

TC6 钛合金激光喷丸组织演变与表面强化机理

杨祥伟, 周建忠, 盛 杰, 孟宪凯, 黄 舒, 杨颖秋

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

摘要 研究了激光喷丸(LP)TC6 钛合金的组织演变对表面强度的影响机理。结果表明,LP 后材料表面的显微硬度和残余应力均随功率密度的增加而增大,LP 引起的硬度影响层和残余应力影响层的深度也随功率密度的增加而增大,且影响层深度为 500~600 μm 。LP 对 TC6 钛合金强度的影响机理包括细晶强化和位错强化,晶粒细化使大角度和小角度晶界增多,而晶界能阻止材料发生屈服;LP 产生的高密度位错可使材料的屈服强度提高,阻碍位错的运动,抑制裂纹的萌生,从而使材料的力学性能提高。

关键词 激光技术; 激光喷丸; TC6 钛合金; 组织演变; 表面强度

中图分类号 TN249 **文献标识码** A

doi: 10.3788/AOS201737.0914001

Microstructure Evolution and Surface Strengthening Mechanism of TC6 Titanium Alloy by Laser Peening

Yang Xiangwei, Zhou Jianzhong, Sheng Jie, Meng Xiankai,
Huang Shu, Yang Yingqiu

School of Mechanical and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China

Abstract The mechanism and the effect of microstructure evolution on the surface microhardness of TC6 titanium alloys after laser peening (LP) are studied. The results show that both of the surface microhardness and the residual stress of materials after LP increase with the increase of the power density, and the depths of the microhardness effect layer and the residual stress effect layer caused by LP also increase with the increase of the power density, and the depths are 500–600 μm . The effect mechanism of LP on the microhardness of TC6 titanium alloys consists of the fine grain strengthening and the dislocation strengthening. The number of large and small angle grain boundaries increases because of the grain refinement and the grain boundary can prevent the materials to yield. High density dislocations produced by LP can improve the yield strength of materials, hinder the movement of dislocations and restrain the crack initiation, which can improve the mechanical property of materials.

Key words laser technique; laser peening; TC6 titanium alloy; microstructure evolution; surface strength

OCIS codes 140.3390; 310.4925

1 引 言

TC6 钛合金是 Ti-Al-Mo-Cr-Fe-Si 系的 $\alpha+\beta$ 型两相热强钛合金,合金中同时加入了 α 和 β 稳定元素,特别是 β 共析元素硅可进一步提高合金的抗蠕变能力。因此,合金具有优良的综合性能,可在 400~450 $^{\circ}\text{C}$ 范围内长时间工作,常被用于制造航空发动机叶片、涡轮盘等重要部件。航空发动机所用的零部件不仅对材料的疲劳性能有严格的要求,还要求材料具有良好的表面性能、强度、热稳定性和断裂韧性。在实际应用中,工程材料的失效大部分发生在表面,如疲劳、腐蚀和磨损失效都与表面相关。激光喷丸(LP)强化技术作为一

收稿日期: 2017-03-20; **收到修改稿日期:** 2017-05-03

基金项目: 国家自然科学基金(51175236,51405204)、江苏省自然科学基金(BK20141166)、江苏省科技支撑项目(BE2013097)、江苏省大型工程装备检测与控制重点实验室开放课题(JSKLEDC201501,JSKLEDC201503)、常州市高技术研究重点实验室资助项目(CM20153001)

作者简介: 杨祥伟(1992—),男,硕士研究生,主要从事钛合金激光表面改性方面的研究。E-mail: yxw1992yyq@sina.com

导师简介: 周建忠(1964—),男,教授,博士生导师,主要从事先进激光制造技术方面的研究。

E-mail: zhoujz@ujs.edu.cn(通信联系人)

种新型的表面处理技术,已成为表面改性领域的研究热点之一,能够有效改善材料的表层应力状态,提高表层硬度和疲劳寿命。与传统机械喷丸强化技术相比,材料经 LP 强化处理后所产生的残余压应力场较大,材料表面无机械损伤,能够更好地提高材料的疲劳寿命。国外学者已经将 LP 强化技术应用于航空航天领域中,提高了材料的抗疲劳、抗磨损和抗应力腐蚀等性能^[1-3]。

目前,国内外研究人员已对铝合金、镍基合金及不锈钢的 LP 强化进行了大量的研究^[4-6]。李靖等^[4,7]研究发现,LP 产生的纳米化组织能改善钛合金材料的力学性能;孟宪凯等^[5]发现,激光冲击波诱导的残余应力能显著提高 TC4 钛合金和铝合金材料的抗疲劳性能。然而,关于 LP 强化后 TC6 钛合金表层组织的演变规律的研究鲜有报道。本文主要研究了经 LP 强化后 TC6 钛合金微观组织的演变及其对材料表面强度的影响机理。研究结果为稳定 TC6 钛合金组织、提高其疲劳性能提供了理论依据。

2 实验方法

实验用的材料为 TC6 钛合金板材,其化学成分和力学性能分别见表 1,2。实验材料在线切割机上加工而成,试样尺寸为 20 mm×20 mm×2 mm。待喷丸处理的试样表面用不同型号的水砂纸打磨,并在金相试样磨抛机上进行抛光处理,抛光后试样的表面粗糙度保持在 0.05 μm。

表 1 TC6 钛合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of TC6 titanium alloys (mass fraction, %)

Element	Al	Cr	Fe	Mo	Si	Ti
Content	6.21	1.42	0.41	2.70	0.32	Bal.

表 2 TC6 钛合金的力学性能

Table 2 Mechanical property of TC6 titanium alloys

Property	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation of cross section /%	Elastic modulus /GPa	Density / (kg·m ⁻³)	Poisson ratio
Value	970	860	23	110	4560	0.34

2.1 LP 实验方案

TC6 钛合金试样进行激光搭接喷丸的搭接率为 50%,喷丸区域尺寸为 15 mm×15 mm,如图 1 所示。激光脉冲重复频率为 1 Hz,脉冲宽度为 10 ns,激光光斑直径为 3 mm,吸收层为铝箔以增强试样表面对激光的吸收率、提高激光利用率,约束层为流动水帘以促进试样表面爆裂等离子体波的形成,从而增强激光的强化效果。LP 原理图如图 2 所示。

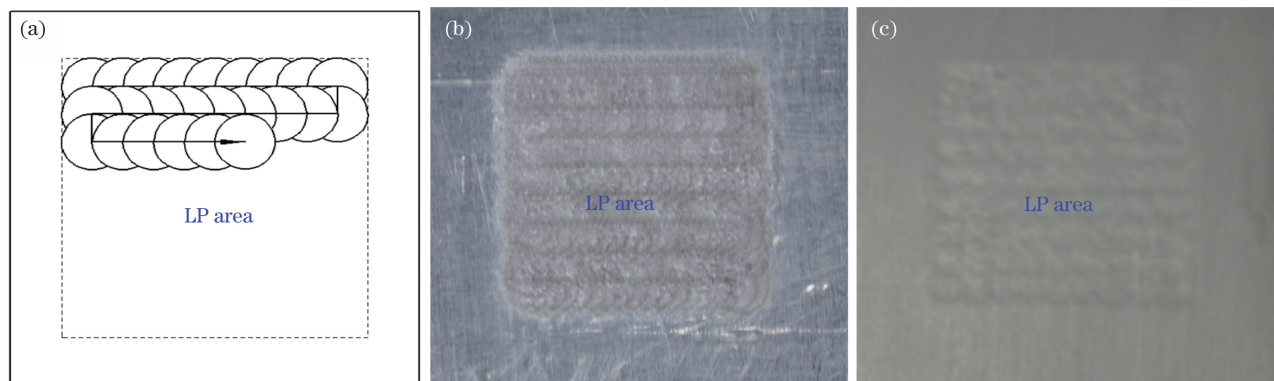


图 1 (a)LP 路径;(b)未去除铝箔的试样表面形貌;(c)去除铝箔的试样表面形貌

Fig. 1 (a) LP path; (b) surface topography of sample with aluminum foil; (c) surface topography of sample without aluminum foil

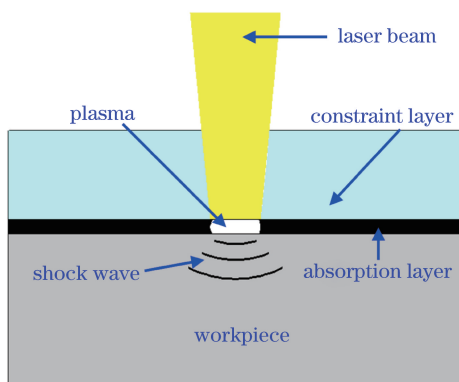


图 2 LP 原理图

Fig. 2 Schematic of LP

当 LP 诱导的冲击波峰值压力 P 超过材料的 Hugoniot 弹性极限 P_H 时,材料将发生塑性变形。Fabbro 等^[6]对有约束情况下的冲击波峰值压力进行了估算,公式为

$$P = 0.01 \sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha + 3}} \sqrt{Z} \sqrt{I_0}, \quad (1)$$

式中 Z 为折合声阻抗,且 $\frac{2}{Z} = \frac{1}{Z_1} + \frac{1}{Z_2}$,其中 Z_1 为金属对冲击波的阻抗, Z_2 为约束层对冲击波的阻抗; α 为内能转化为热能的系数,一般取 $0.1 \sim 0.5$; I_0 为激光的功率密度。

(1)式中的理论模型未考虑等离子体在膨胀过程中的横向膨胀因素,理论计算值为实测值的 $2 \sim 3$ 倍,因此,Peyre 等^[8]提出了以水为约束层模式下的冲击波峰值压力估算公式,即

$$P = 1.02 \sqrt{I_0}. \quad (2)$$

LP 时的最佳冲击波峰值压力范围为 $2 \sim 2.5 P_H$ ^[9],而 TC6 钛合金的 P_H 值为 2.4 GPa ,因此,实验选取的激光功率密度为 $4, 5, 6 \text{ GW} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。

2.2 测试方法

实验用的激光器为适用于大规模激光加工的 Nd:YAG 激光器系统,光斑输出为平顶分布,波长为 1064 nm ,脉宽为 10 ns 。采用场发射扫描电子显微镜和透射电子显微镜(TEM)观察 LP 前后 TC6 钛合金表层微观组织的变化情况。利用显微维氏硬度计对 LP 强化前后试样的表面和侧面进行显微硬度的测量,表面硬度的测量载荷为 200 g ,横截面硬度的测量载荷为 100 g ,保压时间均为 10 s 。考虑到测量过程中的误差,在同一深度分别测量 $3 \sim 5$ 个点,计算平均值,并根据测得的平均值得到深度方向显微硬度的分布曲线。采用 X 射线应力测试仪对 LP 前后试样的表面和截面进行测量,采用电解抛光逐层减薄的方式测试截面的残余应力,腐蚀液由 10% (体积分数,下同)HF、 25% HNO₃ 和 65% H₂O 制备得到,腐蚀速率为 $0.4 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。各性能测试位置如图 3 所示。

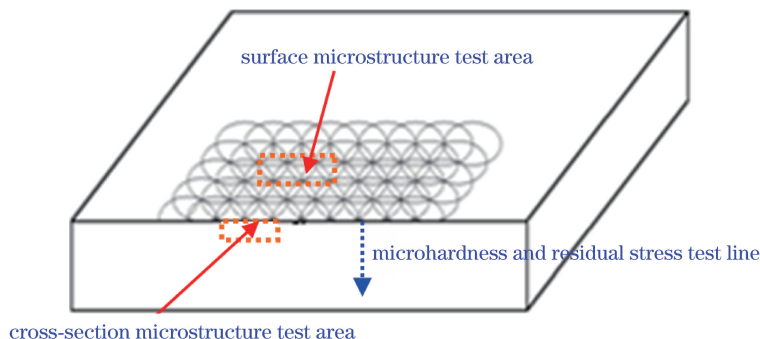


图 3 性能测试位置示意图

Fig. 3 Schematic of performance test positions

3 实验结果与分析

3.1 微观组织分析

LP 前后试样表面的晶粒与组织形态如图 4 所示。由图 4(a)、(b)可以看出,未喷丸试样中的原始 β 晶粒粗大、晶界细长, α 相中组织主要以条状 α 存在;LP 后金属发生剧烈塑性变形,大尺寸的原始晶粒被“塑形分割”成多个细小的晶粒;LP 前晶粒平均尺寸为 $87 \mu\text{m}$,经功率密度为 $5 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$ 的 LP 后,晶粒平均尺寸变为 $64 \mu\text{m}$,说明试样经 LP 后内部晶粒发生了明显的细化。LP 后 α 组织呈交错状,并且原始的 β 晶粒破碎,演变为更多细小的 β 晶粒。条状的 α 体在一个晶粒内的排列方向比较一致,但在承受周期载荷时变形方式不一致,不能对 α 体之间的相互运动形成制约,故微观组织结构相对不稳定;而交错分布的 α 组织具有良好的力学性能^[10],说明 LP 诱导的微观组织演变能显著改善材料的力学性能。

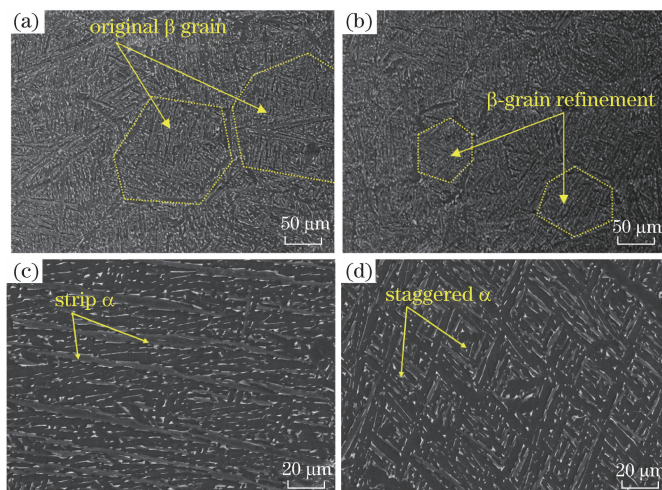


图 4 试样微观组织。(a)未 LP 处理的晶粒形态;(b)LP 处理后的晶粒形态;(c)未 LP 处理的微组织;(d)LP 处理后的微组织

Fig. 4 Microstructures of samples. (a) Grain morphology without LP; (b) grain morphology with LP; (c) microstructure without LP; (d) microstructure with LP

试样截面的微观组织图如图 5 所示,可以看出,LP 波诱导的微观组织影响层深度可达 $500 \mu\text{m}$,在此范围内条状 α 体由原来的沿同一方向集束状分布转变为呈一定角度交错分布,形成网篮状的组织。在钛合金中,网篮状组织是比较理想的组织状态,具有良好的强度和抗蠕变性能^[10]。在 LP 诱导的冲击波作用下,强化区域诱导产生较密集的网篮状组织。与未喷丸试样中条状 α 体的微观组织相比,在周期性外力作用下,网篮状组织会抑制材料的变形,从而使材料表面不易形成破坏损伤,强化区域的弹塑性变形不易恢复,微观组织和诱导的残余应力比较稳定^[11]。

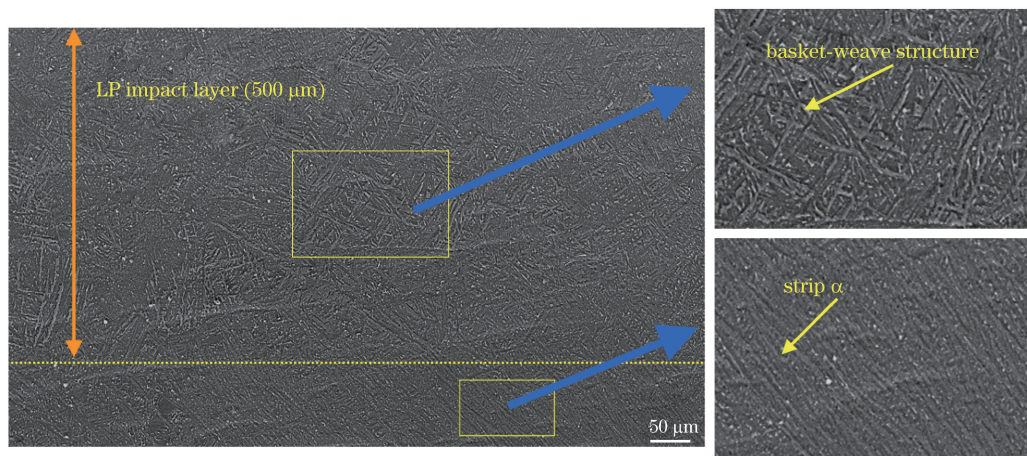


图 5 LP 后试样截面微观组织

Fig. 5 Cross-sectional microstructures of sample with LP

LP 前后 TC6 钛合金冲击区表层的 TEM 图如图 6 所示。可以看出,未喷丸的试样没有位错墙、孪晶等变形组织,只存在少量的位错;晶粒内部的位错稀疏散乱分布,对应的材料表面强度较低,如图 6(a)所示。LP 强化后,金属材料表面发生剧烈往复塑性变形,由 Orowen 关系可知,在这种高应变率剧烈塑性变形下,材料将生成大量位错,如图 6(b)所示。位错线在冲击波作用下运动,大量的位错堆积交错在一起形成网状结构,位错的密度较高。当位错运动在运动过程中受阻,会在晶界处堆积形成位错缠绕,同时形成沿某一方向排列的位错堆积,继而成为位错墙。从图 6 中还可以看出,LP 后晶粒内部还形成了多位相交叉的形变孪晶,孪晶的密度明显增加。LP 强化的本质就是通过激光诱导的冲击波对材料表面施加应力、引入位错,导致位错运动、缠结,形成形变孪晶等晶体缺陷,最终导致材料的位错密度大幅升高;位错密度的升高可使材料的屈服强度提高,导致材料需要更大的应力才能继续变形,阻碍了位错的运动,从而增加了裂纹萌生的阻力,使强化层的各项力学性能得到较大程度的提高^[12]。

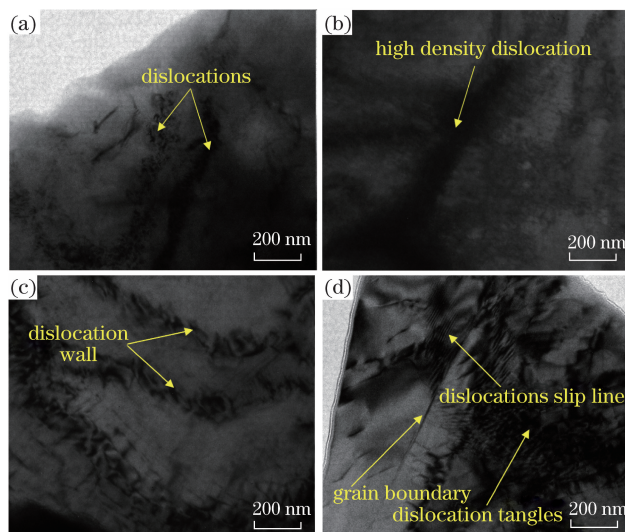


图 6 不同功率密度下 LP 处理试样的 TEM 图。(a) 未经 LP 处理;(b) $4 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$;(c) $5 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$;(d) $6 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$

Fig. 6 TEM images of LP samples under different power densities. (a) Without LP;

(b) $4 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$; (c) $5 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$; (d) $6 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$

3.2 显微硬度和残余应力

不同功率密度下 LP 试样深度方向的显微硬度分布如图 7(a)所示,可以看出,试样表面的显微硬度随功率密度的增加而增大。经功率密度为 $4 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$ 的 LP 处理后,试样的表面显微硬度由未处理试样的 356 HV 提高到 424 HV,提高幅度达到 19%;在 $6 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$ 功率密度下,LP 的试样表面显微硬度则达到 442 HV。当功率密度从 $4 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$ 增加到 $6 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$,LP 对材料硬度的影响层深度呈现出随功率密度增加而增大的趋势,硬度影响层深度为 $500\sim 600 \mu\text{m}$ 。高功率密度的激光束瞬间冲击金属表面,在金属表层形成的巨大压应力波,冲击波在材料内部传播过程中发生衰减,当冲击波传播距离超出冲击波的影响层深度后,组织硬度就不再增强^[13]。分析认为,LP 会在试样表面产生塑性变形层,其深度由 LP 工艺参数决定,距离试样表面越近,形变能和应变速率越大,则塑性变形和组织转变的程度也就越大。在塑性变形区域,LP 产生的冲击波力效应导致晶粒细化和位错密度增大,该效应会随着距离表面深度的不断增加而逐渐减弱。

不同功率密度下 LP 试样沿深度方向的残余应力分布如图 7(b)所示,可以发现,残余压应力主要在近表层,残余压应力最大值出现在试样表面,Fabbro 等^[6,12]提出 LP 强化在材料表层诱导的残余压应力与激光的功率密度成正比关系。试样截面方向上的残余压应力随着深度的增加而逐渐减小,且在同一深度下随功率密度的增加而增大;增加功率密度后,残余压应力的影响层深度增加。当激光功率密度分别为 $4, 5, 6 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$ 时,最大表面残余压应力分别为 $-276, -345, -359 \text{ MPa}$,相应的残余压应力影响深度分别为 $510, 580, 600 \mu\text{m}$ 。结果表明,增大激光功率密度有利于提高金属材料喷丸后的表层残余压应力及其影响层深度,但激光的功率密度并非越大越好。Ballard^[12]等认为,当激光冲击波峰值压力超过材料最高弹性应

力的 2~2.5 倍时,表面释放波将从喷丸区边缘放大,随后聚集到中心产生相反的应变,进而影响到残余应力的分布状态。对于 TC6 钛合金,结合实验所用的激光器条件,当激光功率密度为 $6 \text{ GW} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,激光冲击波峰值压力已超过了 $2.5 P_H$,残余压应力及其影响深度的增长幅度已接近饱和状态。

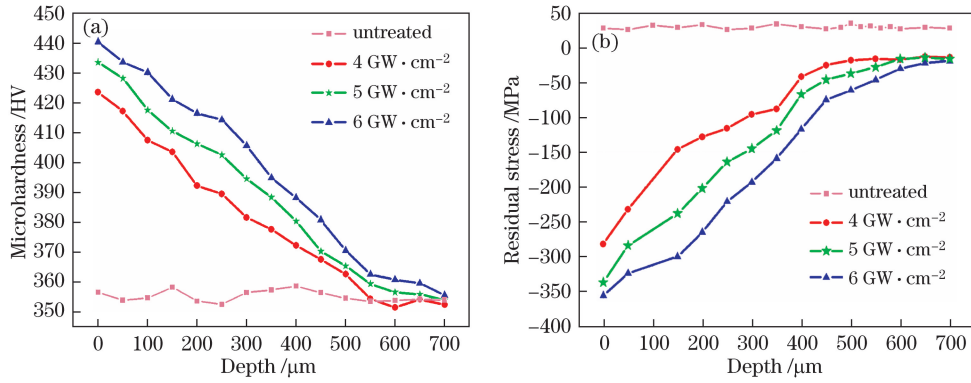


图 7 (a)显微硬度分布图;(b)残余应力分布图

Fig. 7 (a) Microhardness distributions; (b) residual stress distributions

3.3 TC6 钛合金 LP 强化的机理

当 LP 处理 TC6 钛合金时,材料的晶粒细化作用主要依靠孪晶系的交割作用以及位错缠结、位错墙演变成的亚晶界的分割作用,如图 8 所示。

原始的晶粒内部位错随机分布,位错密度较低,LP 后材料在冲击波的作用下发生剧烈的塑性变形,β 相内部的晶粒变化剧烈,产生密集的位错线而形成位错墙;α 相内出现变形孪晶,孪晶系的交割作用使条状晶粒分割成块状晶粒,在孪晶内部出现了高密度位错;随着变形加剧,为了减少系统的自由能,晶粒内部高密度位错线发生缠绕并聚集形成位错胞,位错胞壁逐渐演变成亚晶粒,另一部分位错线形成位错墙,位错墙演化为亚晶界,从而形成大晶粒的细化。当 LP 引起的整个系统能量变化趋于稳定时,晶粒便不再发生细化。

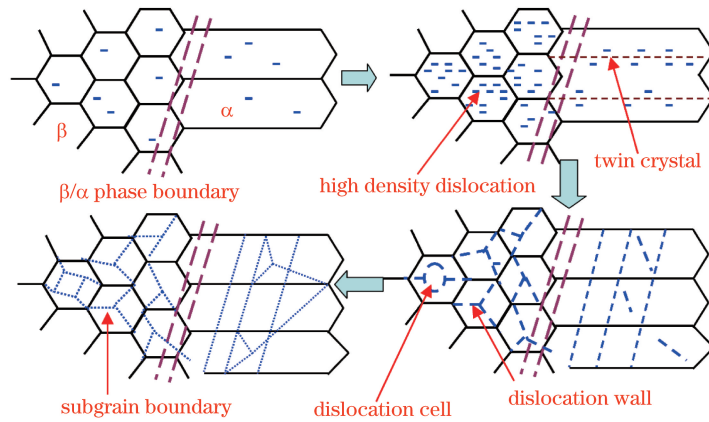


图 8 LP 钛合金晶粒细化示意图

Fig. 8 Schematic of titanium alloy grain refinement by LP

霍尔-佩奇公式为

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{1}{\sqrt{Kd}}, \quad (3)$$

式中 σ_y 为材料的屈服应力, σ_0 为移动单个位错时产生的晶格摩擦阻力, K 为常数, d 为平均晶粒尺寸。由(3)式可知,材料屈服应力 σ_y 与晶粒直径 $d^{-1/2}$ 成正比,即材料的强度会随晶粒尺寸的减小而增大^[14]。LP 形成的等离子体冲击波在金属内部扩散分布,且激光光斑的相互搭接导致冲击波朝多方向的滑移和交滑移相互交割缠结,在晶粒内形成具有胞状结构的位错胞^[15];随着变形程度的增大,位错在位错缠结和位错墙处不断堆积,当晶界处积累的能量大于形成亚晶界所需的能量时,亚晶界形成,而亚晶界的晶界角比原始晶界的小

很多。位错湮灭和重组、晶粒转动、晶界的滑动等导致亚晶界取向差逐渐变大,转变为大角晶界,最终实现晶粒细化,这就是位错分割机制^[16-17]。晶粒越细小,在外力作用下,塑性变形扩展受到晶界的阻碍作用愈大;另一方面,晶粒细化使大角度和小角度晶界增多,使裂纹穿越晶界的消耗功增大,从而使材料韧度得到提高。晶粒细化后,在一定体积内的晶粒数目越多,越不易产生应力集中,故材料的力学性能越好。

材料发生不同形式的变形所产生的应力统称为施加流变应力,流变应力 σ_f 与位错密度的关系为^[16]

$$\sigma_f = \sigma_s + aGb\rho^{\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

式中 σ_s 为材料固有屈服强度, a 、 G 、 b 均为属于材料的本质属性的常数。由(4)式可知,材料实际载荷变形需要的流变应力仅与材料的位错密度有关,即材料的位错密度越大,变形所需克服的流变应力越大,材料的力学性能就更优越。LP 强化后出现高密度的位错缠结,在材料表面以塑性变形的形式储存变性能并形成残余压应力,这种残余压应力在疲劳载荷中起着负平均应力的作用,有效地抑制了疲劳裂纹的萌生。位错密度的提高可使材料的屈服强度增大,并阻碍位错的运动,从而增加了裂纹萌生的阻力,提高了材料的力学性能^[18]。

4 结 论

对 TC6 钛合金进行了不同功率密度下的 LP 实验,发现 LP 后 TC6 钛合金的组织明显细化,晶粒内部产生了高密度位错;截面喷丸影响层产生了具有良好强度和抗蠕变性能的网篮状组织,材料的力学性能得到显著提高。LP 可以显著提高 TC6 钛合金的显微硬度和残余应力,LP 后材料截面方向的显微硬度和残余应力影响层均为 500~600 μm 。LP 提高了 TC6 钛合金的强度,其强化机理包括细晶强化和位错强化。

参 考 文 献

- [1] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 化学工业出版社, 2005.
- [2] Zhao Hengzhang, Yang Yingli, Hong Quan, *et al.* Study on laser shock processing and its application for titanium alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2011, 28(6): 34-38.
赵恒章, 杨英丽, 洪 权, 等. 激光冲击强化技术研究及其在钛合金中的应用[J]. 钛工业进展, 2011, 28(6): 34-38.
- [3] Zou Shikun, Gong Shuili, Guo Enming, *et al.* Laser peening of turbine engine integrally blade rotor[J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(6): 0601009.
邹世坤, 巩水利, 郭恩明, 等. 发动机整体叶盘的激光冲击强化技术[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0601009.
- [4] Li Jing, Li Jun, He Weifeng, *et al.* Microstructure and mechanical properties of TC17 titanium alloy by laser shock peening with different impacts[J]. Infrared and Laser Engineering, 2014, 43(9): 2889-2895.
李 靖, 李 军, 何卫锋, 等. TC17 钛合金激光多次冲击强化后组织和力学性能研究[J]. 红外与激光工程, 2014, 43(9): 2889-2895.
- [5] Meng Xiankai, Zhou Jianzhong, Huang Shu, *et al.* Residual stress relaxation and fatigue properties of TC4 titanium alloy induced by warm laser peening under high-cycle fatigue[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(5): 1185-1190.
孟宪凯, 周建忠, 黄 舒, 等. 高周疲劳条件下激光温喷丸 TC4 钛合金的残余应力释放规律及疲劳特性[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(5): 1185-1190.
- [6] Fabbro R, Peyre P, Berthe L, *et al.* Physics and applications of laser-shock processing[J]. Journal of Laser Applications, 1998, 10(6): 265-279.
- [7] Nie Xiangfan, He Weifeng, Zang Shunlai, *et al.* Experimental study on improving high-cycle fatigue performance of TC11 titanium alloy by laser shock peening[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(8): 0803006.
聂祥樊, 何卫锋, 臧顺来, 等. 激光喷丸提高 TC11 钛合金高周疲劳性能的试验研究[J]. 中国激光, 2013, 40(8): 0803006.
- [8] Peyre P, Fabbro R, Merrien P, *et al.* Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 210(1/2): 102-113.
- [9] Fabbro R, Fournier J, Ballard P, *et al.* Physical study of laser-produced plasma in confined geometry[J]. Journal of Applied Physics, 1990, 68(2): 775-784.
- [10] 姚德仁, 孙 锐. 高温金相在钛及钛合金中的应用[J]. 稀有金属合金加工, 1975: 93-97.

- [11] Yan Qian, Shu Xinzhu, Zhu Feixia, *et al.* A comparative study on quasistatic mechanical properties of four kinds of typical microstructure of TC11 titanium alloy at room temperature[J]. Journal of Yunnan University (Natural Sciences), 2016, 38(1): 99-104.
颜 茜, 舒鑫柱, 祝菲霞, 等. TC11 钛合金 4 种典型组织静态力学性能对比研究[J]. 云南大学学报(自然科学版), 2016, 38(1): 99-104.
- [12] Ballard P, Fournier J, Fabbro R, *et al.* Residual-stresses induced by laser-shocks[J]. Journal de Physique IV, 1991, 1(C3): 487-494.
- [13] Schneider M S, Kad B, Kalantar D H, *et al.* Laser shock compression of copper and copper-aluminum alloys[J]. International Journal of Impact Engineering, 2005, 32(1): 473-507.
- [14] Sokol D W, Clauer A H, Dulaney J L, *et al.* Applications of laser peening to titanium alloys[C]. Conference on Lasers and Electro-Optics/Quantum Electronics and Laser Science and Photonic Applications, 2005.
- [15] Xu Shidong, Ren Xudong, Zhou Wangfan, *et al.* Research of cell-grain refinement and dislocation strengthening of laser shock processing on GH2036 alloy[J]. Chinese J Lasers, 2016, 43(1): 0103001.
徐士东, 任旭东, 周王凡, 等. GH2036 合金激光冲击胞-晶细化与位错强化机理研究[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103001.
- [16] Zhang Y K, Lu J Z, Ren X D, *et al.* Effect of laser shock processing on the mechanical properties and fatigue lives of the turbojet engine blades manufactured by LY2 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2009, 30(5): 1697-1703.
- [17] Luo K Y, Lu J Z, Zhang Y K, *et al.* Effects of laser shock processing on mechanical properties and micro-structure of ANSI 304 austenitic stainless steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(13/14): 4783-4788.
- [18] Thorslund T, Kahlen F J, Kar A. Temperatures, pressures and stresses during laser shock processing[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2003, 39(1): 51-71.