

引文格式: 张天杨, 陈思源, MAZIAR Toursangsaraki, 等. 2024-T351 铝合金激光冲击微观组织强化机制分析[J]. 航空制造技术, 2023, 66(16): 111-116, 123.

ZHANG Tianyang, CHEN Siyuan, MAZIAR Toursangsaraki, et al. Analysis of microstructure strengthening mechanisms of laser peening on 2024-T351 aluminum alloy [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(16): 111-116, 123.

## 2024-T351 铝合金激光冲击微观组织强化机制分析\*

张天杨, 陈思源, MAZIAR Toursangsaraki, 胡永祥

(上海交通大学机械与动力工程学院机械系统与振动国家重点实验室, 上海 200240)

[摘要] 激光冲击强化在航空制造业中具有广泛的应用前景, 研究其强化机制对认识工艺过程材料响应行为, 合理规划激光冲击强化工艺具有重要意义。采用电子背散射衍射与 X 射线衍射表征激光冲击强化材料微观组织演化状态, 对微观组织强化机制进行分析。通过室温拉伸试验对激光冲击强化 2024-T351 铝合金试样进行测试, 研究其对铝合金力学性能的影响。研究表明, 激光冲击强化通过引入应变梯度在材料中引起轧制方向晶粒断裂并生成小角度晶界, 同时引发统计存储位错大量增殖。激光冲击强化主要通过位错强化机制提升材料的屈服强度与抗拉强度, 细晶强化与固溶强化机制贡献不显著。

关键词: 2024-T351; 激光冲击强化; 电子背散射衍射; X 射线衍射; 微观组织

### Analysis of Microstructure Strengthening Mechanisms of Laser Peening on 2024-T351 Aluminum Alloy

ZHANG Tianyang, CHEN Siyuan, MAZIAR Toursangsaraki, HU Yongxiang

(State Key Laboratory of Mechanical System and Vibration, School of Mechanical Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

[ABSTRACT] Laser peening has broad application prospects in the aviation manufacturing industry. Research on its strengthening mechanism is important for understanding the response of materials under laser peening and rationally planning the laser peening process. Electron backscatter diffraction and X-ray diffraction were used to characterize the microstructure evolution, and to analyze the microstructure strengthening mechanisms. The effect of laser peening on the mechanical properties of the aluminum alloy was studied through the tensile test of the 2024-T351 aluminum alloy samples after laser peening. The results show that laser peening induces grain refinement in the rolling direction and generates low-angle grain boundaries by deformation strain gradient, and at the same time induces multiplication of statistical storage dislocations. Laser peening mainly improves the material strength through dislocation strengthening, and the grain refinement strengthening and the solution strengthening mechanisms do not contribute significantly.

Keywords: 2024-T351; Laser peening; Electron backscattered diffraction; X-ray diffraction; Microstructure

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.16.111

航空零部件的服役条件较为恶劣, 往往需要进行表面强化处理以降低其失效风险。常见的表面强化工艺包括机械喷丸、滚压、激光冲击强化 (Laser peening, LP) 等。激光冲击强化又称为激光喷丸, 以激光为介质实现

工件表面形变强化。工件表面采用不透明的吸收层与透明的约束层覆盖, 高能短脉冲激光束穿透约束层, 辐照吸收层, 使吸收层温度迅速升高产生等离子体。等离子体在膨胀过程中受到约束层的作用, 反作用于工件,

\* 基金项目: 国家自然科学基金 (U21A20135)。

形成沿深度方向传播的冲击波。由于冲击波峰值压力高于材料动态屈服强度,可引起工件局部高应变率塑性变形,在表面引入有益的残余应力并引起微观组织变化,提升材料的力学与疲劳性能。相较于传统强化工艺,激光冲击强化能够获得更高质量的工件表面,且工艺可控性强、现场环境清洁,适用于航空发动机叶片、航空整体结构件等高附加值零件,展现出广泛的应用前景<sup>[1-2]</sup>。

激光冲击强化机制主要包括表面残余压应力的引入与微观组织改变。表面残余压应力可抵消实际服役中的拉伸载荷,抑制零件表面疲劳裂纹的产生和扩展。通过试验与有限元仿真等方法,表面残余应力的产生机理与工艺规律已经得到广泛研究<sup>[3]</sup>。近年来,随着材料分析表征技术的发展,材料微观组织在激光冲击强化中的演化成为关注热点。徐洋洋等<sup>[4]</sup>通过TEM观测,发现铝合金的激光冲击强化塑性变形区内产生大量的位错线与位错墙。孙云辉等<sup>[5]</sup>采用截线法分析了晶粒尺寸,发现激光冲击强化后发生了晶粒细化,并认为这是由于位错的动态增殖与湮灭造成的。陈松玲等<sup>[6]</sup>发现激光冲击强化后IN718合金中发生了 $\delta$ 相的析出,有助于抑制合金的热腐蚀。通过TEM表征手段,金属材料激光冲击强化机理已经较为明确,细晶强化、位错强化、固溶强化等都是激光冲击强化可能引入的材料强化机制。目前,对微观组织强化机制的定量研究仍然较为缺乏,主导强化机制尚不明确。电子背散射衍射( Electron backscattered diffraction, EBSD)技术与X射线衍射(X-rays diffraction, XRD)技术能够获得材料织构与取向的定量数据,有利于进一步对微观组织强化机制进行定量研究。

为探究激光冲击强化对航空合金材料力学性能的影响,分析工艺过程中材料微观组织响应行为,以2024-T351铝合金为研究对象,采用EBSD与XRD对强化前后的试样微观组织进行表征,研究织构与位错等演化行为;采用电子万能材料试验机对不同次数激光冲击强化试样进行拉伸试验。结合材料强度理论从微观组织角度对细晶强化、固溶强化、位错强化等强化机制进行分析,明确其主导强化机制。

## 1 试验方法

### 1.1 试验材料准备

选用2024-T351航空铝合金板材作为试验材料,合金元素质量分数为Si 0.5%、Fe 0.5%、Cu 3.8%~4.9%、Mn 0.3%~0.9%、Mg 1.2%~1.8%、Ni 0.1%,余量为Al。初始板材采用线切割工艺加工制成尺寸为200 mm×200 mm×6.5 mm的正方形试样,在190℃下退火4 h以消

除试样中的残余应力。为防止试样表层刮痕影响试验结果,在激光冲击强化试验前,逐步采用400目、800目、1200目粒度的SiC砂纸充分打磨试样表面,之后采用0.03 μm氧化铝悬浊液进行精细抛光,完成后使用无水乙醇清洗并烘干。

### 1.2 激光冲击强化试验

激光冲击强化试验采用调Q型Nd:YAG固体激光器作为光源,激光脉宽为15 ns,波长为1064 nm,光斑形状设置为4 mm直径的圆形。采用黑色胶带作为吸收层,均匀流动水膜作为约束层,以提高等离子体产生的冲击压力并防止试样表面烧伤。激光冲击强化工艺设备中的光路固定,工业机器人夹持试样以恒定速度移动,确保试样上的冲击点位以20%的搭接率均匀分布。激光器采用10 J的激光能量,出光频率为5 Hz,以连续出光模式分别对试样表面指定区域进行1次与3次的双面激光冲击强化,其路径规划如图1(a)所示。然后,使用电火花线切割工艺从未强化试样与强化试样上切割得到图1(b)所示的拉伸试样。

### 1.3 微观组织表征

EBSD由NOVA NanoSEM 230扫描电子显微镜和Aztec HKL Max测试系统完成,以获取未强化试样与强化试样的截面晶粒形态与取向分布。在进行EBSD测试前,对待测试样表面采用2000目SiC砂纸进行打磨,并使用0.03 μm氧化铝悬浮液进行振动抛光。扫描电子显微镜的工作电压设定为20 kV,曝光时间设定为40 ms。为保证EBSD试验结果反映真实的晶粒分布信息,

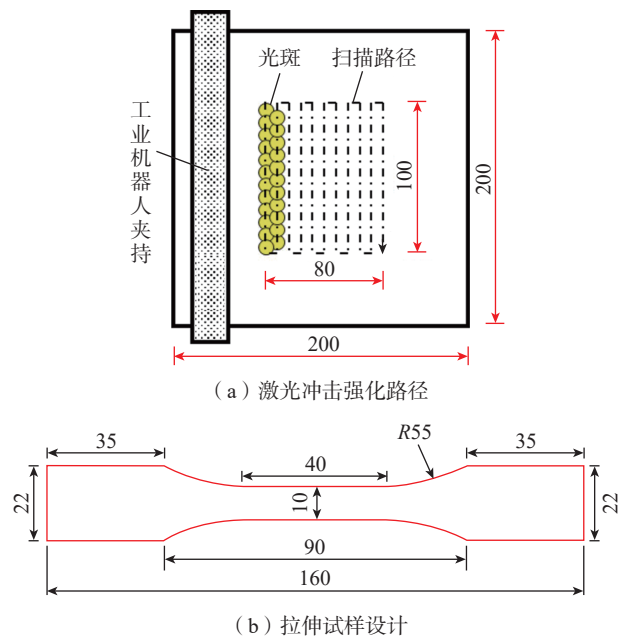


图1 试验试样制备(mm)

Fig.1 Specimens design and preparation (mm)

根据样品晶粒形态选定恰当的扫描步长,设定扫描步长为  $3\ \mu\text{m}$  以保证其低于样品的晶粒尺寸。

XRD 分析技术可以获取材料的位错密度并探究激光冲击强化可能引入的相组成变化。XRD 测试采用 Bruker D8 ADVANCE Da Vinci 型衍射仪。试验采用 Cu-K $\alpha$  靶,其射线波长为  $0.154\ \text{nm}$ 。衍射仪电压为  $40\ \text{kV}$ ,电流为  $40\ \text{mA}$ ,扫描范围为  $30^\circ\sim 120^\circ$ ,扫描步长为  $0.04^\circ$ ,扫描速度为  $2^\circ/\text{min}$ 。

#### 1.4 拉伸试验

采用 Z050 THW 型电子万能材料试验机进行室温拉伸试验,以获得激光冲击强化前后材料的屈服强度、抗拉强度与延伸率等力学性能指标。激光冲击强化区域覆盖至夹持端的范围,以保证试样在强化区域内断裂。拉伸试验采用位移控制方法,在拉伸过程中控制工程应变速率为  $0.001\ \text{s}^{-1}$  直至试样断裂。

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织演化

利用后处理软件对 EBSD 试验数据进行分析,得到未强化试样与 3 次冲击强化试样截面的晶体取向等数据,如图 2 所示。

可以看出,未强化与 3 次激光冲击强化的 2024-T351 铝合金试样中均存在明显的轧制织构。未强化试样在轧制方向、横向、法向方向的平均晶粒长度分别为  $275\ \mu\text{m}$ 、 $65\ \mu\text{m}$  和  $27\ \mu\text{m}$ ,平均晶粒尺寸约为  $78\ \mu\text{m}$ 。在 3 次激光冲击强化后,试验沿轧制方向、横向、法向方向平均晶粒长度约为  $145\ \mu\text{m}$ 、 $65\ \mu\text{m}$ 、 $25\ \mu\text{m}$ ,平均晶粒尺寸约为  $62\ \mu\text{m}$ 。在 3 次激光冲击强化后,2024-T351 铝合金在轧制方向上的晶粒长度减小至激光冲击强化前的一半左右,法向与横向上的晶粒长度几乎没有发生变化,平均晶粒尺寸降低约 21%。

晶粒细化的本质是原晶粒内部新晶界的形成,其诱因是晶粒内取向差的增大。材料中取向差可采用几何必须位错 (Geometric necessary dislocation, GND) 密度值描述,通过 KAM 方法<sup>[7]</sup> 根据局部取向差按式 (1) 计算。

$$\rho_{\text{GND}} = 2\Delta\theta/ub \quad (1)$$

式中,  $\rho_{\text{GND}}$  为几何必须位错密度;  $\Delta\theta$  为局部取向差;  $u$  为 EBSD 试验扫描步长;  $b$  为材料的伯氏矢量值。试样中的 GND 密度分布与晶界错角分布如图 3 所示。

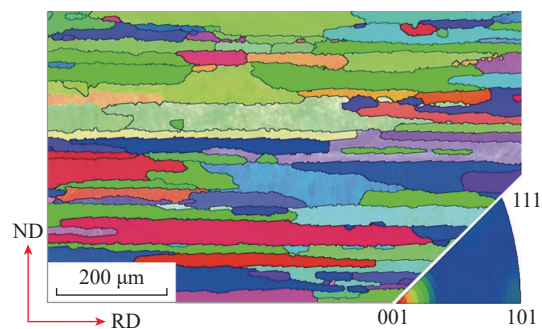
从图 3 (a) 和 (b) 中可知,经过 3 次激光冲击强化,试样表层  $100\ \mu\text{m}$  以内几何必须位错密度上升,平均几何必须位错密度由  $4.7 \times 10^{13}\ \text{m}^{-2}$  增加至  $5.9 \times 10^{13}\ \text{m}^{-2}$ ,说明激光冲击强化产生了不均匀的塑性变形,在材料中引入了应变梯度,造成晶内取向差增大。部分晶粒内取

向差超过阈值形成新的晶界,产生晶粒细化现象。从图 3 (c) 和 (d) 中激光冲击强化前后试样的晶界错角分布可以看出,3 次冲击强化后试样的小角度晶界 (Low angle grain boundaries, LAGBs) 比例由 5.3% 增加至 12.6%,表明上述晶粒细化过程主要产生小角度晶界,激光冲击强化引入的取向差与应变梯度较小。

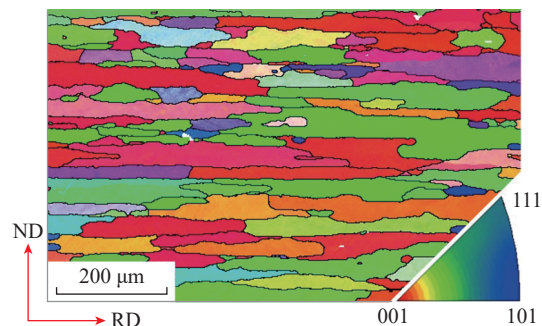
材料织构表明晶粒在某些晶向上存在择优取向,反映了材料的各向异性,对力学性能有着重要影响。图 4 描述了 EBSD 试验获得的激光冲击强化前后材料织构极图,3 次激光冲击强化后的材料最大织构强度由  $4.49\ \text{mud}$  降低至  $3.73\ \text{mud}$ ,织构向随机方向演化。激光冲击强化提高了 2024-T351 铝合金晶体取向的随机性,使得材料各向异性的程度略有降低。

XRD 衍射谱线同样可以定性反映材料的织构。不同激光冲击强化次数的铝合金试样表面的 XRD 衍射谱线如图 5 所示。

对于不同试样, XRD 衍射图谱在  $38^\circ$ 、 $45^\circ$ 、 $65^\circ$ 、 $78^\circ$ 、 $82^\circ$  附近均出现了明显的衍射峰,这与纯铝的特征峰一致,分别对应  $\{111\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{220\}$ 、 $\{311\}$ 、 $\{222\}$  衍射晶面。XRD 衍射图谱中未出现其他相的特征峰,表明激光冲击强化过程中未出现明显的氧化与相变,且铝合金的面心立方晶体结构没有发生改变。另外,激光冲击强化后试样的衍射谱线中各个衍射峰的强度比例与



(a) 未强化试样轧制方向取向分布

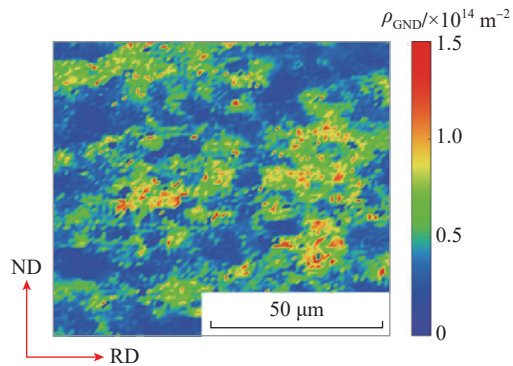


(b) 3次冲击强化试样轧制方向取向分布

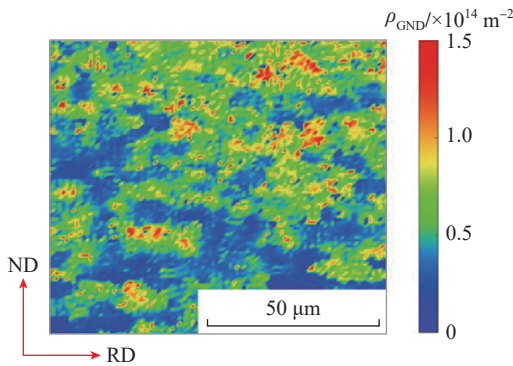
图 2 EBSD 取向分布结果

Fig.2 Orientations in EBSD results

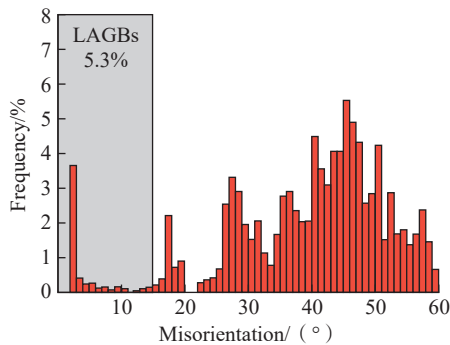
纯铝标准 XRD 衍射谱线更为接近,说明激光冲击强化降低了原合金材料中的织构,提升了 2024-T351 材料的组织均匀性,这与 EBSD 试验得到的结论一致。



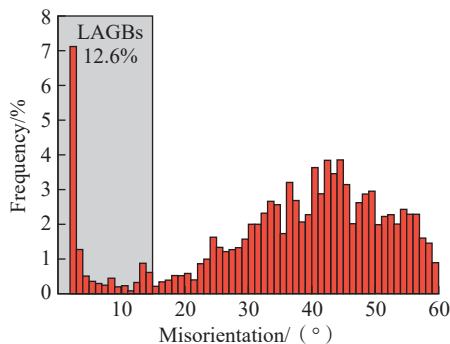
(a) 未强化试样几何必须位错分布



(b) 3次冲击强化试样几何必须位错分布



(c) 未强化试样晶界错角分布

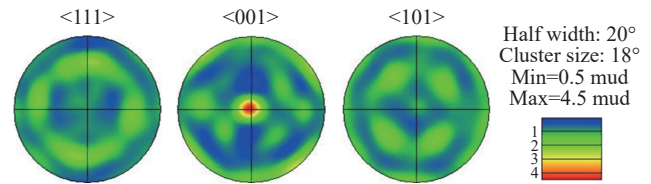


(d) 3次冲击强化试样晶界错角分布

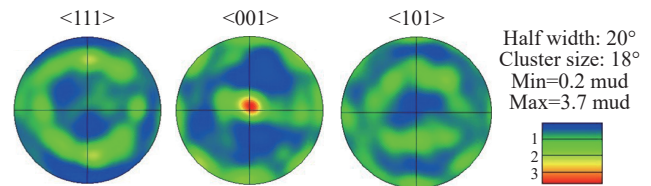
图3 几何必须位错密度与晶界错角分布

Fig.3 Distribution of GND densities and grain boundary orientations

除由应变梯度产生的几何必须位错外,在激光冲击强化过程中,高应变率的变形诱发位错反应,导致统计存储位错 (Statistically stored dislocation, SSD) 密度增加,形成高密度的位错网与位错墙。材料总位错密度即为几何必须位错密度与统计存储位错密度之和,可根据 XRD 衍射谱线获得的晶格应变进行计算。其中, XRD 衍射区晶粒度、晶格应变和半高全宽关系一般采用式



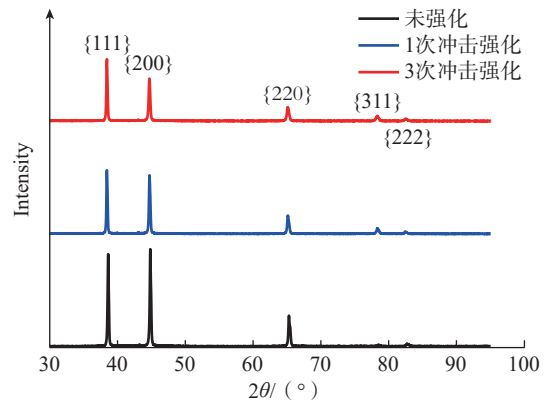
(a) 未强化试样极图



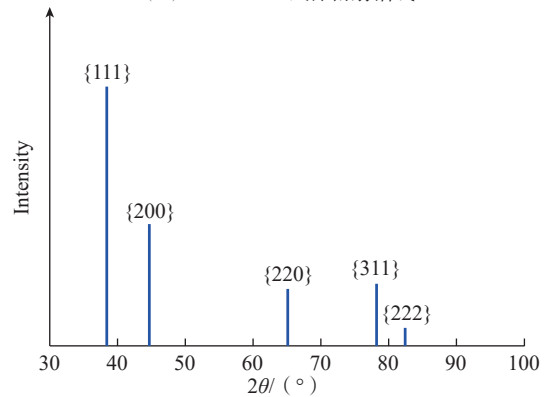
(b) 3次激光冲击强化试样极图

图4 材料织构极图

Fig.4 Material pole figures



(a) 2024-T351试样衍射谱线



(b) Al标准衍射谱线

图5 2024-T351 试样与 Al 标准衍射谱线

Fig.5 XRD spectrometry profile of 2024-T31 samples and pure aluminum

(2) 进行描述<sup>[8]</sup>, 即

$$(\delta 2\theta) \cdot \cos \theta_0 = \frac{0.9\lambda}{d} + \langle e^2 \rangle^{1/2} \cdot \sin \theta_0 \quad (2)$$

式中,  $\theta_0$  为衍射峰处的布拉格角;  $\delta 2\theta$  为对应衍射峰的半高峰宽;  $\lambda$  为所采用的射线波长;  $d$  为衍射区域平均晶粒尺寸;  $\langle e^2 \rangle^{1/2}$  为晶格应变。对于铝合金, 位错密度与平均晶格应变的关系一般采用式(3)进行描述<sup>[9]</sup>, 即

$$\rho_{\text{dis}} = 2\sqrt{3}\langle e^2 \rangle^{1/2} / db \quad (3)$$

将 XRD 衍射峰数据代入式(2)和(3)可得未强化试样的平均晶格应变为 0.0913%, 平均位错密度为  $1.68 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ; 1 次激光冲击强化试样的平均晶格应变为 0.2379%, 平均位错密度为  $4.38 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ; 3 次激光冲击强化试样的平均晶格应变为 0.6945%, 平均位错密度为  $5.08 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。经过 3 次激光冲击强化, 材料表层的总位错密度增加约  $3.40 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ , 上升 202.4%。几何必须位错密度增量为  $1.30 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ , 仅占位错增量的 3.8%, 说明激光冲击强化中增加的位错以统计存储位错为主, 产生的应变梯度较小, 验证了前述晶界错角分布结果。

## 2.2 微观组织强化机制贡献

经过不同次数的激光冲击强化后, 铝合金试样拉伸试验结果如图 6 所示。

未强化试样的屈服强度约为 381 MPa, 经过 1 次、3 次激光冲击强化后, 其屈服强度分别上升至 414 MPa 和 420 MPa, 提升幅度分别为 8.7% 和 10.2%。未强化试样的抗拉强度为 462 MPa, 而 1 次、3 次激光冲击强化处理后的试样的抗拉强度分别为 482 MPa 和 490 MPa, 相较于未强化试样分别上升 4.3% 和 6.1%。另外, 相对于 1 次冲击强化, 3 次冲击强化后试样的延伸率从 15.3% 降低至 13.9%, 与未强化试样 13.2% 的延伸率基本相当。激光冲击强化能够提高 2024-T351 材料的综合力学性能, 其对延伸率的影响来源于表面硬度增加与晶粒尺寸细化的综合效应<sup>[10]</sup>, 而对屈服强度的影响可能由多种微观组织强化机制导致。

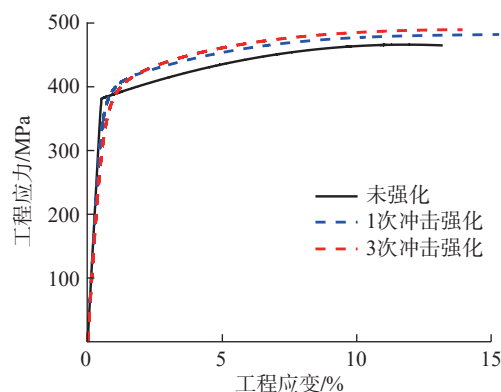
在多晶材料中, 晶界两侧的晶粒取向不一致, 使得位错无法穿过晶界滑移而在晶界附近堆积, 限制了材料的塑性变形, 提高了材料强度。随着晶粒尺寸的减小, 上述强化效应增强即为细晶强化。其对材料强化的贡献通常用 Hall-Petch 关系进行定量描述<sup>[11]</sup>, 即

$$\sigma_{\text{GB}} = kd^{-1/2} \quad (4)$$

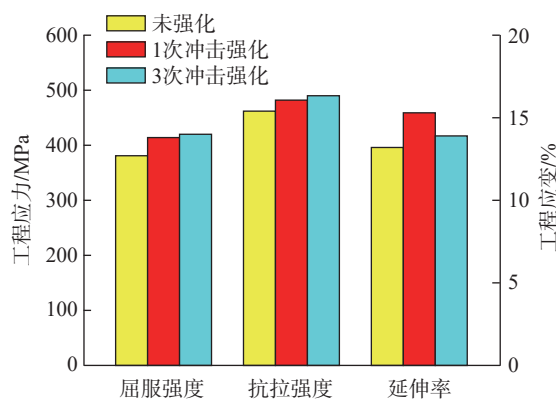
式中,  $\sigma_{\text{GB}}$  为由细晶强化机制贡献的材料强度值;  $k$  为 Hall-Petch 系数。对于铝基材料, 常取  $k_{\text{Al}} = 0.04 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-2[12]}$ 。将激光冲击强化前后的 2024-T351 铝合金基体晶粒尺寸代入式(2)~(4), 所得结果列于表 1。强化前后的平均晶粒尺寸均较大, 细晶强化机制贡献的材料强度较

低, 激光冲击强化通过细晶强化机制引入的材料强化效应较小。

固溶强化是合金材料中的重要强化机制。合金化引入的溶质原子与纯金属中的晶格原子发生置换, 导致晶格结构畸变并引入应力场<sup>[13]</sup>, 在位错滑移过程中畸变应力场则成为位错运动的背应力, 增加了位错滑移阻力, 从而提高了合金材料的屈服强度。XRD 衍射谱线显示, 激光冲击强化过程中的表面材料未发生氧化, 也未能引入其他溶质原子, 这是由于约束层与吸收层的保护作用避免了材料直接受到激光辐照而发生复杂的光热反应。因此, 2024-T351 铝合金激光冲击强化效应中不存在固溶强化的作用。



(a) 拉伸试验工程应力-应变曲线



(b) 试样力学性能对比

图 6 不同次数激光冲击强化试样拉伸力学性能对比  
Fig.6 Comparison of the tensile properties between samples with different laser peening times

表 1 细晶强化机制贡献  
Table 1 Contribution of grain refinement strengthening

相关参数	未强化试样	1次冲击强化试样	3次冲击强化试样
平均晶粒尺寸/ $\mu\text{m}$	78	68	62
细晶强化机制贡献/MPa	4.5	4.9	5.1

位错强化是金属材料的重要强化机制。当材料中的位错密度上升时,不同滑移系上的位错发生相互作用,引起位错缠结、钉扎等作用,对位错进一步的滑移运动产生阻碍,造成材料屈服强度的提升。位错密度对金属材料强度的贡献一般采用 Taylor 公式进行描述<sup>[14]</sup>,即

$$\sigma_{dis} = \alpha M G b \sqrt{\rho_{dis}} \quad (5)$$

式中,  $\sigma_{dis}$  为由位错强化机制贡献的材料强度值;  $\alpha$  为位错网络强度系数;  $M$  为泰勒因子;  $G$  为剪切模量;  $\rho_{dis}$  为材料位错密度。对于面心立方晶格结构的铝合金材料,取  $\alpha=0.24$ ,  $M=3.06$  (面心立方晶格),  $G=27.8$  GPa,  $b=0.256$  nm。通过式(5)计算位错强化机制贡献的材料强度值(表2),可知,在未强化材料中,位错强化贡献的材料强度约为 67.5 MPa,而在 1 次、3 次冲击强化后分别提升到 109.3 MPa 和 117.7 MPa,提升幅度分别为 61.9% 和 74.4%。激光冲击强化引入位错密度增殖,造成位错强化贡献的强度显著上升。

综上所述,在微观组织层面,激光冲击强化主要通过位错强化机制提升材料强度。1 次冲击强化试样通过细晶强化作用引入的强度提升约 0.4 MPa,通过位错增殖作用引入的强度提升约 41.8 MPa,总强度提升约 42.2 MPa; 3 次冲击强化试样通过细晶强化作用引入的强度提升约 0.6 MPa,通过位错增殖作用引入的强度提升约 50.2 MPa,总强度提升约 50.8 MPa。而根据拉伸试验,1 次与 3 次激光冲击强化试样的屈服强度相较于未强化试样分别提升约 33 MPa 与 39 MPa,低于通过微观强化机制计算的结果,这可能是由于激光冲击强化产生的强化影响层无法覆盖整个试样截面,且未考虑残余应力等宏观机制贡献所导致的。

### 3 结论

(1) 激光冲击强化可显著提升 2024-T351 铝合金的综合力学性能。相较于单次激光冲击强化,多次激光冲击强化可获得更高的屈服强度与抗拉强度,但材料的延伸率有所下降。

(2) 激光冲击强化通过引入变形梯度形成晶内取向差,诱发轧制方向的晶粒细化。激光冲击强化引入的应变梯度较小,故生成的新晶界主要是小角度晶界,增加的位错以统计存储位错为主。

表 2 位错强化机制贡献

Table 2 Contribution of dislocation strengthening

相关参数	未强化试样	1 次冲击强化试样	3 次冲击强化试样
平均位错密度 / ( $10^{14} \text{ m}^{-2}$ )	1.68	4.38	5.08
位错强化贡献 / MPa	67.5	109.3	117.7

(3) 激光冲击强化主要通过位错强化机制提升 2024-T351 铝合金的屈服强度与抗拉强度,多次激光冲击强化后晶粒细化效应较弱,且未出现明显的氧化与相变,通过细晶强化与固溶强化等机制引入的强化效应不显著。

### 参考文献

- [1] 赵念友,程晗,胡永祥. 激光喷丸工艺参数对水约束层动态响应的影响[J]. 航空制造技术, 2021, 64(12): 47-52, 69.  
ZHAO Nianyou, CHENG Han, HU Yongxiang. Process effect on dynamic response behavior of water confining layer in laser peening[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(12): 47-52, 69.
- [2] 杨启,付雪松,周文龙. 激光喷丸表面强化技术的研究综述[J]. 航空制造技术, 2020, 63(12): 14-22.  
YANG Qi, FU Xuesong, ZHOU Wenlong. Research status and application progress of laser shot peening surface strengthening technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(12): 14-22.
- [3] 闫家阳,王永军,王俊彪,等. 2024-T351 铝合金方形光斑激光喷丸残余应力场数值模拟[J]. 锻压技术, 2021, 46(5): 79-85.  
LÜ Jiayang, WANG Yongjun, WANG Junbiao, et al. Numerical simulation on residual stress field in laser peening with a square spot for 2024-T351 aluminum alloy[J]. Forging & Stamping Technology, 2021, 46(5): 79-85.
- [4] 徐洋洋,周建忠,谭文胜,等. 深冷激光喷丸强化 2024-T351 铝合金的表面力学性能[J]. 红外与激光工程, 2018, 47(12): 21-28.  
XU Yangyang, ZHOU Jianzhong, TAN Wensheng, et al. Surface mechanical properties of 2024-T351 aluminum alloy strengthened by cryogenic laser peening[J]. Infrared and Laser Engineering, 2018, 47(12): 21-28.
- [5] 孙云辉,周建忠,盛杰,等. 深冷激光喷丸强化 2024-T351 铝合金拉伸性能及断口分析[J]. 中国激光, 2017, 44(8): 113-120.  
SUN Yunhui, ZHOU Jianzhong, SHENG Jie, et al. Tensile property and fracture analysis of 2024-T351 aluminum alloys by cryogenic laser peening[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(8): 113-120.
- [6] 陈松玲,周建忠,黄舒,等. 激光喷丸强化 IN718 高温合金抗热腐蚀机理[J]. 排灌机械工程学报, 2021, 39(10): 1068-1074.  
CHEN Songling, ZHOU Jianzhong, HUANG Shu, et al. Mechanism of hot corrosion resistance of IN718 superalloy strengthened by laser peening[J]. Journal of Drainage and Irrigation Machinery Engineering, 2021, 39(10): 1068-1074.
- [7] EVERS L P, BREKELMANS W A M, GEERS M G D. Non-local crystal plasticity model with intrinsic SSD and GND effects[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2004, 52(10): 2379-2401.
- [8] GAO C, MA Y, TANG L Z, et al. Microstructural evolution and mechanical behavior of friction spot welded 2198-T8 Al-Li alloy during aging treatment[J]. Materials & Design, 2017, 115: 224-230.
- [9] ZHAO Y H, LIAO X Z, JIN Z, et al. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4589-4599.
- [10] GENCALP IRIZALP S, SAKLAKOGLU N, AKMAN E, et al. Pulsed Nd : YAG laser shock processing effects on mechanical properties of 6061-T6 alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2014, 56: 273-277.

(下转第 123 页)