

## 激光冲击强化 TC4 微观组织演化及纳米晶形成

王博涵<sup>1\*</sup>, 程礼<sup>1,2</sup>, 李冬春<sup>1</sup><sup>1</sup>空军工程大学航空工程学院飞行器与动力工程教研室, 陕西 西安 710038;<sup>2</sup>先进航空发动机协同创新中心, 北京 100191

**摘要** 为了揭示激光冲击强化诱导的表面纳米晶形成机制,通过电子背散射衍射(EBSD)和透射电镜(TEM)对 TC4 钛合金表层微观组织进行了分析。结果表明,试件表面冲击区域的相分布无明显变化,但平均晶粒尺寸由  $3.78\ \mu\text{m}$  下降至  $3.18\ \mu\text{m}$ ,且高水平应变的分布更均匀。激光冲击强化使小角度晶界向大角度晶界转变,织构强度减弱且极向呈多向化分布,晶粒取向分布更随机。截面微观组织依次为表层纳米晶、次表层位错胞、高密度位错和内部带有低密度位错的基体粗晶。分析认为,表面纳米晶是由一系列复杂的位错运动引起的,符合连续动态再结晶机制。试件表面晶体畸变能最大,且瞬态温升高达  $755\ ^\circ\text{C}$ ,因此动态再结晶过程进行得最充分。

**关键词** 激光技术; 激光冲击强化; TC4 钛合金; 微观组织演化; 表面纳米晶; 连续动态再结晶

中图分类号 TG178

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202249.0802019

## 1 引言

激光冲击强化(Laser shock peening, LSP)是利用激光诱导形成的等离子体冲击波对金属材料进行强化的先进表面技术<sup>[1]</sup>。与机械喷丸<sup>[2-3]</sup>、低塑性滚光<sup>[4]</sup>等传统技术相比,具有强化效果更佳、可控性更强、适用性更好等优势<sup>[5]</sup>。材料表层在冲击波的作用下以超高应变率发生塑性变形,不仅形成高数值残余应力,还会使微观结构发生变化,甚至产生纳米晶结构<sup>[6-8]</sup>。许多研究人员对纳米晶的形成机制进行了讨论,但目前仍存在较大的争议。Liu 等<sup>[9]</sup>研究认为,在激光冲击后,纯钛板材的原始晶粒先发生孪生,再形成位错缠结,然后在冲击波驱动下形成位错胞,最终形成亚晶结构或超细晶。Che 等<sup>[10]</sup>利用激光冲击强化实现了 Ti-6Al-4V 钛合金的表面纳米化,然而在表层微观组织中并未观察到孪晶缺陷,因此认为位错运动是晶粒细化的主要方式,这与 Nie 等<sup>[11-12]</sup>在研究 TC6 钛合金时得到的结论相符。此外,Altenberger 等<sup>[13]</sup>和 Yang 等<sup>[14]</sup>发现,激光冲击钛合金表层产生的高密度位错和位错胞等结构具

有良好的热稳定性,并能明显提高材料性能。

研究人员还对其他金属材料如钢<sup>[15]</sup>、铝合金<sup>[16]</sup>、镁合金<sup>[17]</sup>、镍基合金<sup>[18]</sup>、形状记忆合金<sup>[19]</sup>等进行了研究,结果均表明,激光冲击强化诱导材料表层形成高密度位错等晶体缺陷,甚至使原始晶粒发生高度细化。对于材料的抗疲劳能力,激光诱导形成的残余压应力和表面纳米晶均能抑制疲劳裂纹萌生并降低扩展速率,两者分别从宏观力学和微观组织角度发挥作用,很难将其对疲劳性能的影响单独分离。在实际服役环境下,残余压应力会在疲劳载荷和热应力载荷作用下发生松弛<sup>[20-21]</sup>,相应的抗疲劳强化作用将显著减弱甚至消失,此时表层的细晶和高密度位错等结构将发挥主要的抗疲劳作用。

TC4 材料属于  $\alpha+\beta$  型双相钛合金,具有优异的综合性能,主要用于制造航空发动机的风扇、压气机盘和叶片等承力构件。为了深入研究激光冲击诱导表面纳米晶的形成机理,本文基于电子背散射衍射(EBSD)和透射电镜(TEM),系统地分析了激光冲击强化 TC4 钛合金的表层微观组织演化规律,揭示了原始晶粒的连续动态再结晶机制及表面温升效

收稿日期: 2021-08-13; 修回日期: 2021-09-22; 录用日期: 2021-11-03

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(2015CB057400)

通信作者: \*dream0729ing@foxmail.com

应的影响。

## 2 试 验

试验材料为航空级 TC4 钛合金板状锻件(锻造温度为 985 °C, 变形量为 39.3%), 为了提高塑性和微观组织的稳定性, 进行  $(720 \pm 10)^\circ\text{C} \times 1 \text{ h} + \text{AC}$  的去应力退火热处理, 其中 AC 表示空冷。取 15 g 钛

表 1 TC4 钛合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of TC4 titanium alloy

Element	Al	V	Fe	O	C	H	N	Ti
Mass fraction /%	6.270	4.080	0.048	0.021	0.020	0.004	0.031	Bal.

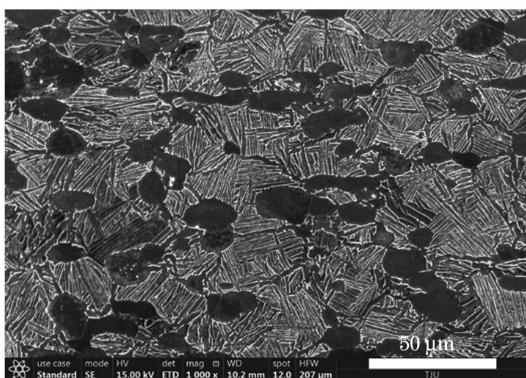


图 1 TC4 钛合金的微观组织

Fig. 1 Microstructure of TC4 titanium alloy

将锻件加工为尺寸为 32 mm × 10 mm × 4 mm 的长方块, 采用 YD60-R200B 型激光冲击强化设备进行双面对冲, 冲击能量为 3.6 J, 光斑直径为 2.2 mm, 搭接率为 50%。加工过程中激光束固定, 触发频率为 1 Hz, 夹持试样按单向蛇形路径移动, 速度为 1.1 mm/s, 约束层为工业纯水, 吸收层为黑胶带。实际加工过程分 4 次进行, 冲击区域及光斑排布如图 2 所示。

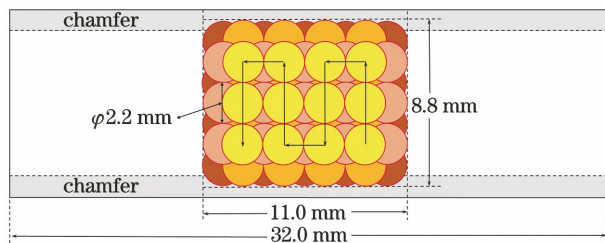


图 2 冲击区域及光斑排布

Fig. 2 Impact area and light spot arrangement

EBSD 样品制备需要经过切割、镶嵌、研磨和抛光四个步骤, 采用加装 Nordlys nano 探头的 Zeiss Merlin 场发射扫描电镜进行观察, 观察区域为大小为 100 μm × 100 μm 的表面中心区域, 扫描步长为

合金碎屑进行成分分析, 结果如表 1 所示。通过蔡司 Axio Scope A1 型金相显微镜观察显微组织, 如图 1 所示, 等轴初生 α 相清晰可见, 其余为 β 转变组织, 包括长条状、细针状次生 α 相和残余 β 相, 未发现裂纹、夹杂、偏析、折叠等明显的缺陷区。经测量, 初生 α 相含量(体积分数)约为 27.54%, 平均晶粒尺寸约为 23.62 μm, 得到了 TC4 钛合金双态组织。

0.3 μm。通过 HSK Channel5 数据分析软件获得表面选区的相分布、晶粒尺寸分布、应变分布、欧拉图、晶界取向差分布和极图。表面 TEM 样品通过钉薄和离子减薄相结合的方法制备, 截面样品经 M-bond 610 胶对粘后再经减薄制备。采用 Tecnai G2 F30 型透射电镜对薄膜样品进行观察, 并分析冲击后 TC4 钛合金表层微观组织的变化规律。

## 3 结果与分析

### 3.1 基于 EBSD 分析的微观组织演化

图 3 所示为相分布图, LSP 前 α 相的体积分数为 99.5%, β 相的体积分数为 0.470%, LSP 后 α 相的体积分数为 99.6%, β 相的体积分数为 0.323%。对比发现, α 和 β 相的分布和含量均无明显变化, 说明冲击过程中无新相产生, 也没有发生 α → β 相变。这与 X 射线衍射分析所得的结论<sup>[22]</sup>一致。由于激光冲击波的热效应低于 TC4 钛合金的相变温度, 因此材料的微观组成并未改变。

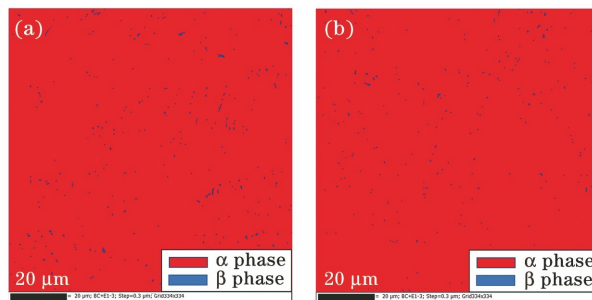


图 3 相分布。(a) LSP 前; (b) LSP 后

Fig. 3 Phase distributions. (a) Before LSP; (b) after LSP

图 4 所示为晶粒尺寸分布图, 经激光冲击强化后, 粒径低于 10 μm 的晶粒粒子数占比( $f$ )由 93.8% 升至 96.4%, 粒径低于 2 μm 的晶粒占比由 33.0% 升至 42.8%, 平均晶粒尺寸由 3.78 μm 降至

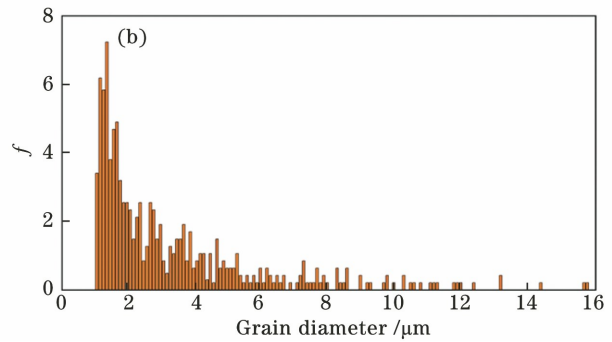
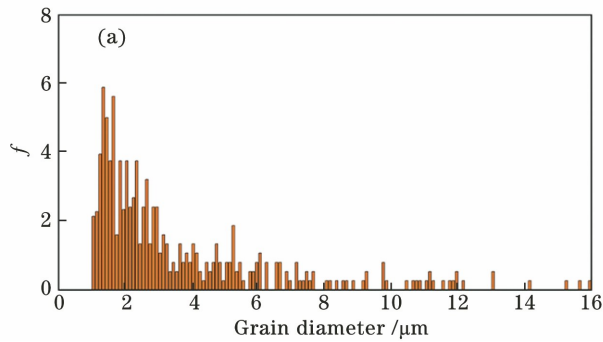


图 4 晶粒尺寸分布。(a)LSP 前;(b)LSP 后

Fig. 4 Grain size distributions. (a) Before LSP; (b) after LSP

3.18  $\mu\text{m}$ ,同时变异系数由 0.8895 减至 0.8071。这表明原始晶粒尺寸不仅细化,而且分散性降低。

图 5 所示为应变分布图。可以看出,在激光冲击前,试件表面选区出现局部高应变,这可能是制样切割过程中引入的残余拉应力导致的;在激光冲击后,整体表现为均匀分布的高水平应变场,表明钛合金表层在激光冲击波作用下发生了剧烈的塑性变形,并形成了高数值的残余压应力。此外,冲击后的晶界数量明显增加,且分布更加密集,也说明原始粗晶被显著细化。

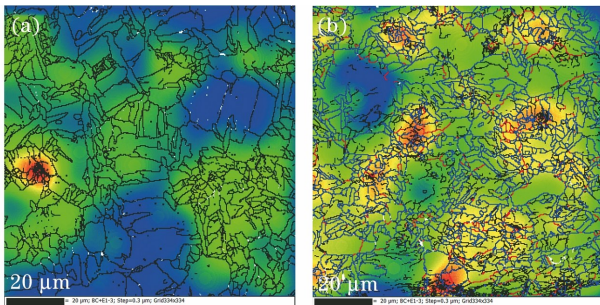


图 5 应变分布。(a)LSP 前;(b)LSP 后

Fig. 5 Strain distributions. (a) Before LSP; (b) after LSP

图 6 所示为欧拉图,不同的颜色表示不同的晶粒取向,同时反映出不同的晶粒尺寸。可以看出,激光冲击强化使晶粒的细化度和均匀度得到明显提

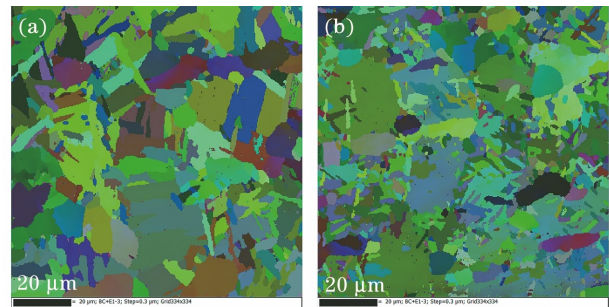


图 6 欧拉图。(a)LSP 前;(b)LSP 后

Fig. 6 Eulerian images. (a) Before LSP; (b) after LSP

升,且晶粒取向分布更加随机。这将使钛合金表层局部织构区的面积明显减小,导致位错滑移长度变短,有利于减缓位错堆积尖端的应力集中程度,从而显著提高材料的疲劳强度等其他综合性能。

在欧拉图的基础上,对表面选区内的晶界取向差的分布进行了统计,如图 7 所示。其中,相关联取向差表示相邻晶粒的晶界取向角差值,非相关联取向差表示随机两晶粒的晶界取向角差值,两者分别反映了材料短程和长程取向的变化。非相关联取向差理论上服从 MacKenzie 分布,偏离该分布意味着织构的存在。由图 7(a)可知,低于  $10^\circ$  的小角度晶界占绝大多数,其中低于  $2^\circ$  的小角度晶界数量占比达到 47%,曲线在  $60^\circ$  和  $80^\circ$  附近存在峰值,说明存

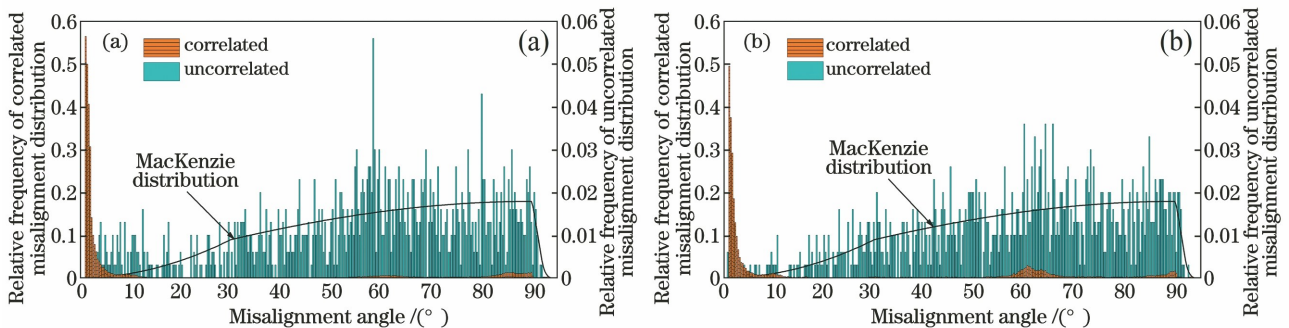


图 7 晶界取向差分布。(a)LSP 前;(b)LSP 后

Fig. 7 Grain boundary misalignment distributions. (a) Before LSP; (b) after LSP

在较强的织构。由图 7(b)可知,小角度晶界取向差(尤其是低于  $2^\circ$  的小角度晶界取向差)的含量有所降低,由此判断原始晶粒内的小角度亚晶界在冲击波的持续驱动下逐渐转变为大角度晶界。非关联取向差偏离 Mackenzie 分布的程度有所减弱,说明织构强度降低,晶粒取向分布更随机。

图 8 所示为极图,激光冲击前出现了比较强烈和集中的  $\{0001\}$  基面织构,极密度达到 27.17;在  $\{11-20\}$  晶面和  $\{10-10\}$  晶面也观察到极密度为

8~12 的微观织构区,推断是由试样加工过程中的冷轧工艺导致的。激光冲击强化使  $\{0001\}$  基面织构强度明显减弱,最高极密度由 27.17 减小为 13.39,同时  $\{0001\}$  基面极向呈多向化分布,且转向趋于法向。 $\{11-20\}$  和  $\{10-10\}$  晶面也呈现出类似的规律。这说明原始晶粒在冲击波作用下发生了旋转,小角度晶界取向差逐渐向大角度晶界取向差转变,整体晶粒取向变得更加多样。

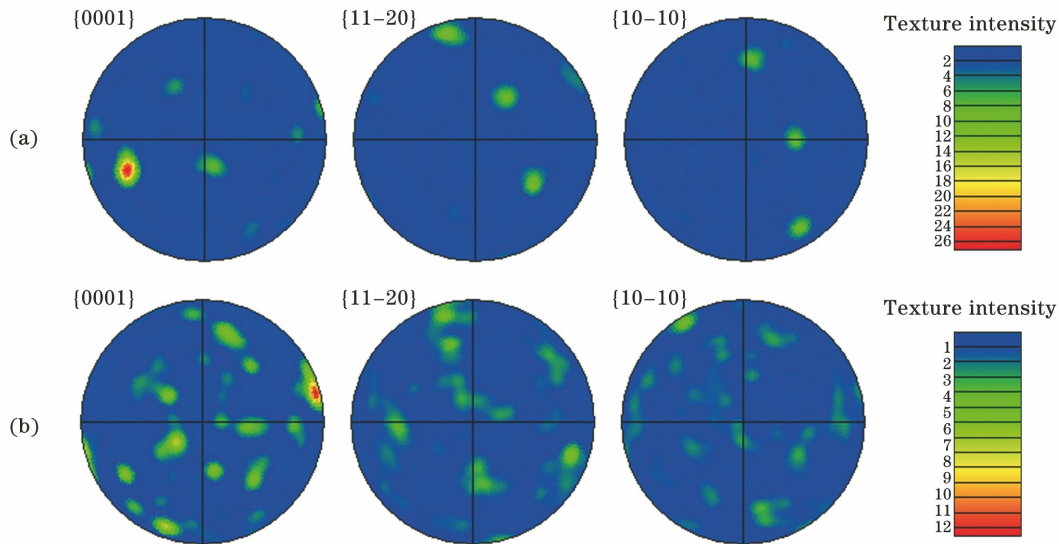


图 8 极图。(a)LSP 前;(b)LSP 后

Fig. 8 Poly figures. (a) Before LSP; (b) after LSP

### 3.2 基于 TEM 分析的微观组织演化

图 9 所示为表面 TEM 形貌。在激光冲击强化前,清晰观察到长条状  $\alpha$  相和细针状残余  $\beta$  相,存在少量零散分布的原始位错,推测由试件加工过程中的打磨操作引入。电子衍射花样呈对称性排列,表明此时晶粒为粗大的原始粗晶。在激光冲击后,晶

粒为均匀的纳米晶,电子衍射花样呈现明锐、连续的环状,表明纳米晶的空间分布和晶粒取向较为随机。图 9(c)所示为纳米晶的高分辨图,标注的 A~G 区域中的原子呈不同方向的条带状排列,平均尺寸为十几纳米,为具有不同晶粒取向的纳米晶。纳米晶之间的过渡区域的排列较为无序,为纳米晶界。

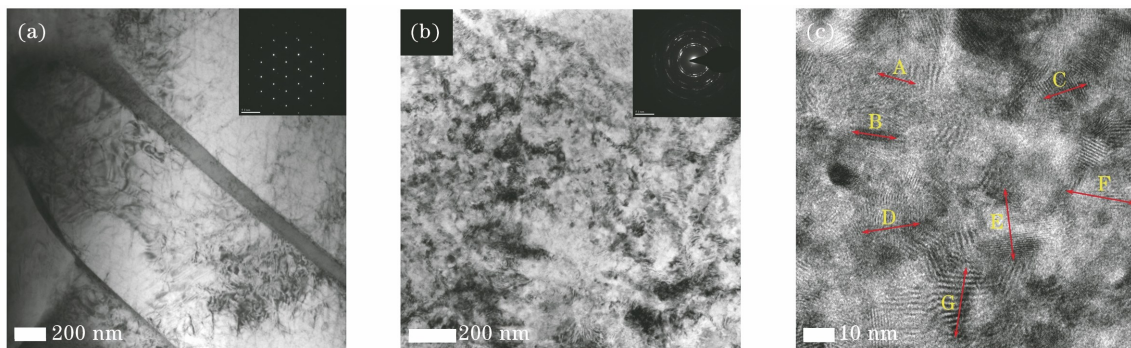


图 9 表面 TEM 形貌。(a)LSP 前;(b)LSP 后;(c)高分辨图

Fig. 9 Surface TEM morphologies. (a) Before LSP; (b) after LSP; (c) high resolution image

对不同深度的截面微观组织进行观察,结果如图 10 所示。最表层为纳米晶组织,厚度约为

710.4 nm,纳米晶层的电子衍射花样呈明锐、连续的环状。距表面 20,50,100  $\mu\text{m}$  的截面区域分别分

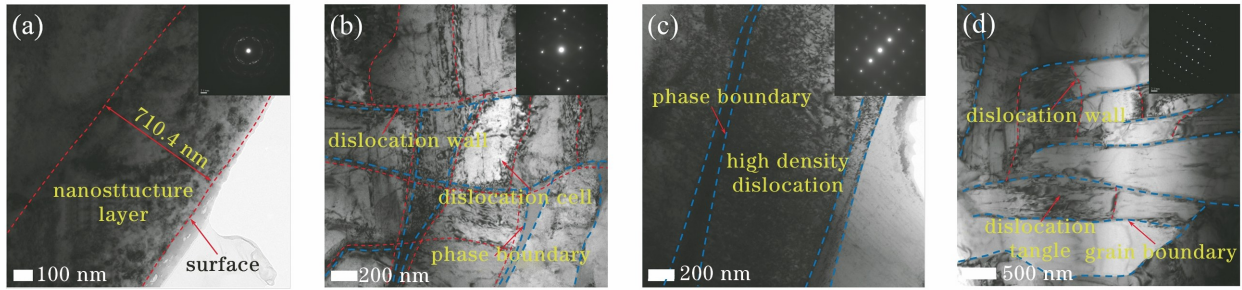


图 10 不同深度的截面 TEM 形貌。(a)  $<1 \mu\text{m}</math>; (b)  $\sim 20 \mu\text{m}</math>; (c)  $\sim 50 \mu\text{m}</math>; (d)  $\sim 100 \mu\text{m}</math>$$$$

Fig. 10 Cross-sectional TEM morphologies at different depths. (a)  $<1 \mu\text{m}</math>; (b)  $\sim 20 \mu\text{m}</math>; (c)  $\sim 50 \mu\text{m}</math>; (d)  $\sim 100 \mu\text{m}</math>$$$$

布着位错胞、高密度位错和低密度位错缠结。其中,位错胞尺寸为几百纳米,电子衍射花样呈对称性排列,但存在较大的畸变;高密度位错在原始晶粒中均匀排列,此时位错尚未发生进一步运动,电子衍射花样的畸变程度较低;低密度位错缠结错杂排列在原始晶粒内,TEM 形貌和衍射花样与原始晶粒相比无明显区别,说明激光冲击强化对表层微观组织的影响深度不超过  $100 \mu\text{m}$ 。根据截面 TEM 形貌判断,表面纳米晶是位错胞和高密度位错等结构演化而来的<sup>[22]</sup>。

### 3.3 表面纳米晶的形成机制

#### 3.3.1 位错的形成机制

不同的晶体结构对应着不同的滑移系数,对于  $\beta$  相(体心立方型),由于滑移系较多,  $\{110\}$ 、 $\{112\}$  和  $\{123\}$  等滑移面均能够满足变形协调条件。对于  $\alpha$  相(密排六方型),由于基面三个滑移系只有两个是独立的,因此只有两种机制可以实现变形协调:一是在晶界附近区域,除基面滑移外,柱面  $\{10-10\}$  或棱锥面  $\{10-11\}$  也参与滑移,滑移方向为  $<11-20>$ ;二是产生的孪晶变形与滑移相结合,通过几组滑移系相交,实现连续变形。本文未观察到孪晶,说明孪晶变形不存在或孪晶变形只是变形过程中的过渡行为,因此推断激光冲击钛合金的塑性变形以位错滑移为主。

Lainé 等<sup>[23]</sup>也得到了类似结论,低应变率准静态变形产生平面剪切带,高应变率变形(如机械喷丸)产生位错缠结和孪晶变形,超高应变率变形(如激光冲击)产生位错和亚晶结构,孪晶变形很少或没有。这是因为激光作用时间为纳米级,冲击区域经历应变的时间太短,不足以将原子重新定位到孪晶取向来适应变形,因此孪晶变形基本不会出现。相比而言,位错机制的应变调节速率更高,是实现表面纳米化的主要方式。

在激光冲击波的作用下,材料表层位错均匀成

核的条件为

$$\tau/G = 0.054, \quad (1)$$

式中:  $\tau$  为所需的剪切应力;  $G$  为剪切模量。当最大剪切应力 ( $\tau_{\max} = 2GP/K$ , 其中  $K$  为体积模量,  $P$  为冲击波压力) 满足(1)式时,在不同的滑移方向上将发生位错均匀成核,对应的冲击波阈值  $P_{\text{th}} = 3.22 \text{ GPa}$ 。对于试验所用的  $3.6 \text{ J}$  激光,冲击波压力  $P = 4.15 \text{ GPa}$ ,完全满足位错均匀成核条件。此外,冲击波在传播过程中会受到钛合金内部晶界、相界和缺陷的影响而发生反射和透射,形成复杂的波系,导致不同方向的滑移系被开动,这也有利于位错的大量形成。

根据材料应变率硬化效应可知,激光诱导的超高应变率使相同应变下的流变应力增加,即位错在晶体中持续运动所需的最小应力增加,这将会导致更高的位错密度:

$$\xi = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (2)$$

式中:  $\xi$  为流变应力;  $\alpha$  为与材料有关的常数;  $b$  为柏氏矢量;  $\rho$  为位错密度。从位错增殖角度分析,超高应变率能激活更短的 Frank-Read 源,使位错大量增殖和剧烈运动,在图 10(c) 中观察到的大量高密度位错是后续形成表面纳米晶的首要条件。

#### 3.3.2 位错运动机制

由于钛合金的层错能较高,位错相对不易分解,且能借助交滑移克服障碍而保持较大的移动性,因此不同滑移面的位错容易发生集聚和缠结。在冲击波的持续作用下,不同符号的位错相互抵消,位错缠结逐渐湮灭或重排为错杂排布的位错墙,并将原始晶粒分成若干个位错胞,柏氏矢量垂直于胞壁的位错将表现为不同的取向差。此后,位错墙逐渐演化为稳定的晶界,位错胞转变为几百纳米的细晶,这是纳米晶形成前的过渡形式。

结合表面 EBSD 表征和截面 TEM 形貌分析,激光冲击诱导形成的表面纳米晶符合连续动态再结

晶(CDRX)机制。激光冲击波引入的高密度位错堆积的强烈交互作用促成了剪切带的形成,使局部晶粒取向发生转变以协调变形应力,同时诱导了 CDRX 过程。如图 11 所示,纳米晶形成机理可总结为四个阶段。1)在激光冲击波的作用下, $\alpha$  相内的基面 $\langle a \rangle$ 和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移起主要的协调变形作用,并为后续的 CDRX 过程激活了大量非基面 $\langle a \rangle$ 位错<sup>[24]</sup>。原始晶粒中存在大量的低角度晶界(LAGBs),对位错具有很强的抵抗力,并不断捕获大量可移动位错,使晶体畸变能增加。2)为了最小

化总能态,高密度位错缠结被湮灭并重新排列到单个晶粒的亚晶界上,形成位错墙,从而将原始粗晶划分成更小的晶胞。大多数亚晶之间的取向差非常小,因此它们实际上只是胞状位错结构。3)由于冲击波压力的持续驱动,高密度位错缠结不断向亚晶界转变,晶体取向连续变化,边界特征逐渐转变直到形成高角度晶界(HAGBs)。4)伴随亚晶胞的持续形成,LAGBs 不断向 HAGBs 转变,晶体畸变能逐渐实现最小化,最终 CDRX 过程完成,TC4 钛合金表面形成了稳定的纳米晶组织。

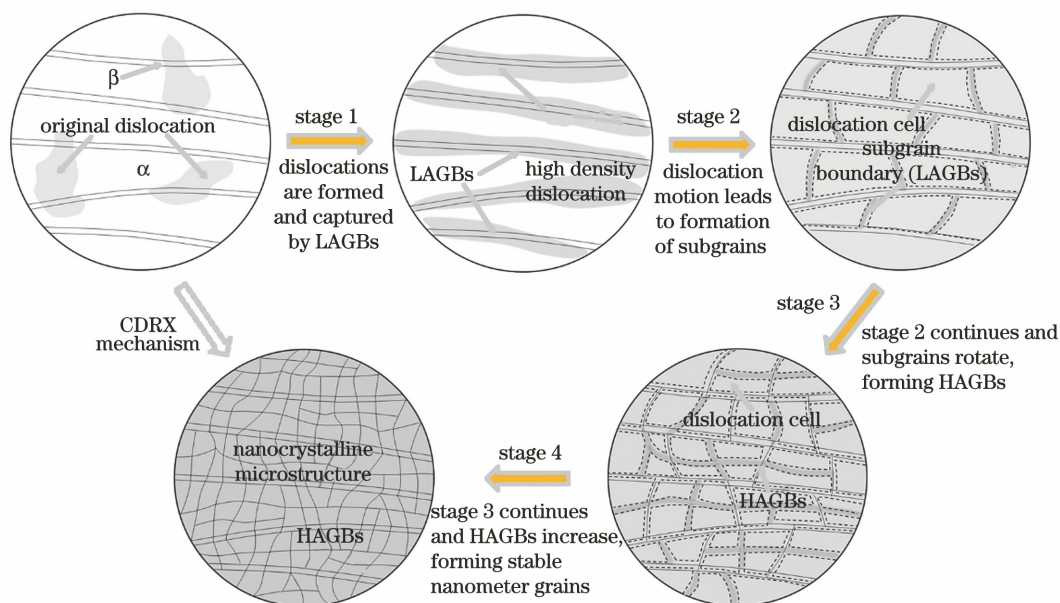


图 11 表面纳米晶的形成机理示意图

Fig. 11 Schematics of surface nanocrystal formation mechanism

### 3.3.3 表面温升效应的影响

冲击波压力在传播过程中逐渐衰减,导致不同深度微观组织的细化程度不同。分析认为,连续动态再结晶的驱动力是变形区域储存的晶体畸变能,表面受到最大应变和最大应变速率的影响,因此位错形核点最多,晶体畸变能最大,再结晶过程进行得最充分。此外,激光冲击过程中的温升效应也有积极影响,导致表面晶粒的细化程度更高。冲击波的作用时间极短,因此可将其看作绝热过程,此过程中的温升<sup>[24]</sup>为

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho' C_v} \int_0^{\gamma} \tau d\gamma \approx \frac{\beta}{\rho' C_v} \times P' \times \epsilon, \quad (3)$$

式中: $\beta$ 、 $\rho'$ 和 $C_v$ 分别为泰勒系数、密度和比热容; $\gamma$ 为冲击时间; $P'$ 为冲击波峰值压力; $\epsilon$ 为冲击过程中的应变。对于本文 TC4 钛合金, $\beta = 0.9$ , $\rho' = 4.40 \text{ g/cm}^3$ , $C_v = 0.565 \text{ kJ} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$ ,冲击波峰值压力 $P' = 4.15 \text{ GPa}$ ,应变 $\epsilon$ 可用 $\epsilon = \dot{\epsilon} \Delta t$ 进行估

算,其中应变率 $\dot{\epsilon}$ 约为 $10^7 \text{ s}^{-1}$ , $\Delta t$ 通常为脉宽的2~3倍,取为50 ns,则 $\epsilon = 0.5$ 。经计算可得,激光冲击强化导致的瞬态温升达到 $755 \text{ C}$ ,实际温度为 $780 \text{ C}$ ,高于再结晶温度( $0.4T_r$ , $T_r \approx 1660 \text{ C}$ 为熔点)。因此,表面温升效应为连续动态再结晶过程提供了热驱动力,极大地促进了再结晶过程的进行。

## 4 结 论

分别对激光冲击 TC4 钛合金表层微观组织进行了 EBSD 和 TEM 分析,揭示了微观组织的演化规律和表面纳米晶的形成机制,主要结论如下。

1) 激光冲击强化并不改变材料的微观组成,但能使原始晶粒发生细化和均匀化,小角度晶界向大角度晶界转变,织构强度降低并呈多向化分布,晶粒取向更加随机。

2) 激光冲击后表层微观结构沿深度方向分别为纳米晶、位错胞、高密度位错和带有低密度位错的

基体粗晶,其中纳米晶层的厚度约为 710.4 nm,整体影响深度不超过 100  $\mu\text{m}$ 。

3) 位错的复杂运动导致表面纳米晶的形成,符合连续动态再结晶机制,表面晶体畸变能最大,温升效应最突出,因此再结晶过程进行得最充分,晶粒细化程度最高。

### 参 考 文 献

- [1] Wang J, Li M, Wang J X, et al. Effects of laser shock processing on fatigue life of 304 stainless steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(1): 0102003.  
汪军, 李民, 汪静雪, 等. 激光冲击强化对 304 不锈钢疲劳寿命的影响 [J]. 中国激光, 2019, 46(1): 0102003.
- [2] Liu Y P, Shi Z J, Zhao Y Z, et al. Cut-off value of detail fatigue rated strength of TC4 titanium alloy with compound strengthening treatment by laser shock peening and shot peening [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502006.  
刘亚鹏, 史志俊, 赵一昭, 等. 激光冲击与喷丸复合强化对 TC4 钛合金细节疲劳额定强度截止值的影响 [J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502006.
- [3] Liu Y G, Li H M, Li M Q. Characterization of surface layer in TC17 alloy treated by air blast shot peening [J]. Materials & Design (1980-2015), 2015, 65: 120-126.
- [4] Wang Y L, Bian X F, Fu B, et al. Surface integrity and fatigue behaviour of holes treated by finishing & burnishing and split sleeve cold expansion [J]. Surface Technology, 2019, 48(9): 336-345.  
王燕礼, 卞小芳, 符彬, 等. 光整滚光和开缝衬套挤压孔结构表面完整性及疲劳行为研究 [J]. 表面技术, 2019, 48(9): 336-345.
- [5] Qiao H C, Hu X L, Zhao J B, et al. Influence parameters and development application of laser shock processing [J]. Surface Technology, 2019, 48(12): 1-9, 53.  
乔红超, 胡宪亮, 赵吉宾, 等. 激光冲击强化的影响参数与发展应用 [J]. 表面技术, 2019, 48(12): 1-9, 53.
- [6] Li Y H, He W F, Zhou L C. The strengthening mechanism of laser shock processing and its application on the aero-engine components [J]. Scientia Sinica Technologica, 2015, 45(1): 1-8.  
李应红, 何卫锋, 周留成. 激光冲击复合强化机理及在航空发动机部件上的应用研究 [J]. 中国科学: 技术科学, 2015, 45(1): 1-8.
- [7] Yang J D, Zhou W F, Yang T, et al. Nanocrystallization of Ti-6Al-4V alloy by multiple laser shock processing [J]. Laser Technology, 2017, 41(5): 754-758.  
杨进德, 周王凡, 杨涛, 等. 多次激光冲击 Ti-6Al-4V 钛合金表面纳米化研究 [J]. 激光技术, 2017, 41(5): 754-758.
- [8] Nie X F, He W F, Zang S L, et al. Experimental study on improving high-cycle fatigue performance of TC11 titanium alloy by laser shock peening [J]. Chinese Journal of 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.
- [9] Liu H X, Hu Y, Wang X, et al. Grain refinement progress of pure titanium during laser shock forming (LSF) and mechanical property characterizations with nanoindentation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 564: 13-21.
- [10] Che Z G, Yang J, Gong S L, et al. Self-nanocrystallization of Ti-6Al-4V alloy surface induced by laser shock processing [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(5): 1056-1060.
- [11] Nie X F, He W F, Zhou L C, et al. Experiment investigation of laser shock peening on TC6 titanium alloy to improve high cycle fatigue performance [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 594: 161-167.
- [12] Nie X F, He W F, Zang S L, et al. Effect study and application to improve high cycle fatigue resistance of TC11 titanium alloy by laser shock peening with multiple impacts [J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 253: 68-75.
- [13] Altenberger I, Nalla R K, Sano Y, et al. On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low- and high-cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V at elevated temperatures up to 550  $^{\circ}\text{C}$  [J]. International Journal of Fatigue, 2012, 44: 292-302.
- [14] Yang Y, Zhou K, Zhang H, et al. Thermal stability of microstructures induced by laser shock peening in TC17 titanium alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 767: 253-258.
- [15] Chen K M, Zheng C C, Yuan Z Z, et al. Deformation microstructures of austenitic stainless steel 2Cr13Mn9Ni4 under ultrafast strain rate by laser shock processing [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 587: 244-249.
- [16] Trdan U, Skarba M, Grum J. Laser shock peening effect on the dislocation transitions and grain refinement of Al-Mg-Si alloy [J]. Materials Characterization, 2014, 97: 57-68.
- [17] Jiang C Y, Wang C Y, Luo K Y, et al. Effects of laser shock layer number and Cl-concentration on anticorrosion behaviors of AM50 Mg alloys [J].

- Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(9): 0902004.  
江崇远, 王长雨, 罗开玉, 等. 激光冲击层数和氯离子浓度对 AM50 镁合金耐腐蚀性能的影响[J]. 中国激光, 2018, 45(9): 0902004.
- [18] Chen X Z, Wang J J, Fang Y Y, et al. Investigation of microstructures and residual stresses in laser peened Incoloy 800H weldments[J]. Optics & Laser Technology, 2014, 57: 159-164.
- [19] Wang X, Xia W G, Wu X Q, et al. Microstructure and mechanical properties of an austenite NiTi shape memory alloy treated with laser induced shock [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 578: 1-5.
- [20] Zhou Z, Gill A S, Telang A, et al. Experimental and finite element simulation study of thermal relaxation of residual stresses in laser shock peened IN718 SPF superalloy [J]. Experimental Mechanics, 2014, 54 (9): 1597-1611.
- [21] Hatamleh O, Rivero I V, Swain S E. An investigation of the residual stress characterization and relaxation in peened friction stir welded aluminum-lithium alloy joints[J]. Materials & Design, 2009, 30(9): 3367-3373.
- [22] Li Y H. Theory and technology of laser shock peening[M]. Beijing: Science Press, 2013: 209-228. 李应红. 激光冲击强化理论与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2013: 209-228.
- [23] Lainé S J, Knowles K M, Doorbar P J, et al. Microstructural characterisation of metallic shot peened and laser shock peened Ti-6Al-4V [J]. Acta Materialia, 2017, 123: 350-361.
- [24] Pan X L, Xu D W, Tian Z, et al. Effect of dynamic recrystallization on texture orientation and grain refinement of Ti6Al4V titanium alloy subjected to laser shock peening [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 850: 156672.

## Microstructure Evolution and Nanocrystal Formation of TC4 by Laser Shock Peening

Wang Bohan<sup>1\*</sup>, Cheng Li<sup>1,2</sup>, Li Dongchun<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Aircraft and Power Engineering Department, Aviation Engineering School, Air Force Engineering University, Xi'an, Shaanxi 710038, China;

<sup>2</sup> Co-Innovation Center for Advanced Aero-Engine, Beijing 100191, China

### Abstract

**Objective** Laser shock peening is an advanced surface technology which uses laser-induced plasma shock waves to strengthen metal materials. Compared with mechanical shot peening, low plastic rolling and other traditional technologies, it has many technical advantages, such as better strengthening effect, stronger controllability, and better applicability. The plastic deformation of the material surface layer occurs at an ultra-high strain rate under the action of shock waves, which not only forms high numerical residual stress, but also changes the microstructure and even produces the nanocrystal structure. The formation mechanism of nanocrystals is discussed by many researchers, but there is still a controversy at present. In order to further study the formation mechanism of surface nanocrystals induced by laser shock peening on TC4 titanium alloys, the surface microstructure evolution is systematically analyzed by electron backscattered diffraction (EBSD) and transmission electron microscope (TEM), and the continuous dynamic recrystallization mechanism of original grains and the surface temperature rise effect are revealed. The work done plays a positive role in the application of laser shock peening in the anti-fatigue design of aero-engine blades and other key components.

**Methods** The test material is aviation grade forged TC4 titanium alloy bimodal microstructure. The plate forgings are processed into 32 mm × 10 mm × 4 mm blocks, and the YD60-R200B laser shock peening equipment is used for a double-sided shock. The impact energy is 3.6 J, the spot diameter is 2.2 mm, and the lap rate is 50%. During the processing, the laser beam is fixed with a trigger frequency of 1 Hz. The clamping specimen moves according to the unidirectional serpentine path with a speed of 1.1 mm/s, the restraint layer is industrial pure water, and the absorption layer is black tape. The EBSD samples are prepared by cutting, inlaying, grinding, and polishing, and observed by the Zeiss Merlin field emission scanning electron microscope with the Nordlys nano probe. The range of surface center area is 100 μm × 100 μm and the scanning step size is 0.3 μm. The TEM surface samples are prepared



by a combination of nail thinning and ion thinning, and the cross-sectional samples are first bonded with M-bond 610 adhesive and then prepared by thinning. The Tecnai G2 F30 transmission electron microscopy is used to observe the film samples, and the change of the TC4 titanium alloy surface layer microstructure after laser shock peening is analyzed.

**Results and Discussions** The distribution and content of  $\alpha$  and  $\beta$  phases do not change significantly in the impact zone. The average grain size and the coefficient of variation decrease (Fig. 4). The high-level strain field is more uniform, and the number of grain boundaries increases significantly and the distribution is denser (Fig. 5). The content of small-angle misorientation decreases, and the degree of non-correlated misorientation deviating from Mackenzie distribution weakens (Fig. 7). The polar density of  $\{0001\}$ ,  $\{11-20\}$ , and  $\{10-10\}$  basal plane texture decreases, and the polar distribution is polytropic and tends to be normal. The EBSD analysis results show that there is no phase transformation during impact, and the original grains are refined and homogenized due to the severe plastic deformation on the surface layer. At the same time, the small-angle subgrain boundaries gradually change to the large-angle ones driven by a shock wave, and the misorientation is more random. After laser shock peening, a uniform nanocrystal structure with a thickness of about 710.4 nm is formed on the surface layer, and the electron diffraction pattern shows a sharp and continuous ring (Fig. 9). The cross-sectional areas at 20, 50 and 100  $\mu\text{m}$  away from the surface show the distribution of dislocation cells, high-density dislocations, and low-density dislocations, respectively (Fig. 10). The TEM analysis result shows that the influence depth of laser shock peening on the surface microstructure is less than 100  $\mu\text{m}$ , and the nanocrystals evolve from dislocation cells to high density dislocations. Combined with the EBSD and TEM analysis results, it is concluded that the formation of nanocrystals accords with the continuous dynamic recrystallization mechanism (Fig. 11). The driving force is the crystal distortion energy stored in the deformation zone, the surface is affected by the maximum strain and maximum strain rate, the dislocation nucleation points are the most, the crystal distortion energy is the largest, and the recrystallization process is most fully carried out. In addition, the transient temperature rise caused by laser shock peening reaches 755  $^{\circ}\text{C}$ , and the actual temperature is 780  $^{\circ}\text{C}$  which is higher than the recrystallization temperature and provides a thermal driving force for continuous dynamic recrystallization.

**Conclusions** In this paper, the surface microstructure of the laser shocked TC4 titanium alloy is analyzed by EBSD and TEM, respectively. The microstructure evolution law and the nanocrystal formation mechanism are revealed. Laser shock peening does not change the microscopic material composition, but it can refine and homogenize the original grains, transform the small-angle grain boundaries to the large-angle ones, reduce the texture pole density, and make the grain orientation be more random. The surface layer microstructure consists of nanocrystals, dislocation cells, high-density dislocations, and original coarse grains, in which the thickness of the nanocrystal layer is about 710.4 nm, and the overall influence depth is less than 100  $\mu\text{m}$ . The surface nanocrystals are formed through the complex dislocation movement, which conforms to the continuous dynamic recrystallization mechanism. The surface crystal distortion energy is the largest and the temperature rise effect is the most prominent, so the recrystallization process is the most fully carried out and the grain refinement is the highest.

**Key words** laser technique; laser shock peening; TC4 titanium alloy; microstructure evolution; surface nanocrystal; continuous dynamic recrystallization