

# TiAl 合金激光冲击强化表面微观形貌演变分析

陆莹<sup>1</sup>, 李松夏<sup>1,2</sup>, 乔红超<sup>1</sup>, 曲楠<sup>3</sup>, 赵吉宾<sup>1</sup>, 胡太友<sup>1</sup>

(1. 中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 东北大学, 辽宁 沈阳 110010)

(3. 中航工业沈阳飞机制造有限公司, 辽宁 沈阳 110034)

**摘要:** 针对 TiAl 合金进行激光冲击强化, 研究多晶体在强化过程中表面微观形貌演变, 发现经过单点激光冲击的试样表面形成的凹坑中存在一些分布不均匀的凸起结构, 凸起结构相对高度范围为 100~300 nm, 凸起边缘为环状凸台; 研究激光冲击能量密度对表面凸起结构的影响, 发现随着激光能量密度增加凸起结构的数量明显增加, 凸起相对高度有增加的趋势, 同时凹坑中心平均表面粗糙度明显增加; 研究搭接率为 50% 的多次冲击形貌变化, 发现相比于单次冲击, 多次冲击凸起数量明显减少, 表面粗糙度略有增加, 这是因为随着冲击次数增加弹性变形和塑性变形趋于一种饱和状态, 弹性变形部分发生回弹。分析表面凸起结构形成机制, 建立不均匀塑性变形流模型和冲击波叠加模型, 激光冲击强化形成的表面形貌是 2 种模型相互耦合作用的结果。

**关键词:** TiAl 合金; 激光冲击强化; 凸起; 微观组织; 塑性变形

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)03-0841-06

激光冲击强化技术是一种利用激光高能量和高密度对材料表面冲击的一种表面改性技术。其诱导形成的等离子体形成冲击波的作用特点为: 当短脉冲高能量密度的激光辐照金属表面时, 金属表面的吸收层(黑漆)吸收激光能量发生爆炸性气化, 气化后的蒸气急剧吸收激光能量并形成高温、高压的等离子体, 等离子体受到约束层(水或光学玻璃)的限制, 形成高强度压力冲击波, 作用于金属表面并向内部传播。激光冲击处理过程主要是吸收层吸收激光能量形成等离子体膨胀爆炸产生冲击波压力的过程<sup>[1-4]</sup>。在激光烧蚀固体靶的过程中, 当激光功率密度达到一定的阈值, 便会产生等离子体<sup>[5]</sup>; 材料表面在极短瞬间吸收极高能量, 所产生的等离子体物质冲击波速度大于声音冲击波速度, 并导致相当多的蒸气物质冲击, 此种类型等离子体冲击波归结为激光维持的爆轰波<sup>[6-8]</sup>。

冲击波在金属内部传播过程速度是极快, 整个过程瞬间完成, 但是冲击波的作用过程是比较复杂的<sup>[9-11]</sup>。当冲击波作用在靶材表面, 部分向材料的内部传播, 但是有大部分会以冲击波的形式瞬间反射回来, 反射波接触到吸收层后可能造成二次反射甚至是多次反射, 这样冲击波与反射波相互叠加, 形成驻波<sup>[12-15]</sup>。在金属表面形成的干涉和反射过程会导致金

属表面形成的冲击波作用效果发生明显的变化, 这将严重影响材料表面形貌<sup>[16]</sup>。

在激光冲击 TiAl 合金表面强化的过程中, 通过表面形貌微观组织观察和测量, 本研究发现单点激光光斑形成的凹坑表面并非平整的, 在凹坑中存在一些分布不均匀且大小形状不固定的凸起, 而且不同于单晶体形成的凸起, 多晶体的每个凸起表面形成了带有一定晶体取向的具有层状分布特征的纹理。根据上述现象, 结合激光冲击强化冲击波作用特点, 对形成凸起的原因进行了推测, 并通过对比层状分布纹理和晶体取向之间的关系, 分析了凸起结构形成的原因。

## 1 实验

本实验所用 TiAl 合金为 Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B, 其质量分数如表 1 所示, 该样品是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。铸锭经热等静压 (1300 °C/150 MPa/3.5 h) 和机加工制作成大小为 50 mm×10 mm×2 mm 的试件。用 200#、800#、1200#、2000# 的砂纸进行预处理, 然后用金刚石抛光膏进行抛光, 其表面粗糙度  $R_a$  小于 0.08  $\mu\text{m}$  后, 用乙醇清洗并用氮气吹干, 在试件表面粘贴一层 100  $\mu\text{m}$  厚的黑胶带用作吸收层。

收稿日期: 2018-03-20

基金项目: 辽宁省自然科学基金 (2015020115); 国家重点研发计划资助 (2016YFB1102704)

作者简介: 陆莹, 女, 1987 年生, 硕士, 助理研究员, 中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: luying@sia.cn

表 1 Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B alloy (ω/%)

Al	Cr	Nb	B	O	N	H	Ti
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-2 的激光冲击强化设备上, 所用的高能脉冲激光器型号为 Extra-15, 能量为 5 J, 激光波长为 1064 nm, 脉宽为 14 ns, 圆形光斑边长为 2 mm, 最大重复频率为 5 Hz, 激光冲击光斑搭接率为 50%, 光斑轨迹如图 1 所示, 形成的方形加工区域约为 10 mm×10 mm。在激光冲击强化时, 使用厚度约为 100 μm 的黑色胶带为牺牲层, 厚度为 2 mm 的流动水膜作为透明约束层。

利用白光干涉表面轮廓仪 (White-light interference surface profilometer, MicroXAM-3D) 观察 TiAl 合金表面形貌, 借助扫描探针图像处理 (Scanning probe image processor, SPIP) 软件, 绘制激光冲击强化后 2D 和 3D 的表面形貌。

原始表面形貌如图 2 所示, 试样表面存在由于机械加工产生的划痕, 表面粗糙度约为 316 nm。

## 2 结果与分析

### 2.1 激光冲击表面形貌观察

利用白光干涉仪与 SPIP 软件分析得到冲击强化区域微观形貌发现, 在激光冲击强化区域存在随机分布的高度在 100~300 nm、平面尺寸在 50~300 μm 范围的不规则凸起结构, 凸起结构无明显取向, 形状不固定, 表面粗糙度大于其周围环绕区域。发现单点激光光斑形成的凹坑中存在一些分布不均匀且大小不等的凸起结构, 如图 3。其中 3a 为单次冲击光斑中心的三



图 1 激光冲击轨迹与搭接

Fig.1 Laser shock trajectory and overlap of LSP

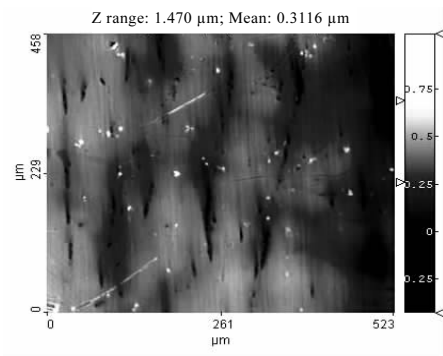


图 2 原始表面形貌

Fig.2 Original surface morphology

维形貌, 3b 为沿 A, B 两处凸起的三维形貌沿白线方向表面粗糙度的测量, 结合图 3c 的表面粗糙度测量结果发现, 凸起结构相对其周围区域高 140 nm 左右, 凸起边缘为环状凸台, 凸起表面中间存在相对较低的沟壑。

由于激光冲击强化属于冷加工, 试样表面并未发生熔化, 对于各向异性的多晶材料而言, 凸起结构的形状与分布与微观组织、晶体取向没有必然联系, 在一定程度上也验证了凸起结构成随机分布的规律。但是无论合金试样为单相或者多相、各向同性或者各向异性<sup>[7]</sup>, 激光冲击强化后表面均出现凸起结构, 只是凸起的高度、平面尺寸以及形状略有差异。

### 2.2 凸起结构的影响因素

#### 2.2.1 能量密度对凸起结构的影响

研究激光冲击能量密度对单点冲击凹坑中心表面形貌和粗糙度的影响, 如图 4 所示。发现激光的能量密度增加后单光斑底部凸起结构的数量明显增加, 凸起相对高度有增加的趋势, 同时凹坑中心平均表面粗糙度明显增加, 各选择凹坑中心较为平坦的区域进行局部表面粗糙度的测量, 发现从 413 nm 增加到 625 nm, 凸起的平均高度从 130 nm 增加到 162 nm。

#### 2.2.2 冲击次数对凸起结构的影响

进一步探讨经过多次激光冲击处理的样品表面发生的循环塑性变形行为。主要表现为凸起结构的相对高度随着冲击次数的增加逐渐减小, 达到一定高度的凸起数量明显减少。如图 5、图 6 所示, 1 次激光冲击 (7 J-搭接率 50%) 后表面的面粗糙度  $R_a$  为 51.1 nm,  $R_z$  为 509 nm; 3 次激光冲击 (7 J-搭接率 50%) 表面粗糙度  $R_a$  为 116 nm,  $R_z$  为 823 nm。冲击次数增多表面粗糙度也明显增加, 说明表面凸起并非是影响表面粗糙度最重要的因素。表面凸起的高度约为 140 nm 时对  $R_z$  的影响可以忽略, 引起粗糙度变化的主要因素应为激光冲击对表面产生强烈的宏观塑性变形。

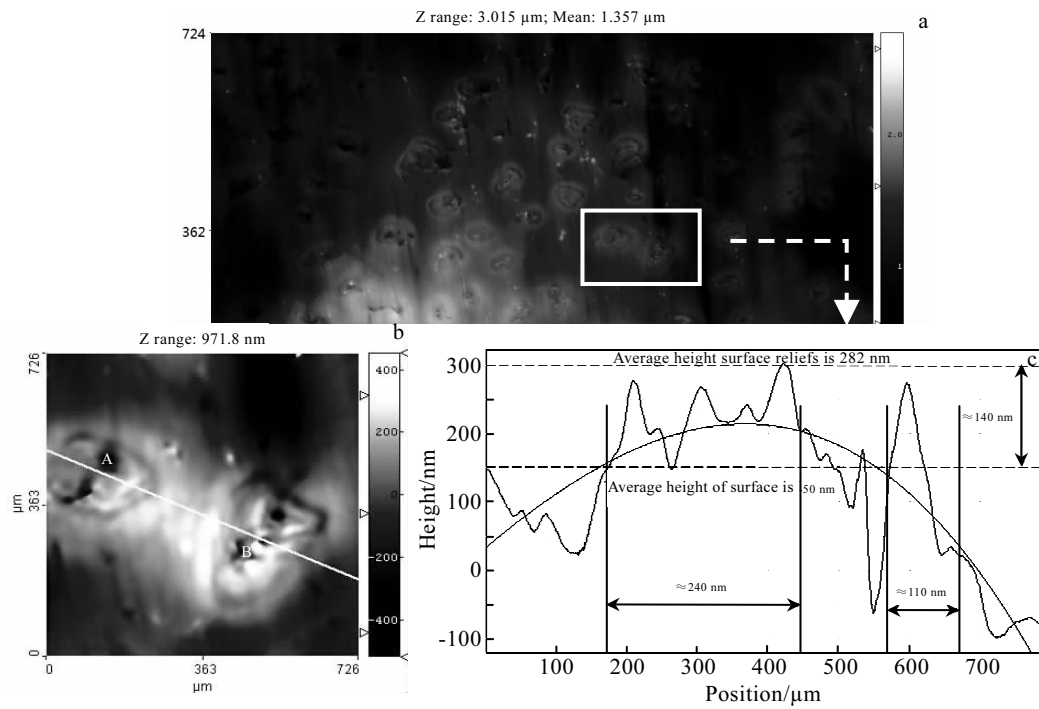


图 3 表面凸起三维形貌分析

Fig.3 Three-dimensional shape analysis of surface reliefs: (a) 3D morphology in the center of the single spot; (b) 3D morphology along A and B relief; (c) roughness along A and B reliefs

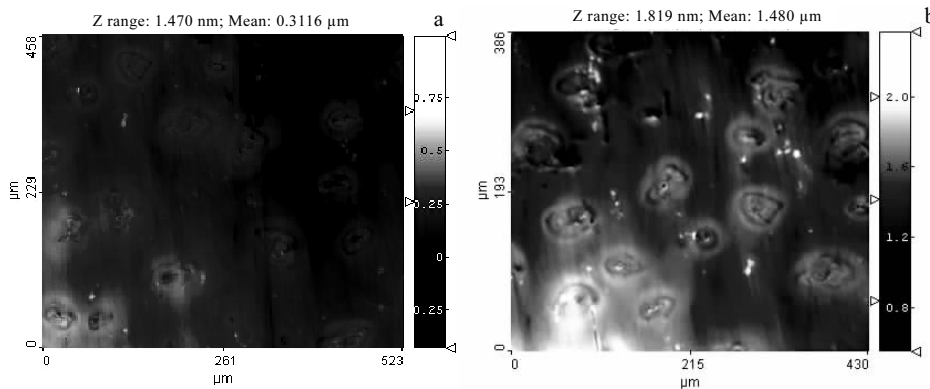


图 4 激光能量密度对单点冲击凸起结构的影响

Fig.4 Influence of energy density on single spot reliefs: (a) 5 J and (b) 7 J

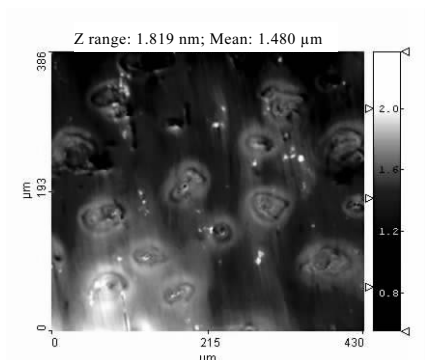


图 5 激光冲击 1 次表面形貌

Fig.5 Surface morphology of one time shock (7 J-overlap rate 50%)

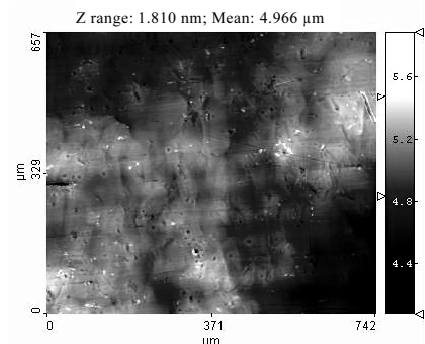


图 6 激光冲击 3 次表面形貌

Fig.6 Surface morphology of three times shock (7 J-overlap rate 50%)

图 7 为多次冲击后表面形貌演变过程，在激光冲击诱导冲击波的强烈作用下，材料表面发生塑性变形，晶格畸变程度增加，发生加工硬化。加工硬化效应导致多次激光冲击处理的样品表面塑性变形量减少，同时，冲击次数增加后，样品表面吸收弹性变形功的能力逐渐下降，弹性变形和塑性变形逐步达到一种饱和状态，弹性变形部分发生回弹，表面韧性降低。图 8 为冲击次数增加表面粗糙度与凸起演变过程。由图可知，冲击次数增加表面粗糙度明显增加，而表面凸起的相对高度变小，当样品表面收到冲击区域的弹性塑性变形不能完全吸收激光冲击能量时，部分冲击能量必须选择其他形式转换或者释放，随着塑性变形程度的加深，局部会发生断裂，表面形成破坏性损伤，表面粗糙度随之大幅提高。

### 2.3 凸起结构形成机制

#### 2.3.1 不均匀塑性变形流模型

单点激光冲击强化后样品表面形态的分布特征可以通过结合样品表面形貌的应变速率动态塑性变形行为与压缩过程变形的应力-应变曲线来描述，如图 9 所示<sup>[17]</sup>。

高能离子束形成的等离子体冲击波瞬间( $10^{-1} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ )作用在试样表面，冲击波形成瞬间应力远高于材料的屈服强度；金属表面发生弹性变形和塑性变形，塑性变形使金

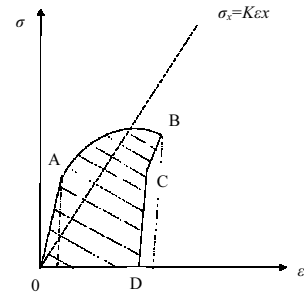


图 9 弹塑性波的加载卸载过程

Fig.9 Loading and unloading process of elastoplastic wave<sup>[17]</sup>

属沿表面向外边缘流动，形成塑性变形流；宏观上形成激光光斑大小的凹坑，在边缘形成一圈凸起<sup>[18]</sup>。但是由于冲击波的作用时间极短，位于光斑中心的区域来不及进行塑性变形，没有足够的时间向外流动，因此会在光斑中形成不均匀分布的局部塑性变形，这些局部塑性变形以不均匀分布的凸起形式存在。而且，由于激光诱导的冲击波是以冲击面的形式作用存在的，局部变形区域的受力是非常复杂的，它会受到周围金属塑性变形的制约和影响。因此，光斑中心凸起是不均匀分布且大小不固定的，激光冲击强化形成的光斑形貌是冲击波引起的塑性变形和材料本属性之间耦合作用的结果。最终，随机分布的小区域发生形核，在形核方向上形成了塑性流，塑性变形的最终相貌与塑性流的流动方向有直接的关系，如图 9 所示。

凸起在一个相对较大的区域发生塑性变形，但是当激光作用结束，作用在凸起表面复杂应力逐渐卸载。虽然凸起处的应力减小，但是只要其大于材料发生塑性变形的流变应力阈值，塑性变形就仍在继续。此时，凸起的变形主要受到周边区域塑性变形的影响。

#### 2.3.2 冲击波叠加模型

冲击波在金属内部传播过程速度是极快的，整个过程虽然是瞬间完成的，但是冲击波的作用过程是比较复杂的。激光冲击波加载在固体表面时，通过波的形式向内部传递能量，从而引起材料的动态响应。冲击波作用有多种传播方式，取决于固体中质点的运动方向和波传播方向之间的关系及边界条件，按照作用效果主要分为塑性波和弹性波，塑性波使材料表面发生塑性变形，冲击波向材料内部传播发生衰减，形成弹性波，激光冲击强化冲击波即为塑性波和弹性波双波结构<sup>[19]</sup>。

当冲击波作用在靶材表面，部分向材料的内部传播，但是有大部分会以冲击波的形式瞬间反射回来，冲击波会在约束层与牺牲层的上下表面和牺牲层与靶材界面之间不断地反射和透射，形成若干个波峰和波谷，增加了冲击波在靶材的作用时间，作用在靶材上的冲量其实是若干冲

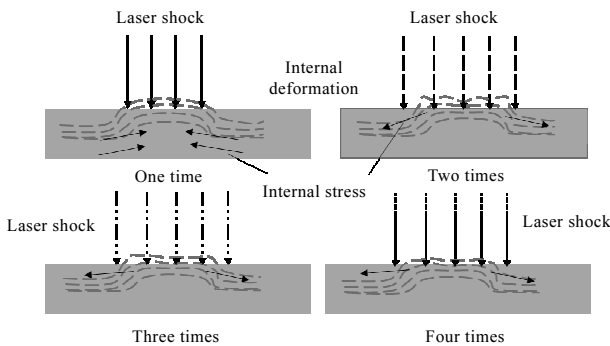


图 7 多次冲击后表面形貌演变过程

Fig.7 Evolution of surface structure caused by laser shock with the impact times increasing

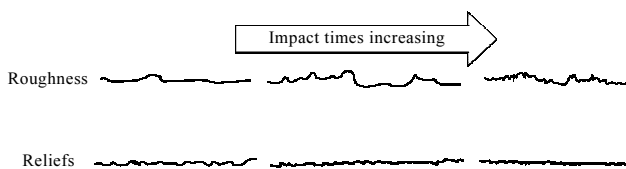


图 8 冲击次数增加表面粗糙度与凸起演变过程

Fig.8 Roughness and relief evolution with the increase of shock impact times

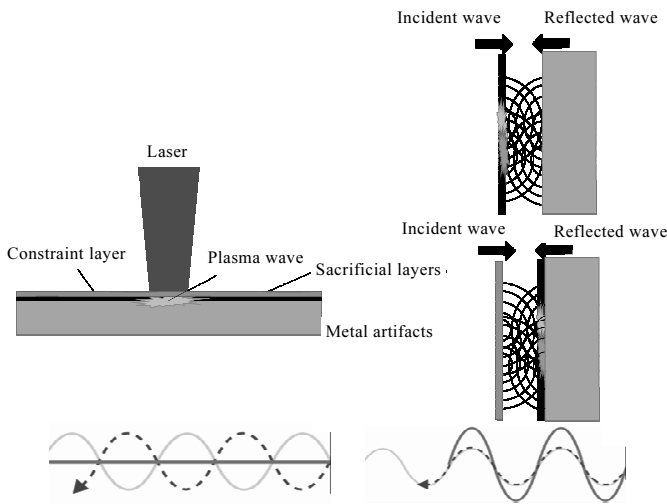


图 10 冲击波相互叠加模型示意图

Fig.10 Model of shock wave interaction

击波的积分, 冲击波在各个界面的传播过程变得复杂<sup>[20]</sup>, 如图 10 所示。

在金属表面形成的干涉和反射过程会导致金属表面形成的冲击波作用效果发生明显的变化, 这将严重影响材料表面形貌。

不同于单晶体, 多晶金属在激光冲击强化后形成的凸起表面形成带有一定晶体取向的具有层状分布特征的纹理。这些纹理的存在说明, 由于晶体相邻晶粒取向不同并且存在晶界, 多晶体变形既要克服晶界阻碍, 又要求晶粒的变形相互协调配合并相互制约。由于晶体的各向异性, 位向不同的各个晶粒受到的分切应力有很大的不同, 因此变形的极限应力不同, 且变形的开始时间也不同。处于有利位向的晶粒首先开始发生滑移, 且滑移系取向不同, 滑移方向不同, 故滑移不可能从一个晶粒直接延续到另一个晶粒。但是从宏观上看, 连续塑性变形的发生, 是临近晶粒相互配合的结果。因此, 凸起的形成过程非常复杂, 凸起的形貌特征是由激光诱导的冲击波的塑性变形作用、TiAl 合金塑性变形特征和晶体取向变化共同决定的。

### 3 结 论

1) 经过激光冲击强化形成的光斑凹坑表面并非平整的, 在凹坑中存在一些分布不均匀且大小形状不规则的凸起结构。激光的能量密度增加后单光斑底部凸起结构的数量明显增加, 表面粗糙度明显增加。

2) 冲击次数增加后, 样品表面吸收弹性变形功的能力逐渐下降, 弹性变形和塑性变形逐步达到一种饱和状态, 弹性变形部分发生回弹, 表面韧性降低。当样品表面

收到冲击区域的弹性塑性变形不能完全吸收激光冲击能量时, 部分冲击能量必须选择其他形式转换或者释放, 随着塑性变形程度的加深, 粗糙度变大。

3) 凸起形成 2 种机制: 由于冲击波的作用时间极短, 位于光斑中心区域的来不及进行塑性变形, 没有足够的时间向外流动, 会在光斑中形成不均匀分布的局部塑性变形, 这些局部塑性变形以不均匀分布凸起的形式存在; 激光冲击强化形成的光斑形貌是冲击波引起的塑性变形和材料本质属性之间耦合作用的结果。另外, 冲击波的多次反射相互叠加形成干涉, 导致最终作用在金属表面的应力不均匀也有可能造成大小形状不固定的凸起。

### 参考文献 References

- [1] Padma N J, Pallavi R, Aniruddha K *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2008, 254: 7377
- [2] Liang M, Zhu Y H, Li Z *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 251: 47
- [3] Ocana J L, Diaz M, Ruiz D L *et al.* *Optica Puray Aplicada*[J], 2003, 36(1): 51
- [4] Nie X F, He W F, Zang S L *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 253: 68
- [5] Pant B K, Sundar R, Kumar H *et al.* *Materials Science and Engineering*[J], 2013, 587: 352
- [6] Li Y Q, He W F, Nie X F. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(6): 1517
- [7] Altenberger I, Nalla R K, Sano Y J. *International Journal of Fatigue*[J], 2012, 44: 292
- [8] Ji Y P, Wu S J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 596: 32
- [9] Cellard C, Reira D, François M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532: 362
- [10] Huang S, Zhu Y, Guo W. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2014, 52: 189
- [11] Shukla P, Nath S, Wang G J. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2017, 37(15): 5135
- [12] Pei Y T, Duan C H. *Journal of Applied Physics*[J], 2017, 122(8): 1 923 102
- [13] Wu J F, Zou S K, Zhang Y K. *Surface & Coatings Technology*[J], 2017, 328: 283
- [14] Kamkarrad H, Narayanswamy S, Keshmiri M. *Journal of Laser Micro Nanoengineering*[J], 2015, 10(3): 291
- [15] Hu Y X, Zheng X W, Wang D Y. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 226: 32
- [16] Zhu Y H, Fu J, Zheng C. *Optics and Lasers in Engineering*[J],

2015, 74: 75

2016, 307: 262

[17] Zhang Q L, Duan J J, Qian Y. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 44(8): 1899

[19] Poittevin J, Gautier F, Pezerat C. *Metals*[J], 2016, 6(12): 320

[18] Petan L, Luis O J, Grum J. *Surface & Coatings Technology*[J],

[20] Esser D, Rezaei S, Li J Z. *Optics Express*[J], 2011, 19(25): 25632

## Surface Microstructure Evolution Analysis of TiAl Alloy by Laser Shock Peening

Lu Ying<sup>1</sup>, Li Songxia<sup>1,2</sup>, Qiao Hongchao<sup>1</sup>, Qu Nan<sup>3</sup>, Zhao Jibin<sup>1</sup>, Hu Taiyou<sup>1</sup>

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

(2. Northeastern University, Shenyang 110010, China)

(3. Shenyang Aircraft Corporation, Shenyang 110034, China)

**Abstract:** The evolution of surface microstructure of the poly crystals formed in TiAl alloy treated by laser shock processing was studied in this paper. After a single laser shock peening treatment, some unevenly distributed briefs in the pits formed on the surface of the sample are found, the relative height of briefs ranges from 100 to 300 nm and the raised edge is an annular boss. When the samples are treated with different energy density lasers, the number of briefs increases significantly and the relative height has an increasing tendency, and the average surface roughness of the pits increases obviously. Further study on the changes in shape of multiple impacts on the spot overlap rate of 50% reveals that the number of briefs significantly declines compared with a single laser shock processing treatment, and the surface roughness is slightly increased. This is because the elastic deformation and plastic deformation tend to be saturated with the increase of laser shock processing treatment times, and the elastic deformation partially gets rebound. The formation mechanism of the surface protrusions was analyzed, and the uneven plastic deformation flow model and shock wave superposition model were established. The surface topography formed by laser shock processing results from the coupling effect of the two models.

**Key words:** TiAl alloy; laser shock processing; briefs; microstructure; plastic deformation

---

Corresponding author: Lu Ying, Master, Assistant Research, Superconducting Material Center, Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, E-mail: luying@sia.cn