

表面强化技术

激光冲击 TC17 钛合金叶片的微观组织/ 应力演变及缺口振动疲劳性能

徐明, 孙汝剑, 曹子文, 邹世坤

(中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

摘要: **目的** 提高航空发动机叶片的抗疲劳性能。**方法** 采用高功率密度短脉冲激光冲击某型发动机 TC17 钛合金整体叶盘叶片模拟件, 并采用飞秒激光在进气边预制缺口。通过扫描电子显微镜和透射电子显微镜表征激光冲击前后的表层微观组织。通过 X 射线衍射和三坐标测量仪分别测量激光冲击强化过程中的残余应力演变和宏观塑性变形, 并由一阶弯曲振动疲劳对激光冲击强化效果进行评价。**结果** 激光冲击在 TC17 钛合金叶片表层诱导产生了高密度位错组织, 但由于冲击次数的控制, 未产生明显的晶粒细化效应。激光冲击叶盆面后, 叶盆面呈现压应力状态, 残余应力为 330.5 MPa, 叶背面呈现拉应力状态, 其值为 55.5 MPa。进一步激光冲击叶背面后, 叶背面的拉应力转变为压应力, 其值达到了 267.0 MPa, 叶盆面残余压应力减小, 由 330.5 MPa 变为 261.9 MPa。激光冲击叶盆面后, 进气边与叶尖交点偏离初始位置 0.119 1、0.129 1 mm; 冲击叶背面后, 位移偏离初始位置减小, 分别为 0.071 08、0.099 mm。激光冲击强化后, 缺口振动疲劳寿命显著提升, 平均循环次数由 56 696 周次增加到 199 515 周次, 出现了明显的裂纹闭合效应。**结论** 激光冲击强化在 TC17 钛合金表层引入了高密度位错组织和双面贯穿式残余压应力, 并将叶片宏观塑性变形控制在 0.1 mm 以内, 在疲劳性能上获得了显著的提升。

关键词: 激光冲击强化; TC17 钛合金; 叶片; 微观组织; 残余应力; 缺口疲劳

中图分类号: TN249 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)06-0429-10

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.06.040

Microstructure/Stress Evolution and Notch Vibration Fatigue Property of Laser Shock Peened TC17 Titanium Alloy Blades

XU Ming, SUN Ru-jian, CAO Zi-wen, ZOU Shi-kun

(AVIC Manufacturing Institute, Beijing 100024, China)

ABSTRACT: With the development of new generation aero-engines, the high weight reduction requirement leads to the thin design of blades. Trickily, these blades are vulnerable to complex loads such as rotating centrifugal force, air flow excitation

收稿日期: 2023-03-09; 修订日期: 2023-04-11

Received: 2023-03-09; Revised: 2023-04-11

基金项目: 国家自然科学基金 (52101103)

Fund: The National Natural Science Foundation of China (52101103)

作者简介: 徐明 (1981—), 男, 硕士。

Biography: XU Ming (1981-), Male, Master.

通讯作者: 孙汝剑 (1991—), 男, 博士。

Corresponding author: SUN Ru-jian (1991-), Male, Doctor.

引文格式: 徐明, 孙汝剑, 曹子文, 等. 激光冲击 TC17 钛合金叶片的微观组织/应力演变及缺口振动疲劳性能[J]. 表面技术, 2023, 52(6): 429-438.

XU Ming, SUN Ru-jian, CAO Zi-wen, et al. Microstructure/Stress Evolution and Notch Vibration Fatigue Property of Laser Shock Peened TC17 Titanium Alloy Blades[J]. Surface Technology, 2023, 52(6): 429-438.

force as well as foreign objects, resulting in deformation, fatigue, and fracture failures, which seriously affect the safety and reliability of aero-engine. In this paper, laser shock peening, an advanced surface modification technique, was employed to treat TC17 titanium alloy manufactured blisk simulated blades. The leading edge, trailing edge, and blade tip of TC17 blade specimens were peened once with a power density of 8.33 GW/cm² and an overlapping rate of 15%. After peening, a femtosecond laser was employed to introduce the artificial pre-crack on the leading edge of both as-received and laser shock peened TC17 blade specimens. Surface microstructures before and after laser shock peening were characterized by a scanning electron microscope and a transmission electron microscope. Residual stress and macro plastic deformation during the laser shock peening process were measured by X-ray diffraction and coordinate measuring instruments, respectively. The effect of laser shock peening on the first-order bending vibration fatigue was evaluated on an electromagnetic vibration tester. Results showed that dislocation structures, such as dislocation line, dislocation tangle, dislocation wall, and dislocation cell, were introduced into the surface of the TC17 titanium alloy blade even though no obvious grain refinement was detected due to the lower peening times. In addition to the microstructure changes, residual stresses, and macro plastic deformations were also studied. After conducting laser shock peening on the blade basin surface, the surface presented a compressive stress state with an averaged residual stress value of 330.5 MPa, while the other side (blade back) surface exhibited tensile stress with an averaged residual stress value of 55.5 MPa. The subsequent peening on the blade back surface indicated that the former tensile residual stress on the surface turned into compressive stress with a value of 267.0 MPa, and the compressive residual stress on the blade basin surface decreased from 330.5 MPa to 261.9 MPa. Similar changes were found in the macro plastic deformation. The displacement at the intersection of the leading edge and the blade tip was 0.119 1 mm and 0.129 1 mm measured on two separate peened blades after peening on the blade basin surface, and then the corresponding displacement decreased to 0.071 08 mm and 0.099 mm after peening on the blade back surface. Besides, the first-order bending vibration fatigue life illustrated a significant improvement after laser shock peening, which underwent 199 515 fatigue cycles, 2.52 times higher than that of the as-received blades (56 696 cycles). The subsequent scanning electron microscope observations carried out on the fracture surface indicated an obvious feature of crack closure. The current work indicates that laser shock peening is an effective method in introducing high-density dislocation structure and double-sided through-type compressive residual stress on the surface of TC17 titanium alloy manufactured blades, and can control the macro plastic deformation within 0.1 mm off the initial position. Our work seeks to fundamentally understand of shape and property synchronous control of laser shock peened thin wall structures, and provides a theoretical basis and data support for the laser shock peening engineering application in aero-engine blade manufacturing.

KEY WORDS: laser shock peening; TC17 titanium alloy; blades; microstructure; residual stress; notch fatigue

钛合金因其具有密度低、比强度高、工作温度宽以及耐腐蚀性能优等特性,被广泛用于制造航空发动机风扇叶片和压气机低温段叶片、整体叶盘、机匣等零部件^[1-3]。近年来,随着新一代发动机对减重要求的提高,叶片设计得越来越薄,其疲劳强度储备逐渐降低。叶片在服役过程中,易受旋转离心力、气流激振力以及外来物体冲击等复杂载荷的作用,发生屈服变形、断裂和疲劳失效,严重影响航空发动机的使用安全性和可靠性。数据显示,1982—1996年,因高周疲劳导致的发动机故障占美国全部发动机故障的56%^[4]。由此可见,在不改变材料和结构设计的前提下,提高叶片的疲劳性能具有十分重要的意义。

激光冲击强化是一种发源于20世纪中后期的先进表面抗疲劳制造技术。短脉冲、高峰值功率密度的激光光斑辐照在覆盖有吸收层和约束层的金属表面,产生高温、高压等离子体,诱导高峰值压力冲击波。冲击波由于约束层的阻碍向材料内部传递,与材料微

产生位错、孪晶等演变微观组织,同时在材料表层产生具有梯度分布特征的残余应力,提高其疲劳、磨损等表面相关性能^[5-8]。

在航空发动机叶片激光冲击强化技术研究方面,美国GE公司研究发现,激光冲击强化可大幅提高叶片外物损伤容限。激光冲击强化后,6.315 mm的冲击模拟损伤裂纹叶片以及3.175 mm的电火花模拟切割损伤叶片的疲劳强度仍可达到或超过全新叶片^[9]。此外,他们还公开了缺口叶片激光冲击强化的工艺方法,指出当缺口区域位于叶片中上部时,激光冲击强化应覆盖整个叶片边缘(进气边冲击区域宽度不小于152.4 mm,排气边冲击区域宽度不小于76.2 mm);当缺口位于叶片根部区域时,激光冲击强化区域主要覆盖根部区域,长度不小于叶片高度的20%^[10]。上述研究结果充分证明了激光冲击强化在抑制叶片疲劳裂纹和延寿方面的作用。近年来,随着各界研究人员对冲击强化研究的深入,薄壁叶片的激光冲击强化也越来越多被研究。Wang等^[11]和Xu等^[12]采用有限元

数值模拟研究了激光冲击参数对叶片残余应力分布的影响,发现增大光斑搭接率可获得更高幅值的表面残余应力和大深度的残余应力影响层。但基于有限元数值模拟的研究缺乏试验验证,实际上如文献[11]中所述的高搭接率在实际应用过程中操作性较低,这是因为高搭接率意味着更易产生吸收层破损等的新问题。叶片激光冲击强化试验研究方面,Hu 等^[13]采用小能量激光研究了单面冲击、双面同步冲击和双面异步冲击下 2024-T351 铝合金薄壁模拟叶片构型的残余应力和整体塑性变形,他们指出双面异步冲击可在一定程度上减小试样的整体变形,而激光能量和冲击方式的优化可将变形控制在允许的范围之内。但该研究并非选用真实叶片试验,也并未对叶片疲劳性能进行考核。笔者所在团队^[14]前期则研究了方形光斑冲击 TC17 钛合金叶片的表面完整性和一阶弯曲振动疲劳性能,但未考虑随激光冲击强化过程的残余应力和宏观变形演变研究。综上所述,叶片激光冲击强化的相关研究中,对强化引入的残余应力和宏观变形研究缺乏深度。

鉴于此,本研究以 TC17 钛合金叶片模拟件为研究对象,重点探究激光冲击强化前后的微观组织演变,以及强化过程中的残余应力和叶片宏观塑性变形,并由一阶弯曲振动疲劳考核激光冲击强化效果,为叶片激光冲击强化的形性协同做基础性研究工作,

为激光冲击强化技术在航空发动机叶片的工程化应用进一步提供理论基础和数据支撑。

1 试验

1.1 材料及试样制备

本研究选用材料为富 β 稳定元素的 $\alpha+\beta$ 两相 TC17 钛合金,其名义化学成分为 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr。该合金具有强度高、断裂韧度好、淬透性高和锻造温度范围宽等一系列优点。其标准热处理工艺为:(840 ℃,1h 空冷)+(800 ℃,4h 水淬)+(630 ℃,8h 空冷),最高服役使用温度为 427 ℃。本研究中 TC17 钛合金的详细化学成分见表 1。

表 1 TC17 钛合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of TC 17 titanium alloy

wt. %

Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Fe	Other	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.

采用数控加工如图 1a 所示的压气机叶片模拟件,其三维轮廓尺寸为 112 mm×50 mm×24 mm。为保证叶片表面质量,叶盆面和叶背面采用机械磨削的方式加工至粗糙度 $Ra=0.8\ \mu\text{m}$ 。叶片试样分为母材和激光冲击强化 2 种,母材试样编号为 As received-1、

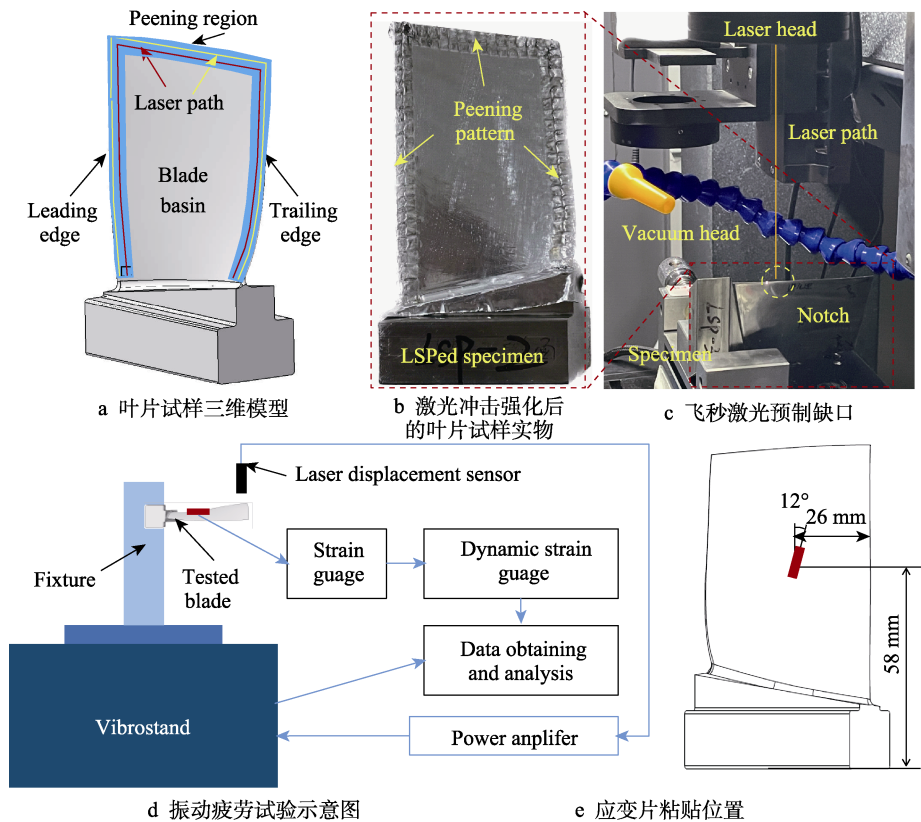


图 1 叶片试样数模、实物以及振动疲劳试验

Fig.1 Model, physical object, vibration fatigue test of blade sample: a) 3D model of blade specimen; b) physical object of laser shock peened specimen; c) pre-crack with femtosecond laser; d) schematic of vibration fatigue test; e) position for attaching strain gage

As received-2、As received-3, 激光冲击强化试样编号为 LSP-1、LSP-2、LSP-3。

1.2 激光冲击强化

采用 LAMBER-H40 型激光系统进行冲击强化试验。该系统由 Nd:YAG 脉冲激光器、激光外光路、外控程序、多轴机械手臂、水约束层装置以及反馈控制器等部分组成。本研究中, 采用激光功率密度 (I) 表示激光强度, 其表达式见式 (1)。

$$I = \frac{E}{S\tau} \quad (1)$$

式中: E 为激光单脉冲能量; S 为光斑面积; τ 为脉冲宽度。

激光冲击强化具体流程如下: 首先选用厚度为 100 μm 的 3M 专用铝箔作为吸收层粘贴在叶片试样表面, 随后在机械手上编制激光移动路径, 确保进气边、排气边以及叶尖外轮廓向内 8 mm 宽度上全覆盖 (如图 1a 中彩色区域所示)。激光冲击强化时, 采用 1~2 mm 去离子水流层作为约束层, 激光经过聚焦、整形后形成 4 mm×4 mm 方形光斑, 经过光路传输作用在叶片表面, 激光冲击路径如红色和黄色虚线所示, 依次完成叶盆面和叶背面的强化。主要激光冲击强化参数: 激光单脉冲能量为 20 J (对应功率密度为 8.33 GW/cm^2)、冲击次数 1 次、搭接率为 15%。本研究中选用上述参数主要考虑如下: 激光能量较低时, 冲击产生的表面凹坑不明显, 说明其塑性变形程度较低, 20 J 时可观察到表面凹坑, 而进一步增加激光能量, 表面凹坑深度增大, 试样宏观变形难以控制, 故折中选择 20 J 以保证控形和控性 2 方面均达到最佳。激光冲击强化后的叶片试样实物如图 1b 所示。

1.3 缺口振动疲劳试验

缺口振动疲劳试验采用如图 1b 所示的叶片试样进行。为保证预制缺口在位置和形状上的高度一致, 减小因缺口加工导致的试验误差, 本研究选用具有超高精度的飞秒激光预制缺口。采用飞秒激光加工平台 (PHAROS, Light Conversion) 在叶片试样上预制疲劳缺口, 加工过程如图 1c 所示。加工参数: 波长为 1 030 nm, 脉宽为 200 fs, 功率为 400 mW, 重复频率为 10 kHz, 加工速度为 100 mm/min, 预制疲劳缺口尺寸约为 30 μm , 缺口位于进气边距离底座 42 mm 处。因发动机叶片服役过程中的一阶弯曲疲劳对服役性能具有较大危害, 故而采用一阶弯曲振动疲劳试验验证激光冲击强化的疲劳延寿效果。一阶弯曲振动疲劳试验在 SAI120-T2000/ST 电磁振动台上进行, 试验过程示意图如图 1d 所示, 测试标准为 HB 5277—84《发动机叶片及材料振动疲劳试样方法》。振动疲劳试验开始前, 粘贴应变片, 应变片粘贴位置如图 1e 所示, 试验载荷为 300 MPa, 应力比为 0.1。

1.4 测试及表征

采用扫描电子显微镜 (SEM, Gemini 500, Zeiss) 和透射电子显微镜 (TEM, JEM-2100, JEOL) 观察激光冲击强化前后的微观组织。SEM 观察样品采用机械磨抛法制备, 腐蚀剂是 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}$ 的体积比为 1:3:7 的混合溶液。TEM 观察样品采用机械磨抛+离子减薄的方式制备。采用 X 射线衍射仪 (LXRD, Proto) 测量激光冲击叶盆面、激光冲击叶背面时进气边、排气边以及叶尖部位的残余应力, 所用靶材为 Cu 靶。采用配备了 Zeiss Calypso 软件的 ACCURA 三坐标测量机测量进气边与叶尖交点随强化过程的位置坐标, 并通过式 (2) 对其变形量进行表征。

$$d = \sqrt{(x_{\text{LSP}} - x_0)^2 + (y_{\text{LSP}} - y_0)^2 + (z_{\text{LSP}} - z_0)^2} \quad (2)$$

式中: (x_0, y_0, z_0) 为激光冲击强化前测量位置的坐标; $(x_{\text{LSP}}, y_{\text{LSP}}, z_{\text{LSP}})$ 为激光冲击强化后测量位置的坐标。

2 结果及分析

2.1 微观组织演变

通过 SEM 观察到的激光冲击强化后 TC17 叶片试样表层及芯部 (距冲击作用面约 500 μm 处) 的微观组织如图 2 所示。从图 2 中可以看出, 该叶片试样具有等轴晶组织, 球状初生 α 相均匀分布在 $\alpha+\beta$ 相基体上。从图 2a 中可见, 激光冲击强化表层晶粒较为均匀, α 相的直径在 5 μm 左右, 且其整体上呈现出一定的横向分布特征, 这可以认为是由于激光诱导冲击波与材料表层发生剧烈交互作用诱导的塑性变形导致的。当表层材料发生塑性变形时, 材料微观上将发生滑移, 晶界被压缩, α 相出现一定程度的偏转。从图 2b 中则可观察到明显的大尺寸板条状 α 相, 部分相尺寸超过 20 μm , 且微观相组织整体上呈现出一定的纵向分布特征。此外, 激光冲击 TC17 钛合金叶片未在表层观察到明显的晶粒细化效应, 一方面是因为钛合金具有密排六方结构, 滑移系较少, 塑性变形困难^[15]; 另一方面是由于为避免多次冲击导致叶片发生整体宏观变形, 本研究中采用单次激光冲击, 较少的冲击次数也未能诱导出明显的表层塑性变形。

通过 TEM 观察到的 TC17 钛合金母材试样及激光冲击强化试样的微观组织如图 3 所示。从图 3a 可以发现, $\alpha+\beta$ 相基体中针状次生 α 相不规则地分布在 β 相中。图 3a' 为更高放大倍数下的 $\alpha+\beta$ 相基体微观组织, 从中可见少量位错, 但未能观察到孪晶或者亚晶界等组织。少量位错的存在通常是由于材料在热处理过程中局部不均匀热胀冷缩引起的, 通常不会对材料的力学性能产生影响。激光冲击强化后的 TEM 微观组织如图 3b 所示。与母材试样显著不同的是, 激

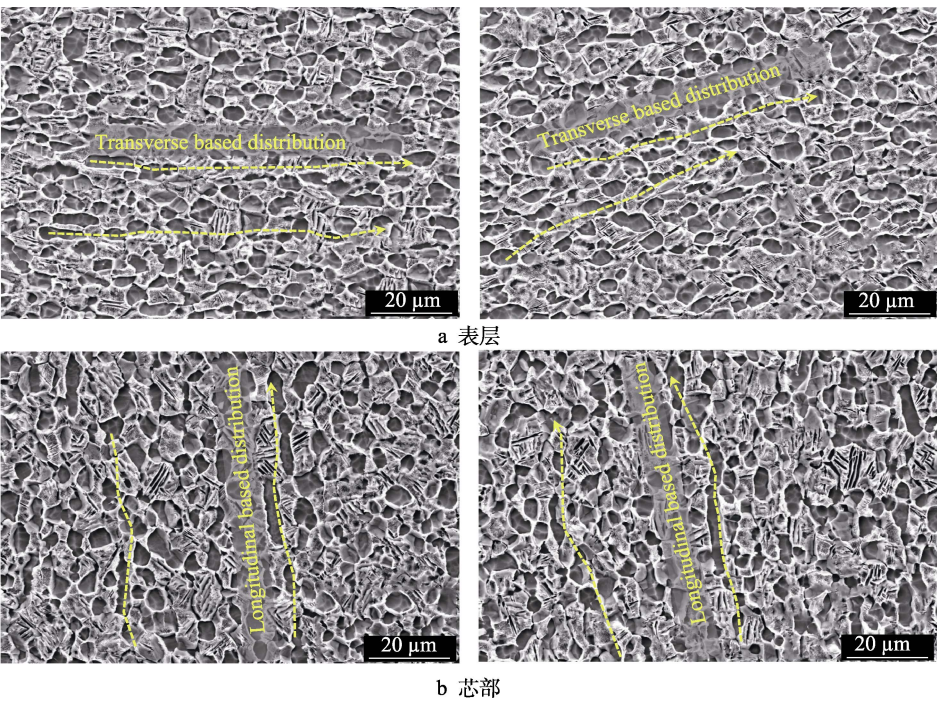


图 2 激光冲击强化试样不同深度微观组织的 SEM 形貌
Fig.2 SEM images of microstructure in laser shock peened specimen at different depth layers:
a) surface layer; b) inner layer

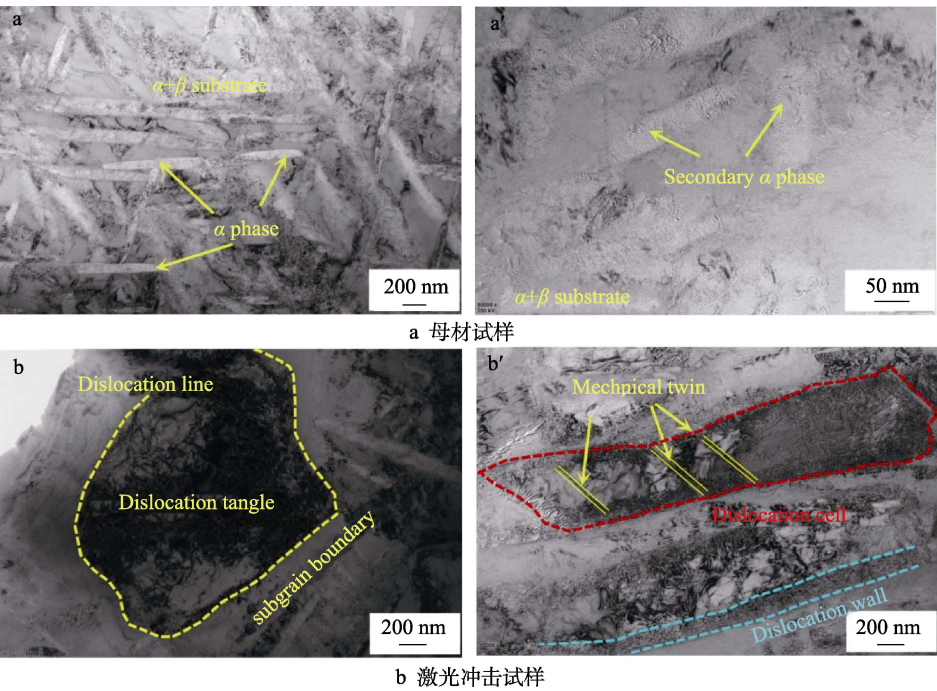


图 3 母材和激光冲击强化试样微观组织的 TEM 形貌
Fig.3 TEM images of microstructure in as-received and laser shock peened specimens:
a) as-received specimen; b) LSPed specimen

光冲击强化试样中出现了明显的位错组织。从形貌上看, 激光冲击强化试样的位错包含了位错线、位错缠结、位错胞和位错墙, 其之间的关系演变是诱导晶粒细化的基础^[16-17]。通常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。此外, 从图 3b'中还可观察到少

量纳米尺度的机械孪晶组织, 此类孪晶组织通常不会出现在富 β 稳定元素的钛合金之中。该结果说明激光诱导冲击波与 β 相的作用下, β 相稳定性降低, 逐渐出现了{112}变形孪晶或{332}变形孪晶, 这是一种典型的应力诱导孪晶组织^[18-19]。孪晶变形机制的引入往往有利于提高材料的加工硬化率, 从而提高抗拉强度, 表现出局部硬度增大等。

2.2 残余应力演变

TC17 钛合金叶片激光冲击强化前、叶盆面冲击后以及叶背面冲击后的残余应力演变如图 4 所示。由图 4 可见,激光冲击强化前叶片表面存在低幅值残余压应力,平均值为 10.3 MPa。这是因为叶片试样表面质量要求较高,采用了机械磨抛加工,在表面引入了压应力。当完成叶盆面冲击后,叶盆面残余压应力数值大幅度增加,平均残余应力数值为 330.5 MPa。此时叶盆的背面,即叶背面上的残余应力则呈现拉应力状态。这是因为激光冲击强化后试样整体上仍处于宏观零应力状态,叶盆面的压应力需要通过拉应力进行平衡,而叶片试样厚度较薄,原处于芯部的平衡拉应力进一步渗透,使得背面呈现拉应力状态,其值为 55.5 MPa。在进一步强化叶背面时,激光冲击诱导的压缩效应迅速将叶背面的拉应力转变为压应力,其值达到了 267.0 MPa。与此同时,叶盆面的残余压应力也出现一定程度的减小,由 330.5 MPa 减小到 261.9 MPa。Lin 等^[20]和 Zabeen 等^[21]通过有限元数值模拟也获得了类似的结果,如此的残余应力分布是获得疲劳抗力的关键。

2.3 宏观塑性变形

用三坐标测量机测定的 2 个叶片试样 (LSP-1、LSP-2) 进气边与叶尖交点处 (A 点) 的坐标及偏离初始位置的位移随激光冲击强化过程的变化如图 5 所示,主要分为 3 个阶段:激光冲击强化前、叶盆面激光冲击强化后、叶背面激光冲击强化后。从图 5a 中可知, LSP-1 和 LSP-2 叶片试样激光冲击强化前 A 点的坐标分别为 $(-47.594\ 9, 7.412, 109.744\ 5)$ 和 $(-47.785\ 9, 7.850\ 6, 109.701\ 9)$ 。激光冲击强化后,由于激光冲击强化诱导的塑性变形作用, A 点坐标发生变化, LSP-1 和 LSP-2 叶片试样上 A 点的坐标分别为 $(-47.642\ 2, 7.520\ 8, 109.734)$ 和 $(-47.837\ 2, 7.968\ 5, 109.690\ 4)$ 。叶背面激光冲击强化后, LSP-1 和 LSP-2 叶片试样上 A 点的坐标分别为 $(-47.623\ 2, 7.476\ 9, 109.738\ 2)$ 和 $(-47.825\ 0, 7.942, 109.693)$ 。 A 点随激光冲击强化过程偏离初始位置的位移如图 5b 所示。LSP-1 和 LSP-2 叶片试样上,冲击叶盆面后, A 点的位移分别为 0.119 1、0.129 1 mm;冲击叶背面后, A 点偏离初始位置位移减小,分别为 0.071 08、

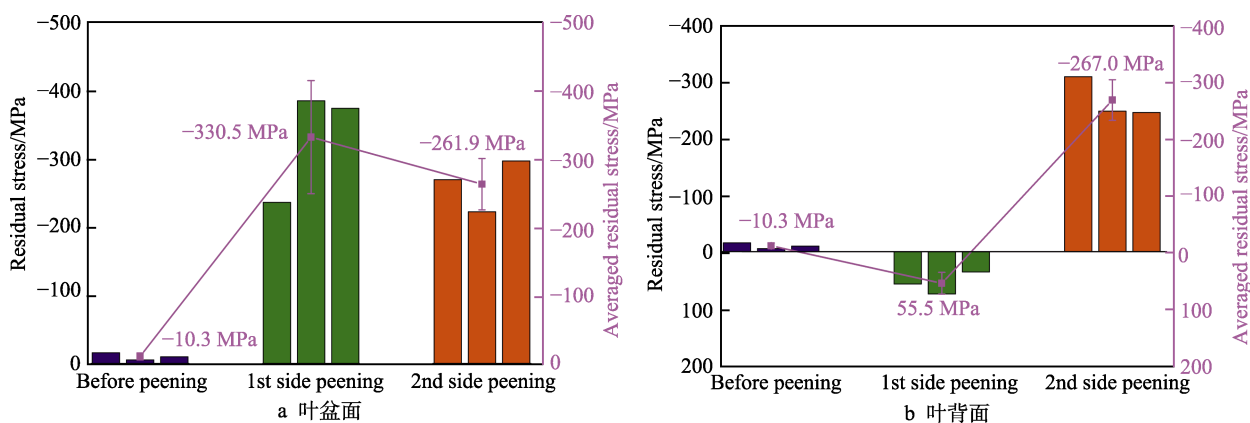


图 4 激光冲击强化过程中的残余应力测量值

Fig.4 Measured residual stress during laser shock peening: a) blade basin; b) blade back

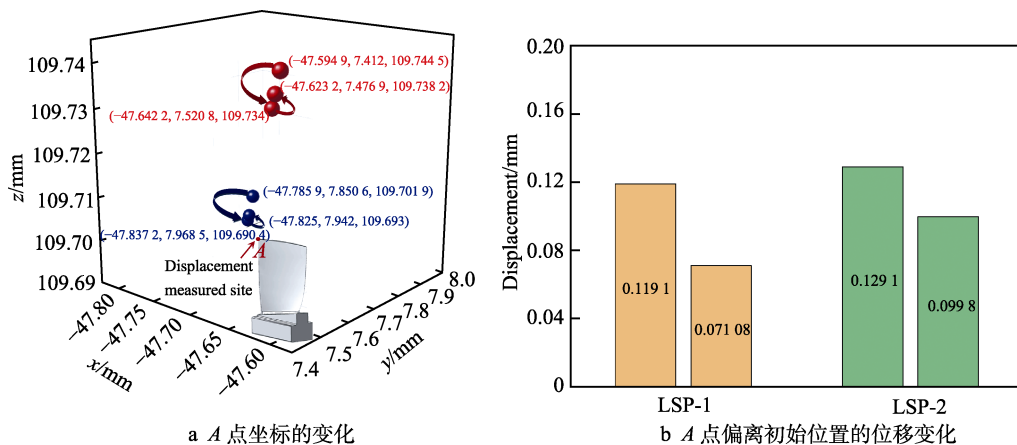


图 5 激光冲击强化过程中叶片试样变形

Fig.5 Deformation of blade specimen during laser shock peening: a) change of coordinates in point A ; b) change of displacement in point A

0.099 mm。整体上看, 由于控制了激光冲击强化功率密度和冲击次数, 激光冲击强化后 4 点仅少量偏离初始位置。这说明激光冲击强化工艺参数的选择对控制叶片等薄壁试样的宏观变形具有重要意义, 激光冲击强化过程应当合理选用激光冲击强化参数, 合理布置激光冲击强化区域, 从而达到有效控制变形的目的。

2.4 缺口振动疲劳

母材和激光冲击强化叶片试样的缺口振动疲劳寿命结果对比如图 6 所示。疲劳寿命记录的是振动台停机时的振动循环次数。从图 6 中可知, 母材试样的振动疲劳寿命分别为 60 248、52 162、57 678 周次, 激光冲击强化后振动疲劳寿命分别为 240 250、177 046、181 249 周次。与母材试样相比, 激光冲击强化后叶

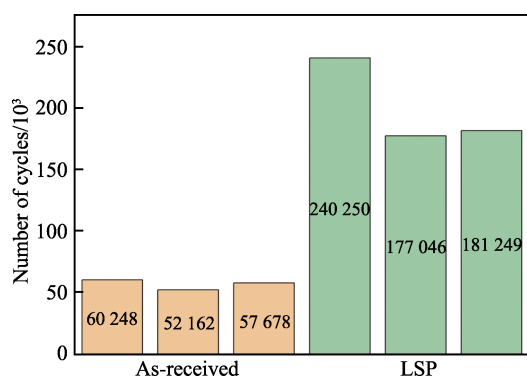


图 6 母材及激光冲击强化叶片试样的振动疲劳寿命
Fig.6 Vibration fatigue lives of base material and laser shock peened blade specimens

片试样的振动疲劳寿命明显增加, 平均循环次数由 56 696 周次增加到 199 515 周次, 增加幅度为 252%。

母材和激光冲击强化叶片试样的振动疲劳断口形貌如图 7 所示。通常疲劳断口由裂纹源 (裂纹萌生区)、稳定扩展区以及瞬断区组成^[22], 但由于本研究中叶片试样经过飞秒激光预制了缺口, 裂纹萌生区域差异不明显。此外, 瞬断区是疲劳裂纹扩展速率逐渐增大失稳产生的瞬时断裂, 本研究中随着裂纹扩展过程的进行, 叶片试样一阶固有频率逐渐下降。当固有频率下降到设定值后, 试验停机, 疲劳裂纹扩展过程中不存在瞬断区, 故而此处仅针对裂纹稳定扩展区展开对比分析。疲劳条带是裂纹稳定扩展阶段的典型特征, 它是裂纹尖端响应循环交变载荷留下的裂纹扩展痕迹。从图 7a 中可以发现, 除裂纹扩展留下的疲劳条带外, 还可观察到明显的二次裂纹, 这是裂纹扩展速率较高时, 裂纹尖端来不及响应每一个循环载荷导致材料局部撕裂。该特征表明, 母材试样中裂纹扩展速率较高, 裂纹易出现失稳, 这也从微观组织上印证了母材试样的疲劳寿命较短。激光冲击强化叶片试样的断口形貌如图 7b 所示。与母材试样不同的是, 激光冲击强化试样中未观察到明显的疲劳条带, 反而出现了较多平塑性化断裂平面。文献[23-24]指出, 激光冲击强化在材料表层诱导的残余压应力会导致裂纹扩展闭合效应, 即裂纹扩展面之间出现接触, 导致原有的裂纹特征消失, 取而代之的是由裂纹面相互接触导致的平面特征。由此可见, 叶片试样激光冲击强化后出现了闭合效应, 裂纹扩展出迟滞, 裂纹扩展寿命延长。

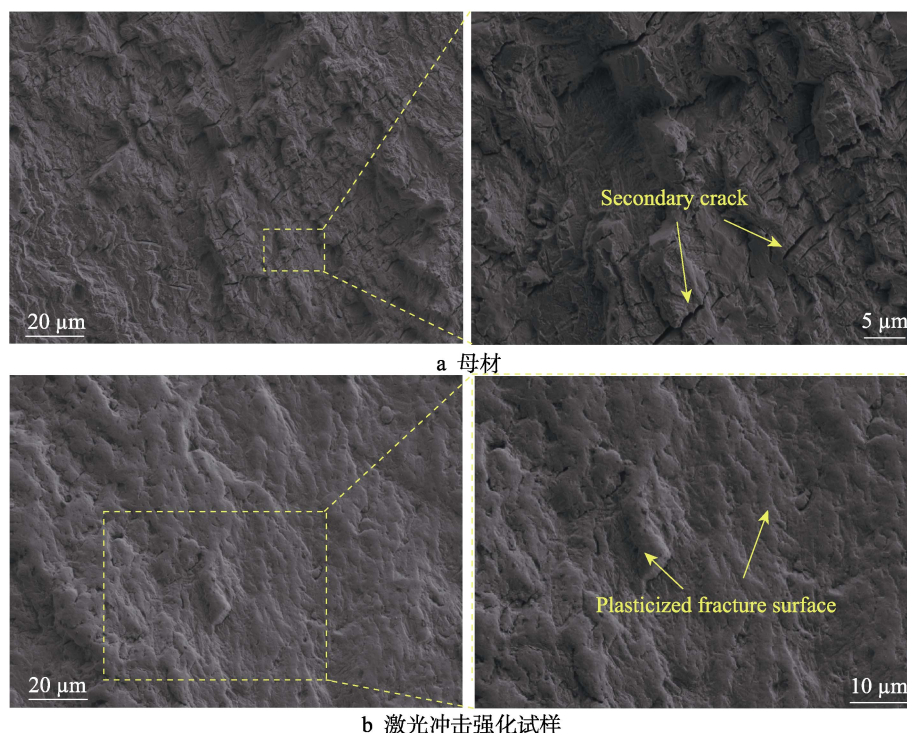


图 7 母材及激光冲击强化叶片试样的振动疲劳断口形貌

Fig.7 Vibration fatigue induced fracture morphologies of base material and laser shock peened blade specimens: a) as-received specimen; b) LSPed specimen

2.5 疲劳增寿机理

残余压应力和表层位错或孪晶等微观组织是激光冲击强化的典型特征。母材和激光冲击强化叶片的表面应力状态如图8所示。可以看出,激光冲击强化后,叶盆面和叶背面均诱导产生了残余压应力。当裂纹向前扩展时,母材试样中不存在残余应力的阻碍作用,裂纹扩展过程中只受远场力形成的局部载荷 P_{applied} 作用,因此裂纹逐步向前扩展,留下一条相对

平直的裂纹路径(如图8a所示)。激光冲击强化试样中,由于残余压应力的存在,其在裂纹尖端会形成一个与 P_{applied} 方向相反的作用力 P_{rs} ,此时裂纹尖端的局部载荷减小,裂纹向前扩展的驱动力减小。另一方面,由于激光冲击强化在材料内部诱导产生了大量位错组织,裂纹向前扩展时,会受到位错组织的阻碍作用,裂纹择优绕过位错组织向前扩展,因此其裂纹扩展路径呈现曲折状前进的特征,如图8b所示^[25]。

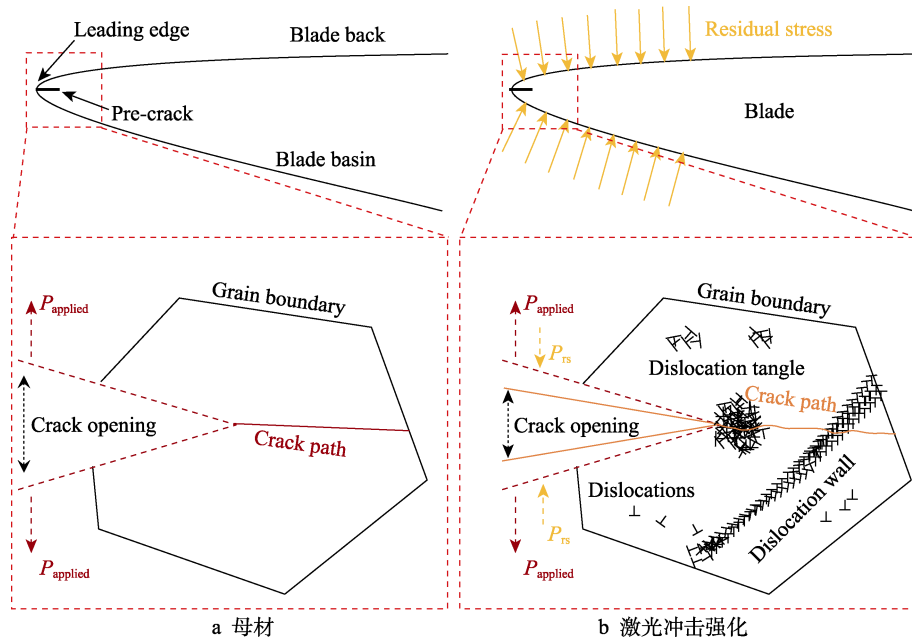


图8 激光冲击叶片试样的疲劳延寿机理

Fig.8 Mechanism of fatigue life extension in laser shock peened blade specimens:
a) as-received specimen; b) LSPed specimen

此外,文献[26]表明,一旦裂纹形成,外加载荷导致的裂纹前端循环塑性变形区可表示为式(3)。

$$r_p = \frac{1}{8\pi} \left(\frac{\Delta K_{\text{applied}}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

式中: r_p 为循环塑性变形区的半径; $\Delta K_{\text{applied}}$ 为外加载荷 P_{applied} 诱导的裂纹强度因子范围; σ_y 为局部材料屈服强度。一方面,由于残余应力的叠加作用, P_{applied} 减小,进而导致 $\Delta K_{\text{applied}}$ 减小;另一方面,由于激光冲击强化过程中,材料表层产生了大量高密度位错,材料内部原子运动发生滑移的难度增大, σ_y 增大,因此激光冲击强化后裂纹前端循环塑性变形区尺寸减小,裂纹扩展寿命延长。综上所述,激光冲击强化后,叶片试样疲劳寿命的增加是残余应力和微观组织共同作用的结果,激光冲击诱导疲劳裂纹扩展延寿的机理是应力与微观组织耦合作用下的裂纹扩展抑制效应。

3 结论

激光冲击 TC17 钛合金叶片试样,诱导了表层微

观组织演变,形成了数值约为 260 MPa 的双面残余压应力,控制进气边与叶尖交点处宏观变形小于 0.1 mm,提高振动疲劳寿命超过 250%,具体结论如下:

1) 激光冲击 TC17 钛合金叶片诱导产生表层位错缠结、位错胞、机械孪晶等组织演变,但由于冲击次数和搭接率的限制,未出现显著的晶粒细化,仅形成垂直于冲击方向的横向特征分布微观相组织。

2) 激光冲击 TC17 钛合金叶片的残余应力与宏观变形随冲击过程演变,冲击叶盆面时,形成叶盆面压应力,叶背面拉应力,进气边与叶尖交点处宏观变形初始位置偏移 0.1 mm 以上。进一步冲击叶背面时,叶盆面压应力减小,叶背面拉应力转变为压应力,形成数值约为 260 MPa 的双面压应力结构,进气边与叶尖交点处宏观变形获得反向补偿,最终变形控制在 0.1 mm 以内。

3) 激光冲击 TC17 钛合金叶片振动疲劳寿命显著提升,平均振动疲劳循环寿命相对于母材叶片增加超过 250%。从断口形貌可观察到明显的裂纹闭合特征。激光冲击诱导叶片振动疲劳增寿是残余应力和微观组织共同作用的结果。残余应力能够减小裂纹尖端

的局部载荷大小, 减小裂纹尖端前方的循环塑性变形区尺寸。微观组织演变能够诱导更长的裂纹扩展路径, 消耗更多的裂纹扩展能量, 最终使得振动疲劳寿命延长。

参考文献:

- [1] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册: 第4卷 钛合金 铜合金[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001. Editorial Committee of China Aeronautical Materials Handbook. China Aeronautical Materials Handbook: Volume 4 Titanium Alloy Copper Alloy[M]. Beijing: Standards Press of China, 2001.
- [2] LEYENS C, PETERS M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications[M]. New York: Wiley, 2003.
- [3] 田增, 何卫峰, 周留成, 等. 激光冲击强化对 TC4 钛合金缺口叶片疲劳强度的影响[J]. 表面技术, 2022, 51(10): 30-37.
TIAN Zeng, HE Wei-feng, ZHOU Liu-cheng, et al. Effect of Laser Shock Peening on Fatigue Strength of TC4 Titanium Alloy Notched Blade[J]. Surface Technology, 2022, 51(10): 30-37.
- [4] 李应红. 激光冲击强化理论与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2013.
LI Ying-hong. Theory and Technology of Laser Shock Strengthening[M]. Beijing: Science Press, 2013.
- [5] MONTROSS C S, WEI Tao, YE Lin, et al. Laser Shock Processing and Its Effects on Microstructure and Properties of Metal Alloys: A Review[J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24(10): 1021-1036.
- [6] SUN Ru-jian, LI Liu-he, ZHU Ying, et al. Microstructure, Residual Stress and Tensile Properties Control of Wire-Arc Additive Manufactured 2319 Aluminum Alloy with Laser Shock Peening[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 747: 255-265.
- [7] 冯晓泰, 何卫锋, 周留成, 等. 飞机钛合金接耳孔边激光冲击强化应力场优化与试验研究[J]. 表面技术, 2019, 48(9): 127-134.
FENG Xiao-tai, HE Wei-feng, ZHOU Liu-cheng, et al. Stress Field Optimization and Experimental Investigation of Titanium Alloy Lugs in Aircraft by Laser Shock Peening[J]. Surface Technology, 2019, 48(9): 127-134.
- [8] 曹子文, 杨清, 高宇. 激光冲击强化 TC17 钛合金室温和高温拉伸性能研究[J]. 表面技术, 2018, 47(3): 85-90.
CAO Zi-wen, YANG Qing, GAO Yu. Tensile Properties at Room and High Temperature of TC17 Titanium Alloy Treated by Laser Shock Peening[J]. Surface Technology, 2018, 47(3): 85-90.
- [9] CLAUER A H. Laser Shock Peening, the Path to Production[J]. Metals, 2019, 9(6): 626.
- [10] MANNAVA S, MCDANIEL A E, COWIE W D, et al. Laser Shock Peened Gas Turbine Engine Fan Blade Edges: US5591009[P]. 1997-01-07.
- [11] WANG Cheng, LI Kai-fa, HU Xing-yuan, et al. Numerical Study on Laser Shock Peening of TC4 Titanium Alloy Based on the Plate and Blade Model[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 142: 107163.
- [12] XU G, LUO K Y, DAI F Z, et al. Effects of Scanning Path and Overlapping Rate on Residual Stress of 316L Stainless Steel Blade Subjected to Massive Laser Shock Peening Treatment with Square Spots[J]. Applied Surface Science, 2019, 481: 1053-1063.
- [13] HU Yong-xiang, YANG Ruo-yu, WANG Dong-yu, et al. Geometry Distortion and Residual Stress of Alternate Double-Sided Laser Peening of Thin Section Component[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 251: 197-204.
- [14] ZOU Shi-kun, WU Jun-feng, ZHANG Yong-kang, et al. Surface Integrity and Fatigue Lives of Ti17 Compressor Blades Subjected to Laser Shock Peening with Square Spots[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 347: 398-406.
- [15] 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.
- [16] LU J Z, LUO K Y, ZHANG Y K, et al. Grain Refinement of LY2 Aluminum Alloy Induced by Ultra-High Plastic Strain during Multiple Laser Shock Processing Impacts[J]. Acta Materialia, 2010, 58(11): 3984-3994.
- [17] REN X D, ZHOU W F, LIU F F, et al. Microstructure Evolution and Grain Refinement of Ti-6Al-4V Alloy by Laser Shock Processing[J]. Applied Surface Science, 2016, 363: 44-49.
- [18] YANG Y, CASTANY P, HAO Y L, et al. Plastic Deformation via Hierarchical Nano-Sized Martensitic Twinning in the Metastable β Ti-24Nb-4Zr-8Sn Alloy[J]. Acta Materialia, 2020, 194: 27-39.
- [19] 李聪. 钛合金应力诱导马氏体相变影响因素及力学性能研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2013.
LI Cong. Tailoring the Mechanical Properties of Titanium Alloys Via Stress-Induced Martensitic Transformation[D]. Changsha: Hunan University, 2013.
- [20] LIN B, ZABEEN S, TONG J, et al. Residual Stresses Due to Foreign Object Damage in Laser-Shock Peened Aerofoils: Simulation and Measurement[J]. Mechanics of Materials, 2015, 82: 78-90.
- [21] ZABEEN S, PREUSS M, WITHERS P J. Residual Stresses Caused by Head-on and 45° Foreign Object Damage for a Laser Shock Peened Ti-6Al-4V Alloy Aerofoil[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 560: 518-527.
- [22] SUN Ru-jian, CHE Zhi-gang, CAO Zi-wen, et al. Fatigue Behavior of Ti-17 Titanium Alloy Subjected to Different Laser Shock Peened Regions and Its Microstructural Response[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 383: 125284.
- [23] KELLER S, CHUPAKHIN S, STARON P, et al. Exper-

- imental and Numerical Investigation of Residual Stresses in Laser Shock Peened AA2198[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 294-307.
- [24] SUN Ru-jian, KELLER S, ZHU Ying, et al. Experimental-Numerical Study of Laser-Shock-Peening-Induced Retardation of Fatigue Crack Propagation in Ti-17 Titanium Alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 145: 106081.
- [25] SUN Ru-jian, CHE Zhi-gang, CAO Zi-wen, et al. Effect of Laser Shock Peening on High Cycle Fatigue Failure of Bolt Connected AA2024-T351 Hole Structures[J]. Engineering Failure Analysis, 2022, 141: 106625.
- [26] TILAHUN T A, ZHU Shun-peng, LIAO Ding, et al. Cyclic Plastic Zone Modified Critical Distance Theory for Notch Fatigue Analysis of Metals[J]. Engineering Failure Analysis, 2021, 121: 105163.

责任编辑: 刘世忠

(上接第 419 页)

- [22] ZHOU Pei-pei, ZHANG Wei, WANG Xue-dong. Development of a Syringe Membrane-Based Microextraction Method Based on Metal-Organic Framework Mixed-Matrix Membranes for Preconcentration/Extraction of Polycyclic Aromatic Hydrocarbons in Tea Infusion[J]. Food Chemistry, 2021, 361: 130105.
- [23] BHORIA N, POKHREL J, ANASTASIOU S, et al. Composite Porous Nanostructures as Multi-Action Adsorbents and Membrane Fillers for Carbon Dioxide Separation: Comparative Performance of Metal Organic Framework - Graphene Oxide Hybrids[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 37: 4044-4048.
- [24] ZHANG Qian, ZHUANG Shu-ting, WANG Jian-long. Biosorptive Removal of Cobalt(II) from Aqueous Solutions Using Magnetic Cyanoethyl Chitosan Beads[J]. Journal of Environmental Chemical Engineering, 2020, 8(6): 104531.
- [25] LIU Xiao-jing, WU Jin-long, WANG Jian-long. Electro-Enhanced Removal of Cobalt Ions from Aqueous Solution by Capacitive Deionization[J]. Science of the Total Environment, 2019, 697: 134144.
- [26] ZHANG Meng-meng, SUN Qian, WANG Yue-jiao, et al. Synthesis of Porous UiO-66-NH₂-Based Mixed Matrix Membranes with High Stability, Flux and Separation Selectivity for Ga(III)[J]. Chemical Engineering Journal, 2021, 421: 129748.
- [27] AHMADIJOKANI F, MOHAMMADKHANI R, AHMA DIPOUYA S, et al. Superior Chemical Stability of UiO-66 Metal-Organic Frameworks (MOFs) for Selective Dye Adsorption[J]. Chemical Engineering Journal, 2020, 399: 125346.
- [28] QI Peng-fei, LUO Rong, PICHLER T, et al. Development of a Magnetic Core-Shell Fe₃O₄@TA@UiO-66 Microsphere for Removal of Arsenic(III) and Antimony(III) from Aqueous Solution[J]. Journal of Hazardous Materials, 2019, 378: 120721.
- [29] LIU Qiao, XU Nong, FAN Long, et al. Polyacrylonitrile (PAN)/TiO₂ Mixed Matrix Membrane Synthesis by Thermally Induced Self-Crosslinking for Thermal and Organic-Solvent Resistant Filtration[J]. Chemical Engineering Science, 2020, 228: 115993.
- [30] YANG Wei-xia, CHENG Mei-jie, HAN Yong, et al. Heavy Metal Ions' Poisoning Behavior-Inspired Etched UiO-66/CTS Aerogel for Pb(II) and Cd(II) Removal from Aqueous and Apple Juice[J]. Journal of Hazardous Materials, 2021, 401: 123318.
- [31] LANGMUIR I. The Adsorption of Gases on Plane Surfaces of Glass, Mica and Platinum[J]. Journal of the American Chemical Society, 1918, 40(9): 1361-1403.
- [32] FREUNDLICH H. Über Die Adsorption in Lösungen[J]. Zeitschrift Für Physikalische Chemie, 1907, 57(1): 385-470.
- [33] ZHOU Zhi-yong, KONG De-long, ZHU Hui-ying, et al. Preparation and Adsorption Characteristics of an Ion-Imprinted Polymer for Fast Removal of Ni(II) Ions from Aqueous Solution[J]. Journal of Hazardous Materials, 2018, 341: 355-364.
- [34] XU Rong-ming, JI Qing-hua, ZHAO Pin, et al. Hierarchically Porous UiO-66 with Tunable Mesopores and Oxygen Vacancies for Enhanced Arsenic Removal[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2020, 8(16): 7870-7879.