

# 激光冲击 Ti834 合金强化层显微组织演变

管垚旭<sup>1,2</sup>, 贾蔚菊<sup>2</sup>, 赵恒章<sup>2</sup>, 樊建锋<sup>1</sup>, 毛小南<sup>2</sup>, 周廉<sup>2</sup>

(1. 太原理工大学, 山西 太原 030024)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 激光冲击强化 (laser shock processing, LSP) 作为一种全新的表面强化技术凭借其强化效果好、可控性强、适应性好等优点在提高关键零部件服役寿命上发挥着不可替代的作用。本研究采用透射电子显微镜 (TEM) 观察 LSP 试样塑性变形层内显微组织结构特征的演变, 构建了不同冲击次数下表层和深度方向上的显微结构演变示意图。结果表明, Ti834 合金经激光冲击强化后塑性变形层内产生大量位错, 且随着冲击次数的增加, 塑性变形愈加剧烈, 位错密度也进一步增加。沿深度方向上可以观察到随应变率递减而形成的典型微观结构特征, 其中包括有形变孪晶 (MTs), 高密度位错墙 (DDWs), 位错缠结 (DTs), 位错阵列 (DAs) 和位错线 (DLs) 等。

**关键词:** 激光冲击强化; 高温钛合金; 显微组织演变; 塑性变形; 应变率

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0343-06

随着航空航天技术的发展, 对航空发动机的推重比及飞机机动性能提出了更高的要求, 而 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 系近  $\alpha$  高温钛合金因其在高温服役条件下具有良好的高温强度、抗疲劳性能和蠕变而被广泛应用于制造发动机的压气机盘等关键零部件<sup>[1-3]</sup>。然而, 传统单一性能材料难以满足关键零部件长期在复杂服役环境中的性能要求, 常常因为交变载荷受到应力腐蚀和疲劳等而造成不同程度的损伤。为提高服役环境下结构件的使用寿命, 增加材料的可靠性, 在不改变基体材料的条件下表面改性技术得到广泛研究<sup>[4]</sup>。

激光冲击强化作为一种全新的表面改性技术能显著提升结构件的疲劳强度而受到众多研究者的关注<sup>[5,6]</sup>。相较于传统表面强化技术, 激光冲击波强化具有强化效果好, 可控性强, 对于复杂形状的零件具有较强的加工性能等特点<sup>[7-9]</sup>。它是利用强激光束产生的等离子冲击波作用于金属表面并向内部传播, 使材料表面应变硬化, 残留高幅压应力, 从而显著提高材料的抗疲劳和抗应力腐蚀等性能<sup>[10]</sup>。由于具备和常规加工方法无可比拟的优点, 所以具有显著技术优势, 在关键零部件的强化上发挥着不可替代的作用。

目前国内研究方向主要集中在激光冲击铝合金、不锈钢、低碳钢等常用金属材料的组织与性能关系以及冲击强化工艺等方面的研究<sup>[5,11-14]</sup>, 而在高温钛合金领域研究较少。其次, 大量研究均表明激光冲击波诱

导合金产生高幅残余压应力以及机械性能的提升均与内部微观组织结构的变化密不可分<sup>[15-17]</sup>。因此, 对于研究高温钛合金经激光冲击后其影响层内位错组态的演变, 揭示其内部微观组织结构的动态响应就显得尤为重要。

## 1 实验

实验采用的 Ti834 合金来自西北有色金属研究院钛合金研究所, 合金经锻造和轧制得到棒材后经过热处理 (1000 °C, 2 h, AC+700 °C, 2 h, AC) 得到等轴组织, 金相照片如图 1 所示。

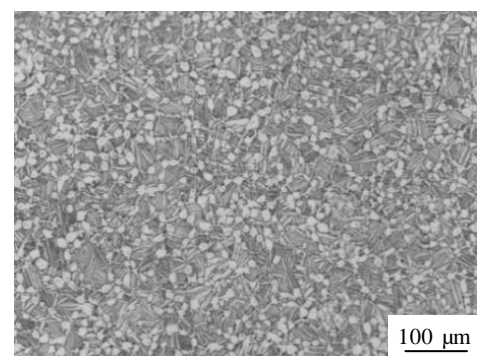


图1 Ti834 合金原始组织

Fig.1 Optical micrograph of as-machined specimen of Ti834 alloy

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 国家自然科学基金 (51601149)

作者简介: 管垚旭, 男, 1993 年生, 硕士生, 太原理工大学新材料工程技术研究中心, 山西 太原 030024, 电话: 029-86250729, E-mail: ZanYaouxu@126.com

实验采用的试样是从原始棒材中线切割切取的直径  $d=12\text{ mm}$ ，厚度  $\delta=3\text{ mm}$  的圆片，其名义化学成分组成为 5.8%Al, 4.0%Sn, 3.5%Zr, 0.7%Nb, 0.5%Mo, 0.35%Si, 0.06%C(质量分数)，其余为 Ti。LSP 实验采用的是 Nd:YAG 激光器，激光波长为 1064 nm、脉冲宽度为 10 ns，激光能量为 5 J，光斑直径为 2.6 mm，选用流水层作为约束层，用黑胶带作为能量吸收层，采用蛇形路径进行单面搭接冲击，搭接率为 50%，激光冲击路径示意图如图 2 所示。

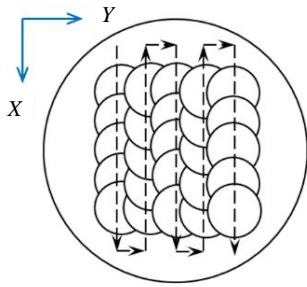


图 2 激光冲击路径示意图

Fig.2 Schematic diagram of LSP impact path

在 LSP 之前，所有试样经不同粒度的砂纸进行研磨（150#~2000#）并且经过粗抛、细抛后成镜面，之后再用清水冲洗。经 LSP 处理后的试样通过定量研磨制取距表层不同深度的 TEM 样品。采用 JEM-200CX 透射电子显微镜观察不同深度下经激光冲击处理后的显微组织演变，分析不同冲击次数下位错组态的变化规律。

## 2 结果与讨论

根据之前的研究表明，自冲击试样表面到基体，材料的应变率从最大值降低至零的无应变区，显微组织在深度方向上具有不同的显微特征<sup>[18, 19]</sup>。为了确定深度方向上的显微结构演变规律，将激光冲击强化后的试样在不同深度进行 TEM 分析。

### 2.1 一次冲击后沿深度方向上的微观结构

图 3 为 Ti834 合金经 1 次冲击后的显微组织，由图中可以看出试样经过一次冲击后近表层位错密度大幅增加，其中初生  $\alpha$  相内产生了胞状位错结构，如图 3a 所示，使得  $\alpha$  相内产生小角度取向差的位错亚结构。另外，在其他一些初生  $\alpha$  相内观察到有相互平行的高

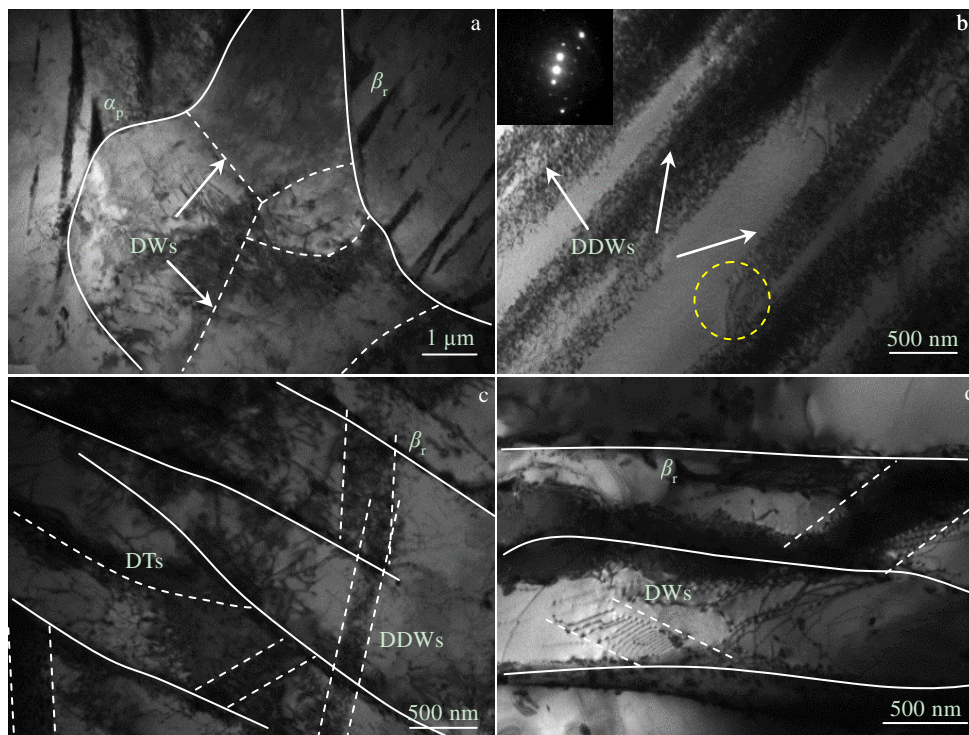


图 3 Ti834 合金经 1 次激光冲击后强化层显微结构

Fig.3 TEM images of the Ti834 alloy subjected to one impact: (a~c) microstructures of the near-surface layer and (d) microstructure at the depth of 150  $\mu\text{m}$  from the specimen surface

密度位错墙 (DDWs), 使得  $\alpha$  相分割为许多相互平行的条状结构。黄色虚线圈内可以明显观察到平行排列的密集的位错线, 如图 3b 所示。而  $\beta$  转变组织中次生  $\alpha$  条内出现横向的高密度位错墙 (DDWs) 以及纵向的位错缠结 (DTs)。另外, 在纵向和横向位错排列的相交处以及残余  $\beta$  相界处可以观察到大量位错缠结, 如图 3c 所示。当距表层深度为 150  $\mu\text{m}$  时, 位错密度有

所降低, 但是仍然可以在次生  $\alpha$  相内观察到横向排列的位错墙 (DWs) 结构, 如图 3d 所示。

### 2.2 两次冲击后沿深度方向上的微观结构

图 4 为 Ti834 合金经过 2 次冲击后的组织形貌 TEM 照片。发现近表层中初生  $\alpha$  相内产生大量的位错缠结, 同时在其界面处发生大量位错塞积 (如图 4a 所示), 而在  $\beta$  转变组织中残余  $\beta$  相内富集了大量位错,

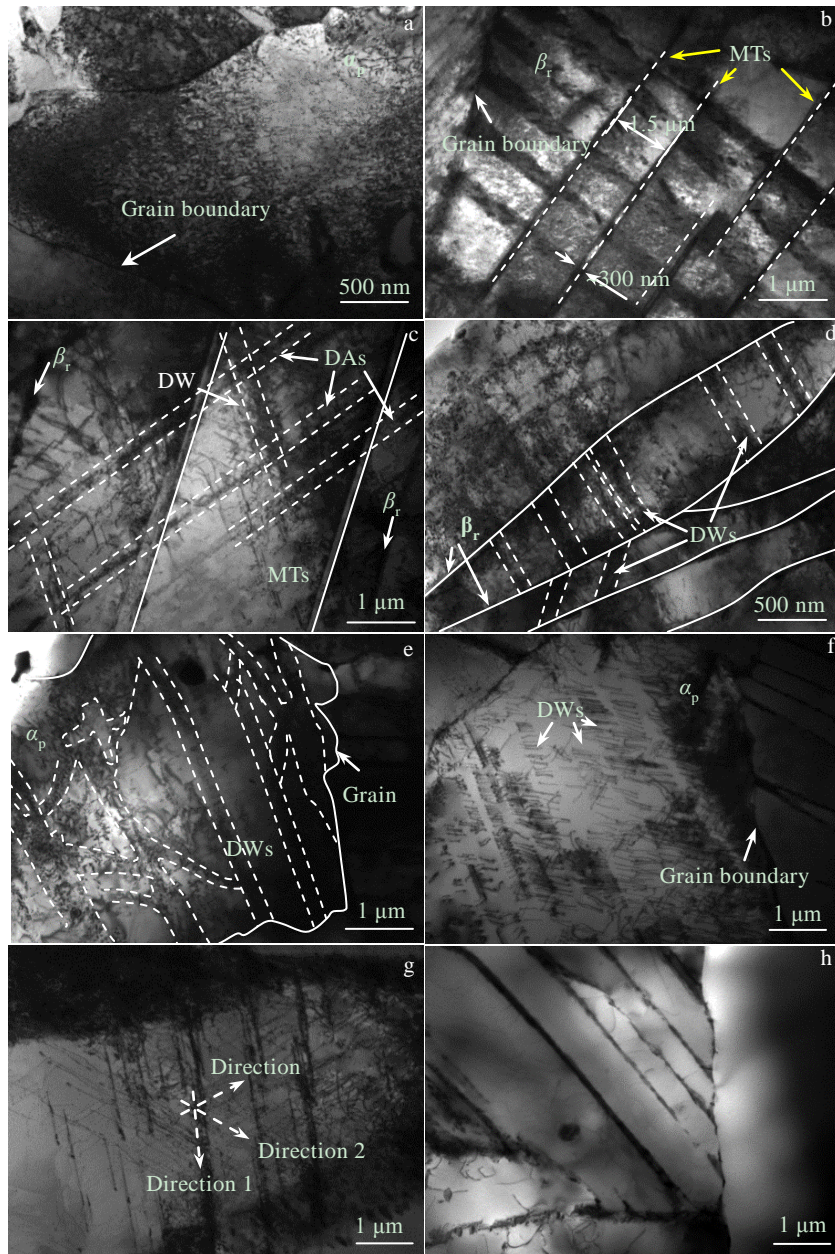


图 4 Ti834 合金经 2 次激光冲击后强化层显微结构

Fig.4 TEM images of the Ti834 alloy subjected to two impacts: (a-c) microstructures of the near-surface layer, (d, e) microstructures at the depth of 150  $\mu\text{m}$  from the specimen surface, (f, g) microstructures at the depth of 200  $\mu\text{m}$ , and (h) unstrained matrix without LSP impact

分析可能是由于残余  $\beta$  相中的析出相使得位错在其附近塞积, 相互缠结, 产生了高密度位错, 形成了这种板条状的位错结构。另外, 与残余  $\beta$  相呈  $90^\circ$  的方向上有机孪晶 (MTs) 的出现, 如图 4b 中黄色箭头所示, 其中孪晶宽度约为  $300\text{ nm}$ , 相邻孪晶的间距约为  $1.5\ \mu\text{m}$ 。在  $\beta$  转变组织中出现的格栅状的形变孪晶一方面分割了原始基体组织, 利于小角度晶界的形成。另一方面, 对于基体位错密度的进一步提升所带来的硬度以及残余应力的改变起着重要作用<sup>[20]</sup>。在其他区域还可以观察到不同滑移面下的平行排列的位错阵列 (DAs), 如图 4c 所示。当距离表层  $150\ \mu\text{m}$  时, 初生  $\alpha$  相内和  $\beta$  转变组织中位错密度有所下降, 表明该深度下塑性变形程度降低。在初生  $\alpha$  相内仍以位错墙为主要特征, 而在  $\beta$  转变组织中横向排列的位错墙使条状  $\alpha$  相分割成四边形, 形成“阶梯状”的显微结构, 如图 4d 和 4e 所示。随着距表层深度达到  $200\ \mu\text{m}$  时, 塑性变形程度进一步降低, 此时在初生  $\alpha$  相内的显微结构主要为密度较低的位错墙 (如图 4f), 而在  $\beta$  转变组织中分布着来自 3 个滑移系的相互平行排列的位错线, 表明了高应变率下所提供的分切应力较大, 利于在不同空间取向发生塑性变形 (如图 4g)。与冲击 1 次时相比, 同一深度下冲击 2 次后的 Ti834 组织内位错密度大大增加, 表明了塑性变形程度更加剧烈, 同时, 两次冲击所产生的影响层深度进一步加深, 强化效果

也更加显著。

### 2.3 激光冲击强化组织演变示意图

从上述 TEM 试验结果可以看出: 经过激光冲击强化后, Ti834 合金影响层内产生大量位错, 且随着冲击次数的增加, 塑性变形愈加剧烈, 位错密度也进一步增加。自试样表层到无应变基体区, 沿深度方向上可以观察到随应变率递减而形成的典型微观结构特征, 其中包括形变孪晶 (MTs), 高密度位错墙 (DDWs), 位错缠结 (DTs), 位错线 (DLs)。基于试验得到的 TEM 图像, 建立表层以及深度方向的微观组织演变示意模型。

Ti834 合金未受到激光冲击的原始试样组织如图 5a 所示, 为典型的等轴组织, 由等轴状的初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织组成。通过 TEM 观察到原始试样组织表层仅存在少量的位错线 (DLs) 分布在基体中, 如图 5b 所示。当试样受到 1 次激光冲击后, 试样表层位错密度显著增加, 其中初生  $\alpha$  相内出现了相互平行的高密度位错墙 (DDWs) 阵列以及由位错墙 (DWs) 形成的胞状结构, 而在  $\beta$  转变组织中同样分布有横向排列的高密度位错墙 (DDWs) 和位错缠结 (DTs), 如图 5c 所示。当冲击次数达到 2 次时, 表层发生严重塑性变形, 在初生  $\alpha$  相内产生大量的位错缠结, 同时在其界面处发生位错塞积; 在  $\beta$  转变组织中可以观察到基体内富集有大量位错, 并且有格栅状的形变孪晶 (MTs) 以及位错阵列 (DAs) 的产生, 如图 5d 所示。

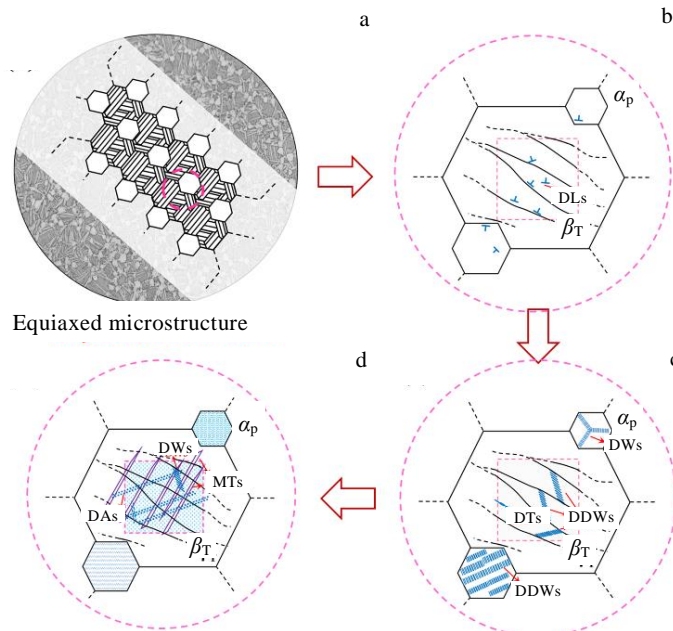


图 5 Ti834 合金经多次激光冲击强化表层显微结构演变示意图

Fig.5 Schematic illustration of the microstructure evolution of Ti834 alloy specimen surface induced by multiple LSP impacts: (a) the microstructure without LSP impact, (b) local microstructure of dotted circle in Fig.5a, (c) the microstructure subjected to one LSP impact, and (d) the microstructure subjected to two LSP impacts

图 6 为 Ti834 合金经多次激光冲击强化深度方向显微结构演变示意图，从图中可以观察到沿深度方向上应变率逐渐减少，位错密度随之降低。当冲击次数为一次时，表层内初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织中位错有序化形成高密度位错墙(DDWs)，随距表层深度的增加，位错墙密度随之降低，当处于无应变基体区时则仅分布为少量位错线(DLs)，如图 6a, 6c, 6e 所示。当冲击次数为 2 次时，激光冲击 Ti834 表层处于剧烈塑性变形区，可以观察到形变孪晶(MTs)，位错墙(DWs)和位错阵列(DAs)的出现， $\alpha$  相内分布有大量的位错并在界面处发生位错塞积。当距表层深度增加时，初生  $\alpha$  相内和  $\beta$  转变组织中位错墙(DWs)的密度逐渐降低，但是位错结构的有序化分布仍然以横向分割基体为主以达到减少总能量状态的目的，如图 6b, 6d, 6f 所示。相比于一次冲击，2 次激光冲击强化后 Ti834 合金的变形层深度更深，塑性变形更加剧烈，位错密度进一步增加，强化效果提升显著。

Ti834 合金在激光冲击波的作用下通过位错运动来协调塑性变形。不同的位错运动导致材料内位错墙和位错缠结等显微结构的形成。在变形的过程中当位错密度达到一定程度时位错墙和位错缠结会进一步形成位错胞状结构，提高了相邻亚结构的晶体学取向差。大量的研究表明激光冲击强化后位错密度的提升对于材料显微硬度、屈服强度和抗疲劳能力均有明显增强<sup>[20-22]</sup>。

在多次激光冲击强化 Ti834 合金过程中，材料经过塑性变形其微观组织结构发生变化，从而造成在一定深度内力学性能的改变。从激光冲击强化显微结构演变示意图可以看出，应变率的改变直接影响着显微结构的变化，自试样冲击表层到无应变基体区主要为形变孪晶(MTs)，高密度位错墙(DDWs)，位错缠结(DTs)，位错阵列(DAs)和位错线(DLs)的演变。激光冲击波诱导 Ti834 合金产生高幅残余压应力以及显微硬度的提升与内部微观结构的变化密不可分，即试样影响层性能的变化与材料内位错组态的演变直接相关。

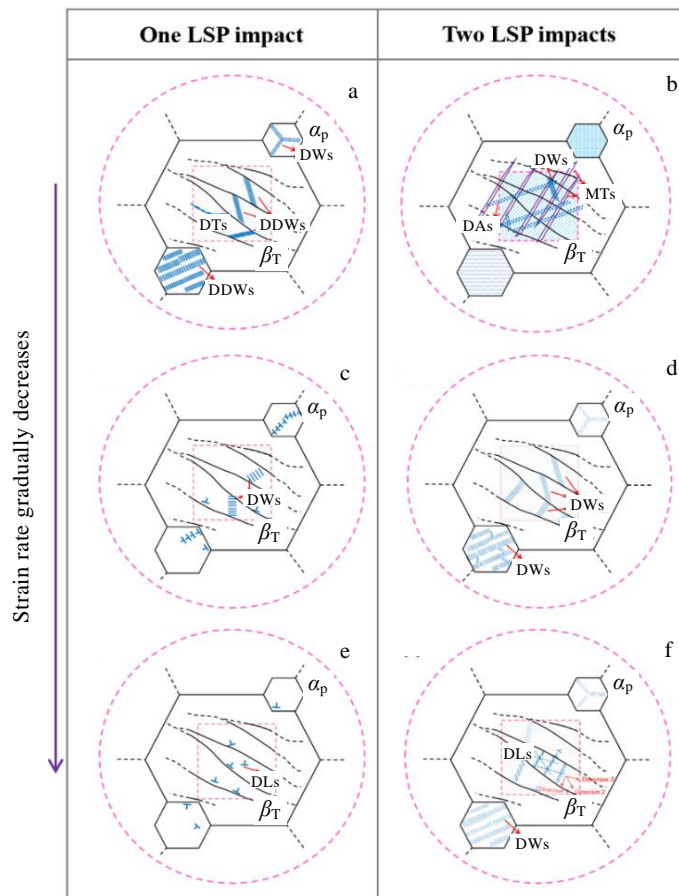


图 6 Ti834 合金经多次激光冲击强化深度方向显微结构演变示意图

Fig.6 Schematic illustration of the microstructure evolution of Ti834 alloy specimen induced by multiple LSP impacts along the depth Direction: (a) single LSP-induced microstructure at 50  $\mu\text{m}$  depth, (b) dual LSP-induced microstructure at 50  $\mu\text{m}$  depth, (c) single LSP-induced microstructure at 150  $\mu\text{m}$  depth, (d) dual LSP-induced microstructure at 150  $\mu\text{m}$  depth, (e) the unstrained matrix, and (f) dual LSP-induced microstructure at 200  $\mu\text{m}$  depth

### 3 结 论

应变率在深度方向上的改变直接影响着显微结构的变化, 激光冲击 Ti834 合金产生塑性变形强化层, 沿深度方向上位错密度随应变率的降低而减少, 其显微结构特征主要向格栅状形变孪晶(MTs), 高密度位错墙(DDWs), 位错缠结(DTs), 位错阵列(DAs)和位错线(DLs)进行演变, 而初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织中位错结构的有序化分布是以横向分割基体为主, 以达到减少总能量状态和协调塑性变形的目的。

#### 参考文献 References

- [1] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 396: 50
- [2] Jia Weiju(贾蔚菊), Hong Quan(洪 权), Zhao Hengzhang(赵恒章). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(S1): 29
- [3] Zhao Yongqin(赵永庆). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2001(1): 33
- [4] Li Y H, He W F, Zhou L C. *Scientia Sinica Technologica*[J], 2015, 45(1): 1
- [5] Yang J M, Her Y C, Han N *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 298(1): 296
- [6] Tan Y, Yang J M, Pan T. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2010, 27(8): 649
- [7] Hill M R, Dewald A T, Demma A G *et al.* *Advanced Materials & Processes*[J], 2003, 161(8): 65
- [8] Hammersley G, Hackel L A, Harris F. *Optics & Lasers in Engineering*[J], 2000, 34(4): 327
- [9] Brockman R A, Braisted W R, Olson S E *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2012, 36(1): 96
- [10] Montross C S, Wei T, Ye L *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2002, 24 (10): 1021
- [11] Schino A D, Kenny J M. *Materials Letters*[J], 2003, 57(21): 3182
- [12] Chu J P, Rigsbee J M, Banaś G. *Materials Science & Engineering A*[J], 1999, 260(1-2): 260
- [13] Peyre P, Fabbro R, Merrien P *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 1996, 210(1-2): 102
- [14] Cellard C, Reira D, François M *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 532(1): 362
- [15] Ren X D, Zhou W F, Liu F F *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2016, 363: 44
- [16] Lu J Z, Zhang L, Feng A X *et al.* *Materials & Design*[J], 2009, 30(9): 3673
- [17] King A, Steuwer A, Woodward C *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2006, 435(4): 12
- [18] Luo K Y, Lu J Z, Zhang Y K *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(13): 4783
- [19] Lu J Z, Wu L J, Sun G F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 127: 252
- [20] Jia W, Zhao H, Hong Q *et al.* *Materials Characterization*[J], 2016, 117: 30
- [21] Wang C, Shen X J, An Z B *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 89: 582
- [22] Zhang X C, Zhang Y K, Lu J Z *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(15): 3411

## Microstructure Evolution of Ti834 Alloy Subjected to Laser Shock Processing in Strengthening Layer

Zan Yaoxu<sup>1,2</sup>, Jia Weiju<sup>2</sup>, Zhao Hengzhang<sup>2</sup>, Fan Jianfeng<sup>1</sup>, Mao Xiaonan<sup>2</sup>, Zhou Lian<sup>2</sup>

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Laser shock processing (LSP), also known as laser peening, is a novel surface strengthening treatment technology, which is capable of introducing residual compressive stress, improving performance of fatigue strength and micro-hardness. With its preferable reinforcement effect, strong controllability and outstanding adaptability, LSP plays an irreplaceable role in improving the service life of key components. The evolution of microstructure in the plastic deformation layer of Ti834 alloy subjected to LSP impacts was investigated by transmission electron microscopy (TEM), and the microstructure evolution model in the surface layer and along depth direction was established. The results indicate that numerous dislocations are generated in the plastic deformation layer of Ti834 alloy subjected to LSP, and the plastic deformation becomes more intense and the dislocation density further increases as the number of impacts increases. Typical microstructure features due to decreasing strain rates can be observed along the depth direction, including mechanical twins (MTs), dense density dislocation walls (DDWs), dislocation tangles (DTs), dislocation arrays (DAs) and dislocation lines (DLs).

**Key words:** laser shock processing; near  $\alpha$ -titanium alloy; microstructure evolution; plastic deformation; strain rate

Corresponding author: Jia Weiju, Ph. D., Senior Engineer, Titanium Alloy Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231078, E-mail: diana\_1025@126.com