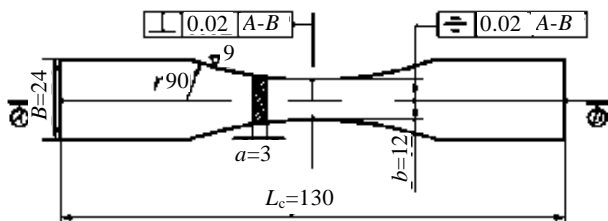


图 1 TC4 疲劳试样尺寸

Fig.1 Shape and size of Ti-6Al-4V sample used in fatigue test

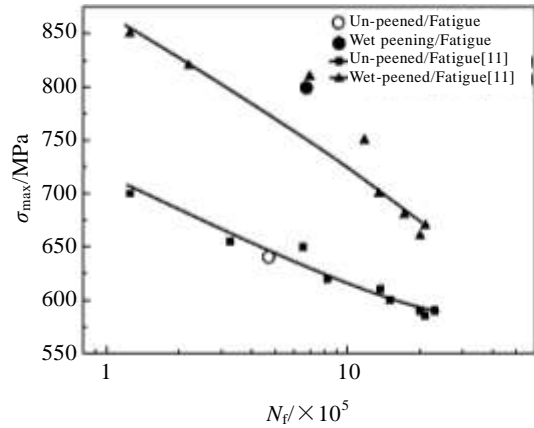


图 2 湿喷丸处理前后样品 S-N 曲线

Fig.2 S-N curves of samples before and after wet peening^[11]

2.2 疲劳断口形貌特点

图 3 为湿喷丸处理前后试样疲劳断口形貌。原始试样疲劳裂纹由表面萌生，且有多处萌生位置（图 3a 中箭头所示）。裂纹源区放大照片（图 3b）显示，裂纹源为多个初级萌生裂纹在扩展过程中相汇合而形成，由于这些初级萌生裂纹位置高低不同导致扩展汇合时出现明显的疲劳沟线形貌。图 3c, 3d 为湿喷丸试样的疲劳断口。裂纹源位于距表面约 1 mm 深度位置，并呈辐射状扩展(图 3c 中白色箭头所示)。由裂纹源区域的放大照片（图 3d）可见，裂纹萌生位置较为平整、白亮，存在二次裂纹。这种裂纹源的产生可能是试样内部相对较弱区域在疲劳过程中发生较强应力集中引起的，即在循环载荷作用下，高的应力集中导致此区域的晶粒内部位错源开动，位错滑移并在晶界处塞积，逐渐形成空洞，大量空洞相连接促成二次裂纹，二次裂纹逐渐汇集成疲劳裂纹源（图 3d）。值得注意的是，湿喷丸样品裂纹由内部向外辐射扩展至表层时，裂纹扩展方向发生了偏转（图 3c，表层约 100 μm 深度区域）。这是由于残余压应力自表面沿深度方向逐渐降低（影响层深度约 160 μm）^[12]，当残余压应力部分抵消了疲劳轴向拉应力后，在表层区域受到的拉应力沿深度方向呈递增趋势，疲劳拉应力的这种梯度变化是裂纹扩展角度发生偏转的主要原因。

疲劳裂纹一般从最大应力集中处起源经历反复滑移过程而萌生^[1]。通常材料表面位置缺陷较多，易产生应力集中而萌生裂纹。对比湿喷丸前后试样的疲劳断口发现，湿喷丸处理使疲劳裂纹的萌生位置由试样表面转移至内部，表明湿喷丸处理对材料表层的强化效果有效地抵消了表面缺陷等不利因素的影响，湿喷丸改性层内的微观组织相比于基体内部更稳定。

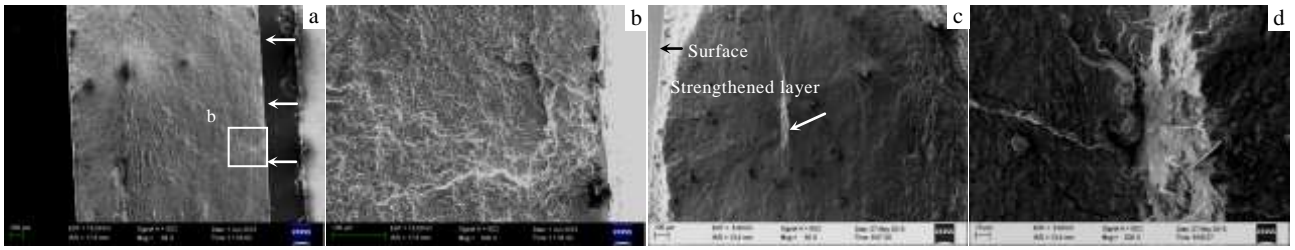


图 3 湿喷丸前后样品疲劳断口 SEM 照片

Fig.3 SEM fracture surface morphologies of un-peened sample (a, b) and wet peened sample (c, d)

2.3 湿喷丸改性层的微观组织

对湿喷丸后的样品表面进行粗糙度测试，如图 4a 所示。表面粗糙度值为 $R_a=0.308 \mu\text{m}$ ，远低于常规喷丸处理后样品的表面粗糙度值 ($1.3\sim 2.3 \mu\text{m}$) [13]。较低的粗糙度有利于样品在疲劳试验中避免表面应力集中，防止由表面缺陷引起的裂纹萌生。截面照片显示，湿喷丸处理使样品表面发生了塑性变形。在对样品横截面金相组织观察时发现，塑性变形层的深度约 $60 \mu\text{m}$ ，等轴的 α 相被拉长，晶粒边界难以分辨， β 相呈现条带状 (图 4b，湿喷丸强度为 0.15 mmN) [11]。关于喷丸引起的塑性变形层的研究中有大量报道认为，强烈的塑性变形会在样品表层一定深度内产生晶粒细化 [14, 15]，并且这种位错运动主导的晶粒细化过程能显著提高改性层的屈服强度 [16, 17]。强化的改性层中裂纹不易萌生，这可能是导致图 3c 湿喷丸试样疲劳裂纹源转移至内部的主要原因。

为分析湿喷丸处理的强化作用，对样品表层 $0\sim 10 \mu\text{m}$ 深度区域进行 TEM 分析。如图 5a 所示，右上角给出了相应区域的电子衍射花样。该区域为多晶，衍射花样密集分布呈多晶衍射环，晶粒取向均匀，且数量众多，表明晶粒得到了明显细化。通过 XRD 技术对样品表层晶粒尺寸进行定量分析，结果如图 5b 所示。湿喷丸处理使 TC4 钛合金样品表层组织发生了明显细化，出现大量纳米晶，其中 α 相平均尺寸约为 85 nm ； β 相平均尺寸约为 70 nm 。在湿喷丸处理 TC4 合金残余应力的形成机制研究中 [18]，TEM 试验结果显示， 0.25 mmN 强度的湿喷丸处理会在 TC4 合金表层形成尺寸约 20 nm 的纳米晶层。这与 XRD 测试的晶粒尺寸极为接近，样品表层发生了细晶强化作用。

纳米晶的形成是由位错滑移、运动主导的，自表面沿深度方向晶粒尺寸逐渐增大，超过一定深度时，微观组织表现为大量亚晶、位错胞和位错缠结等亚稳结构 [14, 15, 18]。对湿喷丸样品距表面 $20\sim 30 \mu\text{m}$ 深度范围进行微观组织观察，发现大量的位错塞积、缠结

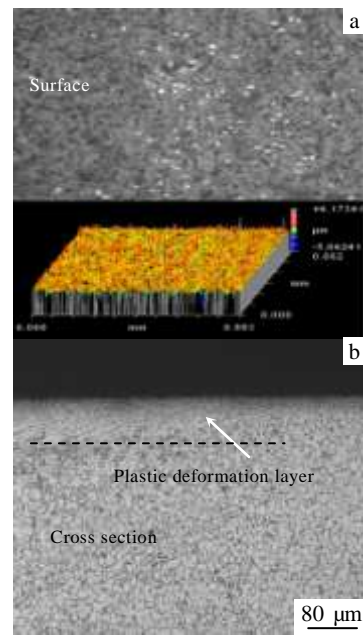


图 4 湿喷丸样品表面形貌及粗糙度；湿喷丸样品横截面金相组织照片

Fig.4 Surface morphology and roughness of wet peened sample (a); cross-sectional corroded morphologies of wet peened sample (b) [11]

(图 6a)，以及晶界附近 200 nm 左右的位错胞 (图 6b)，这表明在此区域内发生了位错强化作用。根据微观组织沿深度方向的变化规律 (图 5, 6)，湿喷丸样品表层纳米晶形成机制为：首先，冷加工引起的塑性变形使晶粒内部大量位错激活、并迅速增殖；随后，增殖的位错滑移和交滑移，并在晶界/相界处塞积形成 200 nm 左右的位错胞 (图 6b)；随着大量位错的不断塞积，位错胞转变为亚晶结构；伴随塑性变形进一步增加，小角度的亚晶界逐渐演变成大角度的晶界，晶粒细化完成形成纳米晶 (图 5)。根据湿喷丸对 TC4

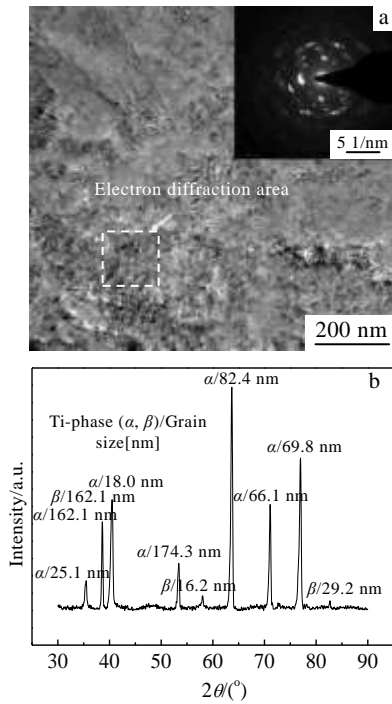


图 5 湿喷丸样品表层 0~10 μm 深度区域 TEM 照片与 SAED 花样和 XRD 测试表层晶粒尺寸

Fig.5 TEM micrograph and SAED pattern at 0~10 μm depth of wet peened sample (a); grain size at the surface layer of wet peened sample tested by XRD (b)

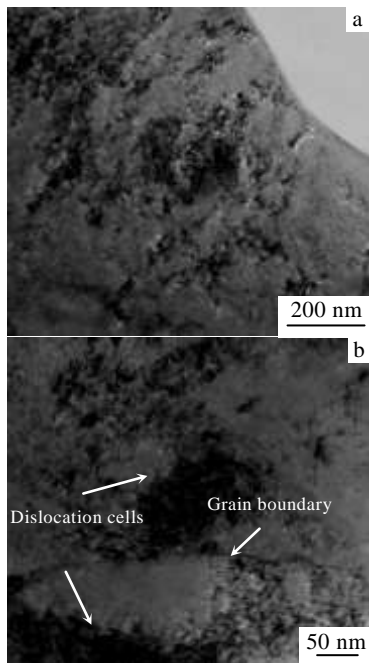


图 6 距表面 20~30 μm 深度范围区域的 TEM 照片

Fig.6 TEM micrographs at 20~30 μm depth of wet peening sample: (a) dislocation accumulation and (b) dislocation cells

合金表层残余应力的影响研究，经 0.25 mmN 强度的湿喷丸处理后，会在表层约 160 μm 深度范围内形成残余压应力^[12]。残余压应力是由位错运动引起的晶格畸变产生的^[18]，表明位错运动的终止深度约为 160 μm。

根据晶粒细化机制，湿喷丸样品的微观组织自表面沿深度方向依次是细晶、亚晶/位错胞、位错缠结、激活位错，因此其强化效应为细晶强化和位错强化共同作用，随深度增加依次为细晶强化层（约 10 μm 深度）、位错强化层（10~160 μm）和基体层。由于强化层（细晶强化、位错强化）内包含纳米晶及大量亚稳态结构，强化的微观组织在疲劳载荷作用时位错难以开动，裂纹萌生难以形成。除表层强化作用外，湿喷丸处理在钛合金表层约 160 μm 范围内有效地引入了残余压应力^[12]，而残余压应力可以在裂纹扩展阶段起到阻碍作用。湿喷丸样品的疲劳裂纹萌生及扩展规律可描述为：萌生阶段：在循环疲劳载荷作用下，表层的细晶强化层和位错强化层提高了表层的屈服强度，表层强化组织致使表层内位错滑移困难，因而疲劳裂纹萌生很难在此形成，裂纹萌生位置转移至试样内部相对薄弱区域（图 3）。扩展阶段：当萌生裂纹在湿喷丸样品内部形成后，在循环载荷作用下，裂纹呈辐射状扩展；裂纹扩展至表层位置时，又遇到残余压应力的阻碍作用（图 3c，距表层约 100 μm 深度区域，裂纹发生偏转）。

由于湿喷丸样品表层硬度提高和残余压应力的引入，导致疲劳裂纹在萌生及扩展阶段均受到很强的抑制，疲劳寿命显著提高（图 2 所示）。由此可见，湿喷丸处理对 TC4 钛合金抗疲劳的积极影响是细晶强化、位错强化和引入的残余压应力共同作用的结果。

3 结 论

- 1) 未喷丸处理的试样疲劳裂纹源位于表面，湿喷丸处理的试样疲劳裂纹源位于内部。
- 2) 湿喷丸处理使样品表层一定深度内发生了细晶强化（约 10 μm 深度）和位错强化（10~160 μm 深度范围），表层的强化作用致使疲劳裂纹萌生位置转移至样品内部约 1 mm 深度位置。
- 3) 湿喷丸强化层对疲劳裂纹萌生的抑制和残余压应力对裂纹扩展的阻碍作用共同提高了 TC4 钛合金的疲劳寿命。

参考文献 References

[1] Liu Xinling (刘新灵), Zhang Zheng (张 峥), Tao Chunhu (陶春虎). *Fatigue Fractography Quantitative Analysis*(疲劳断口

- 定量分析)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2010: 29
- [2] Ma Gang(马刚). *Dissertation for Master(硕士论文)*[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2004
- [3] Gao Yukui(高玉魁). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2010, 39(9): 1536
- [4] 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
- [5] Zhang Conghui(张聪惠), Xie Gang(解钢), Song Wei(宋薇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2015, 44(4): 866
- [6] Liu M X, Zhang H C, Liu D X et al. *Rare Metal Mat Eng*[J], 2012, 41(S1): 236
- [7] Lee H, Mall S, Soyama H. *Tribol Lett*[J], 2009, 36(2): 89
- [8] Sonntag R, Reinders J, Gibmeier J et al. *Biomaterials and Medical Tribology*[M]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2013: 217
- [9] Zhang P, Lindemann J. *Scripta Mater*[J], 2005, 52(6): 485
- [10] Green R G, Taylor R W. *J Phys-E-Sci Instrum*[J], 1986, 19(2): 110
- [11] Chen G Q, Jiao Y, Tian T Y et al. *Trans Nonferrous Metal Soc Ch*[J], 2014, 24(3): 690
- [12] Chen Ming(陈明). *Study on the Fretting Behavior of TC4 Titanium Alloy and Its Shot Peening Treatment(TC4钛合金及其喷丸处理后的微动损伤特性)*[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2012
- [13] Tian Tangyong(田唐永). *Microstructures and Properties of TC4 Titanium alloy treated by shot peening(TC4钛合金喷丸强化组织与性能研究)*[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2012
- [14] Hou L F, Wei Y H, Liu B S et al. *Trans Nonferrous Metal Soc Ch*[J], 2008, 18(5): 1053
- [15] Tao N R, Wang Z B, Tong W P et al. *Acta Mater*[J], 2002, 50(18): 4603
- [16] Liu G, Wang S C, Lou X F et al. *Scripta Mater*[J], 2001, 44(8-9): 1791
- [17] Chen X H, Lu J, Lu L et al. *Scripta Mater*[J], 2005, 52(10): 1039
- [18] Li K, Fu X S, Li R D et al. *Mater Design*[J], 2015, 86: 761

Fatigue Fracture Mechanism of Ti-6Al-4V Alloy Strengthened by Wet Peening Treatment

Li Kang¹, Fu Xuesong¹, Li Zhiqiang², Zhou Wenlong¹, Chen Guoqing¹

(1. Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(2. Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: A modified surface layer was fabricated on Ti-6Al-4V alloy by wet peening treatment. Results show that the fatigue life of the specimen which suffers wet peening treatment obviously increases. Compared with the fracture of un-peened sample, the fatigue crack initial site transfers from surface to the interior region beneath the surface (about 1 mm depth). The co-action of grain refinement strengthening and dislocation strengthening dominates the transfer of fatigue crack initial site. The compressive residual stress effectively delays the crack propagation. The grain refinement strengthening, the dislocation strengthening as well as the compressive residual stress are the main factors of the increasing of fatigue life.

Key words: Ti-6Al-4V alloy; wet peening; strengthening mechanism; fatigue

Corresponding author: Zhou Wenlong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, P. R. China, Tel: 0086-411-84709967, E-mail: wlzhou@126.com