

激光冲击强化对 TC17 钛合金微观组织及拉伸性能的影响

孙汝剑¹, 李刘合¹, 朱颖¹, 彭鹏¹, 张利新², 于文花³, 郭伟¹

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(2. 中国空间技术研究院, 北京 100094)

(3. 北京华航无线电测量研究所, 北京 100013)

摘要: 分别采用 20、25 和 30 J 脉冲激光冲击 TC17 钛合金, 研究其微观组织演变、表面形貌及粗糙度变化、残余应力分布以及室温拉伸性能。研究结果表明: 25 J 激光冲击强化后, 冲击影响层 α 相晶粒平均尺寸由激光冲击前的 11.17 μm 减小到 6.93 μm , 晶体内部产生高密度位错、孪晶以及层错缺陷, 位错密度由冲击前的 $8.11 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 增加到 $3.59 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。20, 25, 30 J 激光冲击强化, 试样表面粗糙度减小(0.922、0.537、0.305 μm), 表面残余应力增大(-213、-296、-774 MPa)。激光冲击强化后 TC17 钛合金屈服强度提升 30~70 MPa, 激光冲击强化诱导晶粒细化对 TC17 钛合金的抗拉强度影响较小。

关键词: 激光冲击强化; 显微组织; 表面形貌; 残余应力; 拉伸性能

中图分类号: TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0491-09

钛合金因其密度低(4.5 g/cm^3)、比强度高、工作温度范围宽和耐腐蚀性能优异等特性, 被广泛应用于航空发动机风扇叶片和压气机低温段叶片、盘、机匣等零件的制造^[1-3]。TC4、TC11、TC17 和 TA11 等是现役航空发动机上使用最广泛的钛合金^[4]。但由于航空发动机工作环境恶劣, 钛合金部件受热应力、循环振动载荷以及外来物体冲击等复合作用, 易发生屈服变形、断裂和疲劳失效等, 这大大降低了其服役寿命, 严重影响先进航空发动机的使用可靠性^[1,5]。激光冲击强化(laser shock peening, LSP)是一种先进的表面改性技术, 能够在材料表面诱导产生高幅值、大深度残余压应力, 改善材料微观组织, 提高材料抗疲劳、磨损和腐蚀等综合性能^[6-9]。

激光冲击强化的原理是: 采用短脉冲(几十纳秒)、高功率密度($\text{GW} \cdot \text{cm}^{-2}$)激光辐照覆盖有吸收层(黑胶带或铝箔)和约束层(玻璃或者水)的金属表面, 激光能量被吸收层迅速吸收, 形成高温(大于 10000 $^\circ\text{C}$)、高压(大于 1 GPa)等离子体冲击波, 由于约束层的作用, 冲击波向材料内部传递, 材料以极高应变率(10^6 s^{-1})发生动态屈服, 产生冷塑性变形, 同时伴随位错、孪晶等微观组织演变, 材料近表面的晶粒细化并在一定深度上形成残余压应力层, 如图 1 所示。激光冲击强

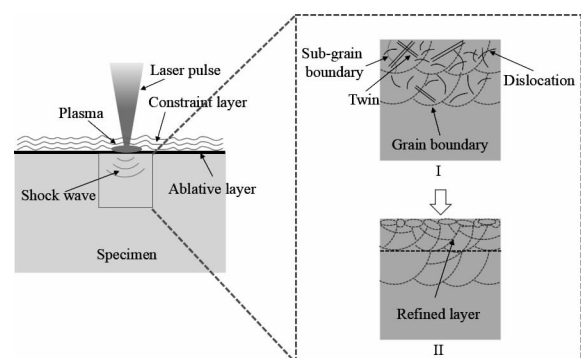


图 1 激光冲击强化及冲击区域材料微观组织演变示意图
Fig.1 Schematic of laser shock peening and its microstructure evolution in laser peened region

化在金属材料表面产生的压应力层深度是喷丸强化的 3~4 倍^[10]。

20 世纪 70 年代美国开始利用激光冲击波进行材料表面强化实验研究, 拉开了激光冲击强化技术的研究序幕^[11]。激光冲击强化技术公司(LSPPT)的成立将激光冲击强化从实验室推向了工业应用^[12]。Braisted 和 Brockman^[13]首次将有限元数值模拟技术引入到激光冲击强化研究, 对材料残余应力场分布和力学行为进

收稿日期: 2018-02-09

基金项目: 国家国际科技合作专项项目(2013DFR50590); 国家自然科学基金(11372019); 民用飞机专项科研项目(MJ-2016-F-16)

作者简介: 孙汝剑, 男, 1991 年生, 博士生, 北京航空航天大学机械工程及自动化学院, 北京 100191, 电话: 010-82317712, E-mail: sunrujian@buaa.edu.cn

行了有效的预测，扩大了激光冲击强化的研究手段与方法。材料方面，各国研究人员针对不锈钢、铝合金和钛合金等常用金属材料开展了一系列研究^[14-16]。

Cellard 等人^[17]采用不同激光参数冲击 TC17 钛合金，发现激光冲击强化对 TC17 残余应力场有很大的影响，但是对表面粗糙度以及材料应变硬化效应影响较小。Qiao^[18]发现采用 7J 脉冲激光 3 次冲击 TC17 钛合金，其表面残余应力高达 -524 MPa，同时材料表面诱导产生高密度位错，材料表面晶粒细化明显。何卫锋等人^[19]研究激光冲击强化 TC6 钛合金也得到与 Qiao 类似的实验结果，激光冲击强化在材料表层诱导产生幅值为 -690 MPa，深度为 1.6 mm 的高数值残余压应力场，并且发现激光冲击强化不仅能在钛合金表层诱导产生高密度位错，并且能够产生纳米晶。聂祥樊等人^[20]在 TC17 钛合金激光冲击强化材料表面也发现了大量位错和纳米晶。但以上关于激光冲击强化诱导位错的研究主要基于定性分析，未能定量表示激光冲击强化前后位错密度的演变规律，也未能从更微观角度解释位错产生机理。同时，针对激光冲击对材料晶粒细化的机理研究也不充分。因此，本实验对激光冲击强化 TC17 钛合金的组织演化及拉伸性能进行了研究。

1 实 验

实验材料为富 β 稳定元素的 $\alpha+\beta$ 两相 TC17 钛合金，其化学成分见表 1。其扫描电子显微镜下的微观组织如图 2 所示。主要为 α 相弥散分布在 β 相中，同时在 β 相基体上分布有次生 α 相。

激光冲击强化实验采用中航工业北京航空制造工程研究所装备的 SGR-Extra-15 型 Nd:YAG 激光器。其主要参数为：脉冲能量 15~30 J、波长 1064 nm、脉冲宽度 15 ns、重复频率 1~5 Hz、光斑大小为 3~6 mm，工件运动采用外部机械手臂控制。

采用线切割将 TC17 板材按照 GB/T228-2002 制成标准室温拉伸试样，如图 3a 所示。激光冲击强化具体流程如下：首先选用厚度为 100 μm 的 3M 专用铝箔作

表 1 TC17 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC17 titanium alloy ($\omega/\%$)

Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Fe	Impurity	Ti
4.5~5.5	1.6~2.4	1.6~2.4	3.5~4.5	3.5~4.5	0.3	≤ 0.15	Bal.

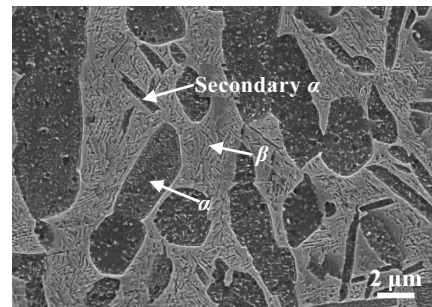


图 2 TC17 钛合金的扫描电镜微观组织

Fig.2 SEM image of microstructure of TC17 titanium alloy

为吸收层粘贴在试样表面；采用 1~2 mm 去离子水流层作为约束层。激光经全反镜和聚焦透镜聚焦在工件表面。实验激光参数如下：激光能量 20, 25 和 30 J；重复频率 1 Hz；激光光斑为边长 4 mm 方形光斑；光斑间搭接率 15%。激光冲击强化路径如图 3b 所示，冲击区域长度为标距中心往外各 20 mm，X, Y 方向搭接率均为 15%，冲击方式为双面冲击，确保冲击均匀性，同时控制试样变形。

激光冲击强化后，剥去冲击试样的铝箔，用丙酮擦拭去除粘附在试样表面的粘胶，用乙醇清除表面杂物并干燥。室温拉伸试验在 Instron 8801 液压试验机上进行。拉伸应变率为 10^{-3} s^{-1} 、拉伸速率 1.5 mm/s、引伸计长度为 25 mm。

采用 Carl Zeiss ASA1 偏光显微镜(OM)和 JSM-7001F 扫描电子显微镜(SEM)观察 25 J 激光冲击强化对微观组织演变的影响，并通过其配备的晶粒度分析软件统计激光冲击强化对微观晶粒尺寸的影响。OM 和 SEM 观察位置为激光冲击强化后 TC17 钛合金截面，如图 4a 所示，首先将试样切成 10 mm \times 5 mm \times 3 mm

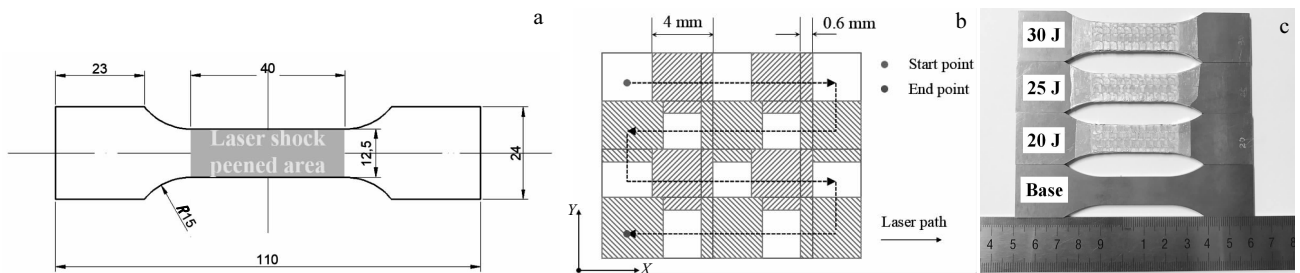


图 3 拉伸试样尺寸；激光冲击强化路径示意图；冲击强化后试样照片

Fig.3 Dimensions of tensile specimen (a), schematic of LSP path (b), and photo of base metal and LSPed specimens (c)

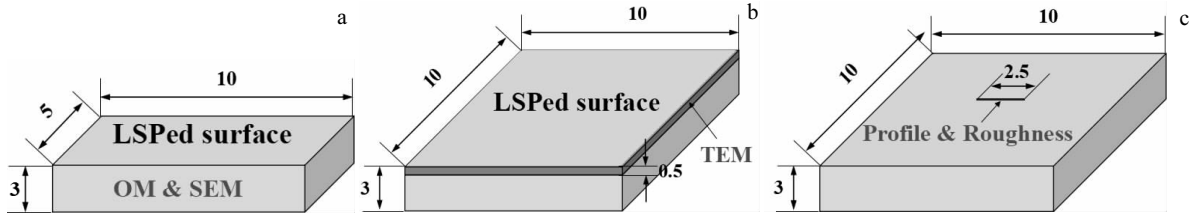


图 4 OM、SEM、TEM 表面形貌和粗糙度试样制备示意图

Fig.4 Schematic of specimen preparations for OM and SEM observation (a), TEM observation (b), and surface profile and roughness (c)

后镶样并采用 120#至 2500#砂纸依次打磨和机械抛光直至试样表面无划痕，配备 HF (10%) +HNO₃ (30%) + H₂O (70%)腐蚀剂进行腐蚀，并利用光镜和扫描电镜观察其微观组织。采用场发射透射电子显微镜(TEM) JEM-2100F 探究激光冲击强化前后微观组织的演变规律。TEM 观察试样制备流程如下：将激光冲击强化后的试样切成 10 mm×10 mm×0.5 mm 的薄片，如图 4b 所示。采用 400#至 2000#砂纸将试样打磨至厚度 50 μm 以下，利用冲孔机制备直径为 3 mm 的小圆片试样，并将其粘附在铜环之上，之后进行整平凹坑并离子减薄直至在中心位置出现小孔并观察到高质量薄区后将试样放在真空盒中保存。采用 OLYMPUS LEXT OLS4100 激光共聚焦显微镜测量不同激光能量冲击强化对表面形貌及粗糙度的影响。形貌及粗糙度的测量如图 4(c)所示，分别在原始机加工试样表面以及激光冲击强化后的试样表面取 2.5 mm 进行形貌及粗糙度

测量。采用 PRISM 残余应力测试系统测定深度方向残余应力的变化。该系统是基于钻孔法和电子散斑干涉技术(electronic speckle pattern interferometry, ESPI)进行残余应力测试。

2 实验结果

2.1 微观组织

图 5 为激光冲击强化对 TC17 钛合金微观组织的影响。从图 5a 可以看出，母材内部主要为板条状 α 相，部分 α 相聚集在一起形成粗大的 α 相组织。从图 5b 中可以观察到，激光冲击强化后板条状的 α 相细化成等轴 α 相，晶粒细化明显。图 5c 和 5d 分别为图 5a 和 5b 中对应的红色区域偏正图像。图中红色为 α 相，基体为 β 相。图 5d 中 α 相分布相比于图 5c 更加均匀，同时尺寸更加细小。

采用 Carl Zeiss 偏光显微镜配备的晶粒度分析软

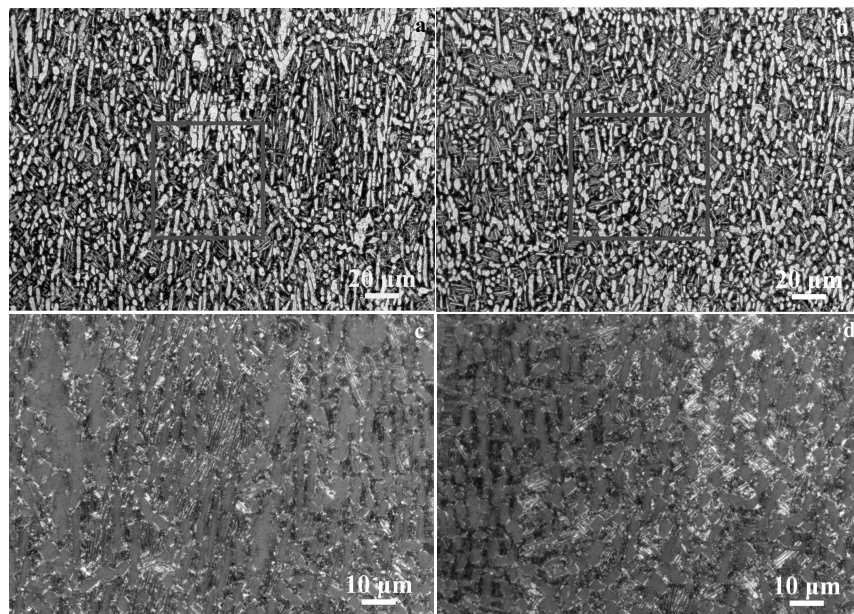


图 5 TC17 钛合金光镜微观组织

Fig.5 OM microstructures of TC17 titanium alloys: (a, c) base metal specimen and (b, d) LSPed specimen

件统计图 5c 和 5d 中 α 相尺寸，并定量研究激光冲击强化对晶粒尺寸的影响。图 6a 为统计 100 个晶粒尺寸按从小到大依次排布的结果，图 6b 和 6c 为激光冲击强化前后 TC17 钛合金晶粒尺寸分布频率直方图。从图 6a 中可知，激光冲击强化后 α 相尺寸明显减小，同时晶粒尺寸分布更加均匀。从图 6b 和 6c 中可以发现，激光冲击强化前 α 相的尺寸在 3~52 μm 之间，激光冲击强化后 α 相的尺寸在 2~19 μm 之间。其中冲击前 96% 的晶粒尺寸为 3~20 μm ，平均晶粒尺寸为 11.17 μm ；

激光冲击强化后 91% 的晶粒尺寸分布在 2~11 μm 之间；平均晶粒尺寸为 6.93 μm ，激光冲击强化后平均晶粒尺寸下降 38%。

图 7 为 TC17 钛合金母材及激光冲击强化后微观组织。从 SEM 图像亦能看出激光冲击强化后 α 晶粒的长度明显减小，由板条状转变为等轴状，晶粒细化效应明显。

图 8 为激光冲击强化前后的 TEM 观察结果。从图 8a 可以看出，激光冲击强化前晶体内部存在少量位

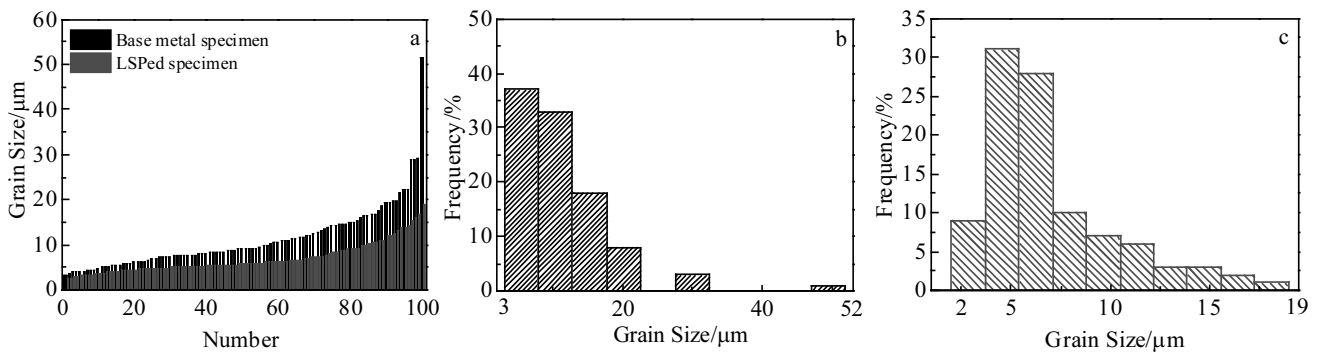


图 6 TC17 钛合金 α 相晶粒度：统计 100 个晶粒从小到大依次排列结果；母材晶粒尺寸频率分布直方图；激光冲击强化试样晶粒尺寸频率分布直方图

Fig.6 α grain size of TC17 titanium alloy: (a) statistical results of 100 grains presented from small to large; (b) frequency distribution histogram of grain size in base metal specimen; (c) frequency distribution histogram of grain size in LSPed specimen

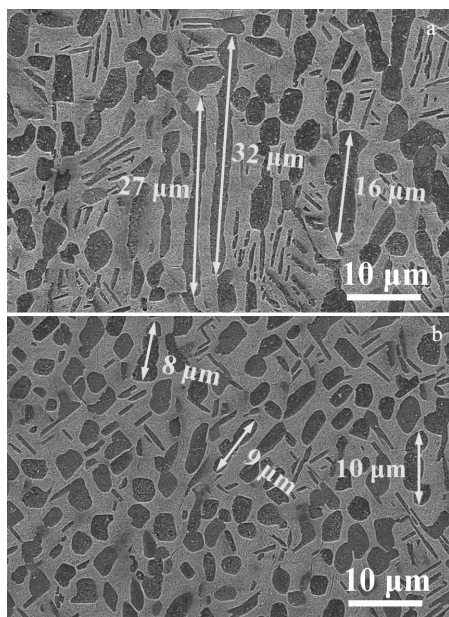


图 7 TC17 母材及激光冲击强化后 SEM 图像

Fig.7 SEM images of base metal (a) and LSP treated TC17 titanium alloy (b)

错，并未观察到孪晶或者亚晶界等结构。从图 8b 可以观察到，激光冲击强化后晶体内部出现了大量的位错、位错墙和位错缠结。这是因为在激光冲击强化的作用下，晶体内部的位错发生滑移、增殖、聚集、纠缠塞积，使得晶粒内部的位错密度增加，进而形成位错墙和位错缠结，并发展为位错胞和亚晶界，最终形成晶界。同时在图 8c 中亦观察到部分机械孪晶。这是因为钛合金具有较低的层错能，相对容易发生孪晶变形^[21]。图 8d 为激光冲击强化后产生的位错及层错组织。其对应的选区电子衍射花样如图 8e 所示。晶带轴为 [0001] 方向，对图 8d 中 I 和 II 区域分别进行反傅里叶变换，其结果如图 8f 和 8g 所示，I 区域原子排布均匀，原子间间距为 0.245 nm，未观察到明显位错和层错；II 区域原子发生错排，形成了位错，如图中红色线标志所示，同时亦可观察到层错组织。

根据 Smith-Guttman 线性截距法^[22-24]，晶体内部位错密度可以表示为：

$$\rho_D = \frac{2N}{Lt} \tag{1}$$

其中， ρ_D 为每平方米内的位错密度， N 为随机线与位

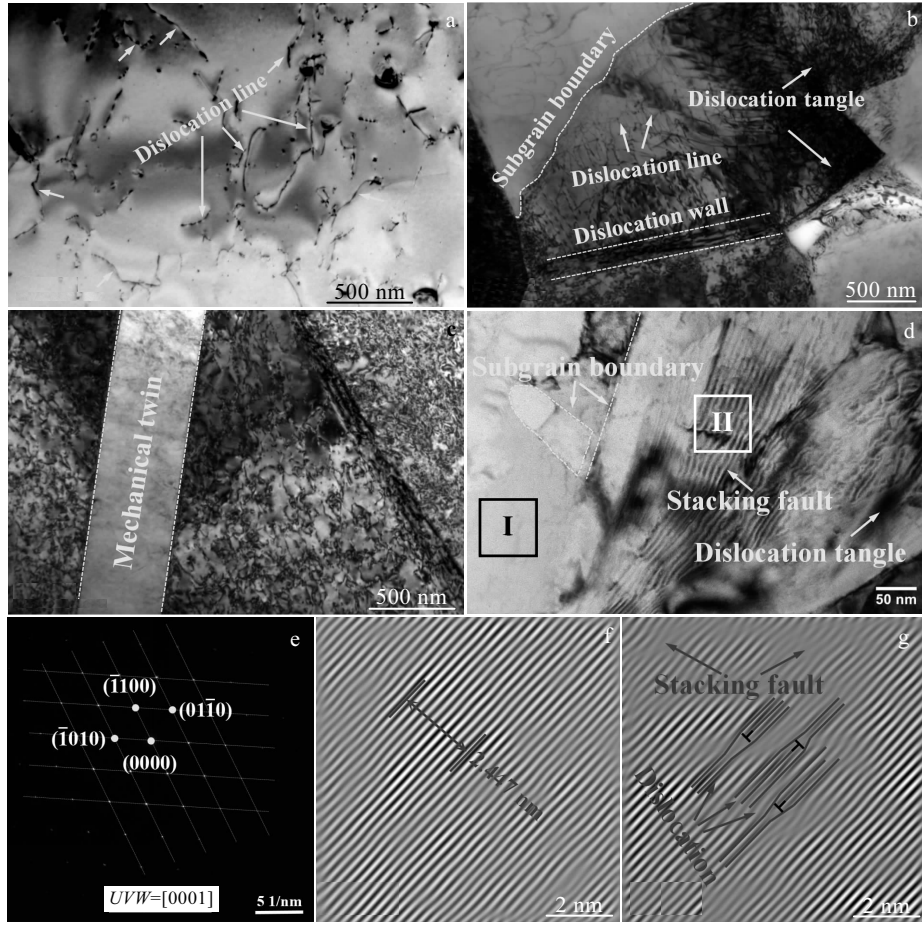


图 8 TC17 母材及激光冲击强化后 TEM 图像

Fig.8 TEM images of TC17: (a) base metal; (b~d) LSPed specimen; (e) selected area electron diffraction (SAED) pattern of Fig.8d; (f, g) IFFT image of zone I and II in Fig.8d

错交点的个数， L 为随机线的总长度， t 为层厚度。首先在晶体内部随机放置 3 条直线，统计每条直线和位错的交点的个数，如图 9 所示。再根据式(1)，计算可得冲击前位错密度为 $8.11 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ ，冲击后位错密度为 $3.59 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ，增加 4.4 倍。

2.2 表面形貌及粗糙度

图 10 为激光冲击强化对 TC17 表面形貌和粗糙度的影响。表面形貌的测量长度为 2.5 mm。从图 10a 可知，方形光斑激光冲击强化试样表面均匀平整。这区别于圆形光斑激光冲击强化，因为圆形光斑内部激光

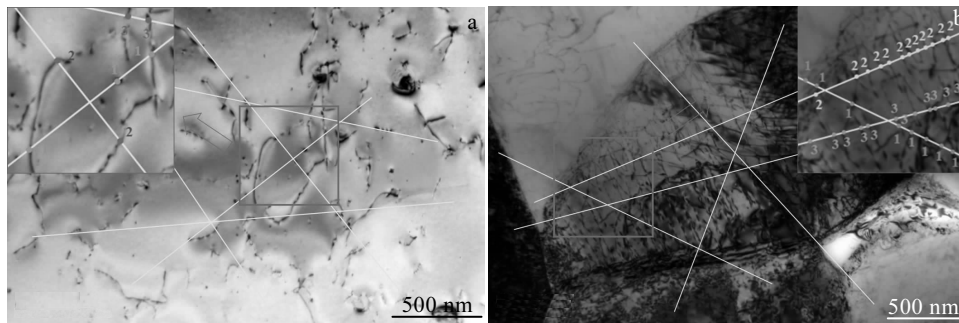


图 9 根据 Smith-Guttman 线性截距法计算激光冲击强化前后位错密度

Fig.9 Dislocation density of base metal specimen (a) and LSPed specimen (b) determined by the Smith-Guttman linear intercept technique

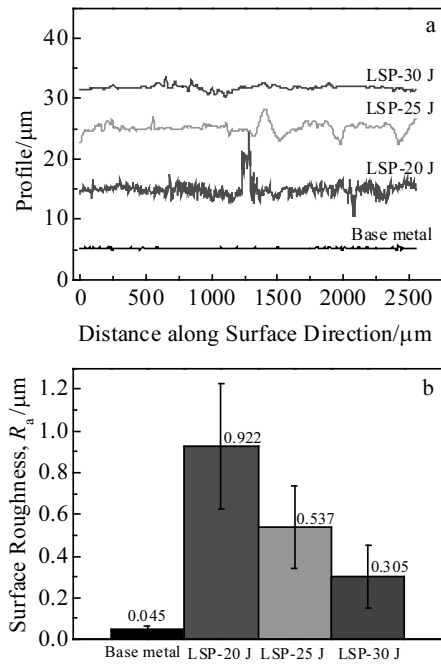


图 10 母材及 20, 25 和 30 J 激光冲击强化后表面形貌及粗糙度

Fig.10 Surface profile (a) and surface roughness (b) of base metal specimen and 20, 25 and 30 J LSPed specimens

能量为高斯分布，中心压力最大，并以指数形式向外衰减，因而每个光斑冲击时中心塑性变形最大，边缘塑性变形较小，形成冲击坑。而方形光斑内激光能量均匀分布，激光与材料交互作用时，各点受到的冲击作用效果一致，因而方形光斑有利于获得均匀平整试样形貌^[25]。从图 10b 可以看出，激光冲击强化前机械加工表面的粗糙度为 0.045 μm，激光冲击强化后试样表面粗糙度相对于母材增大，但是随着激光能量从 20 J 增大到 25 J 再增大到 30 J，试样表面粗糙度减小，由 0.922 μm 减小到 0.537 μm 进而减小到 0.305 μm。这是因为在低能量下，激光诱导冲击波压力峰值相对较低，材料主要发生弹/塑性变形，局部微区内发生永久塑性变形；随着激光能量的增加，激光诱导冲击波压力峰值增大，材料发生永久塑性变形程度加大，因而其粗糙度降低。Lu 在关于 304 不锈钢激光冲击强化研究中报道了类似的结果^[26]。

2.3 残余应力

图 11 为不同激光能量冲击对 TC17 钛合金残余应力分布的影响。从图 11a 中可以看出，激光能量由 20 J 增加到 25 J，并进一步增加到 30 J，其表面残余应力的数值由 -213 MPa 增加到 -296 MPa 进而增加 -774 MPa。当激光能量为 25 J 时，表面残余应力比 20 J 增

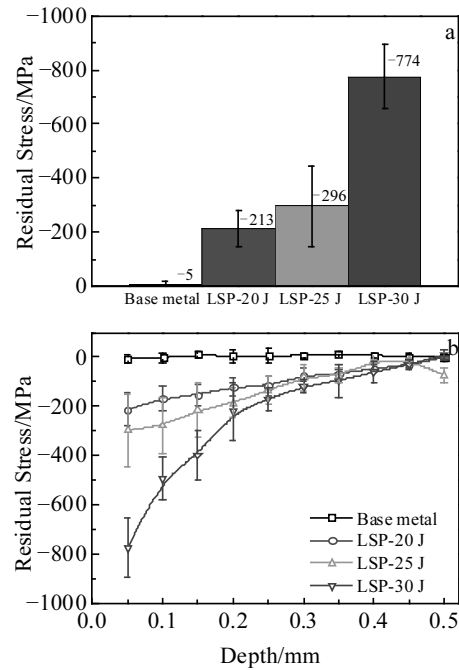


图 11 母材及 20, 25 和 30 J 激光冲击强化后试样表面残余应力及深度方向残余应力分布

Fig.11 Surface residual stress (a) and residual stress distribution in depth direction (b) of base metal specimen and 20, 25 and 30 J LSPed specimens

加了 39.0%；当激光能量为 30 J 时，表面残余应力比 25 J 增加了 161.4%。这是因为激光冲击强化是一个力学过程而非热过程，激光诱导产生等离子压力如式(2)所示^[27]：

$$P = 0.01 \sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha + 3}} \sqrt{\frac{2Z_1 Z_2}{Z_1 + Z_2}} \sqrt{\frac{E}{\pi d^2 \tau}} \quad (2)$$

式中， α 为等离子体热能占内能的比例系数，通常情况 α 值取 0.1~0.5^[28]； Z_1 为铝箔的声阻抗 ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$)； Z_2 为水约束层的声阻抗 ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$)； E 为激光能量 (J)； d 为方形激光光斑边长 (mm)； τ 为激光脉冲宽度 (s)。

因此根据式(2)可知，20、25 和 30 J 所对应的激光诱导冲击波峰值压力分别为 4.86, 5.43 和 5.96 GPa，超过钛合金 Hugoniot 弹性极限(HEL)，在材料内部产生残余应力，并且随着压力的增大，残余应力值增大。从图 11b 中可以看出 20, 25 和 30 J 激光冲击强化，其深度方向的残余应力影响层深度均超过 500 μm。

2.4 室温拉伸

图 12 为激光冲击强化对 TC17 室温拉伸性能的影响。图 12a 为 10^{-3} s^{-1} 应变率下试样的应力-应变曲线。从图中可知，激光冲击强化后，屈服强度和抗拉强度

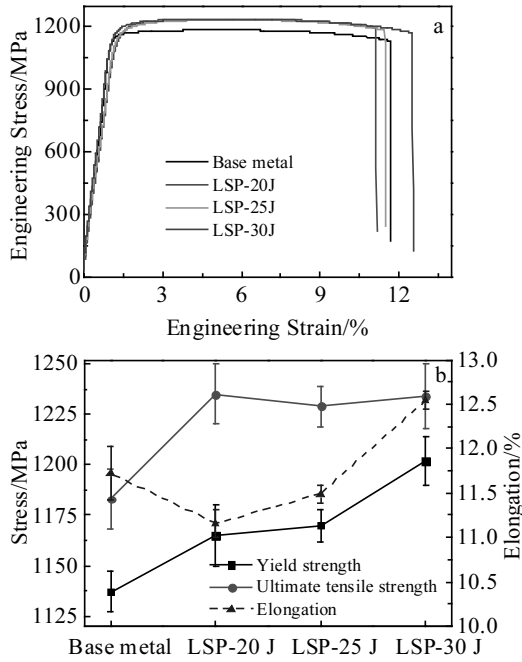


图 12 母材及不同激光能量 (20, 25 和 30 J) 冲击强化试样的室温拉伸应力-应变曲线和屈服强度、抗拉强度及延伸率
Fig.12 Stress-strain curves (a) and yield strength, ultimate strength and elongation (b) of base metal specimen and 20, 25 and 30 J LSPed specimens

分别提升 30~70 MPa 和 50~60 MPa, TC17 钛合金 20 和 25 J 激光冲击强化后延伸率略有降低, 30 J 激光冲击强化后延伸率略有提高。从图 12b 中可以发现, TC17 钛合金的屈服强度由激光冲击强化前的 1137 MPa 提升到 1165 MPa (20 J 冲击), 1170 MPa (25 J 冲击) 以及 1202 MPa (30 J 冲击)。抗拉强度由激光冲击强化前的 1183 MPa 提升到 20 J 冲击下的 1235 MPa, 25 J 冲击下的 1229 MPa 和 30 J 冲击下的 1234 MPa; 延伸率由激光冲击强化前的 11.72% 降低到 20 J 冲击下的

11.16%, 25 J 冲击下的 11.49%, 但 30 J 冲击下其延伸率反而提升到 12.55%。

根据 Hall-Petch 公式可知^[29,30], 晶粒越细, 阻碍滑移的晶界便越多(或晶界面积越大), 屈服极限也相应的越高。屈服强度 σ_s 与晶粒度 d 的关系如式 (3) 所示:

$$\sigma_s = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d}} \quad (3)$$

其中, σ_0 和 K 均为常数。从 2.1 可知, 激光冲击强化后晶粒度平均下降 38%, 而其屈服强度仅提高 30~70 MPa。这是因为激光冲击强化作用深度相对于试样厚度较小, 激光冲击强化诱导表层晶粒细化对其强度提升较小。

3 机理分析

3.1 残余应力产生机理

激光冲击强化过程中, 激光与材料的交互作用是一个超高应变率下的力学过程而非热过程^[10]。材料的动态响应明显区别于准静态, 表现为材料的屈服滞后、强度极限提高的强化现象和延伸率降低的脆化现象。Hugoniot 弹性极限(HEL)模型是一种常用的高应变率约束模型^[31], 此模型认为动态屈服强度与 HEL 之间的关系, 如式 (4) 所示:

$$\sigma_Y^{dyn} = \frac{1-2\nu}{1-\nu} HEL \quad (4)$$

式中, σ_Y^{dyn} 为动态屈服强度, ν 为材料的泊松比。当冲击波压力小于 1 HEL 时, 材料发生完全弹性变形。当冲击波压力大于 1 HEL 小于 2 HEL 时, 材料开始发生塑性变形, 此时材料处于弹-塑性变形阶段。当冲击波压力大于 2 HEL 时, 材料将发生完全塑性变形, 产生饱和和残余应力^[10]。图 13 为激光冲击强化残余应力产生机理示意图。当冲击波瞬时压力超过 1 HEL 时, 表层材料被压缩变形, 同时伴随着表面材料的径向形变, 冲击区域表面受到深度方向的压应力和径向的拉

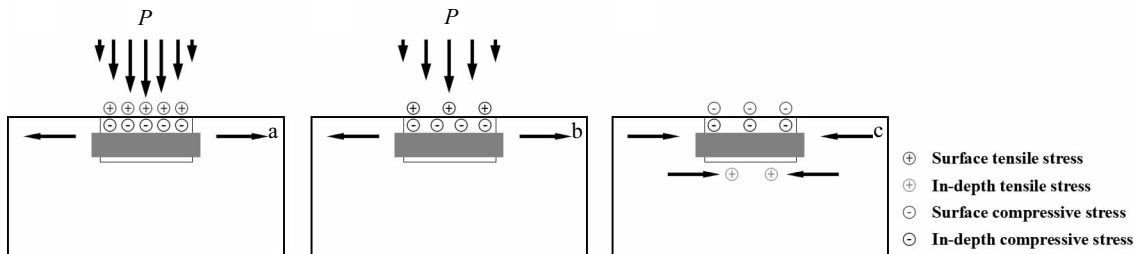


图 13 残余压应力产生机理

Fig.13 Generation of residual compressive stress during LSP: (a) dynamic response of the material with a peak pressure higher than 1 HEL, (b) dynamic recovery of surrounding materials after the peak pressure attenuating is lower than 1 HEL, and (c) recovery of surrounding materials after laser pulse is switched off

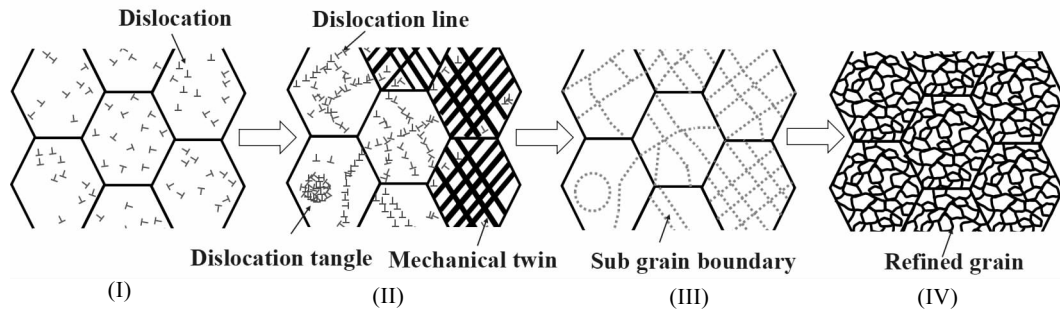


图 14 激光冲击强化诱导晶粒细化示意图

Fig.14 Schematic of grain refinement induced by laser shock peening

应力。随着冲击波峰值压力的减小，材料发生局部弹性回复，在深度方向和径向材料发生反向塑性变形。当冲击波压力消失以后，深度方向残余应力进一步减小，但由于发生了永久塑性变形，深度方向无法恢复到原始平衡位置，形成了残余压应力。表面方向由于边界效应，产生反向塑性应变使材料被压缩，最终也形成残余压应力。材料表层整体表现为残余压应力状态。

3.2 晶粒细化机理

激光冲击强化诱导冲击波向材料内部传递，冲击波与原子发生交互作用，导致原子发生错排，在晶体内部表现为高密度位错和孪晶。位错通过滑移、累积、交互作用、湮灭和重排等形成了位错墙和位错缠结，这些位错墙和位错缠结将原始晶粒分割成尺寸较小的位错胞，同时形成了亚晶界，并且亚晶界进一步发展形成了新的晶界^[32, 33]。同时不同方向的孪晶组织相互交织，为新晶界的形成提供了可能^[26]。因此激光冲击强化诱导材料内部晶粒细化不仅仅是位错或者孪晶的单独作用，更是两者共同作用下产生的综合效果。如图 14 所示。

4 结 论

1) 激光冲击强化显著细化 TC17 钛合金 α 相晶粒，晶粒平均尺寸由激光冲击前的 $11.17 \mu\text{m}$ 减小到激光冲击强化后的 $6.93 \mu\text{m}$ 。激光冲击强化后平均晶粒尺寸下降 38%。

2) 激光冲击强化后 TC17 钛合金晶体内部存在高密度位错、孪晶以及层错缺陷，反傅里叶变换图像显示原子的错排引起了位错和层错。激光冲击强化后位错密度从 $8.11 \times 10^{13} \text{m}^{-2}$ 增加到冲击后的 $3.59 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 。

3) 随着激光能量的增加(20, 25, 30 J)，TC17 表面粗糙度减小(0.922, 0.537, 0.305 μm)。并在 TC17 表面及深度方向诱导产生残余应力(-213, -296, -774 MPa)，残余应力影响层深度均超过 500 μm 。

4) 激光冲击强化后 TC17 钛合金拉伸性能略有提升，屈服强度提升 30~70 MPa，激光冲击强化前后试样断裂模式均为韧性断裂。激光冲击强化诱导表层晶粒细化对 TC17 钛合金的抗拉强度影响不大。

参考文献 References

- [1] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4):1
- [2] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李建明) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280
- [3] Zhu Zhishou(朱知寿). *Aeronautical Science & Technology*(航空科学技术)[J], 2012(1): 5
- [4] Cai Jianming(蔡建明), Mi Guangbao(弭光宝), Gao Fan(高帆) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(8): 1
- [5] Li Jiukai(李久楷), Liu Yongjie(刘永杰), Wang Qingyuan(王清远) et al. *Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2014, 29(7): 1567
- [6] Montross C S, Wei T, Ye L et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2002, 24(10): 1021
- [7] Liao Y, Ye C, Cheng G J. *Optics & Laser Technology*[J], 2016, 78: 15
- [8] Li Wei(李伟), Li Yinghong(李应红), He Weifeng(何卫锋) et al. *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2008, 45(12): 15
- [9] Qiao Hongchao(乔红超), Gao Yu(高宇), Zhao Jibin(赵吉宾) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(7): 1744
- [10] Ding K, Ye L. *Laser Shock Peening: Performance and Process Simulation*[M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2006

- [11] Fairand B P, Wilcox B A, Gallagher W J *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1972, 43(9): 3893
- [12] Li Yinghong(李应红). *Laser Shock Processing Theory and Technology*(激光冲击强化理论与技术)[M]. Beijing: Science Press, 2013
- [13] Braisted W, Brockman R. *International Journal of Fatigue*[J], 1999, 21(7): 719
- [14] Hu Y, Yao Z, Hu J. *Surface & Coatings Technology*[J], 2006, 201(3-4): 1426
- [15] Zhang H, Yu C. *Materials Science & Engineering A*[J], 1998, 257(2): 322
- [16] Qiao Hongchao, Zhao Jibin. *Chinese Journal of Aeronautics* [J], 2015, 28(2): 609
- [17] Cellard C, Reirant D, François M *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 532(1): 362
- [18] Qiao H. *Applied Surface Science*[J], 2015, 351: 524
- [19] He Weifeng(何卫锋), Li Yinghong(李应红), Li Qipeng(李启鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 107
- [20] Nie Xiangfan(聂祥樊), He Weifeng(何卫锋), Wang Xuede(王学德) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(7): 1691
- [21] Salem A A, Shaffer J B, Satko D P *et al.* *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*[J], 2014, 3(1): 24
- [22] Smith C S, Guttman L. *Trans Aime*[J], 1953, 197(1): 81
- [23] Ham R K. *Philosophical Magazine*[J], 1961, 6 (69): 1183
- [24] Ecob R C. *Journal of Microscopy*[J], 1985, 137(1): 3
- [25] Hu Y X, Yao Z Q, Wang F *et al.* *Surface Engineering*[J], 2017, 23(6): 470
- [26] Lu J Z, Deng W W, Luo K Y *et al.* *Materials Characterization*[J], 2017, 125: 99
- [27] Fabbro R, Fournier J, Ballard P *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1990, 68(2): 775
- [28] Clauer A H, Lahrman D F. *Key Engineering Materials*[J], 2001, 197(1775): 121
- [29] Hall E O. *The Deformation and Ageing of Mild Steel: II Characteristics of the Lüders Deformation*[C]. Cambridge: Proceedings of the Physical Society, Section B, 1951: 64
- [30] Petch N J. *The Journal of the Iron and Steel Institute*[J], 1953, 173(5): 25
- [31] Johnson J N, Rohde R W. *Journal of Applied Physics*[J], 1971, 42(11): 4171
- [32] Lu J Z, Luo K Y, Zhang Y K *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(11): 3984
- [33] Lu J Z, Wu L J, Sun G F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 127: 252

Effect of Laser Shock Peening on Microstructure and Tensile Properties of TC17 Titanium Alloy

Sun Rujian¹, Li Liuhe¹, Zhu Ying¹, Peng Peng¹, Zhang Lixin², Yu Wenhua³, Guo Wei¹

(1. Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. China Academy of Space Technology, Beijing 100094, China)

(3. Beijing Huahang Radio Measurement Institute, Beijing 100013, China)

Abstract: A pulse laser with different energies of 20, 25 and 30 J was employed to peen TC17 titanium alloy. Microstructure evolution, surface morphology, roughness, residual stress and room temperature tensile properties were investigated. Results show that the average α grain size decreases from 11.17 μm to 6.93 μm after 25 J LSP. High density dislocations and mechanical twins are observed and the dislocation density increases from $8.11 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ to $3.59 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$. Surface roughness decreases from 0.922 μm to 0.537 μm and further decreases to 0.305 μm while the surface residual stress increases from -213 MPa to -296 MPa and further increases to -774 MPa after 20, 25, and 30 J LSP, respectively. After LSP, the yield strength increases by 30~70 MPa, which indicates that the LSP induced grain refinement has a slight effect on the tensile properties of TC17 titanium alloy.

Key words: laser shock peening; microstructure; surface morphology; residual stress; tensile properties

Corresponding author: Guo Wei, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, Tel: 0086-10-82317712, E-mail: gwei@buaa.edu.cn