

# 循环载荷对 USSP 处理 TC4 表层残余应力场影响研究

张聪惠, 王 洋, 王耀勉, 李丰博, 肖桂芝

(西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

**摘 要:** 采用超声喷丸技术(USSP) 处理 TC4 试样, 再进行四点弯曲疲劳加载。采用 X 射线应力仪测试疲劳加载前后残余应力分布; 利用 TEM 设备, 对疲劳加载前后 TC4 组织结构进行表征。结果表明, 经表面纳米化处理后, TC4 合金的最大残余应力已超过自身的屈服强度; 当外加载荷高于疲劳极限时, 残余应力场明显减弱; 当外加载荷接近或小于疲劳极限时, 循环周次与载荷的增减不再明显改变残余应力场; 位错及位错胞在疲劳过程中发生了组态和数量的变化, 位错密度的降低导致了残余压应力的松弛。

**关键词:** 表面纳米化; 残余应力; 应力释放; 显微组织

**中图法分类号:** TG146.2\*3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)10-2642-05

钛合金具有耐腐蚀、高低温热稳定性好、比强度高突出优点, 在国防工业和民用工业中有广泛的应用前景<sup>[1]</sup>。在航空航天工业, 一直追求零件的长疲劳使用寿命, 这要求强度、塑性、韧性等能够很好匹配, 而晶粒或亚结构细化就是改善钛合金使用性能的一种重要途径<sup>[2,3]</sup>。

超声喷丸(USSP)是一种较新的材料表面改性方法, 该方法振动频率高、强度大, 使得表层塑性变形更加剧烈。常用于降低材料表面的氮化温度, 实现表面纳米化等<sup>[4,5]</sup>。同时该方法获得的残余压应力场、硬化层深度深, 粗糙度低, 且能完成复杂形状工件的强化<sup>[6]</sup>。

利用 USSP 工艺能够在材料表面引入大于常规喷丸所产生的残余压应力, 显著改善材料的疲劳强度。相关研究认为, 残余压应力是提高材料在常温下的疲劳强度及裂纹扩展门槛值的决定性因素<sup>[7,8]</sup>, 有效抑制疲劳裂缝萌生, 提高材料疲劳寿命<sup>[9,10]</sup>, 残余压应力经加载发生松弛<sup>[11,12]</sup>, 并等效的与外加载荷相消使得有效加载力得到降低<sup>[13,14]</sup>。然而残余应力场随疲劳加载过程的变化规律, 应力的松弛能否引起微观组织状态的变化等, 这些方面都有待于研究分析。本研究基于 TC4 表面产生剧烈变形实现表面纳米化后, 再经过四点弯曲疲劳加载, 研究残余应力场变化情况, 分析探讨应力松弛规律。

## 1 实 验

实验选取尺寸为 100.0 mm×100.0 mm×4.0 mm 的热轧退火态 TC4 板材, 其化学成分(质量分数, %) 为 5.8Al, 4.08V, 0.21Fe, 0.17O, 0.03C, 0.01N, 0.004H, 其余是 Ti。在超声喷丸处理前对试样进行除锈、去油、磨边等处理。本实验采用单面喷丸, 弹丸材质为铸钢丸, 直径为 3 mm, 密度为 7.8 g/cm<sup>3</sup>。USSP 处理时间选取 30 min; 机加工尺寸如下: 试样厚度 3.3 mm, 试样宽度 7.1 mm, 试样长度 27 mm; 实验夹具上跨距 18 mm, 下跨距 4 mm, 上表面棱边进行倒角处理, 避免应力集中导致沿棱断裂; 采用 Instron 8801 液压伺服疲劳机进行不同加载强度以及循环次数处理; 采用 JEM-3010 高分辨透射电子显微镜观察处理后试样的不同层深组织。

采用电解抛光进行剥层, 电解时, 保护试样四周以及底面, 保证每次仅对喷丸处理面进行剥层处理; 采用 X STRESS-3000 应力仪测定 USSP 处理试样沿深度方向从表层到基体的残余应力场分布, 测定参数: 管电压 30 kV, 管电流 8 mA, 采用 Ti 靶特征 X 射线, 测量相为  $\alpha$  相, 扫描角度 120°~160°, 衍射峰  $2\theta=137.4^\circ$ , 衍射晶面为 (110), 电解抛光电解液 HClO<sub>4</sub>:CH<sub>3</sub>OH=1:4(体积比), 电压 30 V, 电流 1 A。

为确保测量的准确性与对比性, 试样放置时进行

收稿日期: 2016-01-12

基金项目: 国家自然科学基金(51274160); 西安市科技计划项目(CXY14383); 西部材料创新基金二期(XBCL209); 陕西省科技厅科技项目(2014JQ6211)

作者简介: 张聪惠, 女, 1974 年生, 博士, 教授, 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055, E-mail: jiandazhang2010@hotmail.com

标记，并将随后剥层处理的试样按标记的位置、方向放置。试样表面与探头的距离固定，由红外光束是否重合来确定。测量方法选用侧倾固定  $\Psi$  法<sup>[15]</sup>，该方法严格遵循布拉格定律，物理和几何图像清晰，在扫描过程中参与衍射的晶面始终不变， $2\theta$  平面与  $\Psi$  平面相互垂直，因而可以扩大  $2\theta$  扫描范围。

## 2 结果与讨论

### 2.1 TC4 残余应力分析

进行四点弯曲疲劳试验时，设定条件疲劳应力循环次数  $2 \times 10^6$  次，应力比  $R=0.1$ ，测得 USSP-30 min 处理疲劳极限平均应力幅为 416 MPa(屈服强度的 52%)，图 1 为 USSP-30 min 处理后测得的残余应力分布情况，数值为负表示残余压应力。由图可知表层残余应力为 -581.5 MPa，最大残余应力为 -1005.5 MPa 且该值已超过合金自身的屈服强度，最大残余应力距表层深度 55  $\mu\text{m}$ ，残余应力场深度为 260  $\mu\text{m}$ ，最大残余应力与残余应力场深度共同影响裂纹萌生，在良好的表面状态下，残余压应力越大越有利。

图 2 是 USSP 处理后，分别在相同应力加载载荷下，经不同循环加载周次后，残余应力场的分布。图中 60%，55%，53%，52%，47% 均指加载平均应力为屈服强度的百分比。由图 2 可知，相同应力条件下，残余应力的释放随加载周次的增多而增多；且对比图 1 发现，残余应力在前 100 周次迅速释放。由图 2a 知，在高应力(60%)加载下，经不同循环周次后应力释放明

显，最大残余压应力值约为 560 MPa，残余压应力深度小于 95  $\mu\text{m}$ ；而由图 2e 可知，低应力(47%)加载后残余应力释放较少，最大残余压应力值约为 786 MPa，残余压应力深度 140  $\mu\text{m}$ ；图 2d 中平均应力为屈服强度 52% 情况下，循环  $10^5$  次及  $2 \times 10^6$  次残余应力场分布相近，图 2e 也是类似的结果。图 2a、2b、2c 中断裂的试样仍然存在残余应力，分析认为是由于断裂扩展期主裂纹承载了加载应力，断裂处残余应力释放完全，而实验测试点只能取到断裂周围区域，因此仍残留残余应力。

图 3 是相同循环周次条件下，经不同应力加载后残余压应力的释放情况，可知，加载应力越大，残余

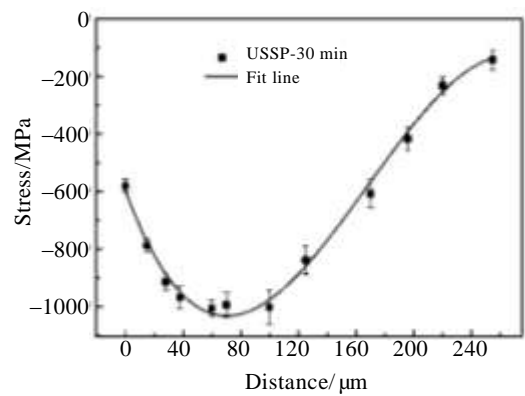


图 1 超声喷丸 TC4 残余应力分布

Fig.1 Residual stress vs distribution of TC4 after USSP

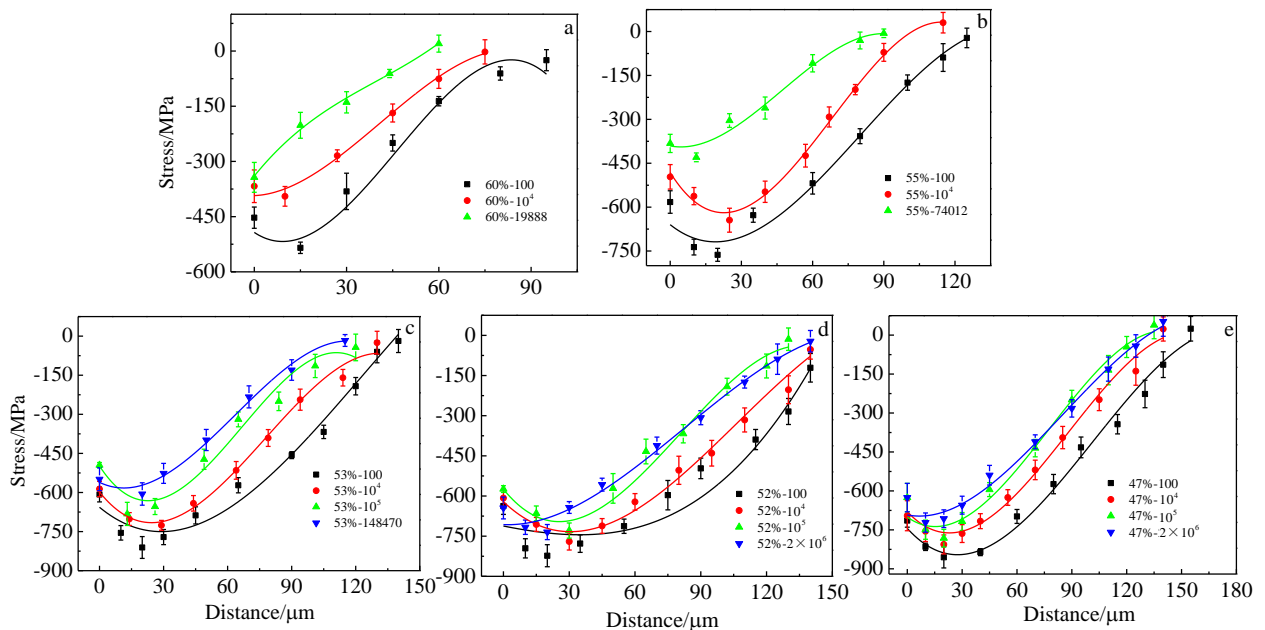


图 2 相同应力作用下，不同循环周次后的残余应力分布图

Fig.2 Residual stress distribution after different cyclic number under the same stress: (a) 60%, (b) 55%, (c) 53%, (d) 52%, and (e) 47%

应力释放越明显。在高应力加载(60%、55%)条件下, 残余压应力值显著降低; 在疲劳极限(52%)以及疲劳极限附近(53%、47%)的加载力作用下, 残余压应力值降低幅度较小, 应力场趋于稳定。由图 3c 结合图 2d、2e 发现在应力 52%和 47%下循环  $10^5$  次和  $2 \times 10^6$  次的残余应力场相近。分析认为, 当加载应力高于疲劳极限时, 造成大范围微区先发生屈服, 材料内部储存能快速释放, 宏观表现为残余应力场明显减弱, 且随着加载循环周次的增加, 残余压应力值继续降低; 当加载应力接近疲劳极限时, 残余应力松弛量较高应力时低, 循环周次增加导致累积的塑性变形降低材料内残余弹性应变, 残余压应力值继续降低, 残余应力场分布规律与疲劳极限处相似(表层残余应力、最大残余应力与应力场深度相近)。

影响残余应力松弛的两个主要因素是应力和温度, 本实验环境是室温条件, 默认为温度不发生变化。残余应力的松弛实质上是保存在材料中的弹性应变能通过微观或局部塑性变形逐渐释放的过程, 因而松弛与材料的微量塑性变形抗力有关<sup>[16]</sup>。应力循环第一周所发生的应力松弛属于材料宏观范围的塑性变形, 残余应力发生快速松弛。当应力为主要影响因素时, 由于材料内部各晶粒的取向、化学成分、微观缺陷等因素的差异, 各晶粒的临界抗切应力不同, 致使某些晶粒会优先变形。随着这些微观变形的积累, 使宏观残余应力发生松弛。即材料内部残余应力的变化与外加载荷、晶体的取向等因素有关, 晶粒内部出现位错的消失、攀移或交滑移、重新排列及补充新位错的循环过程。因此呈现出残余压应力释放, 这个过程与冷变形金属在加热时发生的回复过程类似, 因此可以称之为“应力回复”<sup>[17]</sup>。

残余应力释放综合考虑表层残余应力值, 最大残余应力值, 残余应力场深度, 根据式(1)先对数据进行拟合<sup>[18]</sup>, 求出各个拟合函数方程。由于相同深度处残余压应力数值越大、压应力场深度越深, 残余压应力

分布曲线与横轴所围的面积越大, 因此对式(1)沿  $x$  坐标在压应力场范围内进行积分, 则其积分值能够在一定程度上反映残余压应力场的强弱(式 2), 最后用比率(式 3)的方式来描述残余应力释放程度。由图 4 中数值计算得, 在加载应力为 52%时, 循环  $10^5$  次和  $2 \times 10^6$  次, 分别释放了 64.90%和 65.74%; 在加载应力为 47%时, 循环  $10^5$  次和  $2 \times 10^6$  次, 分别释放 64.23%和 66.34%。在本实验条件下, 实验数据表明, 当外加载荷接近或小于疲劳极限时, 残余应力释放值不再随循环周次与载荷的变化而明显变化<sup>[19、20]</sup>, 应力场趋于稳定。应力稳定值可视为有效残余应力, 本次试验有效表层残余应力为 628.9 MPa, 有效最大残余应力 760.2 MPa, 有效残余应力场深度 130  $\mu\text{m}$ 。

$$\sigma = ax^3 + bx^2 + cx + d \tag{1}$$

$$k = \int_0^{z_0} (ax^3 + bx^2 + cx + d) dx \tag{2}$$

$$\eta = 1 - \frac{k}{k_0} \tag{3}$$

其中,  $x$  表示距离表层的深度, 取值范围为 0 到残余压应力为 0 处, 单位  $\mu\text{m}$ ;  $\sigma$  表示对应  $x$  深度处残余应力值, 单位 MPa;  $k$  表示表层残余压应力场的强弱;  $k_0$  表示加载前表层残余压应力场的强弱;  $\eta$  表示残余应力释放程度;  $a, b, c, d$  是对应函数的相关常数。

### 2.2 表面纳米化 TC4 的微观组织

本研究选取 USSP 处理 30 min 的试样, 图 5 是疲劳加载前与 52%应力下循环  $10^5$  次后不同层深处的组织结构。由于剧烈塑性变形, 靠近表面的层深处组织细小, 存在大量亚结构, 位错密度很高, 呈胞状结构; 组织由表及里逐渐增大, 位错密度也相应降低, 位错线呈稀疏分布; 在近似层深处, 疲劳加载前存在大量位错胞及高密度位错(图 5a、5c、5e), 而经 52%应力加载后位错密度急剧下降, 位错胞减少, 晶粒内部变得清晰, 类似发生了热回复(图 5b、5d、5f)。分析认为, TC4 强化层内孪晶数量少, 次表层的变形不足以

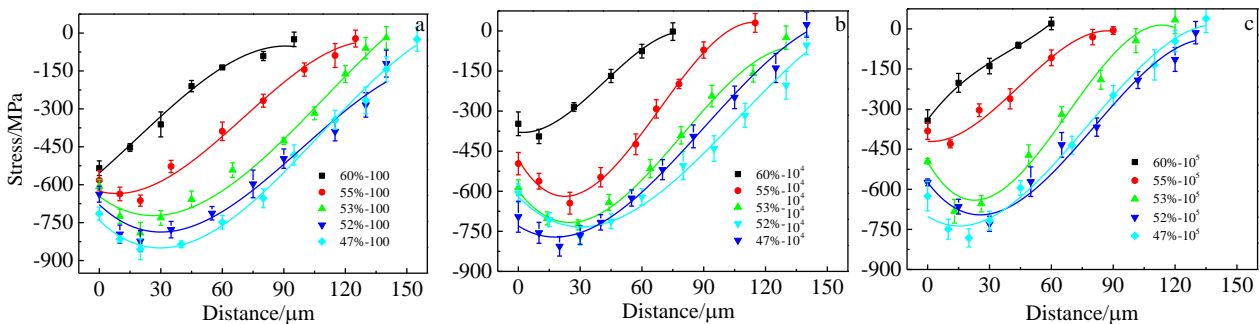


图 3 相同循环周次, 不同应力作用下残余应力分布图

Fig.3 Residual stress distribution under different stress at the same cyclic number: (a) 100 cycle, (b)  $10^4$  cycle, and (c)  $10^5$  cycle

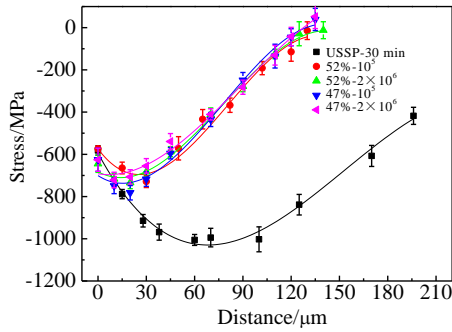


图 4 循环加载前后残余应力分布图

Fig.4 Residual stress distribution before and after cyclic loading

被分割成更细的组织，因此疲劳过程中试样表层的位错胞状结构几乎承受了全部的载荷。因为位错胞在加载时具有可逆变化，因此在疲劳应力的长期作用下会导致其松散，异号位错相消，降低了强化的作用<sup>[21,22]</sup>，与此同时晶体内部的滑移过程变得十分活跃，结果使强化层内产生了一定的塑性变形，导致喷丸时形成的宏观残余应力发生松弛。

关于残余应力与位错的关系，本课题组前期的研究<sup>[23]</sup>认为二者之间存在着非线性的依赖关系。研究中通过对  $2\theta$  角的衍射峰进行 Voigt 函数拟合，分离柯西宽化和高斯宽化，利用式(4)和(5)计算得到晶块尺寸  $D$  和微观畸变  $e$ ，然后通过式(6)得到位错密度；

$$D = \frac{\lambda}{\beta_c^f \cos \theta} \tag{4}$$

$$e = \frac{\beta_G^f}{4 \tan \theta} \tag{5}$$

$$\rho = \frac{\sqrt{3k}(e^2)^{1/2}}{Db} \tag{6}$$

式中， $\beta_c^f$  是柯西宽化， $\beta_G^f$  是高斯宽化， $\lambda$  是波长， $\theta$  是衍射角， $b$  是伯氏矢量， $k$  是常数。本研究中  $\lambda=0.274851$  nm， $\theta=68.7^\circ$ ， $b=0.295$  nm， $k=4$ <sup>[24,25]</sup>。将相关数据代入并计算得到距表层不同深度处位错密度，如表 1 所示。

表面纳米化的 TC4 距表层 30  $\mu\text{m}$  处(图 5a)位错密度较高且靠近表面处位错胞的平均直径很小；随着层深变大，位错胞的尺寸渐渐变大，距表层 50  $\mu\text{m}$  处(图 5c)位错密度明显降低；当深度在靠近基体组织时(图 5e)，位错胞消失，位错呈弯曲的线状稀疏地分布在晶粒内；试样在疲劳极限处，经  $10^5$  周次加载后，不同强化层内的位错组态将发生变化，距表层 30  $\mu\text{m}$  处(图 5b)位错密度约为加载前的一半；距表层 50  $\mu\text{m}$  处(图 5d)位错密度已经显著降低；位错胞在疲劳过程中会逐渐出现松散的趋势，有些位错线移向胞的中心，胞壁

将变得不太明显(图 5f)。分析认为，循环载荷较大时，位错进行长程运动，在大范围内合并或互消，可开动的滑移系和位错源较多，加之经历较长周次的应力循环，缠结位错离散严重；循环载荷较小时，位错仍可在局部范围作短程往复运动，异号位错相消，同号位错平行排列以抵消自身应力场的作用，在特定的位向和区域，位错线可平整有序排列，同样导致残余应力释放，但释放量较小。

表 1 距表层不同深度处位错密度

Table 1 Dislocation density at different depth from surface

USSP-30 min		52%, cycle number $10^5$	
Distance/ $\mu\text{m}$	Dislocation density/ $\times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$	Distance/ $\mu\text{m}$	Dislocation density/ $\times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$
30	68	30	32
50	27	50	7.9
100	5.4	100	1.5

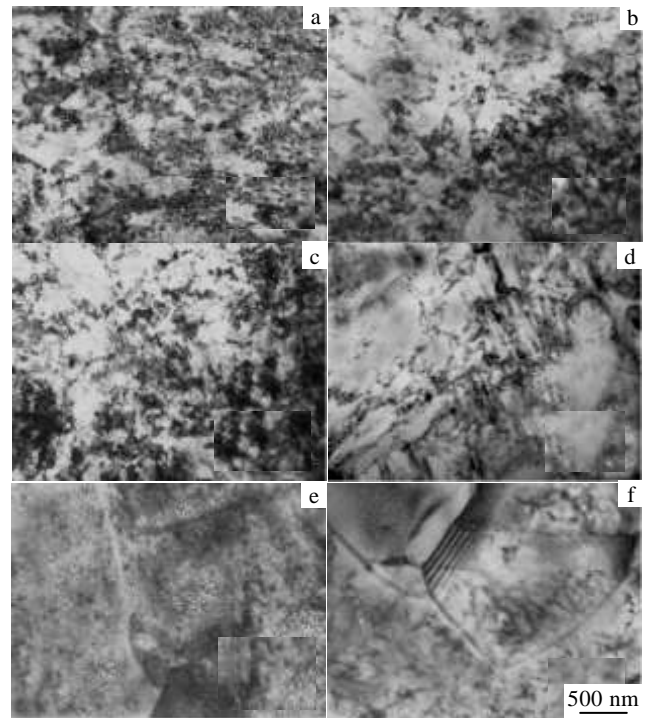


图 5 疲劳加载前后不同层深处显微组织

Fig.5 Microstructures in different layers before and after loading:

- (a) before load, 30  $\mu\text{m}$ , (b) 52%,  $10^5$ , 30  $\mu\text{m}$ ; (c) before load, 50  $\mu\text{m}$ ; (d) 52%,  $10^5$ , 50  $\mu\text{m}$ ; (e) before load, 100  $\mu\text{m}$ ; (f) 52%,  $10^5$ , 100  $\mu\text{m}$

### 3 结 论

1) 表面纳米化在 TC4 表面引起宏观残余压应力场，当外加载荷高于疲劳极限时，应力场显著减弱；当外加载荷接近或小于疲劳极限时，循环周次的增减与载荷的大小不再明显影响残余应力场。

2) 表面强化层中的位错及位错胞是一种可以变形的结构, 在疲劳过程中发生了组态和数量的变化, 位错密度的降低导致了残余压应力的松弛。

#### 参考文献 References

- [1] Zhou Lian(周廉), Deng Ju(邓炬). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(z1): 12
- [2] Jame C Williams. *Titanium*[M]. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg Press, 2003: 16
- [3] Cao Chunxiao(曹春晓). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(z1): 4
- [4] Ding R, Guo Z X. *Material Science and Engineering A*[J], 2004, 365(1): 172
- [5] Valiev R Z, Korznikov A V, Mulyukov R R. *Material Science and Engineering A*[J], 1993, 168(93): 141.
- [6] Qian Miaogen(钱苗根), Yao Shoushan(姚寿山), Zhang Shaozong(张少宗). *Modern Surface Technology*(现代表面技术)[M]. Beijing: China Machine Press, 2004: 8
- [7] Xu Binshi(徐滨士). *Nano Surface Engineering*(纳米表面工程)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 24
- [8] Liu Jinxiang, Yuan Huang, Liao Ridong. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(s 21-22): 5962
- [9] Demulsant X, Mendez J. *Material Science and Engineering A*[J], 1996, 219(s 1-2): 202
- [10] Gao Yukui(高玉魁). *Surface Integrity Theory and Application* (表面完整性理论与应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2014: 8
- [11] Christopher J Lammi, Diana A Lados. *International Journal of Fatigue*[J], 2011, 33(33): 858
- [12] Liu Changkui(刘昌奎), Zhang Weifang(张卫方). 5' *National Air and Space Equipment Failure Analysis Seminar*(全国第五届航空航天装备失效分析研讨会)[C]. Beijing: National Defense Industry Press, 2006: 2
- [13] Huang Xinyue(黄新跃), Hu Benrun(胡本润), Wu Xueren(吴学仁) *et al. Journal of Mechanical Strength*(机械强度)[J], 2002, 24(4): 584
- [14] Gao Yukui, Li Xiangbin, Yang Qingxiang *et al. Materials Letters*[J], 2007, 61(2): 461
- [15] Gao Yukui, Li Xiangbin, Yang Qingxiang *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(5): 591
- [16] Zhang Dingquan(张定铨), He Jiawen(何家文). *X Ray Diffraction Analysis and Effect of Residual Stress in Materials* (材料中残余应力的 X 射线衍射分析和作用)[M]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 1999: 4
- [17] Hu Naisai(胡奈赛), Xu Kewei(徐可为), Fang Gang(方刚). *Surface Engineering*(表面工程)[J], 1992, 5(1): 24
- [18] Fang Gang(方刚), Zhang Dingquan(张定铨), Hu Naisai(胡奈赛). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 1989, 12(11): 27
- [19] Gloaguen D, Francois M, Guillen R. *Applied Crystallography* [J], 2004, 37(37): 934
- [20] Hu Yonghui(胡永会), Wu Yunxin(吴运新), Guo Junkang(郭俊康). *Material & Heat Treatment*(材料及热处理)[J], 2010, 39(18): 24
- [21] Zhang Jiawang(张继旺), Lu Liantao(鲁连涛), Zhang Weihua(张卫华). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(11): 1378
- [22] Prakash N Arun, Gnanamoorthy R, Kamaraj M. *Surface & Coatings Technology*[J], 2012, 210(8): 78
- [23] Wang Yaomian, Yang Huanping, Zhang Conghui *et al. Metals and Materials International*[J], 2015, 21(2): 260
- [24] Dini G, Ueji R, Najafizadeh A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 524(s 10-11): 2759
- [25] Ni S, Wang Y, Liao X *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(4): 327

## Effects of Cyclic Loading on Residual Stress Field in TC4 after USSP Treatment

Zhang Conghui, Wang Yang, Wang Yaomian, Li Fengbo, Xiao Guizhi  
(Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

**Abstract:** TC4 surface was treated by ultrasonic shot peening (USSP), and then the samples were loaded by a four-point-bending fatigue test. The residual stress distribution before and after fatigue loading was tested by X-ray stress tester. Microstructure of TC4 before and after fatigue loading was characterized by TEM. The results show that the maximum residual compressive stress of TC4 after surface nanocrystallization exceeds its yield strength. When the loads are higher than the fatigue limit, the residual stress is released and the residual stress field decreases significantly. When the loads are close to or lower than the fatigue limit, the residual stress field tends to be stable and no longer alters evidently with the change of cyclic time and loads. The configuration and quantity of dislocations and dislocation cells are changed in the process of fatigue, and the decrease of the dislocation density results in the relaxation of residual compressive stress.

**Key words:** surface nanocrystallization; residual stress; stress relaxation; microstructure

Corresponding author: Zhang Conghui, Ph. D., Professor, School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: jiandazhang2010@hotmail.com