

TC21 钛合金喷丸强化层微观组织结构及性能变化

宋颖刚, 高玉魁, 陆峰, 赵振业

(北京航空材料研究院, 100095 北京)

摘要: 采用透射电子显微镜、X 射线衍射仪和纳米压痕仪对 TC21 钛合金表面喷丸强化层内的微观结构和纳米压痕力学性能进行了研究。结果表明, TC21 钛合金表面经喷丸强化后, 在表层形成一个弹塑性变形层。强化过程中由于密排六方晶体的基面、柱面和锥面滑移系的开动, 造成位错密度升高, α 相中位错形貌呈现网状; 强化前纳米压痕硬度为 3.2 GPa 强化后为 6.7 GPa 提高 1 倍以上。在强化层内形成很高的宏观残余压应力, 并且表现为由表面向里逐渐减少的梯度变化。强化层深度达到 370 μm 。

关键词: TC21 钛合金; 喷丸; 残余应力; 纳米压痕; 微观结构

DOI 10.3969/j.issn.1005-5053.2010.2.008

中图分类号: TG146.3

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2010)02-0040-05

TC21 钛合金是我国自行研制的一种 1000 MPa 级别的 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Cr-Nb-X 系损伤容限型两相钛合金, 具有高强度、高韧性和较低的裂纹扩展速率^[1,2]。可以在航空、航天重要结构件上应用。钛合金的力学性能对于材料的微观组织和结构非常敏感。TC21 钛合金在 $\alpha + \beta$ 两相区退火得到显微组织是网篮组织, α / β 片层之间遵循一定的取向关系: $\{110\} // \{0001\}$, $\{111\} // \{1120\}$, $\{112\} // \{1010\}$ 。 α 相的滑移系较少, 位错在晶界处的塞积不能很快通过回复加以释放^[2], 会促使裂纹形核, 而位错在裂纹尖端塑性区的移动则可以缓解尖端的应力集中, 因此位错对钛合金的塑性和韧性的作用是双重的^[3]。

喷丸改善金属材料的力学性能^[4~7]与喷丸层的微观组织变化及分布有密切的关系, 其中, 对纯钛^[8]、Ti-10V-2Fe-3Al^[9]等材料进行的研究, 发现喷丸使疲劳极限提高了 30%, 并将疲劳裂纹源由多个变为了 1 个, 高玉魁^[9]还验证了喷丸强化对拉-拉疲劳的影响, 改变了工程应用上不采用喷丸强化改善拉-拉疲劳性能的传统认知。然而针对 TC21 钛合金在该方面的研究工作还比较少, 因此, 本研究采用透射电子显微镜、XRD 和纳米压痕仪等技术综合研究了喷丸强化层内的微观组织结构、残余应力状态、硬度分布特点, 深入揭示了喷丸强化对 TC21 钛合金

表面物理状态和力学状态的影响规律和内在机制, 为喷丸强化在 TC21 钛合金等金属材料改性方面的应用提供参考。

1 试验方法

试验用料为 TC21 钛合金, 其名义成分为 Ti-6Al-2Zr-2Sn-3Mo-1Cr-2Nb(质量分数 %)。热处理制度为 910°C /1h AC + 550°C /6h AC。主要力学性能为: $\sigma_b = 1240 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2} = 1100 \text{ MPa}$, $\delta = 18\%$, $\psi = 43\%$ 。用气动式喷丸机对试样进行强化处理, 所用钢丸为 S110 覆盖率超过 200%, 强度为 0.4。使用电解剥层方法在 X-3000 应力测量仪上测量了喷丸强化层内切向残余应力和衍射强度半高宽的分布, 其测量条件为 Ti-K α 靶辐射, 衍射面为 (213), 管电压为 20kV, 管电流为 6mA。用 Nano-indenter XP 型纳米压痕仪测定了试样横截面的纳米硬度和弹性模量, 压入深度为 400nm, 每个数据取 3 个压入点的平均值。透射电镜样品是从喷丸样品的表面切取, 用 1200# 细砂纸磨成薄片, 随后进行双喷电解减薄。电解液为 34vol% 正丁醇 + 6vol% 高氯酸 + 60vol% 甲醇溶液, 液氮冷却。在 200kV 的 JEOL2000 透射电镜上进行位错组态观察。

2 试验结果与讨论

2.1 X 射线衍射分析

图 1a 给出了 TC21 钛合金喷丸强化后表层切向

收稿日期: 2009-03-30; 修订日期: 2009-07-27

作者简介: 宋颖刚(1973-), 男, 博士, 主要从事表面强化专业研究, (E-mail) ygs2002cr@yahoo.com.cn

残余应力随深度的变化规律。由图 1 可见,表面强化后在表面层产生一定深度的残余压应力。其中表面残余压应力为 -529.3 MPa,最大残余压应力出现在 0.13mm 处,为 -903.5 MPa,残余压应力分布深度达到 0.37mm,随后发展为拉应力。残余应力在变形层内的表现就是晶面间距的变化,在 X 射线衍射中会造成衍射强度峰值对应的布拉格衍射角度 (2θ) 的移动^[10]。当 TC21 钛合金制造的零件承受外加交载荷时残余压应力降低外加载荷中拉应力水平,从而提高疲劳裂纹萌生寿命;当疲劳裂纹产生

后,残余压应力会降低裂纹尖端应力强度因子 ΔK ,形成裂纹尖端的闭合效应,降低裂纹扩展速率 da/dN ,从而延长裂纹扩展寿命。另一方面,喷丸造成的表面塑性变形会使得强化层内的晶格弯曲和歪扭,使 X 射线衍射强度半高宽产生变化,图 1b 给出喷丸强化后衍射强度半高宽的变化规律,衍射线宽度的变化包含了由喷丸引起的“镶嵌块”尺寸细化和晶格畸变的共同影响^[10]。由图 1b 可见,表面半高宽为 3.8 向里面呈现梯度变化,在 0.37mm 处,半高宽降低为 1.6 之后不再降低,保持平衡。

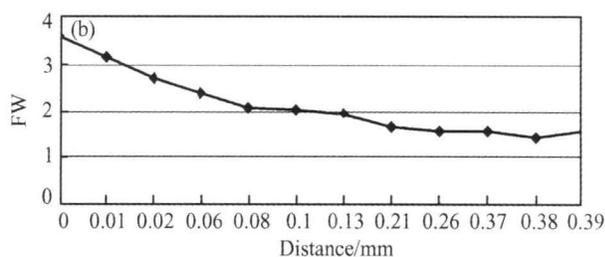
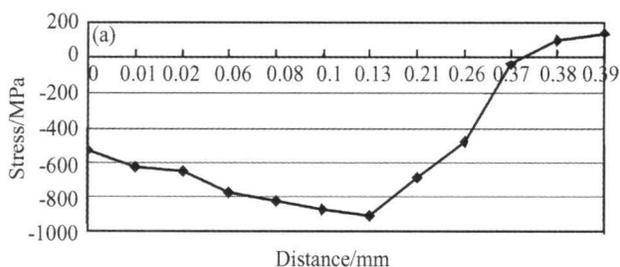


图 1 TC21 钛合金喷丸强化后表层残余应力衍射强度半高宽随深度的变化规律

(a) 残余应力; (b) 衍射强度半高宽

Fig 1 The evolution of the residual stress and FWHM from surface to inner of TC21 titanium alloy after shot peening

(a) residual stress; (b) FWHM

2.2 喷丸强化对纳米压痕硬度的影响

纳米压痕硬度是在压入过程中某一压痕表面积投影上单位面积所承受的瞬时力,它是样品对接触载荷承受能力的度量,因而反映的是材料本身的真实硬度特性;同时纳米压痕硬度是通过测量出压痕深度后再计算出接触面积,不存在人为观察压痕面积或对角线的数值而造成的主观误差,使测试的数值更具可比性和客观性^[5]。因此,图 2a 给出了纳米

压痕在峰值载荷时最大位移为 40nm 的喷丸试样横截面典型的载荷-位移曲线。根据这个曲线求出喷丸强化层距表面不同深度处的纳米压痕硬度和弹性模量,测定结果见图 2b、c。可见喷丸对弹性模量几乎没有影响,但对硬度的影响十分显著,喷丸后比喷丸前硬度提高 1 倍,基体部分为 3.2 GPa,表面最高为 6.7 GPa。

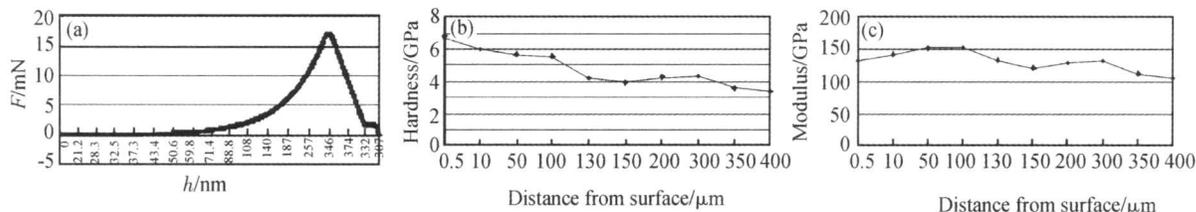


图 2 TC21 钛合金喷丸强化后纳米硬度和弹性模量随深度的变化规律

(a) 载荷-深度曲线; (b) 纳米硬度; (c) 弹性模量

Fig 2 The evolution of the nano-indentation and Young's modulus of TC21 titanium alloy after shot peening

(a) $F-h$ curve; (b) nano-indentation; (c) Young's modulus

2.3 TC21 钛合金微观结构变化

退火态的 TC21 钛合金的组织是典型的网篮组织,由 α 相片层和 β 相组成,由图 3 可见。 α 相中位错密度较低,而 β 基体内弥散了大量的交叉生长的二次 α 相(图 3b 为放大的 β 相),这些 α 相使 β 相

得到了强化,但也使得位错形貌无法分辨。图 4 图 5 示出了喷丸强化层距表面 0.5mm 处的位错形貌,在 α 相内分布了一些由热处理冷却后造成的自由位错线、位错塞积和纵贯 α 相片层的排列位错。

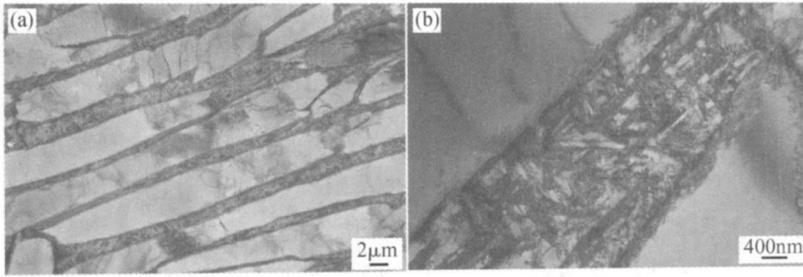


图 3 TC21 钛合金片层结构 (a) $\alpha + \beta$ 片层; (b) 放大的 β 相

Fig. 3 The net structure of TC21 titanium ally (a) $\alpha + \beta$ structure; (b) the β phase

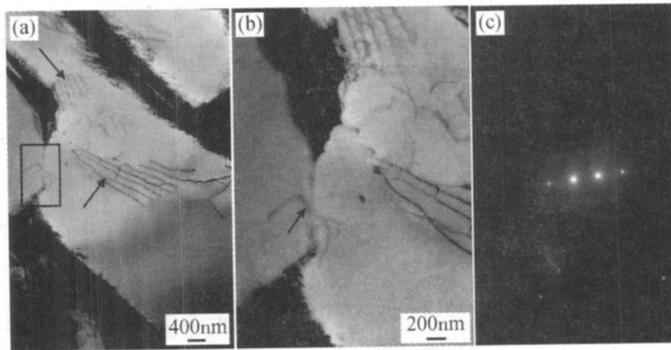


图 4 α 片层中位错塞积 (a) 明场相; (b) 放大相; (c) $g = [1011]$

Fig. 4 The dislocations in the α phase (a) bright field image; (b) magnification image; (c) $g = [1011]$

α 相属于密排六方结构, 初始变形总是发生在基面 $\{0001\}$ 上, 将产生 $[1120]$ 密排方向的位错滑移^[9]。这种位错在运动到界面时将产生塞积, 在 $B = [1123]$ 时, 观察到 α 片层中的大小两个塞积结构 (图 4a 中箭头所示), $g = [1011]$ 条件时, 位错线条清晰可见。经分析可知, 大塞积的柏氏矢量 $b = 1/3 [1120]$, 小塞积的柏氏矢量 $b = 1/3 [1210]$ 。由密排六方金属中位错的 Berghzan 作图法可知^[11], 这两个

位错塞积为 OC 型的基面位错。同样道理, 在图 4b 中放大的图 4a 左侧亚晶界处 (方框中) 的三根 α 相界面发射位错的柏氏矢量 $b = 1/3 [2113]$, 此为 OB 型的锥面位错。因为钛合金的 $c/a = 1.533$, 所以滑移可以在 $\{0001\}$ 基面以外的柱面 $\{1010\}$ 和锥面 $\{1011\}$ 上进行^[12]。滑移系的增多也导致材料塑性的改善。

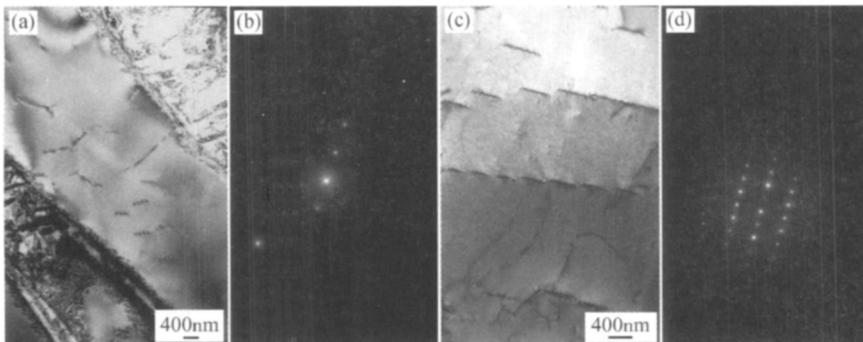


图 5 α 片层中单个位错和纵贯排列的位错形貌 (a) 单个位错; (b) $g = [1011]$; (c) 纵贯排列的位错; (d) $B = [2110]$

Fig 5 The dislocations in the α phase (a) single dislocations (b) $g = [1011]$; (c) dislocation band (d) $B = [2110]$

同样在 $B = [1123]$ 时观察到单个位错结构 (图 5a), 也是属于 $1/3\langle 1120 \rangle$ 的基面位错。在 $B = [2110]$ 时观察到纵贯 α 相片层的排列位错 (图 5c), 经过磁转角修正后, 观察到倒易矢 $g = [0001]$ 垂直于位错的排列方向, 分析确定位错排列的滑移

面是密排六方结构的基面 $\{0001\}$ 。此排列位错是单个位错为降低系统能量而产生, 也可继续吸引和发射位错, 形成位错带或亚晶界。在喷丸强化层距表面 0.5mm 处的初始位错滑移中没有出现缠结或网格结构, 属于平面状位错滑移阶段。

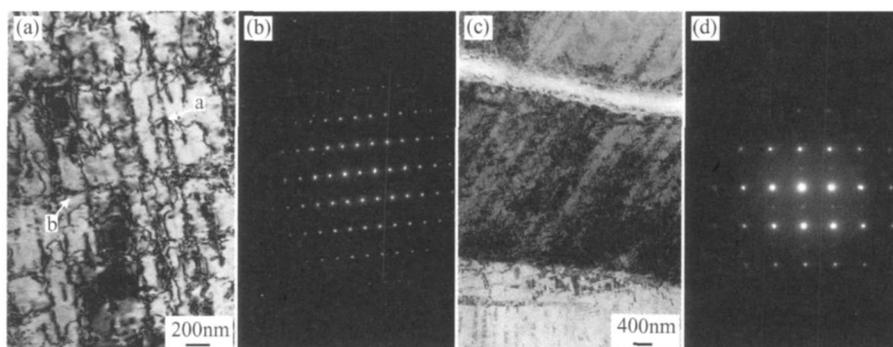


图 6 喷丸后表面 α 片层中位错带形貌 (a) 两个方向的位错带结构; (b) $B = [21\bar{1}0]$; (c) 另一方向位错带; (d) $B = [1012]$

Fig 6 The dislocation bands in the α phase after shot peening (a) dislocation bands image (b) $B = [21\bar{1}0]$; (c) dislocation band (d) $B = [1012]$

图 6 示出了距表面 $50\mu\text{m}$ 处喷丸强化层内的典型位错结构, 这是随着表面层变形程度的增加, 位错不断运动、增殖、交互作用形成的。图 6a 中观察到平行位错带以及带间大量的弯曲位错线结构, 在 $B = [2110]$ 观察时位错带呈两个方向分布, 图中标为 a 和 b 方向, 经过磁转角校正后, 分析得出 a 的滑移面为基面 $\{0001\}$, b 的滑移面为柱面 $\{1010\}$ 。图 6c 示出了另一个方向的位错带, 滑移面为锥面 $\{1011\}$ 。这是在变形比较大的情况下, α 相片层内的位错发展为较为稳定的位错带组成的网状结构, 会对晶体滑移产生极大的障碍, 势必导致材料强度的上升。同时, 没有观察到层错和变形孪晶的出现。

以上结果表明 TC21 钛合金在喷丸过程中的塑性变形主要是以基体中预先存在的位错 (图 4 和 5) 为先导, 继续开动基面、柱面和锥面滑移系, 使得材料表面有更多的位错开动, 随着表面塑性变形程度的增大, 为了使系统的能量最小化, 在表面层的 α 相片层中位错重组形成了平行位错带结构, 典型的位错组态是交叉位错带形成的位错网结构 (图 6a), 从而导致材料的储能能上升, 由此引起材料抵抗变形能力的增加, 使得材料表面层的屈服应力升高, 并向里随距表面距离的加深而减小, 同时材料的残余压应力 (图 2a)、衍射强度半高宽 (图 2b) 和硬度 (图 3b) 也随着位错密度梯度的变化而减小。

3 结 论

(1) 喷丸强化后表面残余压应力为 529 MPa 残余压应力分布最大深度达 0.37mm。衍射强度半高宽的梯度变化表明喷丸引起的组织细化和晶格畸变在表层呈现梯度变化规律。

(2) 喷丸后表面层纳米硬度提高 1 倍以上, 最高达到 6.7GPa 弹性模量没有显著的变化。

(3) TC21 钛合金喷丸强化层中 α 相主要是以基面、柱面和锥面的位错滑移为主要塑性变形方式, 形成大量的位错, 从而提高变形阻力, 导致材料强化。

参考文献:

- [1] 冯亮, 曲恒磊, 赵永庆, 等. TC21 钛合金的高温变形行为 [J]. 航空材料学报, 2004, 24(4): 11-13
- [2] FEI Y H, ZHOU L, QU H L, *et al*. The phase and microstructure of TC21 alloy [J]. Materials Science and Engineering(A), 2008, 494(1-2): 166-172
- [3] 葛鹏, 赵永庆, 周廉. β 钛合金的强化机理 [J]. 材料导报, 2005, 19(12): 52-55, 63
- [4] GAO Yu-kui, LI Xiang-bin, YANG Qing-xiang *et al*. Influence of surface integrity on fatigue strength of 40CrNi2Si2MnVA steel [J]. Materials Letters, 2006, 61: 466-469.

- [5] GAO Yu-ku; LU Feng Y N Yuan-fa *et al*. Effects of shot peening on fatigue properties of 0Cr13Ni2Al steel [J]. Materials Science and Technology, 2003, 19: 372- 374.
- [6] WAGNER L. Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys [J]. Materials Science and Engineering(A), 1999, 263: 210- 216.
- [7] 冯宝香, 杨冠军, 毛小南, 等. 钛及钛合金喷丸强化研究进展 [J]. 钛工业进展, 2008, 25(3): 1- 5.
- [8] 张建斌, 马勤, 周琦, 等. 表面强化对工业纯钛显微组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(6): 1037- 1040.
- [9] 高玉魁. 喷丸对 Ti-10V-2Fe-3Al 钛合金拉拉疲劳性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(1): 60- 63.
- [10] 许顺生. 金属 X 射线学 [M]. 上海: 科学技术出版社, 1962.
- [11] 黄孝瑛. 材料微观结构的电子显微学分析 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.
- [12] 李超. 金属学原理 [M]. 哈尔滨: 工业大学出版社, 1989.

Evolution of Microstructure and Properties of Surface Layer after Shot Peening of TC21 Titanium Alloy

SONG Ying-gang GAO Yu-ku; LU Feng ZHAO Zhen-ye

(Beijing Institute of Aeronautical Materials Beijing 100095, China)

Abstract The surface layer of shot peened TC21 titanium alloy was conducted by TEM, X-ray and Nano-indentation. The results indicate that an elastic-plastic strength layer is formed on the surface of TC21 alloy after shot peening. During the deformation processing the activated slip system in a and c plane increase the density of the dislocations, and formed the net in α phase. After the shot peening the hardness of the nanoindentation is 6 GPa and increased two times. The residual stress in the strength layer decreases from surface to inner and the thickness of the surface layer is about 370 μ m.

Key words TC21 alloy; shot peening; residual stress; nano-indentation; microstructure