

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20160718001

超声冲击强化对TC4钛合金拉压疲劳性能的影响

曹小建^{1,2}, 片英植(韩)³, 金江¹, 许罗鹏^{2,4}, 王宠², 王清远²

(1. 南通大学 建筑工程学院, 江苏 南通 226019; 2. 四川大学 空天科学与工程学院, 成都 610065; 3. 韩国鲜文大学 机械工程学院, 韩国 牙山 336-708; 4. 中国民航飞行学院 物理系, 四川 广汉 618307)

摘要: 静荷载25 N、振幅30 μm 、冲击数36 000次/ mm^2 下对TC4钛合金去应力退火及固溶时效两种状态进行超声表面冲击强化处理, 研究其对TC4拉压疲劳性能的影响。对处理后的微观组织、硬度、强塑性变形(SPD)层、残余应力、疲劳性能和断裂特征进行分析。结果表明: 处理后在TC4表面均获得约40 μm 深的强塑性变形层、表面硬度及残余压应力均被提高、表面粗糙度有较好的维持、两种状态的 10^8 周次的疲劳强度分别提升7.0%和10.7%; 10^6 周次前裂纹主要由表面萌生, 10^6 周次后裂纹源核心表现为SPD层与核心之间的变形 α 相, 其形状狭长且平行于试件边缘。建立经典材料力学模型对其轴向应力进行分析, 有助于理解内部裂纹源。

关键词: 超声冲击; 疲劳; 裂纹; 钛合金

中图分类号: TG668; TG113.25

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)02-0048-08

Effects of Ultrasonic Impact Modification on Tension-compression Fatigue Behavior of TC4

CAO Xiao-jian^{1,2}, PYUN Young-shik³, JIN Jiang¹, XU Luo-peng^{2,4}, WANG Chong², WANG Qing-yuan²

(1. College of Civil Engineering, Nantong University, Nantong 226019, Jiangsu; 2. School of Aeronautics & Astronautics, Sichuan University, Chengdu 610065; 3. Department of Mechanical Engineering, Sun Moon University, Asan 336-708, Korean; 4. Department of Physics, Civil Aviation Flight University of China, Guanghan 618307, Sichuan)

Abstract: The effect of ultrasonic nanocrystal surface modification (UNSM) on the tension-compression fatigue behavior of Ti-6Al-4V (stress-relief annealed or solid solution-aging treated) was studied. UNSM is with a static load of 25 N, vibration amplitude of 30 μm and 36 000 strikes per unit. The microstructure, hardness, severe plastic deformation (SPD) layer, residual stress, fatigue property and fracture mechanism of the alloy after UNSM treatment were analyzed. The results show that UNSM produces about 40 μm SPD layers on both the two groups of specimens. UNSM increases the hardness and the compressive residual stress. UNSM helps to maintain a good surface roughness. The 10^8 cycles fatigue strength of the two group samples are improved by 7% and 11.7%, respectively. After UNSM, fatigue cracks mainly initiate from the surface of specimen before the fatigue life of 10^6 cycles, while they appear at the deformed α -phases at the zone between the SPD layer and the core after the fatigue life of 10^6 cycles. The shape of the deformed α -phases is long and narrow because of the ultrasonic impacts on the surface, and it is parallel to the edge of specimens. The analysis of the axial normal stress is discussed based on a classical model, which helps to understand the initiation of interior cracks.

Keywords: ultrasonic impact; fatigue; crack; titanium alloy

收稿日期: 2016-07-18; 修回日期: 2017-02-06

网络出版日期: 2017-03-10 08:33; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20170310.0833.018.html>

通讯作者: 王清远(1965—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 结构耐久性、疲劳断裂及生物材料; E-mail: wangqy@scu.edu.cn

基金项目: 国家自然科学基金(11327801, 11502152); 江苏省自然科学基金(BK20160416); 中国博士后科学基金(2104M552355)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (11327801, 11502152), Natural Science Foundation of Jiangsu Province (BK20160416) and China Postdoctoral Science Foundation (2104M552355)

引文格式: 曹小建, 片英植, 金江, 等. 超声冲击强化对TC4钛合金拉压疲劳性能的影响[J]. 中国表面工程, 2017, 30(2): 48-55.

CAO X J, PUAN Y S, JIN J, et al. Effects of ultrasonic impact modification on tension-compression fatigue behavior of TC4[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(2): 48-55.

0 引 言

疲劳裂纹源通常从材料表面或近表面萌生, 破坏行为跟材料表面特性及表层微观组织密切相关。表面改性可改善材料整体性能, 近些年通过机械处理方法进行材料表面强化被广泛研究。这些机械处理方法包括表面机械研磨处理^[1]、超声冲击^[2]、超声喷丸^[3]、激光喷丸^[4]、超声辊压^[5]、超声表面冷锻^[6-7]等, 上述方法主要特点是利用外加载荷重复作用于材料表面, 从而使材料表面晶粒通过塑性变形逐渐细化到纳米量级, 它们能有效提高材料机械性能^[8-10]。借助透射电子显微镜观察表面强塑性变形层, 材料表面获得纳米晶并且晶粒尺寸沿厚度方向梯度增大^[1-3]。Lu 等通过研究认为纳米晶生成机理包括位错、孪晶及高角度晶界的演变, 且金属及其合金的塑性变形与位错运动取决于其晶体结构和层错能^[1]。

钛合金比强度高、耐腐蚀性好, 被广泛用于航空航天器、海洋设备及医用植入物。但摩擦因数高、耐磨性能差且硬度不高也限制了其应用^[11-13]。喷丸技术由于能诱导表面残余压应力和应变硬化, 被认为是一种有效的阻止裂纹萌生及扩展的表面处理方法^[14]。对一些钛合金航空部件, 喷丸被作为标准的后处理工序。但是表面畸变和粗糙度的增加不利于疲劳, 因此涌现了改进后的激光喷丸、超声喷丸及湿喷丸等技术^[15-17]。Srinivasan 等^[18]及 Tsuji 等^[19]分别研究了钛合金喷丸后的疲劳行为。其他表面强化技术也逐渐被检验是否能提高钛合金的疲劳性能。表面超声冲击经证实可提高 Ti6Al4V (TC4) 的疲劳性能, 其能诱导产生表面残余压应力、获得纳米级 $\alpha+\beta$ 微观结构、并弥合表面微孔^[20]。相较其他表面强化技术, 韩国鲜文大学利用超声冲击提出的超声表面纳米化技术 (Ultrasonic nanocrystal surface modification, UNSM) 可在冲击头尺寸、冲击次数及静荷载间寻求对特定材料的最优参数, 从而使材料获得较好的性能。结合下文的表面形貌观察, 相较于喷丸方向的不确定性及局部冲击的不均匀性, UNSM 对于材料表面的塑造是均匀可控的。因此, 有必要对钛合金表面 UNSM 处理后的性能进行研究, 为将其推向实际应用作积累。

钛合金长寿命域的疲劳行为近年被广泛关注。尽管 TC4 高周及超高周疲劳行为已有研究^[21-22], 应

力比 $r=-1$ 下其裂纹萌生确切机理还不清楚。Liu 等^[23]研究了应力比 (从 -1 到 0.5) 对 TC4 疲劳裂纹萌生及扩展的影响, 发现应力比 $r=-1$ 下裂纹均由表面萌生。

为研究超声冲击对 TC4 钛合金对称拉压 ($r=-1$) 疲劳性能的影响, 对 TC4 试件去应力退火及固溶时效两种状态进行表面强化处理。利用光学显微镜、维氏硬度计、X 射线衍射技术、电子探针显微分析仪、超声疲劳试验机、扫描电子显微镜、X 射线能谱分析方法对 TC4 经 UNSM 处理后的微观组织、硬度、强塑性变形层、残余应力、疲劳性能和断裂特征等进行分析, 揭示 UNSM 处理后 TC4 钛合金性能的改变。

1 试样制备及试验方法

试验采用 TC4 钛合金, 其化学成分 (质量分数/%) 为: $0.007\sim 0.01\text{C}$, $0.017\sim 0.02\text{Fe}$, $0.007\sim 0.009\text{N}$, $0.190\sim 0.195\text{O}$, 0.001H , $6.408\sim 6.411\text{Al}$, $4.403\sim 4.406\text{V}$, 其余为 Ti。所有试件初始先去应力退火 ($650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下保温 4 h), 再取出一半进行固溶时效 ($980\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下保温 1 h , 水淬+ $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下保温 8 h , 炉冷) 处理。两种热处理状态下的力学性能见表 1。材料表面最终经 $1\ 500$ 号砂纸抛光打磨。

表 1 TC4 试件的力学性能

Table 1 Mechanical properties of TC4 samples				
Samples	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	$\psi/\%$
Stress-relief annealing	850	925	16	26
Solution & aging	1 180	1 230	14	10

UNSM 技术的原理在文献^[7, 11]中有详细介绍。UNSM 通过压电陶瓷换能器产生频率为 20 kHz 的激振, 从而在试件表面施加每秒几万次的冲击荷载。超声冲击使得材料表面强塑性变形以获得纳米晶层。图 1 为 UNSM 装置示意图。冲击头为碳钨化合物 (WC), 直径为 2.38 mm 。冲击过程采用高压空气冷却, 煤油润滑。试件表面的总荷载为静荷载与呈正弦波的动荷载之和。文中采用静态荷载为 25 N 、振幅 $30\text{ }\mu\text{m}$ 、单位平方毫米冲击 $36\ 000$ 次对试件弧中点两侧 $\pm 5\text{ mm}$ 区域进行冲击处理。试件一共分为四组, 分别为: 去应力退火、固溶时效、去应力退火+UNSM、固溶时效+UNSM。

使用扫描电子显微镜 (Hitachi S-3400N & JEOL JSM-6510LV) 对 TC4 进行组织观察。金相试

样室温下用Kroll溶液(HNO_3 : HF : H_2O =3: 6: 90, 体积分数/%)腐蚀。采用Matsuzawa MMT-7型维氏硬度计测量硬度, 条件为50 g力保持20 s。采用ULVAC DEKTAK3接触表面分析仪及Asylum Research MFP-3D原子力显微镜观察表面形貌。利用X射线衍射仪(Rigaku X'pert pro MPD)对塑性变形层相组成及残余应力进行分析。应用岛津USF-2000超声疲劳试验机对UNSM处理前后的TC4试样进行轴向对称拉压疲劳试验, 频率为20 kHz, 应力比为-1。疲劳试验片尺寸见图2。采用JEOL JSM-6510LV型扫描电子显微镜对疲劳断面进行观察, 结合X射线能谱分析方法(EDX, JEOL JSM-7500F)对内部起裂的试样裂纹源进行分析。

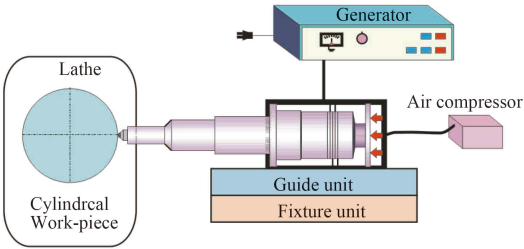


图1 UNSM装置示意图
Fig.1 Configuration of UNSM device

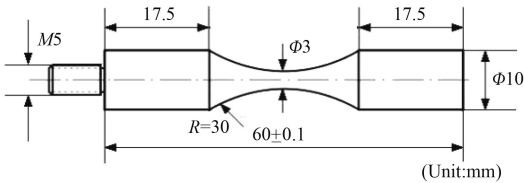
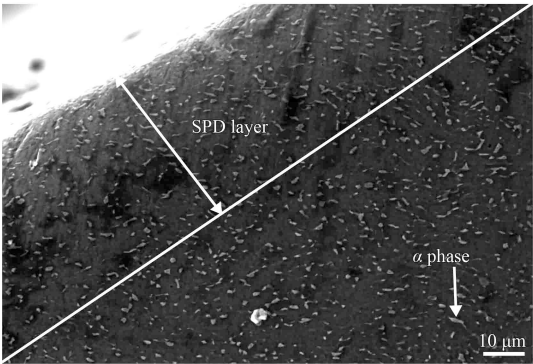


图2 疲劳试件尺寸
Fig.2 Dimension of the fatigue specimen

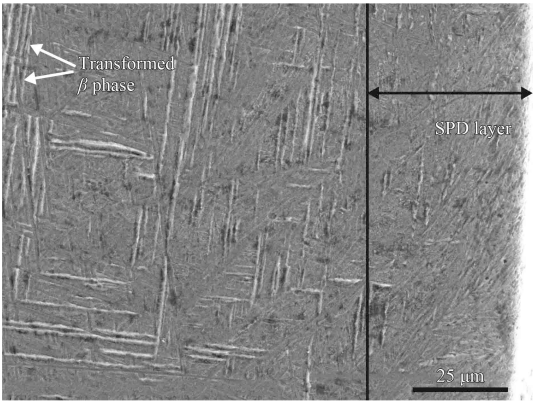
2 试验结果与讨论

2.1 强塑性变形层的组织及相结构

TC4钛合金的机械性能主要取决于化学成分、 α 相的尺寸及形状。固溶时效处理后材料内部由于 β 相变而成为含等轴状 α 相及层片状结构的双相组织, 其减少了连续 α 相的分布^[23]。结合前面给出的拉伸性能, 可得固溶时效后TC4尽管塑性略有降低, 但强度得到明显提升。密排六方晶格 α 相具有高于300 mJ/m²的堆垛层错能, 且体心立方 β 相理论上12个滑移方向。因此超声冲击后TC4中表面塑性变形机理主要是位错运动, 但由于六方结构的低对称性, α 相中也能观察到孪晶^[24]。图3给



(a) Stress-relief annealed



(b) Solid solution-aged

图3 UNSM后TC4试样的金相组织

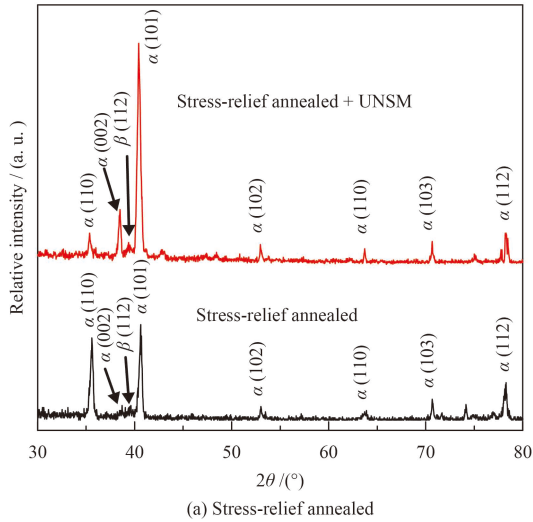
Fig.3 Microstructure of TC4 samples after UNSM

出了UNSM处理后两种状态下试件的金相组织, 可见固溶时效后生成了片状 β 相; 通过表层流变趋势线, 可得超声冲击在两者表层均诱导产生了约40 μm 深的强塑性变形层。

图4比较了TC4经UNSM处理前后试样表层(小于20 μm)的X射线衍射结果, 测试时使用Cu靶。固溶时效后, (112)面和(200)面 β 相特征峰强度增大, 表明固溶时效处理后相变生成了新的 β 相组织。UNSM处理后 α 相衍射峰包括(110)、(002)、(101)、(102)、(103)和(112)面等的强度和宽度均有所增加。一般认为表面冲压强化后Bragg衍射峰的宽化被认为是晶粒细化、微观应力增加和仪器宽化共同作用的结果^[25]。

2.2 表面硬度

硬度随深度变化(表面至400 μm 深)的分布规律如图5所示。去应力退火及固溶时效后TC4初始平均硬度分别为310和340 $\text{HV}_{0.05}$ 。UNSM处理后, 表面硬度分别提高到380和395 $\text{HV}_{0.05}$; 硬度由表面快速下降到120 μm 深, 然后再缓慢下降。根据



(a) Stress-relief annealed

(b) Solid solution-aging

图4 UNSM后TC4试样表面的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of TC4 samples after UNSM

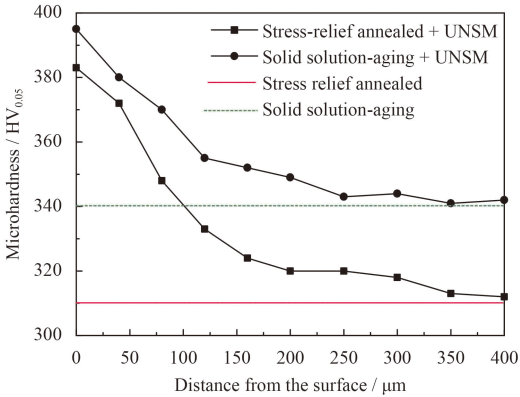


图5 UNSM后TC4试样的硬度分布

Fig.5 Microhardness of TC4 samples after UNSM

硬度也不会提高^[27], 该文献中TC4硬化层较文中更深, 因为其单位面积冲击次数较大。文献[27]中TC4经UNSM处理后(静荷载30 N, 振幅30 μm, 单位面积冲击次数53 000次)表面硬度为393 HV, 文中试验结果与之基本一致。高玉魁等认为喷丸强化后组织细化、位错强化会产生强烈的加工硬化效应从而提高表面硬度^[25]。

2.3 残余应力

残余应力测试也采用Cu靶, 选择213面作为特征面, 2θ角度从136°~146°。去应力退火后TC4试件表面残余应力为-19 MPa, 固溶时效后转变成拉应力约30 MPa。UNSM处理后的残余应力场分布结果如图6所示。很显然UNSM处理后诱导产生了较高的残余压应力。表面残余压应力是影响疲劳强度的重要因子。UNSM处理后两组热处理状态表面残余压应力为544 MPa和520 MPa, 并保持到约80 μm深, 然后快速减小到200 μm。结合下文可知, 其影响了内部裂纹的萌生位置及裂纹源形态。

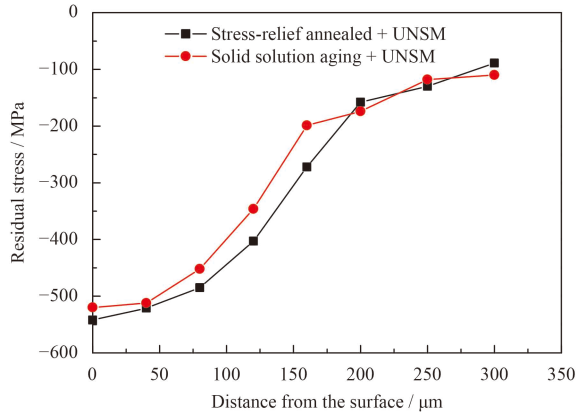


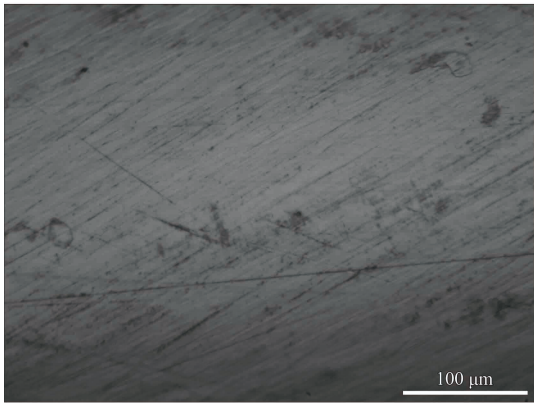
图6 UNSM后TC4试样的残余应力分布

Fig.6 Residual stress of TC4 samples after UNSM

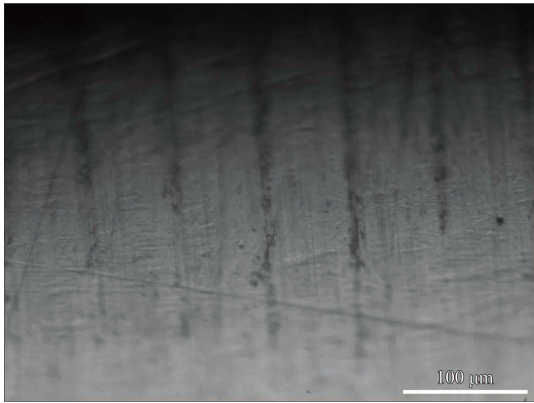
2.4 表面形貌及粗糙度

UNSM处理后TC4试件的表面形貌见图7。从原子力显微镜下的三维图像可见超声冲击后TC4表面拓扑形貌规则, 大体跟横轴成30°角, 且表面较为平整, 高差在几百纳米。抛光后, 去应力退火试件平均粗糙度Ra为0.35 μm, 而固溶时效试件Ra为0.39 μm。UNSM处理后, 两组热处理状态的Ra分别为0.5 μm和0.58 μm。尽管比UNSM处理前, 粗糙度有小幅增加, 但对于TC4这一常用植入物材料, 适当的粗糙表面有助于细胞黏附。显然UNSM工艺可使得TC4表面保持较好的粗糙度。

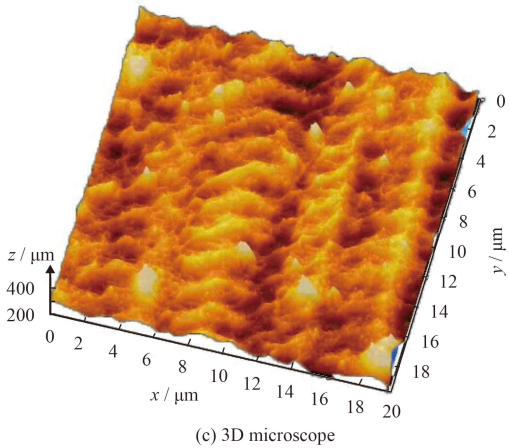
Hall-Petch理论, 随着晶粒细化, 强度和硬度均可得到提高^[26]。当位错增值率平衡时, 晶粒尺寸将不再变化^[1]。此时尽管UNSM工艺参数增大, 表面



(a) Before UNSM



(b) After UNSM



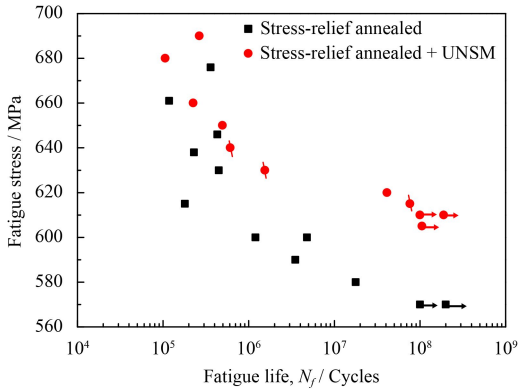
(c) 3D microscope

图7 UNSM前后TC4试样的表面形貌

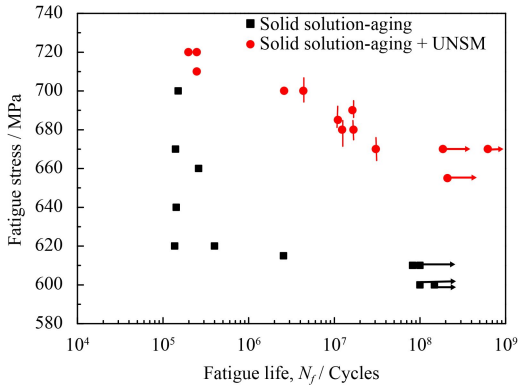
Fig.7 Surface morphologies of TC4 samples before and after UNSM

2.5 疲劳性能

图8显示了UNSM处理后TC4的疲劳S-N曲线。内部裂纹在图中用竖线标出。试样疲劳寿命达到 10^8 周次以后,若其仍未断裂,则停止疲劳试验,图中用右箭头标示。结果表明,UNSM处理后, 10^6 周次以后裂纹内部萌生的试样大量出现。与之相反,未经UNSM处理的试件全部为表面萌生裂纹。因为固溶时效发生了 β 相变, 10^8 周次的



(a) Stress-relief annealed



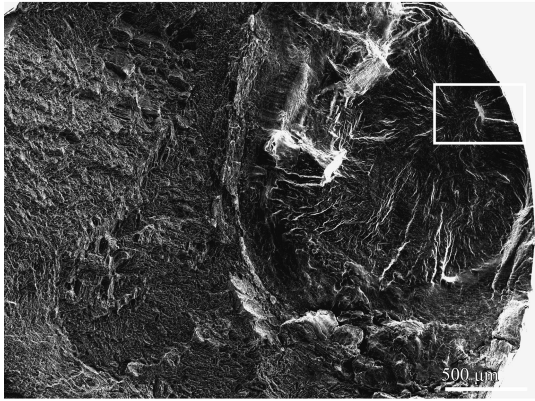
(b) Solid solution-aging

图8 UNSM处理后TC4试样的疲劳S-N曲线

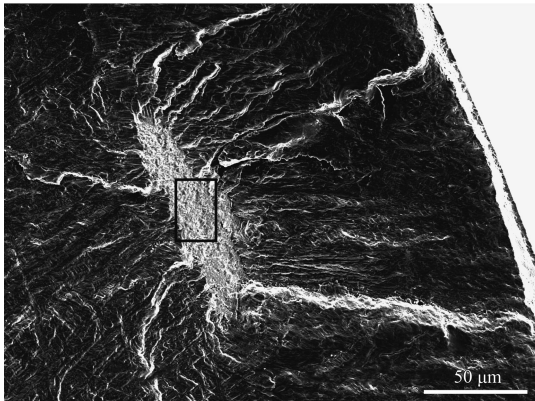
Fig.8 S-N curves of TC4 samples after UNSM

疲劳强度较去应力退火状态有小幅提高。对去应力退火试件, 10^8 周次下的疲劳强度从570 MPa提高到610 MPa;对固溶时效试件, 10^8 周次下的疲劳强度从605 MPa提高到670 MPa。提高幅度分别为7.0%和10.7%。文献[20]中的疲劳强度提升幅度更大,是因为该文中对表面施加的总荷载更大。

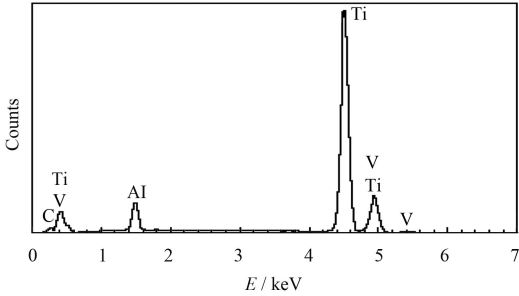
图9和图10给出了 10^7 周次以后超长寿命域试件的断面照片。文献[11]中疲劳加载为回转变曲情况下,所有试件均为表面萌生裂纹;而文中试验为对称拉压疲劳,超长寿命域内部裂纹萌生试件大量涌现。可见,UNSM处理后,裂纹萌生方式与疲劳加载方式相关。Lu等在文献[1]中将表面经冲压强化的试件由表至里分层,认为表面强塑性变形层下面是晶粒细化层(约100 μm 深,含由晶界和亚晶界隔开的微米尺度晶粒和晶胞),晶粒细化层和母材核心之间是起过渡作用的粗晶变形层。值得注意的是,UNSM处理后裂纹内部成核的位置即在100~250 μm 深的粗晶变形层内,参照图6,该粗晶变形层内残余压应力迅速减小、硬度跟母材接近、塑性和韧性较表面强塑性变形层低。对于表



(a) Overall view of fracture surface



(b) Crack initiation



(c) EDX analysis of crack initiation

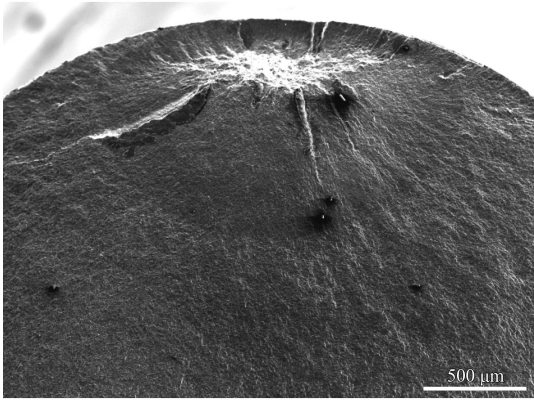
Conditions: stress-relief annealed+UNSM, 620 MPa, 4.13×10^7 cycles

图 9 内部裂纹断面形貌及EDX分析

Fig.9 Fracture surface and EDX analysis of interior crack

面经冲压处理过的材料, 由于其为平衡内部残余应力而在局部产生残余拉应力, 从而经常可观察到内部萌生裂纹^[28]。UNSM处理后TC4内部裂纹源核心存在高亮白色区域, 该区域形状狭长且平行于试件表面, 为变形后的富 α 相区域, EDX分析表明其并非常见的非金属夹杂物。

弹性模量 E 是反映原子相互作用力的重要参数。纳米晶粒之间空隙占比较大, 纳米晶金属材料的弹性模量较粗晶材料会有所降低^[29]。因此可推断SPD层的弹性模量应小于母材核心。图11建



Conditions: solid solution-aging+UNSM, 690 MPa, 1.63×10^7 cycles

图 10 内部裂纹断面形貌

Fig.10 Fracture surface of interior crack

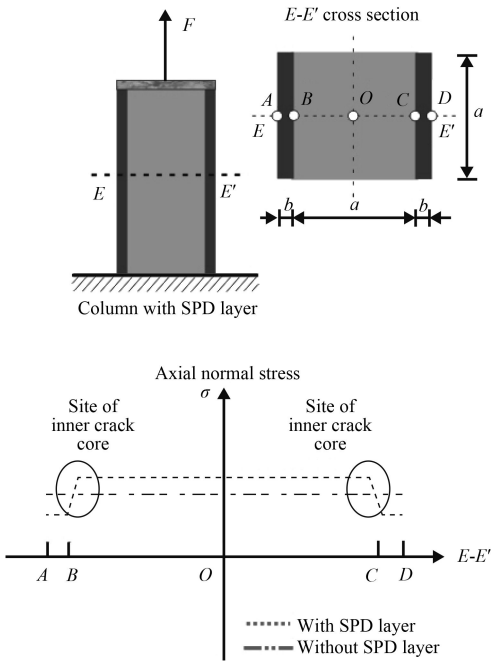


图 11 含SPD层受拉柱轴向正应力分析模型

Fig.11 Axial normal stress analysis model of a tensiled column with SPD layer

立了一个简易模型, 其中将UNSM处理后的材料分为外部两侧厚度为 b 的SPD层及边长为 a 的正方形母材核心三部分, 假设该柱顶部受拉力 F 作用。根据材料力学对于复合材料拉应力分析的理论, 各部分轴向正应力可由公式(1)计算,

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{core}} &= \frac{E_{\text{core}}}{E_{\text{core}}b^2 + 2E_{\text{spd}}ab}F \\ \sigma_{\text{spd}} &= \frac{E_{\text{spd}}}{E_{\text{core}}b^2 + 2E_{\text{spd}}ab}F\end{aligned}\tag{1}$$

式中, σ_{core} 是母材核心的正应力, MPa;

σ_{spd} 是SPD层的正应力, MPa; E_{core} 和 E_{spd} 分别是核心和SPD层的弹性模量, GPa。因此可得, 相比均质材料, 受拉时SPD层正应力减小而核心部分正应力增大。表面强塑性变形层可降低表面裂纹萌生的几率; 结合前文, 裂纹在SPD层与核心之间的过渡区如粗晶变形层(该层残余压应力快速减小, 塑性和韧性降低)萌生的几率反而增大。整个截面受力可由公式(2)计算,

$$\sigma_{\text{core}}A_{\text{core}} + 2\sigma_{\text{spd}}ab = F \quad (2)$$

上述简单模型可有助于理解受拉压时, 超长寿命域表面冲击强化处理后所有试件呈现的内部裂纹萌生。

3 结 论

(1) 在静荷载为25 N、振幅为30 μm 、冲击数为36 000次/ mm^2 下对TC4钛合金进行超声表面冲击处理诱导生成约40 μm 深的强塑性变形层。

(2) 表面UNSM处理后, TC4钛合金的表面硬度及残余压应力均被提高, 粗糙度仍保持较好。

(3) 表面UNSM处理后, 去应力退火及固溶时效试样的 10^8 周次疲劳强度分别被提高7.0%和10.7%, 主要归功于表面冲击强化诱导产生的表面残余压应力和强塑性变形层。

(4) 超长寿命域UNSM处理后的TC4试样均表现为内部萌生裂纹, 裂纹成核于表面强塑性变形层与母材核心间的粗晶变形层内, 因为该处残余压应力迅速降低、且塑性和韧性较表面强塑性变形层降低。

参考文献

- [1] LU K, LU J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment[J]. Material Science & Engineering A, 2004, 375-377(1): 38-45.
- [2] MORDYUK B N, PROKOPENKO G I. Ultrasonic impact peening for the surface properties' management[J]. Journal of Sound & Vibration, 2007, 308(3): 855-866.
- [3] WU X, TAO N, HONG Y, et al. Microstructure and evolution of mechanically induced ultrafine grain in surface layer of AL-alloy subjected to USSP[J]. Acta Materialia, 2002, 50(8): 2075-2084.
- [4] MORDYUK B N, MILMAN Y V, IEFIMOV M O, et al. Characterization of ultrasonically peened and laser-shock peened surface layers of AISI 321 stainless steel[J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202(19): 4875-4883.
- [5] WANG T, WANG D P, LIU G, et al. Investigations on the nanocrystallization of 40Cr using ultrasonic surface rolling processing[J]. Applied Surface Science, 2008, 255(5): 1824-1829.
- [6] CHEN W, SUN Q Y, XIAO L, et al. Deformation-induced microstructure refinement in primary α phase-containing Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. Material Science & Engineering A, 2010, 527(27/28): 7225-7234.
- [7] SUH C M, SONG G H, SUH M S, et al. Fatigue and mechanical characteristics of nanostructured tool steel by ultrasonic cold forging technology[J]. Material Science & Engineering A, 2007, 443(1/2): 101-106.
- [8] SUN H Q, SHI Y N, ZHANG M X. Wear behaviour of AZ91D magnesium alloy with a nanocrystalline surface layer[J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202(13): 2859-2864.
- [9] VILLEGAS J C, SHAW L L, DAI K, et al. Enhanced fatigue resistance of a nickel-based hastelloy induced by a surface nanocrystallization and hardening process[J]. Philosophical Magazine Letters, 2005, 85(8): 427-438.
- [10] LI D, CHEN H N, XU H. The effect of nanostructured surface layer on the fatigue behaviors of a carbon steel[J]. Applied Surface Science, 2009, 255(6): 3811-3816.
- [11] CAO X J, MURAKAMI R, PYOUN Y S. Fatigue properties of a S45C steel subjected to ultrasonic nanocrystal surface modification[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(2): 6297-6303.
- [12] SUH M S, SUH C M, PYUN Y S. Very high cycle fatigue characteristic of a chrome-molybdenum steel treated by ultrasonic nanocrystal surface modification technique[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2013, 36(8): 769-778.
- [13] BLOYCE A, MORTON P, BELL T. ASM handbook, vol. 5, ASM international[M]. Materials Park, OH, 1994.
- [14] MAAWAD E, SANO Y, WAGNER L, et al. Investigation of laser shock peening effects on residual stress state and fatigue performance of titanium alloys[J]. Material Science & Engineering A, 2012, 536(1): 82-91.
- [15] LIU K K, HILL M R. The effects of laser peening and shot peening on fretting fatigue in Ti-6Al-4V coupons[J]. Tribology International, 2009, 42(9): 1250-1262.
- [16] MORDYUK B N, IEFIMOV M O, PROKEPENKO G I, et al. Structure, microhardness and damping characteristics of Al matrix composite reinforced with AlCuFe or Ti using ultrasonic impact peening[J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204(9/10): 1590-1598.
- [17] CHEN G Q, JIAO Y, TIAN T Y, et al. Effect of wet shot peening on Ti-6Al-4V alloy treated by ceramic beads[J].

- Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(3): 690-696.
- [18] SRINIVASAN S, GARCIA D B, GEAN M C, et al. Fretting fatigue of laser shock peened Ti-6Al-4V[J]. Tribology International, 2009, 42(9): 1324-1329.
- [19] TSUJI N, TANAKA S, TAKASUGI T. Effects of combined plasma-carburizing and shot-peening on fatigue and wear properties of Ti-6Al-4V alloy[J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 203(10/11): 1400-1405.
- [20] DEKHTYAR A I, MORDYUK B N, SAVVAKIN D G, et al. Enhanced fatigue behavior of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloy by applying ultrasonic impact treatment[J]. Material Science & Engineering A, 2015, 641: 348-359.
- [21] STANZL-TSCHEGG S. Fatigue crack growth and thresholds at ultrasonic frequencies[J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(1): 1456-1464.
- [22] MORRISSEY R, NICHOLAS T. Staircase testing of a titanium alloy in the gigacycle regime[J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(11): 1577-1582.
- [23] LIU X L, SUN C Q, HONG Y S. Effects of stress ratio on high-cycle and very-high-cycle fatigue behavior of a Ti-6Al-4V alloy[J]. Material Science & Engineering A, 2015, 622: 228-235.
- [24] ZHU K Y, VASSEL A, BRISSET F, et al. Nanostructure formation mechanism of α -titanium using SMAT[J]. Acta Materialia, 2004, 52(14): 4101-4110.
- [25] 高玉魁. 喷丸强化对TC4钛合金组织结构的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9): 1536-1539.
- GAO Y K. Effect of shot-peening on microstructure of TC4 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2010, 39(9): 1536-1539.
- [26] NIE X F, HE W F, ZHOU L C, et al. Experiment investigation of laser shock peening on TC6 titanium alloy to improve high cycle fatigue performance[J]. Material Science & Engineering A, 2004, 594(1): 161-167.
- [27] SUH M S, PYUN Y S, SUH C M. Variation of fatigue properties in nanoskinned Ti-6Al-4V rotating bending and axial loading tension-compression cycle[J]. Transactions of the Korean Society of Mechanical Engineers A, 2012, 36(4): 443-449.
- [28] WAGNER L. Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys[J]. Material Science & Engineering A, 1999, 263(2): 210-216.
- [29] SHEN T D, KOCH C C, TSUI T Y, et al. On the elastic moduli of nanocrystalline Fe, Cu, Ni, and Cu-Ni alloys prepared by mechanical milling/alloying[J]. Journal of Material Research, 1995, 10(11): 2892-2896.

(责任编辑: 王文宇)