

激光-超声复合喷丸强化 2024 铝合金表面性能研究

孟宪凯^{1,2*}, 赵曜民², 周建忠², 黄舒², 冷旭杰², 李礼²¹江苏大学先进制造与现代装备技术工程研究院, 江苏 镇江 212013;²江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

摘要 激光-超声复合喷丸强化方法利用超声冲击波与激光冲击波复合效应调控微观组织与表面残余应力, 进而改善金属材料的表面性能。以 2024-T351 铝合金为研究对象, 开展了激光-超声复合喷丸强化实验, 使用扫描电子显微镜分析了激光喷丸(LSP)、超声喷丸(UIP)与 LSP+UIP 诱导的微观组织特征, 并实验研究了 LSP、UIP 与 LSP+UIP 对表面形貌、粗糙度、显微硬度、残余应力的影响规律。结果表明, 相较于 LSP, LSP+UIP 可显著降低材料表面粗糙度, 同时促进表面晶粒细化, 表面残余压应力幅值与表面显微硬度分别增加了 25.8% 与 12.9%, 获得了更优良的表面性能。

关键词 激光制造; 激光喷丸; 超声喷丸; 表面性能; 晶粒组织; 残余应力

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1602003

1 引言

随着航空装备轻量化要求的增加, 薄壁结构件已成为航空航天器不可或缺的关键组成部分。这类零件普遍采用铝合金等轻质合金制造, 例如机身和机翼下蒙皮^[1-2]、涡扇发动机风扇叶片^[3-4]等, 铝合金可以有效降低航空装备重量。但铝合金航空薄壁件的结构强度较低、疲劳裂纹扩展抗力较弱, 其疲劳寿命是制约航空航天器服役寿命的关键^[5-7]。

疲劳裂纹源普遍集中在零件表面, 因此诸多表面形变强化技术近年来备受瞩目, 常见的有激光喷丸^[8-9]、机械喷丸^[10-11]、等通道挤压^[12]、滚压^[13]等。其中, 激光喷丸(Laser Shock Peening, LSP)强化技术利用短脉冲激光与材料的相互作用产生等离子体爆轰波, 诱导材料快速产生塑性变形并在表面形成复杂的微观组织与高幅的残余压应力, 抑制裂纹萌生与扩展, 进而实现零件疲劳延寿^[14-17]。但激光冲击波的作用时间极短, 诱导的微观组织以位错结构为主, 组织与应力稳定性较差^[18], 且表面塑性变形严重, 降低了激光喷丸强化质量^[19]。因此, 需要探索新的工艺, 在利用激光喷丸优势的同时, 改善被加工零件的表面质量。

超声喷丸(Ultrasonic Impact Peening, UIP)技术是采用高频振动冲击材料表面, 产生的超声冲击波使材料表层晶粒细化, 并形成残余压应力场, 可获得比激

光喷丸更稳定的微观组织与残余应力。王佳波^[20]对 AISI304 不锈钢进行了超声冲击处理, 发现材料表面硬度增加了 83.5%。周云等^[21]对 S30408 奥氏体不锈钢进行了超声喷丸处理, 将材料表面硬度与弹性模量分别提升了 169% 与 28%。Novy 等^[22]采用超声喷丸对 Strenx 700MC 高强度低合金钢的焊接接头进行了强化处理, 焊接接头的疲劳极限提升了 12%。但超声喷丸过程中冲击波压力低, 普遍需要长时间处理以获得较好的强化效果, 导致强化效率较低。鲁金忠等^[19]发现, 超声滚压可以有效改善 AZ91D 镁合金在激光冲击后的表面质量, 有效减弱材料表面的应力集中, 改善材料的强度和韧性。刘亚鹏等^[23]利用激光喷丸和机械喷丸复合强化有效提升了 TC4 钛合金的表面残余压应力, 这为激光-超声复合喷丸强化技术的提出奠定了基础。激光-超声复合喷丸强化技术利用超声冲击波与激光冲击波复合效应调控微观组织与表面残余应力, 进而改善金属材料的表面完整性与力学性能, 但目前激光-超声复合喷丸强化工艺的研究鲜有报道。

本文以 2024-T351 铝合金为研究对象, 实验研究了激光-超声复合喷丸(LSP+UIP)强化工艺对材料表面形貌和微观组织的影响规律, 分析了微观组织与力学性能的关系, 探索了 LSP+UIP 强化工艺下微观组织的演变机理以及力学性能的变化规律。

收稿日期: 2021-09-08; 修回日期: 2021-10-27; 录用日期: 2021-11-18

基金项目: 国家自然科学基金(52005223)、江苏省自然科学基金(BK20180881)、中国博士后面上资助(2021M691309)、江苏省博士后科研资助(2021K245B)

通信作者: *mengdetiankong10@126.com

2 材料与实验

2.1 材料及试样

实验材料选用厚度为 2 mm 的 2024-T351 航空铝合金板材,其化学成分和力学性能分别如表 1 与表 2 所示^[18]。首先,使用线切割机将航空铝合金板材加工

成尺寸为 40 mm × 20 mm × 2 mm 的矩形试样,如图 1(c)所示。然后,采用 400 # ~ 2000 # 砂纸对试样待加工表面进行打磨,并使用粒度为 0.5 ~ 2.5 μm 的金刚石抛光剂将待加工表面抛光至表面粗糙度 ≤ 0.1 μm,最后使用无水乙醇对试样进行清洗并将表面吹干备用。

表 1 2024-T351 铝合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 2024-T351 aluminum alloy (mass fraction, %)

Element	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
Value	3.80-4.90	1.20-1.80	0.50	0.50	0.30-0.90	0.25	0.10	0.15	Bal.

表 2 2024-T351 铝合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of 2024-T351 aluminum alloy

Mechanical property	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Elasticity modulus /GPa	Poisson ratio
Value	419	324	17.6	72.4	0.33

2.2 实验方法

如图 1(a)所示,激光喷丸强化实验采用 GAIA-Thales 型 Nd:YAG 脉冲激光器。根据前期工艺研究,选择激光能量为 5 J,重复频率为 1 Hz,脉宽为 10 ns,光斑直径为 3 mm,光斑搭接率为 50%。选用厚度为 2 mm 的流动水帘作为能量约束层、厚度为 120 μm 的黑胶带作为能量吸收层。冲击区域为 15 mm × 15 mm 的正方形区域,沿“S”形路线进行激光喷丸实

验,如图 1(c)中①所示。

如图 1(b)所示,超声喷丸强化实验采用杭州晋元超声波科技有限公司生产的 JZ-5020-4DX 型超声波换能器,振幅为 10 μm,预应力为 50 N,振动头直径为 3 mm,移动速度为 0.5 mm/s。超声喷丸区域为 15 mm × 15 mm 的正方形区域,喷丸路线为“S”形,如图 1(c)中②所示。

激光-超声复合喷丸路线如图 1(c)中③所示。

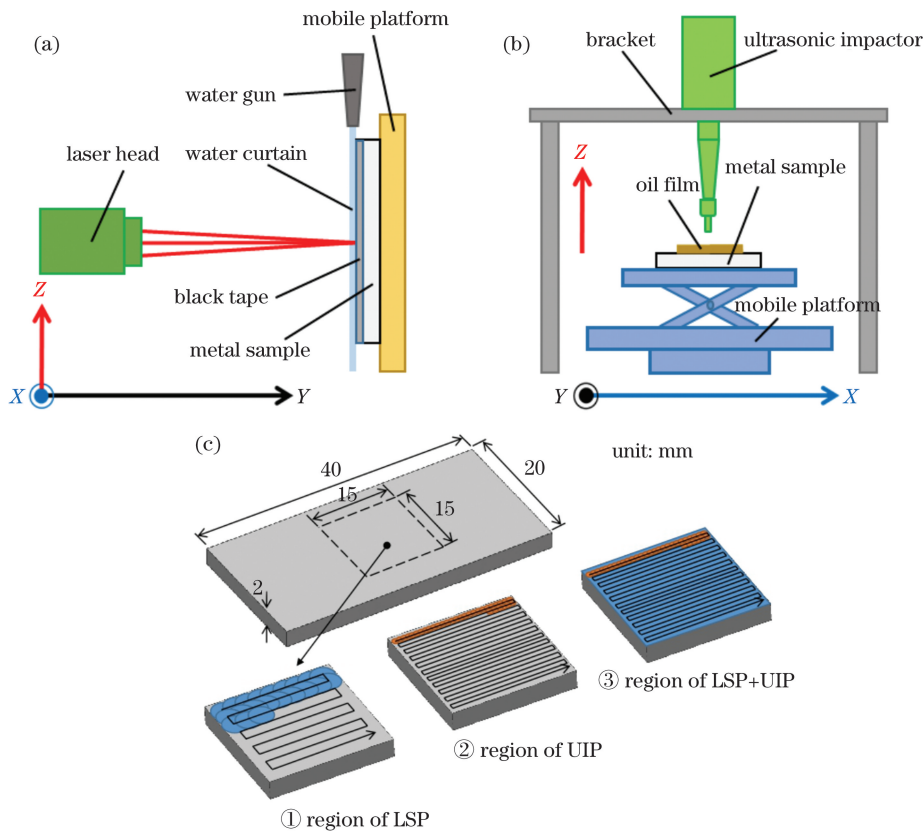


图 1 实验装置和方案。(a)激光喷丸实验装置;(b)超声喷丸实验装置;(c)加工方案

Fig. 1 Experimental device and scheme. (a) Experimental device of laser shock peening; (b) experimental device of ultrasonic shock peening; (c) processing scheme

2.3 表面形貌测试

使用基恩士公司生产的 VK-X1000 型形状测量激光显微系统测量试样处理区域的表面形貌与表面线粗糙度。在同一试样的强化区域选取三个 $2500\ \mu\text{m} \times 2500\ \mu\text{m}$ 观测区域,并在每个观测区域任取三条直线进行表面粗糙度测量,最后取其平均值进行对比分析。

2.4 微观组织测试

使用 IM300 型光学显微镜以及 HITACHIS-3400N 型扫描电子显微镜 (SEM) 对强化试样的截面金相组织进行观察。首先,使用线切割方式将试样沿截面方向剖开,并使用砂纸和抛光机对强化区域截面进行打磨和抛光;然后,使用 Keller's 腐蚀剂 ($95\text{mL H}_2\text{O} + 2.5\text{mL HNO}_3 + 1.5\text{mL HCl} + 1.0\text{mL HF}$) 将试样截面浸泡腐蚀 $30 \sim 45\ \text{s}$,使用无水乙醇擦拭并吹干;最后,将试样截面置于扫描电镜下观测。

使用 JEM-1200EX 型透射电子显微镜 (TEM) 观察试样截面的微观组织,制样步骤如下:首先,使用线切割方式从试样表层切下 $500\ \mu\text{m}$ 厚的薄片;然后使用砂纸将其打磨至厚度 $\leq 30\ \mu\text{m}$,并制成直径为 $3\ \text{mm}$ 的圆片;最后,利用离子减薄技术将试样厚度减至 $\leq 200\ \text{nm}$ 。

2.5 力学性能检测

使用上海泰明光学仪器有限公司生产的 36S10 型显微硬度计,对试样表面进行显微硬度测试,测试参数如下:载荷 $0.49\ \text{N}$,保荷 $10\ \text{s}$ 。在试样强化区域内,在距离下边界 $5\ \text{mm}$ 、左边界 $3\ \text{mm}$ 处取第一测试点,向右每间隔 $3\ \text{mm}$ 取一个测试点,共 4 个测试点;在第一测试点向上 $5\ \text{mm}$ 处取第五测试点,向右每间隔 $3\ \text{mm}$ 取一个测试点,共 4 个测试点。每块试样共 8 个测试点,去除最高硬度和最低硬度后,取硬度平均值进行分析。如图 2 所示。

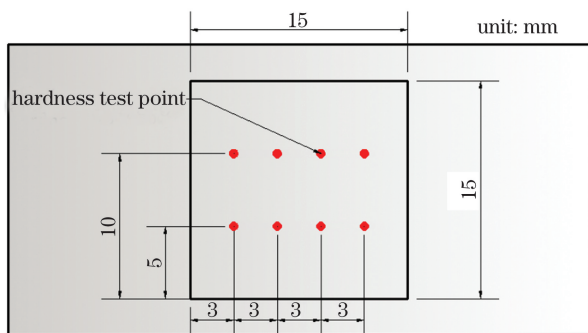


图 2 硬度测试点示意图

Fig. 2 Schematic of hardness test points

使用 X-350A 型残余应力测定仪在试样表面进行残余应力测试,测试参数如下:X 管电压为 $22\ \text{kV}$,电流为 $6\ \text{mA}$,准直管直径为 $2\ \text{mm}$,在试样强化区域内任取 3 个点,取残余应力平均值进行分析。

3 结果与讨论

3.1 表面形貌

图 3 与图 4 分别是不同处理方式下试样的表面三

维形貌以及平均线粗糙度。相较于未处理试样 [图 3(a)],LSP 区域表面更加粗糙不平,如图 3(b)所示。其原因为,激光冲击波压力导致表面出现严重的塑性变形,塑性凹坑相互搭接,形成了鱼鳞状表面形貌。与 LSP 区域相比,UIP 区域表面相对平坦,但粗糙程度仍显著高于未处理试样,如图 3(c)所示。在 UIP 过程中,超声冲击压力显著低于激光冲击波压力,因此表面塑性变形程度低于 LSP 区域,导致 UIP 区域表面粗糙度低于 LSP 区域。LSP+UIP 区域的表面粗糙度虽然高于未处理试样,但相较 LSP 区域大幅降低,如图 3(d)所示。未处理、LSP、UIP 与 LSP+UIP 试样表面粗糙度如图 4 所示。可以看出,未

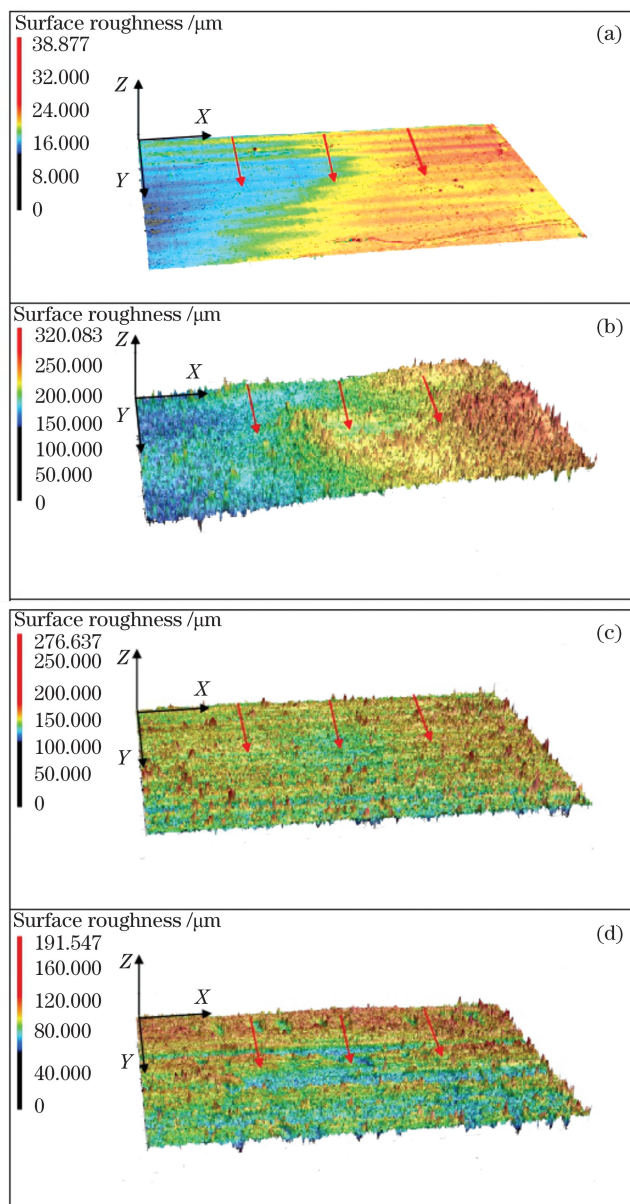


图 3 不同处理方式下 2024-T351 铝合金试样的表面三维形貌。(a)原始试样;(b)LSP;(c)UIP;(d)LSP+UIP

Fig. 3 Three dimensional surface morphologies of 2024-T351 aluminum alloy samples under different treatment methods. (a) Original sample; (b) LSP; (c) UIP; (d) LSP+UIP

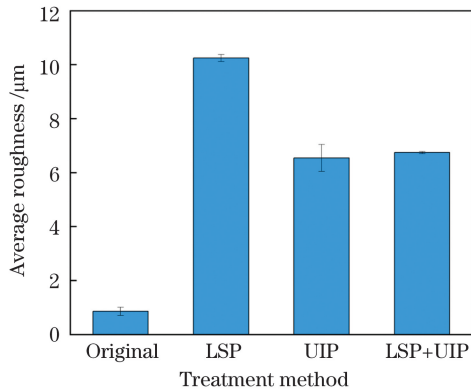


图 4 不同处理方式下 2024-T351 铝合金试样的表面平均线粗糙度

Fig. 4 Surface average linear roughnesses of 2024-T351 aluminum alloy samples under different treatment methods

处理试样表面粗糙度为 $0.858 \mu\text{m}$, LSP、UIP 与 LSP+UIP 试样表面粗糙度分别为 10.246 , 6.544 , $6.743 \mu\text{m}$ 。

相较于 LSP, LSP+UIP 将试样表面粗糙度降低了 34.19% 。

3.2 微观组织

图 5 为 LSP、UIP 与 LSP+UIP 处理后 2024-T351 铝合金的表层金相组织。如图 5(a) 所示, 原始试样表层晶粒较为粗大, 采用软件 Image-Pro Plus 测量得到平均晶粒直径约为 $45 \mu\text{m}$ 。如图 5(b) 所示, 在 LSP 试样表层形成了厚度约为 $10 \mu\text{m}$ 的硬化层, 在硬化层以下形成了深度约为 $20 \mu\text{m}$ 的晶粒细化层, 平均晶粒尺寸约为 $15 \mu\text{m}$ 。在 UIP 试样表层形成了厚度约为 $15 \mu\text{m}$ 的硬化层, 而晶粒细化层深度约为 $50 \mu\text{m}$, 平均晶粒尺寸约为 $14 \mu\text{m}$, 如图 5(c) 所示。LSP+UIP 试样表层硬化层深度达到 $20 \mu\text{m}$, 如图 5(d) 所示, 晶粒细化层深度约为 $50 \mu\text{m}$, 平均晶粒尺寸约为 $7 \mu\text{m}$, 与单独的 LSP 和 UIP 相比, 平均晶粒尺寸分别降低了 53.3% 和 50.0% 。

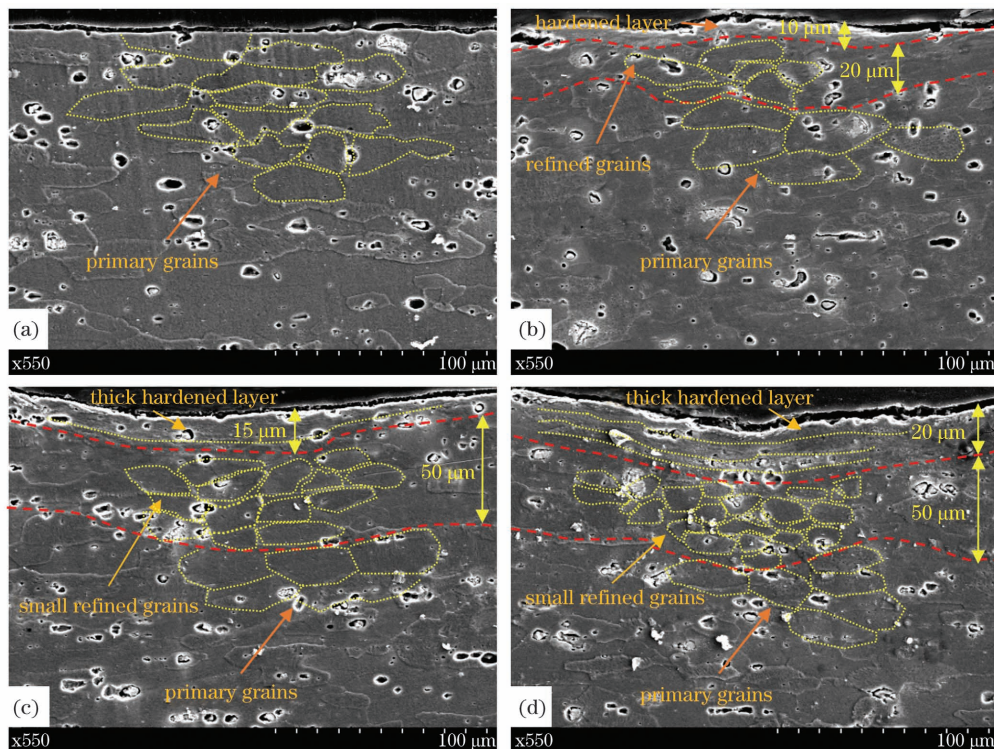


图 5 不同处理方式下 2024-T351 铝合金试样的表层金相组织。(a)原始试样;(b)LSP;(c)UIP;(d)LSP+UIP

Fig. 5 Surface metallographic structures of 2024-T351 aluminum alloy samples under different treatment methods. (a) Original sample; (b) LSP; (c) UIP; (d) LSP+UIP

图 6 为不同处理方式下 2024-T351 铝合金试样表面硬化层的微观组织。原始试样表层微观组织如图 6(a) 所示, 由于没有塑性变形, 材料表层晶界清晰, 且晶界周围无高密度位错。LSP 试样表面硬化层的微观组织如图 6(b) 所示, 激光诱导的高压冲击波 (冲击波强度为 GPa 量级) 致使材料表层产生剧烈塑性变形, 但由于冲击波持续时间短、应变速率高, 表面硬化层组织以高密度位错、位错胞和大尺寸亚晶为主。UIP 试样表面硬化层的微观组织如图 6(c) 所示, 超声冲击头与试样表面撞击产生的冲击波致使材料表层发

生塑性变形, 由于超声冲击波较激光冲击波持续时间长、应变速率低, 材料表面形成了以亚晶为主的硬化层组织, 但亚晶尺寸明显低于 LSP 试样。LSP+UIP 试样表面硬化层的微观组织如图 6(d) 所示, 可见 LSP+UIP 试样表层形成了诸多纳米尺度的亚晶, 部分亚晶周围聚集着一定密度的位错, 说明 LSP+UIP 强化组织有效结合了 LSP 高应变率与 UIP 低应变率塑性变形诱导的组织响应特征, 形成了“纳米晶+塞积位错”微观组织。

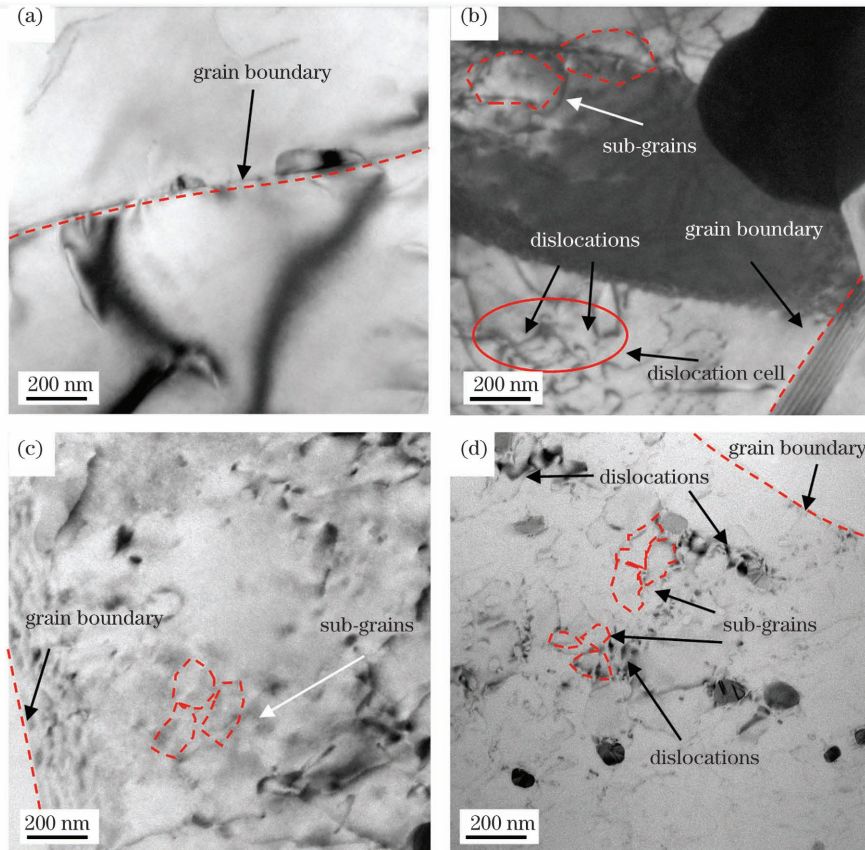


图 6 不同处理方式下 2024-T351 铝合金试样截面 TEM 图。(a)原始试样;(b)LSP;(c)UIP;(d)LSP+UIP

Fig. 6 TEM images of 2024-T351 aluminum alloy sample sections under different treatment methods. (a) Original sample; (b) LSP; (c) UIP; (d) LSP+UIP

3.3 显微硬度

不同处理方式下 2024-T351 铝合金的表面显微硬度如图 7 所示。可以看出,原始试样的表面平均显微硬度为 140.8 HV,由于塑性变形导致的加工硬化, LSP 与 UIP 强化试样的表面显微硬度分别为 167.4 HV 和 177.6 HV,相较于原始试样分别提升了 18.9%与 26.1%。而 LSP+UIP 强化试样的表面显微硬度高达 189.0 HV,与 LSP 和 UIP 相比分别提高了 12.9%与 6.4%。

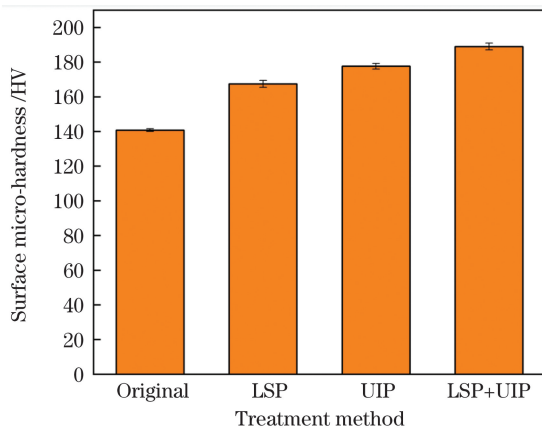


图 7 不同处理方式下 2024-T351 铝合金的表面显微硬度
Fig. 7 Surface micro-hardnesses of 2024-T351 aluminum alloys under different treatment methods

众所周知,塑性加工导致材料硬化效应主要与材料内部的晶粒尺寸有关,材料硬度与晶粒尺寸之间的数学关系可通过霍尔-佩奇(H-P)公式^[24]表示:

$$H_v = H_0 + \frac{K_h}{\sqrt{D}}, \quad (1)$$

式中: H_v 为材料的显微硬度; H_0 为位错滑移阻力; K_h 为晶界对位错运动的影响系数; D 为材料自身的晶粒尺寸。由式(1)可知,材料硬度与晶粒尺寸成反比,即晶粒尺寸越小,材料硬度越大。分析认为, LSP+UIP 利用高应变率与低应变率塑性变形特点,诱导产生了更大的塑性变形以及更小的晶粒尺寸,这是 LSP+UIP 试样表面硬度高于 LSP 和 UIP 试样表面硬度的主要原因。

3.4 残余应力

不同处理方式下 2024-T351 铝合金的表面残余应力如图 8 所示。可以看出,由于物理打磨与抛光,原始试样表面呈现残余压应力状态,平均残余应力值为 -11 MPa。经过 LSP 与 UIP 强化后,试样表层塑性变形导致残余压应力幅值大幅增加。与原始试样相比, LSP 与 UIP 强化表面残余压应力值分别提高了 1027.3%与 1100.0%。研究^[25]表明,试样内残余应力值与塑性变形的关系可表示为

$$\sigma_{res} = \sigma_0 + \mu \epsilon_p \left(\frac{1+\nu}{1-\nu} \right) \left[1 - \frac{4\sqrt{2}}{\pi} (1+\nu) \frac{L}{a} \right], \quad (2)$$

式中: σ_{res} 为喷丸诱导的残余应力; ϵ_p 为喷丸诱导的塑性应变; σ_0 为摩擦应力; μ 为 Lamé 常数; ν 为泊松比; a 为取向因子; L 为影响深度。由式(2)可见, 试样内残余应力与塑性变形成正比, 即塑性变形越大, 残余应力值越高。由于 LSP+UIP 可以获得较 LSP 和 UIP 更高的塑性变形, 因此其诱导的残余压应力值显著高于 LSP 和 UIP。与 LSP 和 UIP 相比, LSP+UIP 诱导的残余压应力值分别提高了 25.8% 与 18.2%。

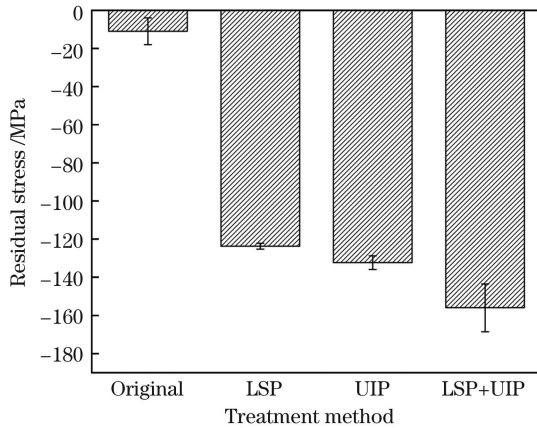


图 8 不同处理方式下 2024-T351 铝合金的表面残余应力
Fig. 8 Surface residual stresses of 2024-T351 aluminum alloys under different treatment methods

3.5 LSP+UIP 强化机制

如图 9 所示, 当激光作用于材料表面时, 由于激光光斑相互搭接重叠, 激光喷丸形成的凹坑也会相互重叠, 因此材料表面产生了一定面积的凸起和低谷, 材料表面的粗糙度显著增大。而 UIP 的超声冲击波振幅较小、频率高, 且 UIP 可调节预应力和作用时间, 相比于 LSP, 其对试样表面具有一定的平整作用, 降低了材料表面的粗糙度。

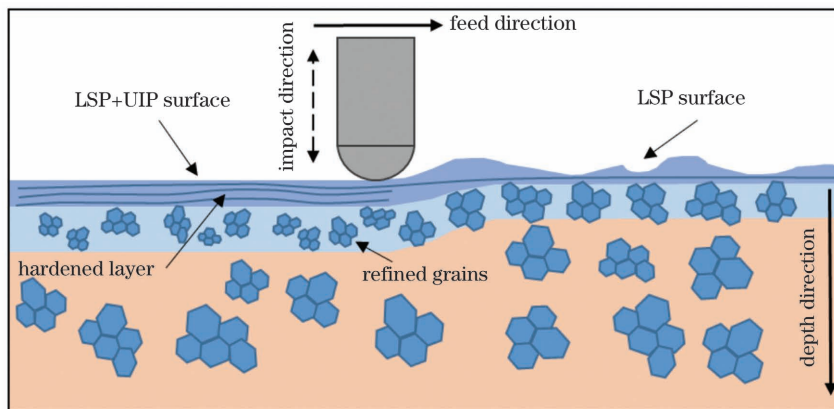


图 9 LSP+UIP 对 2024-T351 铝合金表面形貌及组织的影响示意图

Fig. 9 Schematic of effect of LSP+UIP on surface morphology and microstructure of 2024-T351 aluminum alloy

4 结 论

研究了激光-超声复合喷丸强化工艺对 2024-T351 铝合金微观组织与表面性能的影响规律, 分析了激光-超声复合喷丸强化作用下材料微观组织的演变

LSP 诱导的冲击波使材料表面形成了较大的塑性变形, 产生的塑性变形时间短、应变速率高, 激光冲击波的快速作用使得材料表层的组织位错数量增多、密度增大, 形成了位错缠结和位错墙。晶粒被位错缠结和位错墙共同分割, 产生亚晶, 位错缠结不断延伸形成亚晶界, 晶粒在这一过程中被不断分割细化。经 LSP 强化处理后, 材料表层的硬化层是以高密度位错和大尺寸亚晶为主的组织, LSP+UIP 则是在此基础上, 将高频低幅的超声冲击波作用于材料表面, 材料表面形成以亚晶为主的硬化层组织, 且短时间内的反复冲击作用使得材料表层的塑性变形累积增大, 金属的硬化层组织内部产生更大的晶格畸变应力, 从而增加其诱导的残余压应力幅值, 进一步细化亚晶组织。

LSP 属于一种冷加工, 在加工过程中, 激光冲击波的大部分能量会转化为热能耗散, 只有小部分能量进入材料内部成为潜能, 主要表现为材料内部位错密度增大, 从而产生弹性应变能^[5]。这些位错往往是以位错网的形态存在于材料内部, 此时位错引起的弹性应变能较高, 这表明 LSP 在材料内部诱导产生的位错并不稳定^[26]。为了得到稳定的位错组态, 需要重新排列位错, 使其成为较低能量的组态并且释放部分材料内部的潜能。而这些重新排列的位错形成的低能量态往往以位错墙或亚晶界的形式出现, 但位错重新排列成位错墙或亚晶界且释放潜能的过程必定需要位错攀移, 而 LSP+UIP 可以提供足够的能量, 超声能量可以使点缺陷出现局域和短程扩散, 从而实现位错攀移, 最终实现位错的动态回复和位错多边化。LSP+UIP 可以通过超声能量降低位错攀移的能量阈值, 进而促进亚晶界的形成, 使得其加工对象的晶粒尺寸显著低于 LSP 和 UIP, 最终形成“纳米晶+塞积位错”微观组织。

与强化机制, 获得如下主要结论。

1) 在微观组织方面, LSP+UIP 可进一步细化晶粒, 形成“纳米晶+塞积位错”微观组织。

2) 在表面形貌方面, LSP+UIP 有效解决了 LSP 处理后表面质量降低的问题, 减小了材料表面粗糙度,

提升了材料表面的平整性。

3) 在显微硬度方面, LSP+UIP 显著增大了材料的表面硬度, 与 LSP 和 UIP 相比, 分别提高了 12.9% 与 6.4%。

4) 在残余应力方面, LSP+UIP 在材料表面引入了更大的残余压应力幅值, 与 LSP 和 UIP 相比, LSP+UIP 诱导的残余压应力值分别提高了 25.8% 与 18.2%。

参 考 文 献

[1] Sheng J, Huang S, Zhou J Z, et al. Effect of laser peening with different energies on fatigue fracture evolution of 6061-T6 aluminum alloy [J]. *Optics & Laser Technology*, 2016, 77: 169-176.

[2] 李勇, 李东升, 李小强. 大型复杂壁板构件塑性成形技术研究与应用进展 [J]. *航空制造技术*, 2020, 63(21): 36-45, 53.
Li Y, Li D S, Li X Q. A review of plastic forming technologies and applications for large and complex-shaped panels [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2020, 63(21): 36-45, 53.

[3] 李彩玲, 索德军. PW 1000G 发动机率先使用铝合金风扇叶片 [J]. *航空发动机*, 2014, 40(5): 12.
Li C L, Suo D J. PW 1000G engine takes the lead in using aluminum alloy fan blades [J]. *Aeroengine*, 2014, 40(5): 12.

[4] 王冬宇. 薄壁结构双侧异步激光喷丸强化建模方法与工艺规律研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2017.
Wang D Y. Alternate double-side laser peening of thin sections: experiments & modelling [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017.

[5] 孟宪凯, 周建忠. 激光光喷丸强化航空轻质合金的振动模态及疲劳延寿机理 [J]. *机械工程学报*, 2019, 55(6): 165.
Meng X K, Zhou J Z. Vibration modal and fatigue improvement mechanism of aviation light alloy treated by warm laser peening [J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2019, 55(6): 165.

[6] 蔡剑, 刘道新, 叶作彦, 等. 腐蚀与交变载荷循环作用对 2A12-T4 铝合金疲劳寿命的影响 [J]. *中国腐蚀与防护学报*, 2015, 35(1): 61-68.
Cai J, Liu D X, Ye Z Y, et al. Influence of cyclic action of corrosion and alternate load on fatigue life of 2A12-T4 aluminum alloy [J]. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 2015, 35(1): 61-68.

[7] 张祺. 预腐蚀航空铝合金疲劳失效及寿命预测研究 [D]. 天津: 中国民航大学, 2018.
Zhang Q. Fatigue failure analysis and life prediction of pre-corroded aerospace aluminum alloys [D]. Tianjin: Civil Aviation University of China, 2018.

[8] 孙响杰, 周建忠, 黄舒, 等. 激光喷丸医用 Ti₆Al₄V 合金的耐生物腐蚀性能研究 [J]. *中国激光*, 2017, 44(7): 0702003.
Sun Y J, Zhou J Z, Huang S, et al. Research on biological corrosion resistance of medical Ti₆Al₄V alloy subjected to laser peening [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(7): 0702003.

[9] Salimianrizi A, Forozmehr E, Badrossamay M, et al. Effect of laser shock peening on surface properties and residual stress of Al6061-T6 [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2016, 77: 112-117.

[10] Pant B K, Pavan A H V, Prakash R V, et al. Effect of laser peening and shot peening on fatigue striations during FCGR study of Ti₆Al₄V [J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 93: 38-50.

[11] 王强, 高国强, 罗学昆. 激光喷丸与机械喷丸复合强化对 2124-T851 铝合金疲劳寿命的影响 [J]. *表面技术*, 2021, 50(4): 96-102.
Wang Q, Gao G Q, Luo X K. Effect of laser shot peening and shot peening compound strengthening process on fatigue life of

2124-T851 aluminum alloy [J]. *Surface Technology*, 2021, 50(4): 96-102.

[12] Straumal B, Martynenko N, Temralieva D, et al. The effect of equal-channel angular pressing on microstructure, mechanical properties, and biodegradation behavior of magnesium alloyed with silver and gadolinium [J]. *Crystals*, 2020, 10(10): 918.

[13] Liao Y, Yan H G, Xia W J, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and properties of high strain rate rolled 7050 aluminum alloy [J]. *Metals and Materials International*, 2021: 1-12.

[14] Yella P, Rajulapati K V, Prasad G V, et al. Effect of laser shock peening on high cycle fatigue characteristics of 316LN stainless steel [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2019, 176: 103972.

[15] Meng X K, Zhou J Z, Su C, et al. Residual stress relaxation and its effects on the fatigue properties of Ti₆Al₄V alloy strengthened by warm laser peening [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 680: 297-304.

[16] 项建云, 葛茂忠, 王大明. 激光冲击处理对 GH3039 高温拉伸性能的影响 [J]. *激光与光电子学进展*, 2022, 59(7): 0716002.
Xiang J Y, Ge M Z, Wang T M. Effect of laser shock peening on high-temperature tensile property of GH3039 superalloy [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2022, 59(7): 0716002.

[17] 周文, 葛茂忠, 王大明, 等. 激光冲击处理对 GH3039 高温合金表面完整性的影响 [J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(3): 0314001.
Zhou W, Ge M Z, Wang T M, et al. Effect of laser shock peening on surface integrity of GH3039 superalloys [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(3): 0314001.

[18] 田绪亮, 周建忠, 李京, 等. 深冷激光喷丸强化对 2024-T351 铝合金微观组织的影响 [J]. *中国激光*, 2019, 46(9): 0902004.
Tian X L, Zhou J Z, Li J, et al. Effect of cryogenic laser peening on microstructure of 2024-T351 aluminum alloy [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(9): 0902004.

[19] 鲁金忠, 季仕杰, 吴刘军, 等. 激光冲击-超声滚压复合工艺对 AZ91D 镁合金力学性能的影响 [J]. *吉林大学学报(工学版)*, 2020, 50(4): 1301-1309.
Lu J Z, Ji S J, Wu L J, et al. Effect of laser shock peening and ultrasound surface rolling combined processes on mechanical properties of AZ91D Mg alloy [J]. *Journal of Jilin University (Engineering and Technology Edition)*, 2020, 50(4): 1301-1309.

[20] 王佳波. 激光和超声冲击复合强化 AISI304 不锈钢摩擦磨损性能研究 [D]. 镇江: 江苏大学, 2020.
Wang J B. Research on friction and wear properties of AISI304 stainless steel strengthened by laser shock peening and ultrasonic impact peening [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2020.

[21] 周云, 郑杨艳, 王一宁. 超声冲击处理 S30408 表面硬度研究 [J]. *化工装备技术*, 2021, 42(1): 17-22.
Zhou Y, Zheng Y Y, Wang Y N. Research on surface hardness of S30408 by ultrasonic impact treatment [J]. *Chemical Equipment Technology*, 2021, 42(1): 17-22.

[22] Nový F, Petrů M, Trško L, et al. Fatigue properties of welded Strenx 700 MC HSLA steel after ultrasonic impact treatment application [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2020, 32: 174-178.

[23] 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 DFR_{cutoff} 的影响 [J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0502006.
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.

[24] 周建忠, 韩煜航, 黄舒, 等. 不同工艺温度对 IN718 合金激光喷丸后残余应力和纳米硬度的影响 [J]. *中国激光*, 2015, 42(7): 0703001.
Zhou J Z, Han Y H, Huang S, et al. Effect of different process temperatures on residual stress and nano-hardness of warm laser

- peened INI718 superalloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(7): 0703001.
- [25] 李京. TC6 钛合金深冷激光喷丸强化机理及振动疲劳性能研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2020.
- Li J. Research on strengthening mechanism of cryogenic laser peening and vibration fatigue properties of TC6 titanium alloy [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2020.
- [26] 孟宪凯. 激光温喷丸强化航空轻质合金的振动模态及疲劳延寿机理[D]. 镇江: 江苏大学, 2017.
- Meng X K. Vibration modal and fatigue improvement mechanism of aerial light alloy treated by warm laser peening [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2017.

Surface Properties of 2024 Aluminum Alloy Strengthened by Laser Ultrasonic Composite Shock Peening

Meng Xiankai^{1,2*}, Zhao Yaomin², Zhou Jianzhong², Huang Shu², Leng Xumin², Li Li²

¹ Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment Technology Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China;

² School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China

Abstract

Objective With the increasing lightweight requirements of aviation equipment, thin-walled structural parts have become an indispensable key part of aerospace. These parts are generally made of light alloys such as aluminum alloy. However, the structural strength of aluminum alloy aviation thin-walled parts is low and the fatigue crack propagation resistance is weak. The fatigue life is the key to restricting the service life of aerospace vehicles. The fatigue crack sources are generally concentrated on the surface of parts, so many surface deformation strengthening technologies including laser shock peening have attracted much attention in recent years. However, the action time of laser shock wave is very short, the induced microstructure is mainly a dislocation structure, the stabilities of the microstructure and stress are poor, and the surface plastic deformation is serious, which all reduce the quality of laser shock peening. Therefore, it is necessary to explore new processes to improve the surface quality of machined parts, except to use the advantages of laser shock peening. Because the ultrasonic impact peening technology uses high-frequency vibration to impact the material surface, produce an ultrasonic shock wave, refine the grains on the material surface, and form residual compressive stress field, it can obtain more stable microstructures and residual stress than laser shock peening. However, the shock wave pressure is low in the process of ultrasonic impact peening, and thus a long time is generally needed to obtain a better strengthening effect, which results in a low strengthening efficiency. The laser ultrasonic composite shock peening technology uses the composite effect of an ultrasonic shock wave and a laser shock wave to regulate the microstructure and surface residual stress, so as to improve the surface integrity and mechanical properties of metal materials. However, there are only few reports on the exploration of the laser ultrasonic composite shock peening technology at present. Taking the 2024-T351 aluminum alloy as the research object, this paper experimentally studies the influence of laser ultrasonic composite shock peening (LSP + UIP) on the surface morphologies and microstructures of materials, analyzes the relationship between microstructures and mechanical properties, and explores the evolution mechanism of microstructures and the change law of mechanical properties under the action of LSP + UIP.

Methods The 2024-T351 aviation aluminum alloy plate with a thickness of 2 mm is selected as the experimental material. The rectangular sample is cut and polished. The sample surface is strengthened by laser ultrasonic composite shock peening. The surface morphology and surface linear roughness in the treatment area of the strengthened sample are measured. First, the surface micro-hardness of the sample is tested by the micro-hardness tester and the surface residual stress of the sample is tested by the residual stress tester. Second, the sample is cut along its section direction by wire cutting, the cross section is ground and polished, the sample's section is soaked with the Keller's corrosive agent for corrosion, and the sample's section is observed by the scanning electron microscope after treatment. Third, the surface layer of the sample is subject to wire cutting, grinding, and ion thinning until the thickness is ≤ 200 nm, and the microstructure of the sample's section is observed by the transmission electron microscope.

Results and Discussions Through surface morphology observation and roughness measurement, it can be seen that the surface quality of the LSP + UIP area is significantly improved compared with that of the LSP area (Fig. 3). Compared with LSP, LSP + UIP reduces the surface roughness of the sample by 34.19% (Fig. 4). The scanning electron microscope shows that the surface hardened layer depth of the LSP + UIP sample reaches 20 μm . The depth of the grain refinement layer is about 50 μm . The average grain size is about 7 μm . Compared with those of the LSP and UIP samples,

the average grain size of the LSP + UIP sample is reduced by 53.3% and 50.0% (Fig. 5), respectively. It is observed by the transmission electron microscope that many nanometer-sized sub-crystals are formed on the surface of the LSP + UIP sample, and the dislocations with a certain density are gathered around some sub-crystals, indicating that the LSP + UIP strengthened structure effectively combines the structural response characteristics induced by plastic deformation of LSP at a high strain rate and UIP at a low strain rate and the microstructure of “nanocrystalline + stacking dislocation” is formed (Fig. 6). The surface micro-hardness of the LSP + UIP strengthened sample is up to 189.0 HV, increased by 12.9% and 6.4% compared with those of the LSP and UIP samples, respectively (Fig. 7). Because LSP + UIP can obtain higher plastic deformation than LSP or UIP, the induced residual compressive stress is significantly higher than those for LSP and UIP. Compared with those by LSP and UIP, the residual compressive stress induced by LSP + UIP is increased by 25.8% and 18.2%, respectively (Fig. 8).

Conclusions The effects of laser ultrasonic composite shock peening on the microstructure and surface properties of the 2024-T351 aluminum alloy are studied, and the evolution and strengthening mechanism of the microstructure under laser ultrasonic composite shock peening are analyzed. Laser ultrasonic composite shock peening can effectively solve the phenomenon of surface quality reduction after the LSP treatment, reduce the material surface roughness, and improve the surface flatness of the material. In terms of microstructure, LSP + UIP can further refine the grains and form the microstructure of “nanocrystalline + stacking dislocation”. In terms of micro-hardness, LSP + UIP significantly increases the surface hardness of the material, increased by 12.9% and 6.4% respectively compared with those by LSP and UIP. In terms of residual stress, LSP + UIP introduces a large amplitude of residual compressive stress on the material surface. Compared with those by LSP and UIP, the residual compressive stress induced by LSP + UIP is increased by 25.8% and 18.2%, respectively. Our research shows that with a reasonable experimental design, laser ultrasonic composite shock peening can make 2024-T351 aluminum alloy obtain better surface properties.

Key words laser technique; laser shock peening; ultrasonic impact peening; surface properties; grain structure; residual stress