

文章编号 1004-924X(2014)07-1766-08

激光冲击强化对 TiAl 合金组织和性能的影响

乔红超^{1*}, 赵亦翔², 赵吉宾¹, 陆莹¹

(1. 中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁沈阳 110016;

2. 中国科学院金属研究所, 辽宁沈阳 110016)

摘要:为研究激光冲击强化对 TiAl 合金组织和性能的影响, 利用波长为 1 064 nm、脉宽为 20 ns、单脉冲能量为 0~22 J 的 Nd:YAG 激光器对 TiAl 合金试件进行了实验研究。采用显微硬度计、表面粗糙度仪和扫描电镜分别测量了激光冲击强化前后的表面显微硬度、粗糙度和表面微观形貌, 利用 X 射线应力分析仪测量了激光冲击强化表面残余应力和晶面极性, 并分析了其高温稳定性。实验结果表明: 当单脉冲能量增加到 9 J 时, 表面显微硬度增加了 33.4%, 粗糙度由 0.042 μm 增大到了 0.285 μm , 表面残余压应力由 20 MPa 增加到了 297 MPa, 表面微观形貌出现了凸凹不平, 局部纹理和层状微结构。将 9 J 激光冲击强化后的试件在 650 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 4 h 后, 残余压应力值从 297 MPa 降到 230 MPa, 显微硬度值从 377 $\text{HV}_{0.2}$ 降到 345 $\text{HV}_{0.2}$, (002) 晶面取向有向中心移回的趋势。得到的数据显示, 激光冲击强化能够极大地改善 TiAl 合金的组织 and 性能, 且具有一定的高温稳定性。

关键词:激光冲击强化; 钛铝合金; 高温稳定性; 组织性能

中图分类号: TG665; TG146.2 **文献标识码:** A **doi:** 10.3788/OPE.20142207.1766

Effect of laser peening on microstructures and properties of TiAl alloy

QIAO Hong-chao^{1*}, ZHAO Yi-xiang², ZHAO Ji-bin¹, LU Ying¹

(1. Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

* Corresponding author, E-mail: hcqiao@sia.cn

Abstract: To study the effect of laser peening on microstructures and properties of TiAl alloy, TiAl alloy samples were treated by a Nd:YAG laser system with a wavelength of 1 064 nm, a pulse-width of 20 ns, and a pulse-energy of range 0 – 22 J. The surface micro-hardness, roughness, and microstructural characteristics of the samples before and after laser peening were tested with a micro-hardness tester, a roughness tester and a Scanning Electron Microscope (SEM). The residual stress and pole figures of TiAl alloy were tested with X-ray Diffraction (XRD) and their high-temperature stabilities were analyzed. The experimental results show that the surface micro-hardness increases up to 33.4%, the roughness increases from 0.042 μm to 0.285 μm , the compress residual stress increases from 20 MPa to 297 MPa with the pulse energy up to 9 J, and the local textures and typical lamellar microstructures are generated. When the samples are heated for 4 h at 650 $^{\circ}\text{C}$, the residual stress value and micro hardness values have dropped from 297 MPa to 230 MPa, and 377 $\text{HV}_{0.2}$ to

收稿日期: 2013-09-04; 修订日期: 2013-11-04.

基金项目: 国家 863 高技术研究发展计划资助项目 (No. 2012AA041310)

345HV_{0.2} respectively, and the (002) poles shift back to the center slightly. It concludes that the laser peening improves microstructures and properties of TiAl alloy significantly.

Key words: laser peening; TiAl alloy; high temperature stability; microstructure property

1 引言

TiAl 合金与 TC4 等钛合金相比具有密度低、温比模量高、温比强度高、阻燃性高和抗氧化能力强等特点^[1]。它作为一种高温材料,可使钛在发动机的使用部位由发动机的冷端(风扇和压气机)向发动机的热端(涡轮)方向推进,因此在航空、航天和汽车等领域具有巨大的应用潜力。然而 TiAl 合金的原子呈长程有序排列,晶体结构的对称性较低,导致其室温塑性较差,从而限制了其工程应用^[2-4]。研究表明,TiAl 合金的室温塑性主要取决于其成分和组织结构^[5],并且其表面状态的变化对抗拉强度的影响非常明显^[6]。

目前,工业界常用的改变工件表面状态的手段主要有喷丸、冷挤压和激光冲击强化等。这些手段通过引入残余压应力来改善工件的表面状态,但压应力大小、压应力层深度、表面粗糙度以及相关变形量却相差迥异^[2,4,7]。其中,激光冲击强化是近年来快速发展起来的新型表面处理技术。该技术使工件表层材料微观组织发生变化,形成较深的残余压应力层,与传统的冷挤压、喷丸等强化技术相比,强化效果更为显著,残余压应力层深度最大能提高一个数量级^[7-9]。目前,美国的 GE 公司、MIC 公司和日本的东芝公司已将该技术成功应用在航空发动机叶片、叶盘和核电站上;而我国还主要停留在实验室研究阶段,北京 625 所、江苏大学和中科院沈阳自动化所就一般的钢、铝合金和钛合金的激光冲击强化进行了实验研究^[10-13]。本文开展了 TiAl 合金激光冲击强化的实验研究,所得结果对拓宽 TiAl 合金的应用具有重要的意义和价值。

2 实验材料及方法

实验所用 TiAl 合金的名义成分(原子分数)

为 Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B,经过两次真空自耗熔炼与一次真空感应熔炼制备出的铸锭的实际成分如表 1 所示。铸锭经热等静压(1 300 °C,150 MPa,3.5 h)和机加工制作成 80 mm×15 mm×3 mm 的试件,其表面粗糙度 R_a 为 0.042 μm 。试件在 HY4050 豪克能应力消除设备(频率为 40 kHz,输出振幅为 50 μm)上处理 5 min,以消除表面残余应力,再用酒精清洗并用氮气吹干,在试件表面粘贴一层 100 μm 厚的黑胶带作为吸收层。

表 1 Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B 合金的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B alloy (%)								
Alloy	Al	Cr	Nb	B	O	N	H	Ti
Mass fraction	31.3	2.69	4.88	0.04	0.072	0.013	0.003	Bal.

实验工作在中科院沈阳自动化研究所搭建的型号为 SIA-LSP-1 的航空发动机叶盘激光冲击强化设备(如图 1 所示)上进行,所用的高能脉冲激光器型号为 Extra-20,能量为 0~22 J,激光波长为 1 064 nm,脉宽为 20 ns,方形光斑边长为 3 mm,最大重复频率为 5 Hz。激光冲击强化路径如图 2 所示,光斑搭接率为 50%,在激光冲击强化时,用厚度为 2 mm 的流动水膜作为约束层。



图 1 激光冲击强化设备照片

Fig. 1 Photo of laser peening device

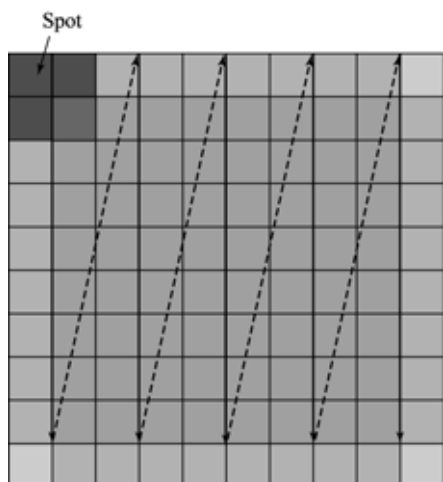


图 2 激光冲击强化路径

Fig. 2 Schematic of laser peening scheme

采用 FM-300 型数字显微硬度仪测量试件激光冲击强化部位表面及自表面沿深度方向的显微硬度分布, 设定载荷大小为 0.2 N, 保荷时间为 10 s。用 MicroXAM-1200 光学轮廓仪和 TR200 粗糙度仪测量试件表面的轮廓与粗糙度; D/maxIA 型 X 射线衍射仪分析晶体结构变化和晶面极图; Proto-LXRD 型 X 射线应力测试仪表层与深层残余应力, 测量方法采用倾斜固定 ψ 法, 其衍射条件列于表 2; 内部残余应力采用 0.5 mol/L 的 $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{SO}_4$ 溶液进行逐层电解腐蚀测量。对试样表面进行研磨和抛光, 用 1% HF + 10% $\text{HNO}_3 + 89\% \text{H}_2\text{O}$ (%, 体积比) 溶液进行腐蚀后, 用 S-3400N 扫描电镜 (SEM) 观察试件表面的微观结构。

表 2 X 射线应力测量的基本参数

Tab. 2 Basic parameters of X-ray diffraction stress measurement

X-ray tube	Diffraction plane	Voltage, U/kV	Electric current, I/mA	Oscillation angle/($^\circ$)	Method of peak position determination	Irradiation spot, D/mm
Ti-K α	(202) r	25	25	± 5	Half-maximum intensity	3

3 实验结果与分析

3.1 激光冲击强化对显微硬度的影响

图 3 为激光能量与试件表面显微硬度的关系曲线。从图 3 可以看出, 未处理区域的表面显微硬度为 282.4 $\text{HV}_{0.2}$; 当激光能量分别为 3, 6, 9 J 时, 表面显微硬度分别为 334.7 $\text{HV}_{0.2}$, 351.5 $\text{HV}_{0.2}$, 377 $\text{HV}_{0.2}$, 显微硬度分别提高了 18.5%、24.6%、33.4%。经激光冲击强化后, 显微硬度得到了大幅度提高, 且表面显微硬度随激光能量 (0 ~ 9 J) 的增大而增大。这是由于激光冲击产生的等离子冲击波的压力高达数 GPa, 由于其峰值应力远远大于材料的动态屈服强度, 致使材料的晶体学取向发生变化, 原本的有序结构被打破, 形成大量的位错并引起位错运动。在位错形成及运动的过程中, 位错相遇并相互交割, 形成割阶或位错攀移, 位错垂直于滑移面运动而造成空位缺陷增多。位错密度的增加可以有效抵抗使材料产生塑性变形的应力, 即需要更大的外力才能克服位错运动的阻力, 进而使合金发生更大程度的塑性

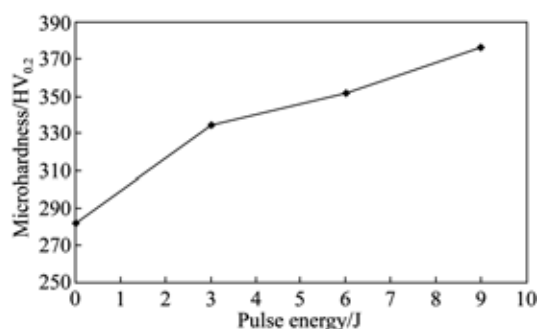


图 3 激光能量对表面硬度的影响

Fig. 3 Effect of pulse energy on surface micro-hardness

变形, 此时外力即为弹性极限或屈服强度。由此可知, 位错增多或者位错阻力增大, 都会导致体弹模量的增大, 也就是刚性增强, 即材料发生加工硬化, 显微硬度增大, 同时晶粒细化 (晶界密度增大) 过程也促进其加工硬化程度。激光等离子体冲击波的力量与激光能量成正比, 即激光能量越大, 冲击波的瞬时冲击力就越大, 冲击波储存的弹性变性能就越大。冲击波瞬时冲击力的增大, 会增大位错运动的剧烈程度, 从而增大了位错、畸变和孪晶形成的几率, 显微硬度也会随之增大。同时, 由

于合金中发生了晶粒细化,晶粒越细,在一定体积内的晶粒数量越多。在相同的变形量下,会在更多的晶粒内发生变形且变形均匀,每个晶粒中塞积的位错少,应力集中开裂的几率较小,即变形之前要承受更大的应力,因此硬度变大。上述分析可知,晶粒的细化和位错的增多是显微硬度增大的直接原因。

当激光能量为 9 J 时,激光冲击强化部位自表面沿深度方向的显微硬度分布如图 4 所示。从图 4 可以看出,随着深度的增加,显微硬度逐渐减小。在深度为 0.65 mm 附近,显微硬度降到了 330 HV_{0.2};在深度为 1.5 mm 附近,显微硬度降到了 282.4 HV_{0.2},与基体的显微硬度接近。这是由于激光等离子体冲击波在向试件内部传播的过程中,随着传播深度的增加,冲击波的能量逐渐减弱,引起深层截面上的位错和层错程度减弱,导致截面硬度随着深度的增加而减小。在达到一定深度时,冲击波的能量小于材料的塑性应变能,将不再引起材料硬度的提高。由此可知,激光能量为 9 J 时,可改变深度 1.5 mm 范围内的表层状态。

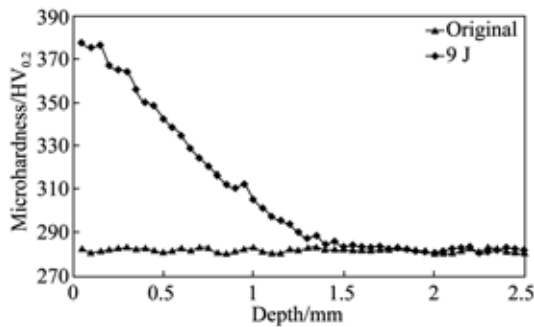


图 4 截面硬度分布

Fig. 4 Micro-hardness distribution on cross-section

3.2 激光冲击强化对粗糙度与表面形貌的影响

图 5 为表面粗糙度与激光能量的变化曲线。从图 5 中可以看出,激光冲击强化处理之前的表面粗糙度 R_a 为 0.042 μm ,当激光能量分别为 3, 6 和 9 J 时, R_a 分别为 0.148, 0.224 和 0.285 μm ,粗糙度分别提高了 254.4%、438.4% 和 584%。激光冲击强化使试件的表面粗糙度增加,且表面粗糙度随着激光能量的增大而增大。

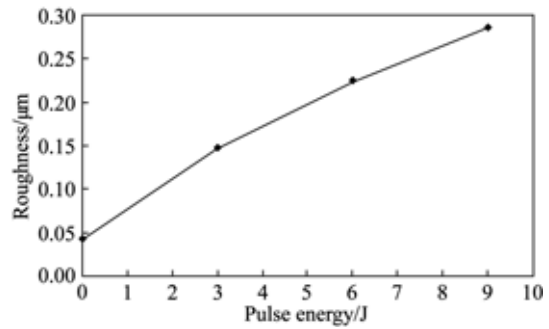


图 5 激光能量对表面粗糙度的影响

Fig. 5 Effect of pulse energy on surface roughness

图 6 为不同激光能量下试件表面的微观形貌。从图 6 可以看出,经激光冲击强化后,试件表面变得高低不平,且随着能量的增大,试件表面的凹凸不平越来越显著。经激光冲击强化后,试件表面有较明显的褶皱和滑移带痕迹(见图 6 中的圈内),且随着激光能量的增大而越来越明显。结合图 5 可知,粗糙度变大的一个重要原因是微坑和褶皱的产生,这是由在激光冲击强化过程中光斑搭接、光斑内部光强不均以及试件材质不均引起的试件表面塑性变形量不均所致。在激光冲击强化工艺中,每一个光斑只有几个平方毫米,光斑的能量分布也是中间较大,边缘较小,造成光斑中间的微坑较深,边缘处深度较浅。由于材料的挤压,在光斑的边缘处会有微凸起出现,造成工件表面高低不平。另外,在逐点强化的过程中,光斑的搭接会造成微凸起再次被强化塑性变形,从而产生了褶皱和滑移带,造成粗糙度增大。

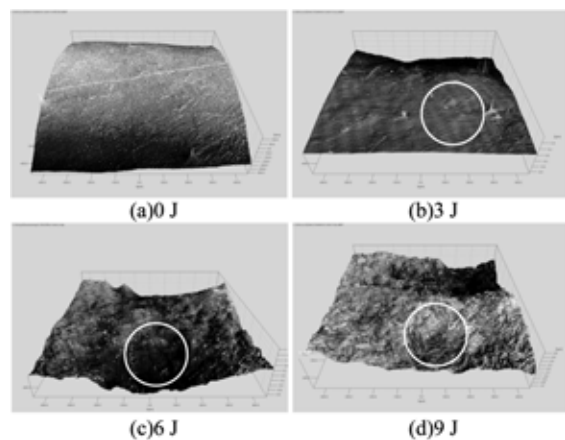


图 6 激光能量对表面微观形貌的影响

Fig. 6 Surface profilers with pulse energies

3.3 激光冲击强化对表面残余应力的影响

图 7 为激光能量对试件表面残余应力的影响曲线。从图 7 可以看出,未处理区域的表面残余应力为 -20 MPa,激光能量分别为 3,6 和 9 J 时,表面残余应力分别为 -260 , -272 和 -297 MPa,残余压应力分别提高了 13,13.6 和 14.85 倍。经激光冲击强化处理后,表面残余压应力得到了极大的提高,且表面压应力随着激光能量的增大而增大。这是由于材料在激光等离子体冲击波的作用下产生了剧烈的塑性变形,宏观上表现为材料的相互挤压,微观上则体现为晶格畸变、位错增殖、位错滑移和孪晶等。材料的这些晶体学变化,在激光冲击强化结束后不能完全消失,仍有部分残留在构件内不能释放,于是形成了较大的残余压应力,宏观上表现为塑性变形。因此随着激光能量的增大,冲击波的瞬时冲击力增大,位错、畸变和孪晶的几率也随之增大,进而残余压应力随着能量的增大而增大。

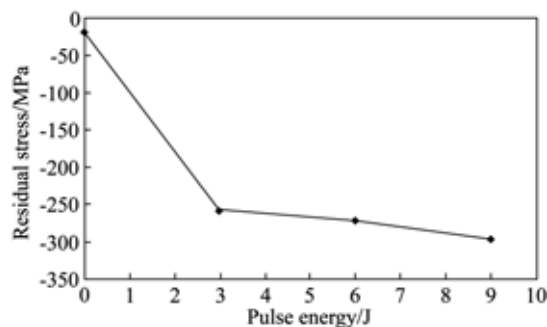


图 7 激光能量对表面残余应力的影响

Fig. 7 Effect of pulse energy on residual stress

当激光能量为 9 J 时,激光冲击强化部位自表面沿深度方向的残余应力分布如图 8 所示。从图 8 可以看出,最大残余压应力在激光冲击强化区域的表面,随着深度的增加,残余压应力逐渐减小。在深度为 1 mm 附近,残余压应力降到了 190 MPa;在深度为 1.4 mm 附近,残余压应力降到了 20 MPa,与基体的残余应力接近。这是由于激光等离子体冲击波在向试件内部传播的过程中,随着传播深度的增加,冲击波的能量被塑性变形和阻尼消耗所减弱,冲击波的压力衰减,引起深层截面上的位错和晶粒细化程度减弱。该趋势与显微硬度分布一致,即在达到一定深度时,将不再引起材料残余压应力的提高。由此可知,激光能量为 9 J 时,可改变深度 1.4 mm 范围内的残余压应力。

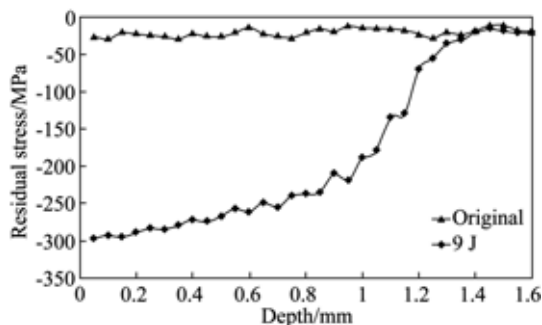


图 8 截面残余应力分布

Fig. 8 Residual stress distribution on cross-section

3.4 激光冲击强化对显微组织结构的影响

图 9 为激光冲击前后样品的表面显微结构照片。由图 9 可见,未经激光冲击强化处理的试件表面光滑,而经激光冲击强化处理的试件表面可以清晰地看到局部纹理、典型的层状微结构(见图 9 中的圈内),且随着激光能量的增大,纹理和层状微结构越多越明显。由此可见,激光冲击强化材料表面时,激光等离子体冲击波的作用会引起微观组织变化,激光冲击强化过程中的冲击波压力高达数 GPa,其峰值应力远远大于材料的动态屈服强度。在冲击波的作用下形成位错,进一步滑移形成塑性变形,导致晶体学取向发生变化,引发晶格畸变、位错增殖、位错滑移和孪晶等晶体缺陷。随着激光能量的增大,位错滑移量和位错密度增大,从而产生上述的纹理和层状微结构,与前面的微硬度和残余应力分析的结论一致。

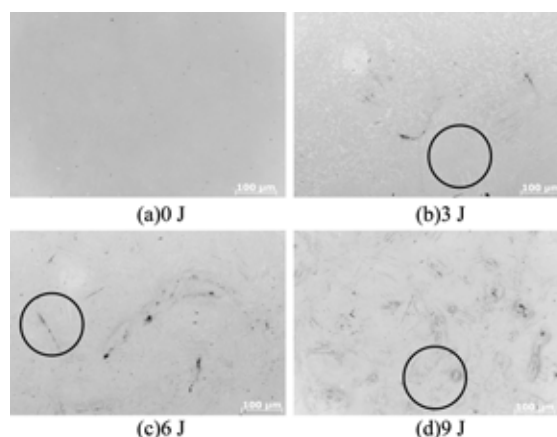


图 9 激光冲击前后样品的表面显微结构

Fig. 9 Surface microstructures of original and laser peened samples(magnification, $100 \mu\text{m}$)

3.5 激光冲击强化效果的热稳定性

图 10 为热处理时间对表面显微硬度的影响曲线。从图 10 可以看出, TiAl 合金经激光能量为 9 J 的激光冲击强化处理后, 其表面的显微硬度为 377 HV_{0.2}。在 650 °C 的温度下进行热处理, 1 h 后显微硬度降到 356 HV_{0.2}, 为初始显微硬度值的 94. 4%; 4 h 后显微硬度降到 345 HV_{0.2}, 为初始显微硬度值的 91. 5%。热处理能够降低激光冲击强化引入的显微硬度, 但降低幅度不大, 且在最初一个小时内降幅较大, 而在 1~4 h 降低较为缓慢, 即热处理 1 h 后显微硬度仅下降了 5. 6%, 热处理 4 h 后显微硬度仅下降了 8. 5%。这是因为热处理会减少位错和使变形量部分回复, 即将工件加热到一定温度, 工件内部的原子动能增大, 使得部分原子回复到低能态, 不再处于位错位置; 但降低的幅度较小, 故激光冲击强化引入的显微硬度具有较好的高温稳定性。

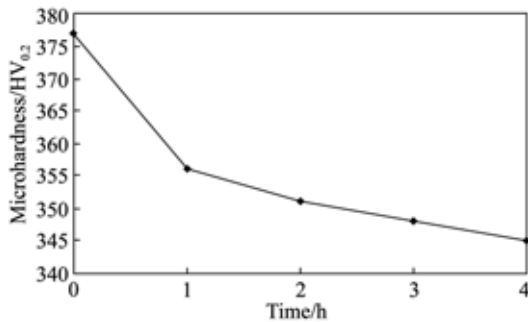


图 10 热处理时间对表面显微硬度的影响(650 °C)

Fig. 10 Effect of heat treatment time on micro hardness(650 °C)

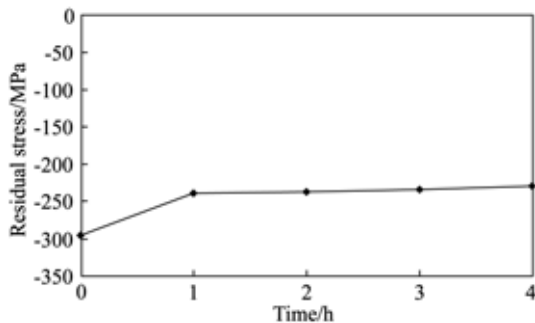


图 11 热处理时间对表面残余应力的影响(650 °C)

Fig. 11 Effect of treatment time on residual stress(650 °C)

图 11 为热处理时间对表面残余应力的影响曲线。从图 11 可以看出, TiAl 合金经激光能量

为 9 J 的激光冲击强化处理后, 其表面的残余压应力为 297 MPa。在 650 °C 的温度下进行热处理, 1 h 后残余压应力降到 240 MPa, 为初始残余压应力值的 81%; 4 h 后残余压应力降到 230 MPa, 为初始残余压应力值的 77. 5%。热处理能够降低激光冲击强化引入的残余压应力值, 且残余压应力随着处理时间的增长而减小, 但热处理 1 h 后, 残余压应力的减小趋势变小, 并趋于稳定。这是因为热处理部分消除了激光冲击强化引入的位错和变形量, 致使残余压应力减小; 但减小幅度较小, 故激光冲击强化引入的残余压应力具有较高的热稳定性。

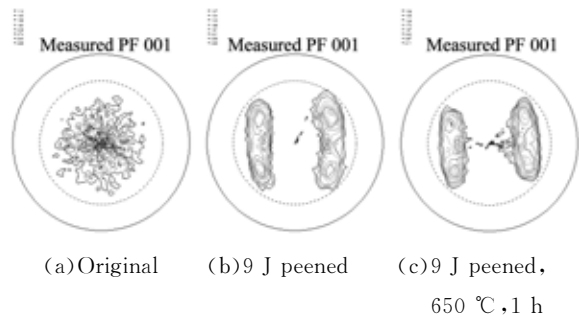


图 12 TiAl 合金(002)晶面极图

Fig. 12 Pole figures of TiAl alloy(002) plane

图 12 为 TiAl 合金(002)晶面极图。从图 12 可以看出, 未经激光冲击强化处理的试样(002)晶面极性取向强度集中在中心区域, 即晶面极性取向垂直于纸面, 且是平行的。经过激光冲击强化处理后, (002)晶面极性取向强度转移到较高 Φ 角, 即晶面极性取向不再垂直于纸面, 发生了倾斜, 不再平行。在 650 °C 的真空烘箱里热处理 4 h 后, (002)晶面极性取向强度向中心区域移回, 部分晶面极性取向再次回复原始的平行状态。分析可知, 每一种晶体都有固有的织构, 激光冲击强化对(002)晶面极性取向强度有较大的影响, 但经过热处理后, 取向强度有向中心区域移回的趋势。其移回幅度较小是因为激光冲击强化使晶格织构发生了较大的变化, 即晶体发生了部分塑性变形, 使得晶面极性取向不再平行; 而经热处理后晶格发生了部分复原, 即部分恢复平行, 但复原程度较小, 也再次说明激光冲击强化引起的表面组织结构的变化具有较高的热稳定性。

4 结 论

本文研究了激光冲击强化对合金材料性能和组织的影响,得出的主要结论显示:激光冲击强化能够大幅度提高材料表层的显微硬度,且表面显微硬度随着激光能量的增大而增大。材料表面的显微硬度经 9 J 激光冲击强化后可提高 33.4%,其影响深度可达 1.5 mm。激光冲击强化能够增大材料表面的粗糙度,且表面粗糙度随着激光能量的增大而增大。材料表面粗糙度经 9 J 激光冲击强化后可从 0.042 μm 提高到 0.285 μm ,表面

具有较明显的褶皱和滑移带痕迹。另外,激光冲击强化可在材料表层引入残余压应力,且残余压应力值随着激光能量的增大而增大。材料表面的残余压应力经 9 J 激光冲击强化后可从 20 MPa 提高到 297 MPa,引入的残余压应力层深度达 1.4 mm。激光冲击强化引入的显微硬度、残余压应力和织构变化具有较高的热稳定性。经激光能量为 9 J 的激光冲击强化处理后的试件,在 650 $^{\circ}\text{C}$ 的温度下进行热处理 4 h,显微硬度下降到原来的 91.5%,残余压应力下降到原来的 77.5%, (002) 晶面取向向中心区小幅度移回。

参考文献:

- [1] 周建忠,卫登辉,黄舒,等.微尺度激光喷丸强化 TiN 涂层的表面性能[J]. 光学 精密工程,2011,19(11): 2679-2684.
ZHOU J ZH, WEI D H, HUANG SH, *et al.*. Microscale laser shock peening on TiN coatings[J]. *Opt. Precision Eng.*, 2011, 19(11): 2679-2684. (in Chinese)
- [2] 陶春虎,刘庆琼,曹春晓,等.航空用钛合金的失效及其预防[M].北京:国防工业出版社,2002:5-10.
TAO CH H, LIU Q Q, CAO CH X, *et al.*. Aerospace titanium alloys failure and its prevention [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2002:5-10. (in Chinese)
- [3] 乔红超,赵吉宾,陆莹.纳秒脉宽 Nd:YAG 激光冲击强化激光器的研制及分析[J].中国激光,2013,40(8):08020011-08020017.
QIAO H CH, ZHAO J B, LU Y. Develop and analysis of nanosecond pulse width Nd:YAG laser for laser peening[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(8):08020011-08020017. (in Chinese)
- [4] 冯德军,黄文育,纪鹏宇,等.基于石墨烯可饱和吸收体的掺铒光纤环形腔脉冲激光器[J].光学精密工程,2013,21(5):1097-1101.
FENG D J, HUANG W Y, JI P Y, *et al.*. Erbium-doped fiber ring cavity pulsed laser based on grapheme saturable absorber [J]. *Opt. Precision Eng.*, 2013, 21(5):1097-1101. (in Chinese)
- [5] 王加贤,林正怀,张培,等.纳米半导体复合薄膜的非线性光学性质及其在激光器中的应用[J].光学精密工程,2013,21(1):20-25.
WANG J X, LIN ZH H, ZHANG P, *et al.*. Nonlinear optical properties of nanometer semiconductor compound films and their applications to lasers [J]. *Opt. Precision Eng.*, 2013, 21(1): 20-25. (in Chinese)
- [6] 张晓伟,刘洪喜,蒋业华,等.激光原位合成 TiN/Ti₃Al 基复合涂层[J].金属学报,2011,47(8): 1086-1093.
ZHANG X W, LIU H X, JIANG Y H, *et al.*. Laser in situ synthesized TiN/Ti₃Al composite coatings [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2011, 47(8): 1086-1093. (in Chinese)
- [7] LIU X D, SHANG D G, LI M, *et al.*. Healing fatigue damage by laser shock peening for copper film [J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 54:127-132.
- [8] VASU A, GRANDHI R V. Effect of curved geometry on residual stress in laser peening [J]. *Surface and Coating Technology*, 2013, 218(1):71-79.
- [9] 静永娟,王新英,张继.喷丸处理对 TiAl 合金拉伸性能的影响[J].稀有金属,2009,33(5):750-753.
JING Y J, WANG X Y, ZHANG J. Effect of shot peening on tensile properties of TiAl alloys [J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2009, 33(5): 750-753. (in Chinese)
- [10] CHAI L H, CHEN Y Y, ZHANG L Q, *et al.*. Effect of spark plasma sintering temperature on

- microstructure and mechanical properties of melt-spun TiAl alloys[J]. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2012, 22(3): 528-533.
- [11] APPEL F, HERRMANN D, FISCHER F D, *et al.*. Role of vacancies in work hardening and fatigue of TiAl alloys[J]. *Inter. Jour. Plasticity*, 2013, 42: 83-533.
- [12] 陈国琳, 吴鹏炜, 冷文军, 等. 钛合金的发展现状及应用前景[J]. *舰船科学技术*, 2009, 42(12): 110-113.
- CHEN G L, WU P W, LENG W J, *et al.*. The development prospect and current status of titanium alloys [J]. *Ship Science and Technology*, 2009, 42(12): 110-113. (in Chinese)
- [13] LIU K K, HILL M R. The effects of laser peening and shot peening on fretting fatigue in Ti-6Al-4V coupons [J]. *Tropology International*, 2009, 42: 1250-1262.

作者简介:



乔红超(1982—),男,河南商丘人,硕士,助理研究员,2008年于大连理工大学获得硕士学位,主要从事激光冲击强化方面的研究。E-mail:hcqiao@sia.cn

(版权所有 未经许可 不得转载)