

表面激光冲击对双态组织 Ti55531 钛合金疲劳裂纹扩展速率的影响

史蒲英^{1,2}, 陈林³, 刘向宏², 庞智聪¹, 何卫锋¹, 李芹芹², 李应红¹

(1. 西安交通大学 机械工程学院 航空发动机研究所, 陕西 西安 710049)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(3. 西安交通大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710049)

摘要: 对激光冲击 (LSP) 前后双态组织 Ti55531 钛合金的疲劳裂纹扩展速率 (da/dN) 进行了研究。分析了激光冲击前后疲劳裂纹扩展样品的断口、微观组织和残余应力。结果表明, 经过激光冲击, 双态组织 Ti55531 钛合金的 da/dN 降低, 当 $\Delta K < 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 激光冲击后样品 (BM-LSP) 具有比未冲击样品 (BM) 更低的疲劳裂纹扩展速率, 当 $\Delta K = 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 二者具有相近的裂纹扩展速率, 为 $3.92 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ 。LSP 后次生 α 相片层厚度离散性降低 38.9%, 长度离散性降低 22.9%, α 相和 β 相的极密度分别降低 37% 和 16%。LSP 后次生 α 相片层尖端钝化和组织均匀化是缓解疲劳裂纹尖端应力集中, 导致 da/dN 下降的主要因素。此外, 激光冲击过程中在材料表面引入深度约 900 μm 的残余压应力层。残余压应力也是抵消裂纹尖端拉应力、增强裂纹闭合、减缓裂纹扩展速率的重要因素。

关键词: Ti55531 钛合金; 表面激光冲击; 疲劳裂纹扩展速率 (da/dN); 微观组织

中图分类号: TG174.4; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)10-2823-08

Ti55531 钛合金属于近 β 型钛合金, 20 世纪 90 年代, 俄罗斯 VSMPO 公司与欧洲 Airbus 公司共同合作开发了 Ti55531 钛合金^[1], 该合金具有良好的强韧性匹配与较好的淬透性, 适合于制备大型承力结构件^[2]。疲劳裂纹扩展速率 (da/dN) 是损伤容限设计的重要参数之一, 研究材料的疲劳裂纹扩展速率对材料的实用性和寿命估算有重要的意义。激光冲击 (laser shock peening, LSP) 是近年来工业界普遍认可的材料强化方式, 被认为能够很好地改善材料的高周疲劳 (high cycle fatigue) 性能^[3-6]。

激光冲击强化利用高功率密度 (GW/cm^2)、短脉冲 (几十纳秒) 激光与物质的相互作用, 产生高压 (GPa 级) 冲击波作用在材料表面, 使得材料表层发生严重塑性变形, 并形成较深 ($>1 \text{ mm}$) 的残余压应力层。李媛等^[7]研究了激光冲击前后 TC17 钛合金的疲劳裂纹扩展速率和疲劳寿命, 结果表明, 冲击强化后, 疲劳裂纹扩展速率降低 24%、寿命提高 2.14 倍, 疲劳性能提升被归因为激光冲击产生的残余压应力。同样, Zhang 等^[3]研究了激光冲击强化 TC4 钛合金的疲劳裂纹扩展速率和疲劳寿命, 得到了同样的结果。

此外, 材料的微观组织也是影响疲劳裂纹扩展速率的重要因素^[8-11]。Peters^[12]、Krupp^[13]和 Wagner^[14]等人对

两相钛合金疲劳裂纹扩展的研究结果表明, 两相钛合金的微观组织类型对裂纹萌生和扩展影响显著。在相同驱动力条件下, 片层组织、双态组织和等轴组织, 抗裂纹萌生能力依次增加, 而抗裂纹扩展能力则正好相反。因此, 钛合金粗片层组织中长裂纹扩展速率往往比等轴组织中慢得多。然而, 对于同一类组织类型, 晶粒尺寸的影响则十分显著。

目前对 Ti55531 钛合金激光冲击强化前后微观组织演变及疲劳裂纹扩展速率的研究较少, 一定程度上制约了 LSP 工艺在 Ti55531 构件中应用, 有必要开展该方面的研究。本研究测试了 Ti55531 钛合金激光冲击前后疲劳裂纹扩展速率, 表征了其微观组织和残余应力, 并分析了疲劳裂纹扩展速率与微观组织、残余应力的关系。为 LSP 在 Ti55531 钛合金在航空构件中的应用提供了参考。

1 实验

本研究所用的 Ti55531 材料来自西部超导材料科技股份有限公司提供的两相区锻造棒材。对材料进行 790 $^{\circ}\text{C}/2 \text{ h}$ 空冷+600 $^{\circ}\text{C}/8 \text{ h}$ 的固溶+时效热处理, 获得双态组织, 如图 1 所示。

疲劳裂纹扩展速率试验采用紧凑拉伸试样 (CT

收稿日期: 2024-06-10

基金项目: 国家自然科学基金 (52205240); 中国博士后科学基金 (2022M723874); 陕西省创新能力支撑计划 (2022KJXX-84)

作者简介: 史蒲英, 女, 1984 年生, 博士生, 高级工程师, 西安交通大学机械工程学院, 陕西 西安 710049, 电话: 029-86514504, E-mail: spy@c-wst.com

样), 加工好的 CT 试样分为 2 组, 一组进行表面激光冲击试验, 一组不冲击。激光冲击设备为西安天睿达光电技术股份有限公司的 YS100-R200A 型激光器。激光冲击过程采用单路冲击, 激光能量 5 J, 光斑直径 2.6 mm, 光斑搭接率为 50%, 激光脉宽 18~20 ns, 吸收保护层为 3M 黑胶带, 约束层为去离子水, 强化次数为 3 次。CT 样示意图如图 2a 所示。激光冲击前后样品的实物图如图 2b 所示。

疲劳裂纹扩展试验参照 GB/T6398《金属材料疲劳裂纹扩展速率试验方法》, 在 MTS 液压伺服测试系统上进行。试验过程采用增 K 法, 应力比 R 为 0.1, 频率 f 为 15 Hz。CT 样的应力强度因子 (ΔK) 表达式为:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot Y \quad (1)$$

$$Y = \frac{2+\alpha}{3} \cdot (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.60) \quad (2)$$

式中, ΔP 为应力值范围, $\Delta P = P_{\max} - P_{\min}$, $P_{\max}$ 为最大应力幅值, $P_{\min}$ 为最小应力幅值; B 为试样厚度; W 为试样宽度; Y 为表征含裂纹构件几何形状的一个无因次系数; $\alpha = a/W$, a 为裂纹扩展长度。

材料微观组织观察与分析采用 JSM-IT700HR 扫描电子显微镜 (SEM) 和 FEI Tecnai F30 透射电子显微镜 (TEM) 进行表征。利用 Proto L-XRD 型 X 射线衍射仪采用 $\sin^2(\psi)$ 法对样品进行测试 (Cu-K α X 射线

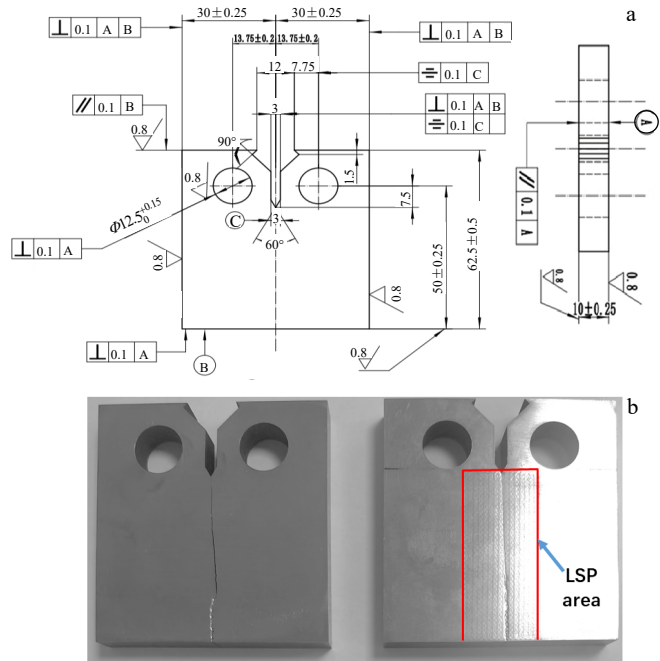


图 2 CT 试样的示意图和实物图

Fig.2 Schematic diagram (a) and real sample images (b) of CT sample

管, 布拉格角为 142°), 在深度方向测试前, 对样品进行电解剥层。

2 结果与讨论

2.1 疲劳裂纹扩展速率

根据疲劳裂纹扩展速率试验结果, 绘制出激光冲击前后 Ti55531 合金的 da/dN 曲线, 如图 3a 所示。并根据 Paris 公式^[15-16]拟合出未冲击 (BM) 和激光冲击 (BM-LSP) 样品的疲劳裂纹扩展速率为:

$$da/dN_{BM} = 9.996547 \times 10^{-8} \Delta K^{2.64463} \quad (3)$$

$$da/dN_{BM-LSP} = 3.677901 \times 10^{-8} \Delta K^{2.96425} \quad (4)$$

基于拟合结果并通过计算可知, 当 $\Delta K < 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 激光冲击后的样品具有比未冲击样品更低的疲劳裂纹扩展速率; 当 $\Delta K = 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 二者具有相近的裂纹扩展速率, 此时裂纹扩展速率为 $3.92 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$, 如图 3b 所示。当 $\Delta K > 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 激光冲击后的样品测试值出现较大波动, 通过对曲线进行线性拟合可以发现, 冲击样品的斜率为 0.07624, 而未冲击样品的斜率为 0.0704, BM-LSP 斜率较 BM 斜率大 8.29%, 如图 3c 所示, 这说明在该区间范围内, 激光冲击样品具有比未冲击样品更高的疲劳裂纹扩展速率。

2.2 断口分析

对激光冲击前后 CT 试样的断口形貌进行了观察, 如图 4 所示。可以看到, 经过和未经 LSP 的样品断口

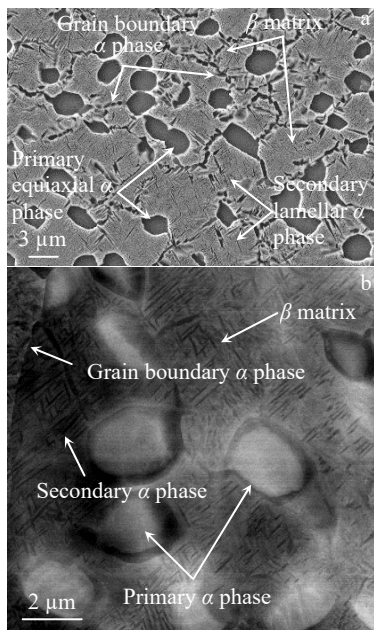


图 1 固溶+时效处理后 Ti55531 合金组织的 SEM 和 TEM 照片
Fig.1 SEM (a) and TEM (b) images of Ti55531 alloy after solution and aging heat treatment

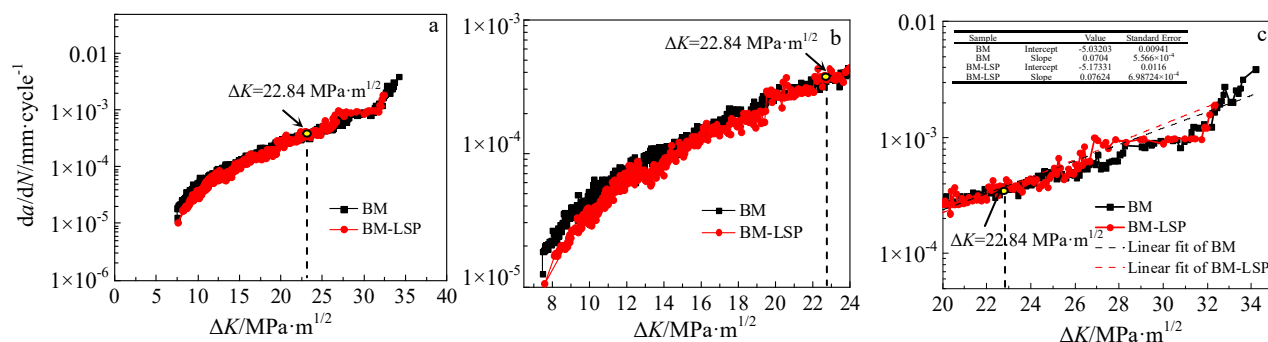


图 3 激光冲击前后 Ti55531 合金的疲劳裂纹扩展速率曲线

Fig.3 da/dN curves of Ti55531 alloy before and after LSP: (a) da/dN curves; (b) partial amplification of curves with $\Delta K \leq 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$; (c) partial amplification of curves with $\Delta K > 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$

上均包含裂纹预制区(①)、裂纹扩展区(②③④)和瞬断区(⑤)3个区域。不同的是, LSP样品的上下冲击面附近, 出现了 LSP影响区(⑥和⑦)。对裂纹源附近的组织进行了观察, 结果如图 4b 和 4c 所示。可以发现, 未冲击样品的疲劳裂纹源均匀分布在上下表面的各个位置, 裂纹萌生后向下扩展, 裂纹扩展方向垂直于主应力方向, 并在扩展路径上形成明显的疲劳条带(如图 4b 所示)。而 LSP样品的表面附近无裂纹源, 裂纹主要从厚度中心位置萌生, 裂纹源的数量较未冲击样品少。裂纹萌生后, 同时向下和向表面扩展, 形成方向不一致的疲劳条带(如图 4c 所示)。出现这种现象的原因在于, 受 LSP影响, 近表面材料的

组织和应力状态发生改变, 导致疲劳裂纹尖端的闭合程度与未强化区域不一致, LSP影响区的裂纹扩展受阻, 裂纹扩展速率更低, 从而在断面上形成磨损严重的光亮表面(如图 4a 中的⑥和⑦位置所示)。

为定量研究 LSP对疲劳裂纹扩展速率的影响, 在试验条件相同的情况下, 将裂纹长度作为循环次数的函数, 绘制了裂纹长度与循环次数的关系曲线, 如图 5 所示。根据裂纹扩展速率大小, 可以将裂纹扩展区(包括②③④区域)进一步细化为低速扩展区②(BM样品为由 $OO_2A_1A_{11}$ 围成的区域, BM-LSP样品为由 $OO_2B_1B_{11}$ 围成的区域, $OO_2B_1B_{11} > OO_2A_1A_{11}$)、中速扩展区③(BM样品为由 $A_1A_{11}A_2A_{21}$ 围成的区域, BM-LSP

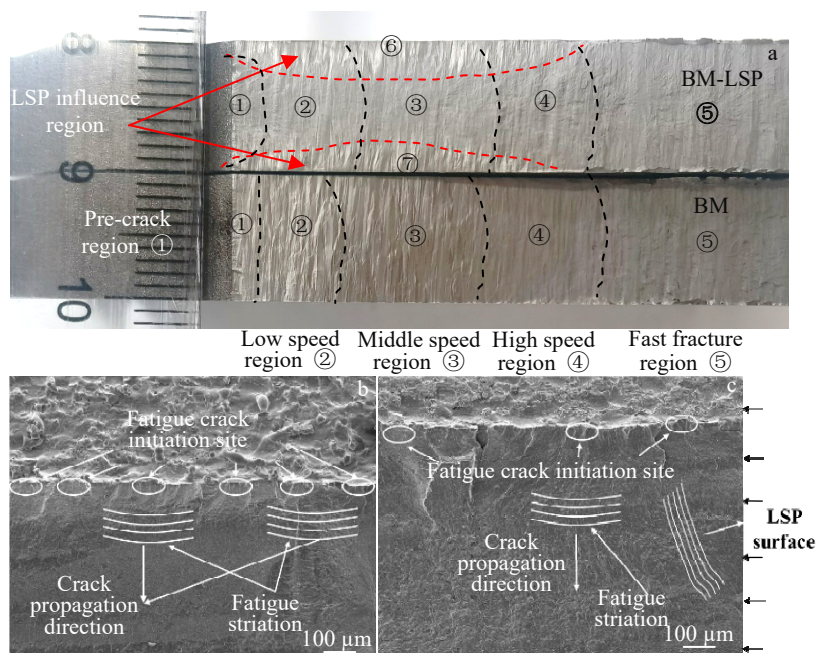


图 4 激光冲击前后 CT 试样的断口形貌

Fig.4 Fracture morphologies of CT samples before and after LSP: (a) macro-fracture; (b) crack initiation zone of BM; (c) crack initiation zone of BM-LSP

样品为由 $B_1B_{11}B_2B_{21}$ 围成的区域, $A_1A_{11}A_2A_{21} \approx B_1B_{11}B_2B_{21}$ 、高速扩展区④ (BM 样品为由 $A_2A_{21}CC_1$ 围成的区域, BM-LSP 样品为由 $B_2B_{21}CC_1$ 围成的区域, $B_2B_{21}CC_1 < A_2A_{21}CC_1$)。可以发现, 激光冲击后的样品较未冲击样品具有更大的裂纹低速扩展区, 相近的裂纹中速扩展区, 以及更小的裂纹高速扩展区, 这与图 4a 宏观断口上各区域的面积相对应。同时, 也进一步说明 LSP 对疲劳裂纹萌生和低速扩展过程的影响大于对高速扩展和断裂过程的影响。

2.3 微观组织

对激光冲击前后样品的微观组织进行了表征, 图 6a 和 6b 所示分别为激光冲击前后沿深度方向剖面组

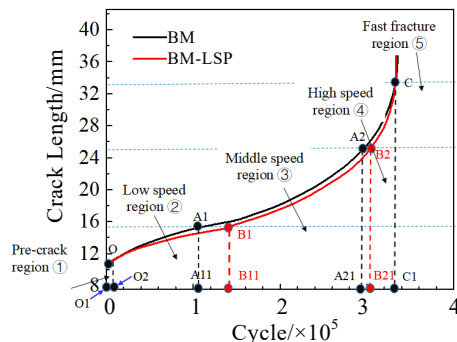


图 5 裂纹长度与疲劳循环周次关系曲线

Fig.5 Relationship curves of crack length and fatigue cycle times

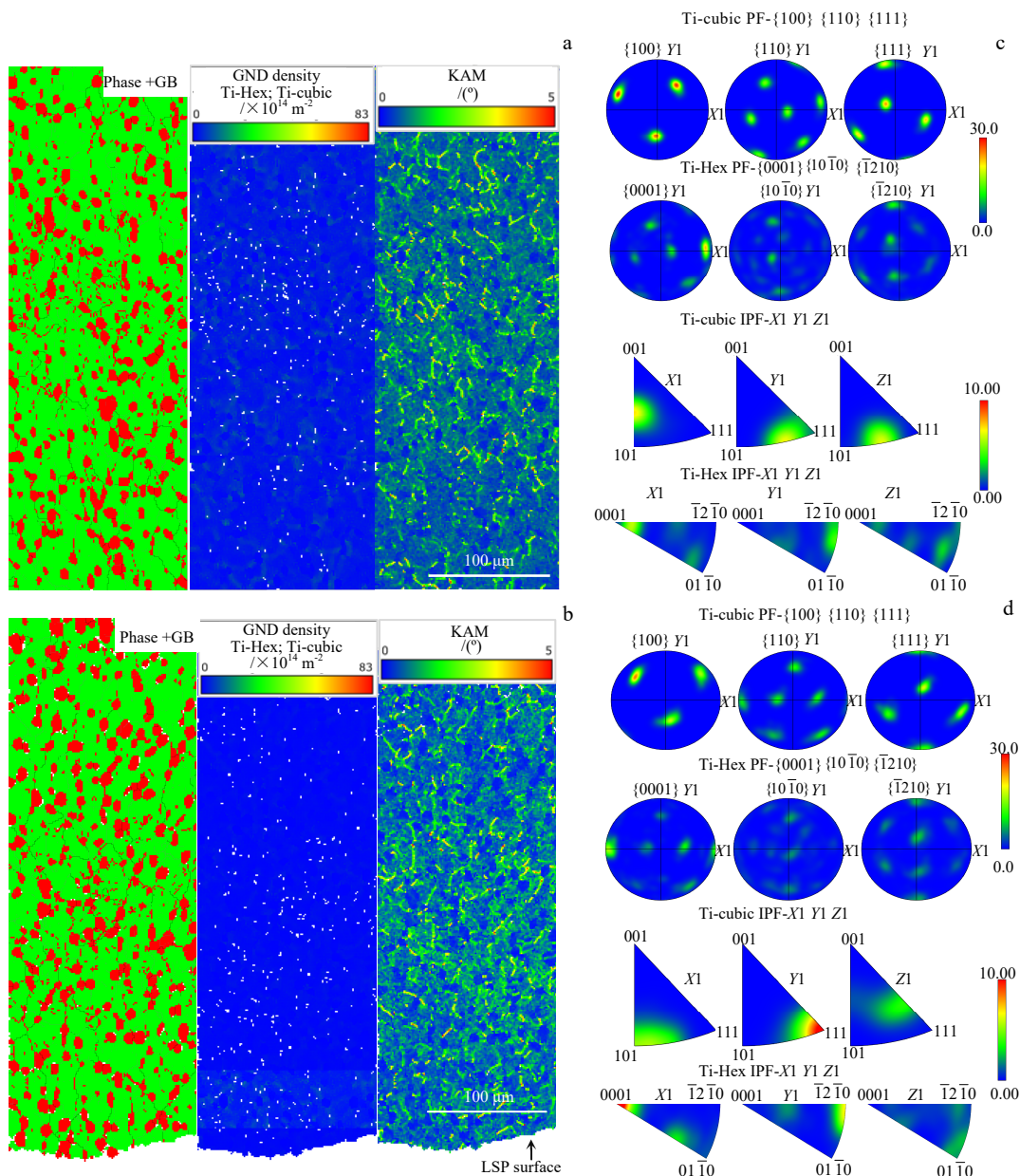


图 6 LSP 前后 Ti55531 合金沿深度方向的 EBSD 形貌与极图和反极图

Fig.6 EBSD morphologies (a-b) and PFs and IPFs (c-d) of Ti55531 alloy in the direction of depth before (a, c) and after (b, d) LSP

织的 EBSD 形貌 (依次为 phase+GB、GND 图和 KAM 图) 和极图 (PF) 与反极图 (IPF)。根据图 6 可知, 经过 3 次 5 J 激光冲击, Ti55531 合金近表面并未形成明显的梯度组织, 相组成也未发生明显变化, 均由初生 α 相和 β 基体构成, 初生 α 相呈等轴状或短棒状, 分布在原始 β 晶界或晶粒内部。次生 α 相呈片层状, 与残余 β (β_r) 片层交错排列。对比分析激光冲击前后微观组织中的几何必要位错密度 (GNDs) 发现, 冲击后组织中的 GNDs 增加, 而应力分布较强化前更加均匀 (见图 6b)。强化前后 α 相和 β 相的极图和反极图显示, 二者的极密度分别降低了 37% 和 16% (见图 6c 和 6d), 说明经激光冲击后, 材料表面组织更加均匀。

对激光冲击后样品近表面组织的晶粒取向分布情况进行了统计分析, 结果如图 7a 和 7b 所示。可以看到, 激光冲击后 α 和 β 晶粒中小角度晶界 (LAGB, $\theta < 15^\circ$) 的比例均增加。这是由于在激光冲击过程中, 材料表面在超高应变速率下发生了严重的塑性变形 (SPD) [17-20]。为了协调这些塑性变形, 在组织中产生了高密度位错, 形成位错缠结和位错胞, 继而产生亚晶所致。图 8 所示为激光冲击后 Ti55531 合金表面组织的 TEM 像和特征位置 G 矢量, 可以看到, 组织中的等轴初生 α 相、次生片层 α 相及残余 β 相中均存在大量位错胞, 这些位错胞是形成亚晶的基础, 也是导致晶粒中小角度晶界增加的原因之一, 该结果与其他研究者的结论一致 [3,7]。

为进一步分析激光冲击对 Ti55531 合金显微组织的影响, 进而解释显微组织对疲劳裂纹扩展的影响, 在透射电镜下对激光冲击前后 Ti55531 合金的显微组织进行了观察。图 9a 和 9c 所示分别为激光冲击前后 Ti55531 合金显微组织的 STEM 图像。可以看到, 等轴初生 α 相的形貌在强化前后无明显差异, 而次生片层 α

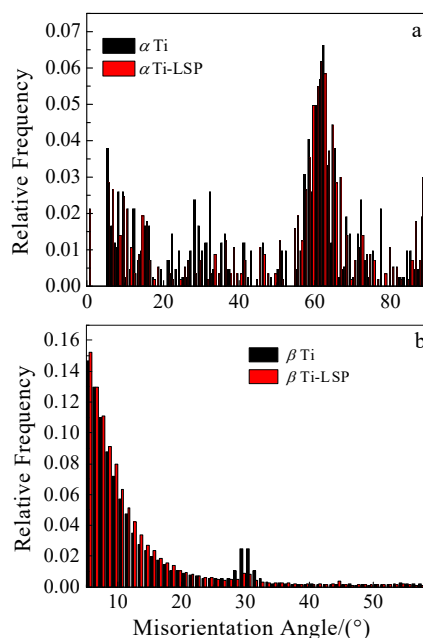


图 7 LSP 前后 Ti55531 合金近表面 α 相和 β 相的晶粒取向分布
Fig.7 Grain misorientations of α phase (a) and β phase (b) before and after LSP

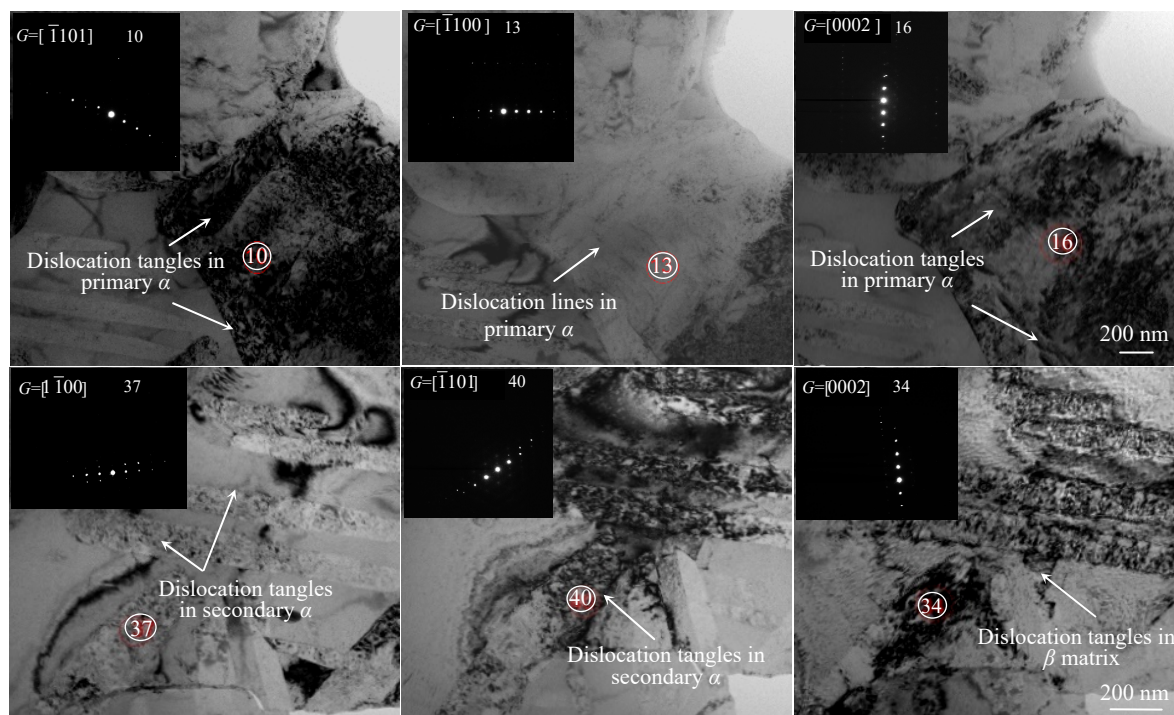


图 8 LSP 后 Ti55531 合金中的位错
Fig.8 Dislocations in LSPed Ti55531 alloy

相则在强化前后有显著差别,如图 9b 和 9d 所示。观察图 9b 和 9d 可见,未强化组织中的片层 α 相边界清晰,沿一定方向排列。而强化后组织中的片层 α 相边界模糊,分布无方向性,且呈现编织状特征。

利用 MIPAR 图像分析软件对图 9b 和图 9d 中的次生 α 相面积占比和片层厚度与长度进行分析,结果显示在图 10a~10h 中,其中,图 10a~10d 为强化前材料的分析结果,图 10e~10h 为强化后材料的分析结果。对比可知,LSP 后次生 α 片层的面积占比较强化前增加了 12.9%,厚度方向的离散性降低了 38.9%,片层长度方向的离散性降低了 22.9%,这说明经过 LSP 处理,片层 α 相分布更加均匀, α 片层的尖端呈现钝化趋势,片层变宽和变短。这将有利于降低材料疲劳裂纹萌生和扩展过程中片层尖端和 α 与 β 相交界处

的应力集中,延迟疲劳裂纹萌生,降低疲劳裂纹扩展速率。

2.4 残余应力

对强化前后从冲击表面到深度方向的残余应力进行了测试。残余应力值随深度的变化关系如图 11 所示。可以看到,激光冲击在材料表面引入了残余压应力,压应力层深度约 900 μm 。残余压应力最大值出现在距离表面深度约 30 μm 的次表面,达到 -640.97 MPa,随着深度增加,残余压应力值逐渐降低。除组织因素外,残余压应力是减缓疲劳裂纹萌生、降低疲劳裂纹扩展速率的主要原因^[20]。但是,随着疲劳裂纹扩展过程的不断进行,残余压应力逐渐释放,此外,随着疲劳裂纹长度的不断增加,裂纹进入稳态扩展区域,受微观组织及表面残余应力的影响不断减小。因

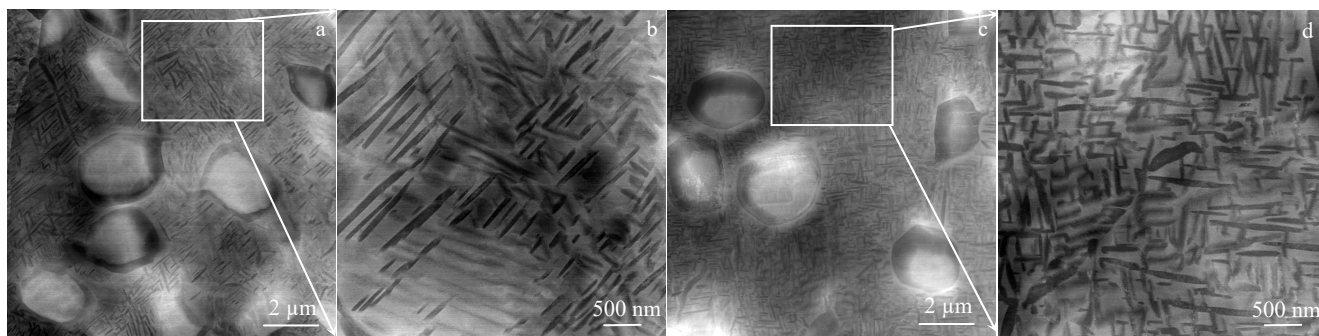


图 9 LSP 前后 Ti55531 合金 STEM 图像

Fig.9 STEM morphologies of Ti55531 alloy before (a-b) and after (c-d) LSP

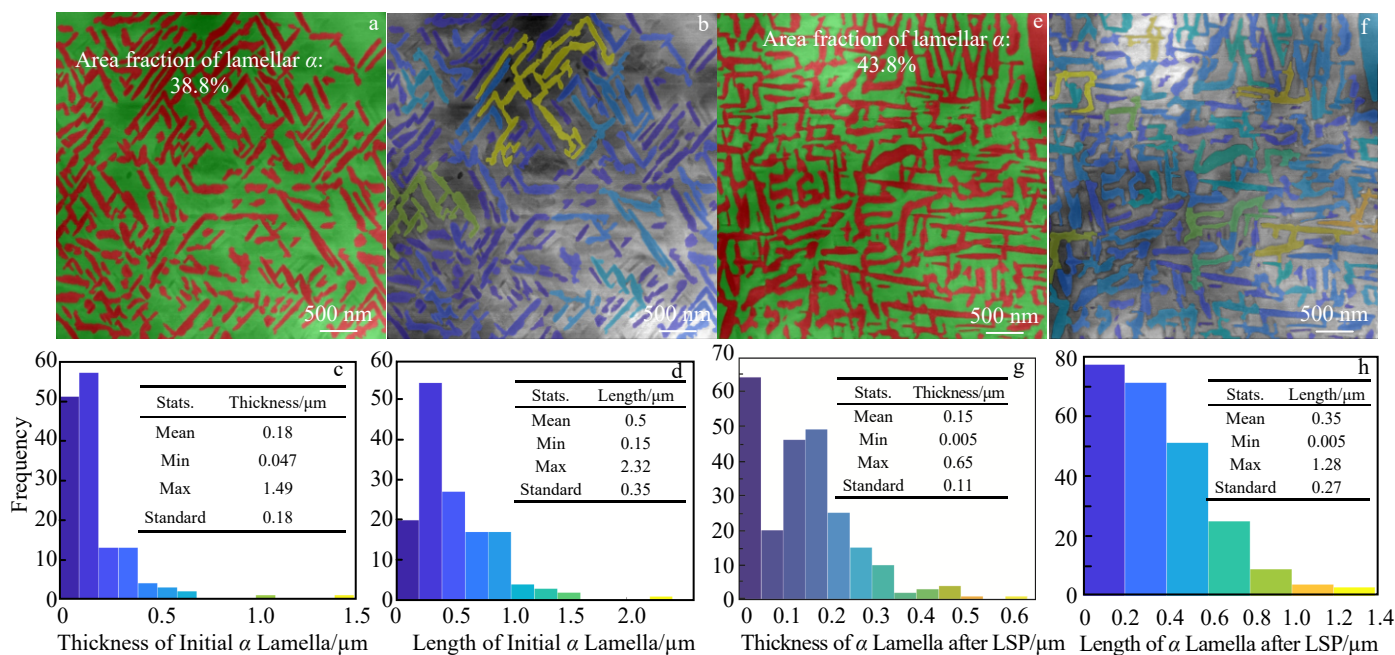


图 10 LSP 前后次生 α 相比例和尺寸分析

Fig.10 Area ratio (a-b, e-f), thickness (c, g) and length (d, h) analyses of secondary α lamella before (a-d) and after (e-h) LSP

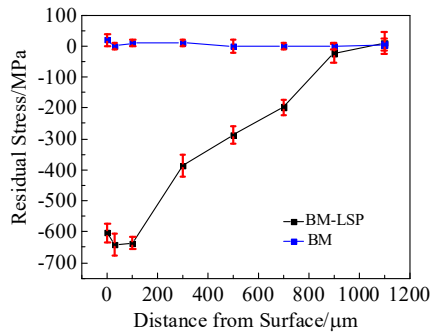


图 11 LSP 前后残余应力随深度变化关系曲线

Fig.11 Relationship curves of residual stress with depth before and after LSP

此, 在疲劳裂纹扩展的中后期, 裂纹扩展速率几乎不受激光冲击的影响, 这与 da/dN 曲线中, 对应疲劳裂纹扩展中后期的强化和未强化样品曲线重合相对应。

3 结 论

1) 经过表面激光冲击, 双态组织 Ti55531 钛合金的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 降低。当 $\Delta K < 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 激光冲击后的样品具有比未冲击样品更低的疲劳裂纹扩展速率, 当 $\Delta K = 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 二者具有相近的裂纹扩展速率, 为 $3.92 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ 。当 $\Delta K > 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 激光冲击样品具有比未冲击样品更高的疲劳裂纹扩展速率。

2) LSP 后次生 α 相片层厚度离散性降低了 38.9%, 长度离散性降低了 22.9%, α 相和 β 相的极密度分别降低了 37% 和 16%, 片层 α 尖端钝化和组织均匀化缓解了疲劳裂纹扩展过程中初生 α 片层尖端及 α/β 相界面的应力集中, 是降低疲劳裂纹扩展速率的重要原因之一。

3) 激光冲击过程在 Ti55531 合金表面和近表面形成残余压应力层, 残余压应力影响深度约为 $900 \mu\text{m}$, 残余压应力的存在, 是减缓疲劳裂纹萌生, 降低疲劳裂纹扩展速率的另一个重要因素。

4) 激光冲击主要影响疲劳裂纹萌生和低速扩展阶段的裂纹扩展速率, 对高速扩展阶段的扩展速率影响不大。

参考文献 References

- [1] Warchomicka F, Stockinger M, Degischer H P. *Proceedings of Ti 2007, The 11th World Conference on Titanium*[C]. Kyoto: Japan Institute of Metals, 2007: 511
- [2] Jones Nicholas, Jackson Martin, Dye David *et al.* *Ti 2007*

Science and Technology[C]. Kyoto: Japan Institute of Metals, 2007: 1005

- [3] Zhang Hepeng, Cai Zhongyi, Chi Jiaxuan *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 887: 161427
- [4] Sun Rujian, Keller Sören, Zhu Ying *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2021, 145: 106081
- [5] Nie Xiangfan, He Weifeng, Cao Zhenyang *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 822: 141658
- [6] Zhang Mingyang(张明扬), Zhu Ying(朱 颖), Guo Wei(郭 伟) *et al.* *Laser Technology*(激光技术)[J], 2017, 41(2): 231
- [7] Li Yuan(李 媛), He Weifeng(何卫锋), Nie Xiangfan(聂祥樊) *et al.* *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2017, 30(3): 40
- [8] Shi Puying(史蒲英), Liu Xianghong(刘向宏), Wang Tao(王涛) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2022, 51(10): 58
- [9] Wanhill Russell James Hugh, Barter Simon. *Springer Briefs in Applied Sciences and Technology*[J], 2009, 36: 5
- [10] Wu G Q, Shi C L, Sha W *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 46: 668
- [11] Chan K S. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(9): 1428
- [12] Peters J O, Lütjering G *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001: 32(11): 2805
- [13] Krupp Ulrich, Floer Wilhelm, Lei Jiafeng *et al.* *Philosophical Magazine A*[J], 2002, 82(17-18): 3321
- [14] Wagner Lothar, Lütjering Gerd. *International Journal of Materials Research*[J], 1987, 78(5): 369
- [15] Lv Hang, Zhang Zhenlin, Chen Yarong *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 853: 143745
- [16] Ren Yongming, Lin Xin, Jian Zengyun *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 819: 141392
- [17] Liu Qian, Chu Shuangjie, Zhang Xing *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 209: 262
- [18] Deng Weiwei, Wang Changyu, Lu Haifei *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2023, 191: 104061
- [19] Pei Yatian, Duan Chenghong. *Journal of Applied Physics*[J], 2017, 122(19): 193102
- [20] Zhang Chaoyi, Dong Yalin, Ye Chang. *Advanced Engineering Materials*[J], 2021, 23(7): 2001216

Effect of Surface Laser Shock on Fatigue Crack Propagation Rate of Bimodal Structure Ti55531 Titanium Alloy

Shi Puying^{1,2}, Chen Lin³, Liu Xianghong², Pang Zhicong¹, He Weifeng¹, Li Qinqin², Li Yinghong¹

(1. Institute of Aeronautics Engine, School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The fatigue crack propagation rate (da/dN) of bimodal structure Ti55531 titanium alloy before and after laser shock peening (LSP) was investigated. The fracture, microstructure and residual stress of fatigue crack propagation samples were analyzed. The results show that after LSP, the fatigue crack propagation rate decreases. When $\Delta K < 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$, the LSPed sample (BM-LSP) has a lower fatigue crack propagation rate than the unLSPed sample (BM). When $\Delta K = 22.84 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$, the crack propagation rates of the two samples are similar, which are $3.92 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$. After LSP, the thickness dispersion and length dispersion of the secondary α layer are decreased by 38.9% and 22.9%, and the polar densities of α and β phases are decreased by 37% and 16%, respectively. The passivity of tip of the lamellar α and microstructure homogenization alleviate the stress concentration, resulting in a decrease in da/dN . In addition, the LSP process introduces a residual compressive stress layer with a depth of about 900 μm on the surface of the material. Residual compressive stress is also an important factor to offset tensile stress at crack tip, to enhance crack closure and to slow down crack propagation.

Key words: Ti55531 titanium alloy; surface laser shock peening; fatigue crack propagation rate (da/dN); microstructure

Corresponding author: Liu Xianghong, Professor, Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, P. R. China, Tel: 0086-29-86514501, E-mail: xhliu@c-wst.com