

## 深冷激光喷丸强化 2024-T351 铝合金的表面力学性能

徐洋洋<sup>1</sup>, 周建忠<sup>1\*</sup>, 谭文胜<sup>2</sup>, 孟宪凯<sup>1</sup>, 盛杰<sup>1</sup>, 黄舒<sup>1</sup>, 孙昀杰<sup>1</sup>

(1. 江苏大学机械工程学院, 江苏镇江 212013;

2. 常州信息职业技术学院常州市大型塑料件智能化制造重点实验室, 江苏常州 213164)

**摘要:** 为了研究深冷激光喷丸强化(Cryogenic Laser Peening, CLP)对 2024-T351 铝合金表面力学性能的影响, 采用 Nd:YAG 纳秒脉冲激光分别在常温(25 °C)和深冷温度(-100 °C)条件下对 2024-T351 铝合金材料进行激光喷丸处理, 随后对试样的显微硬度、残余应力和微观组织等表面性能进行了测试分析, 最后基于微观组织演变探讨了 CLP 对 2024-T351 铝合金的强化机理。结果表明, 由于超低温对位错滑移及湮灭的抑制作用, CLP 处理试样的位错密度提高, 在动态再结晶后材料表面晶粒尺寸减小, 其表层显微硬度与残余压应力值较常温 LP 处理试样分别提高了约 20.3%与 21.6%, 因而改善了 2024-T351 铝合金的表面力学性能。

**关键词:** 深冷激光喷丸; 微观组织; 残余应力; 显微硬度

**中图分类号:** TN249 **文献标志码:** A **DOI:** 10.3788/IRLA201847.1206002

## Surface mechanical properties of 2024-T351 aluminum alloy strengthened by cryogenic laser peening

Xu Yangyang<sup>1</sup>, Zhou Jianzhong<sup>1\*</sup>, Tan Wensheng<sup>2</sup>, Meng Xiankai<sup>1</sup>, Sheng Jie<sup>1</sup>, Huang Shu<sup>1</sup>, Sun Yunjie<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China;

2. Changzhou Key Laboratory of Large Plastic Parts Intelligence Manufacturing, Changzhou College of Information Technology, Changzhou 213146, China)

**Abstract:** In order to investigate the effects of cryogenic laser peening (CLP) on the surface mechanical properties of 2024-T351 aluminum alloy, the Nd: YAG nanosecond pulsed laser was used to carry out the laser peening on 2024-T351 aluminum alloy at room temperature(25 °C) and cryogenic temperature (-100 °C), respectively. The micro-hardness, residual stress and microstructure of the samples were tested and analyzed, and the strengthening mechanism of CLP was discussed by the laser induced microstructure at room temperature and cryogenic temperature. The results show that, the dislocation density of CLP-treated samples is higher and the grain size on the surface is smaller than that of LPed after dynamic recrystallization due to the effect of cryogenic temperature on the sliding and annihilation of the

收稿日期: 2018-07-10; 修订日期: 2018-08-28

基金项目: 国家自然科学基金(51575247, 51405204); 江苏省自然科学基金(BK20141166); 常州市高技术研究重点实验室资助项目(CM20153001); 江苏大学大学生创新实践基金(ZXJG201505, ZXJG201616); 江苏大学大学生科研立项(15A040)

作者简介: 徐洋洋(1991-), 男, 硕士生, 主要从事激光喷丸技术方面的研究。Email: zilun2011@163.com

导师简介: 周建忠(1964-), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事激光先进制造技术方面的研究。Email: zhoujz@ujs.edu.cn

dislocation. The surface micro-hardness and residual compressive stress of CLP-treated samples are respectively increased by about 20.3% and 21.6%, compared with LP samples, and the surface mechanical properties of 2024-T351 aluminum alloy are improved.

**Key words:** cryogenic laser peening(CLP); microstructure; residual stress; micro-hardness

## 0 引言

铝合金以其比强度和比刚度高的特点,被广泛用于航空结构件的制造。航空结构件通常在交变循环载荷条件下服役,疲劳破坏是其主要失效形式<sup>[1]</sup>。疲劳裂纹大多萌生于材料表面,对材料表面进行改性处理可以显著降低疲劳失效的风险,提高零部件的疲劳寿命<sup>[2]</sup>。激光喷丸(Laser Peening, LP)强化利用激光冲击波诱导材料产生超高应变率塑性变形,在材料表面产生高密度位错,形成高幅残余压应力并细化晶粒,是改善零部件服役寿命有效的方法之一<sup>[3-4]</sup>。但是,材料容纳位错的能力存在阈值,超过阈值后通过形变强化诱导的位错密度不再增加,这使得 LP 强化引入的残余压应力趋于饱和<sup>[5-6]</sup>。

已有研究表明,超低温条件下材料的位错滑移阻力增加,能有效提高材料容纳高密度位错的阈值<sup>[7-8]</sup>。Konkova 等<sup>[9]</sup>发现深冷滚压可以极大地减小纯铜的平均晶粒尺寸,产生更多的位错和形变孪晶。Rangaraju 等<sup>[10]</sup>研究认为由于深冷滚压的动态回复抑制效应,纯铝的拉伸强度和屈服强度均得到了较大的提升。Novelli 等<sup>[11]</sup>发现深冷机械喷丸后 304L 不锈钢表层的晶粒细化效果更明显,显微硬度也得到较大幅度提升。2014 年,美国普渡大学的 Ye 等<sup>[12-13]</sup>开展了针对无氧高导电 OFHC 铜的深冷激光喷丸(CLP)相关探索,实验发现单独的 LP 处理或深冷处理均不能产生形变孪晶,只有在高应变率和超低温共同作用下 OFHC 铜才会产生形变孪晶。2017 年,徐高峰等<sup>[14]</sup>初步探讨了深冷环境下激光冲击波在单晶钛中的传播及位错扩展特性,发现深冷激光冲击可通过抑制动态回复从而诱导高密度位错,提高材料强度。综上所述,超低温和超高应变率耦合作用可以有效提升材料的综合力学性能。但目前涉及 CLP 强化铝合金材料的研究鲜有报道,深冷条件下铝合金材料的激光喷丸改性机制和微观结构演变机理尚不清晰,因此探索 CLP 处理对铝合金材

料宏观力学性能的影响具有十分积极的意义。

文中以 2024-T351 铝合金为研究对象,分别采用 LP 与 CLP 工艺对其进行表面强化处理,分析超低温对 LP 强化材料显微硬度与残余应力的影响,结合常温 and 深冷温度下激光喷丸诱导的微观组织阐释 CLP 技术的强化机理。

## 1 实验方法

### 1.1 实验材料及试样

实验材料采用 2024-T351 铝合金,其具体化学成分与机械性能如表 1 所示。将试样加工成 20 mm×20 mm×2 mm 的方块试样,使用超声波清洗机去除表面油污并吹干,然后依次使用 800#~2 000# SiC 砂纸对试样表面进行打磨,最后将试样表面抛光至粗糙度  $R_a \leq 0.05$ ,保证试样表面能够与约束层紧密贴合。

表1 2024-T351 铝合金化学成分与机械性能

Tab.1 Chemical composition and mechanical properties of 2024-T351

Component	Mass fraction	Mechanical property	Value
Cu	3.8%~4.9%	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	340
Mg	1.2%~1.8%		
Mn	0.3%~0.9%	$\sigma_f/\text{MPa}$	450
Si	$\leq 0.50\%$		
Fe	$\leq 0.50\%$	$E/\text{GPa}$	72
Zn	$\leq 0.25\%$		
Ti	$\leq 0.15\%$	HV	131
Cr	$\leq 0.10\%$		
Al	Bal.	$\psi$	7.2%

### 1.2 激光喷丸实验

CLP 实验系统组成结构示意图如图 1 所示。鉴于文中深冷系统的控温范围在  $-110 \sim 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ,LP 实验分别在常温( $25 \text{ }^\circ\text{C}$ )和深冷温度( $(-100 \pm 3) \text{ }^\circ\text{C}$ )下进行。由于深冷条件下常规的流水约束层无法使用,文中设计了专业工装并结合激光喷丸工艺参数,最终采用 4 mm

厚 K9 光学玻璃作为约束层, 吸收层采用美国 3M 公司生产的 120  $\mu\text{m}$  厚的铝箔。CLP 实验中, 采用温度传感器(量程范围为  $-200\sim 0\text{ }^\circ\text{C}$ )实时监测试样温度, 当试样温度稳定在  $(-100\pm 3)\text{ }^\circ\text{C}$  范围时进行 CLP 实验。激光器采用德国 INNOLAS 公司生产的 SpitLight2000 型 Nd:YAG 纳秒激光器, 其波长 1064 nm, 脉宽 7 ns, 重复频率 10 Hz。采用正交实验方法, 以表层残余压应力幅值为优化目标, 得到 LP 处理时优化的激光功率密度为  $4.9\text{ GW}/\text{cm}^2$ , 此时激光冲击波压力约为材料 HEL 的 2.4 倍, 超出该功率密度后 LP 诱导的残余压应力幅值有所降低, 这一趋势与已有研究<sup>[15]</sup>一致。考虑到深冷环境下材料的动态屈服强度发生变化, 工艺参数优化后得到 CLP 强化的最佳激光功率密度为  $5.8\text{ GW}/\text{cm}^2$ , 激光冲击波压力约为常温材料 HEL 的 2.9 倍。LP 与 CLP 其他激光参数相同, 具体如下: 激光光斑直径 2 mm, 搭接率 50%, 喷丸强化中心区域为  $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 。图 2 为 2024-T351 航空铝合金激光喷丸前后的宏观形貌。

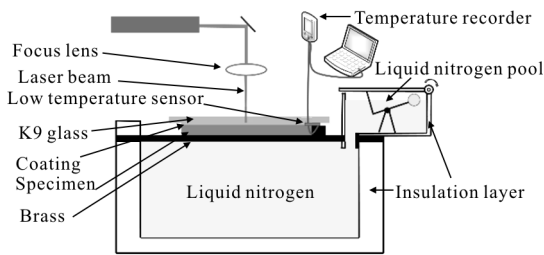


图 1 深冷激光喷丸实验系统示意图

Fig.1 Experimental schematic diagram of CLP

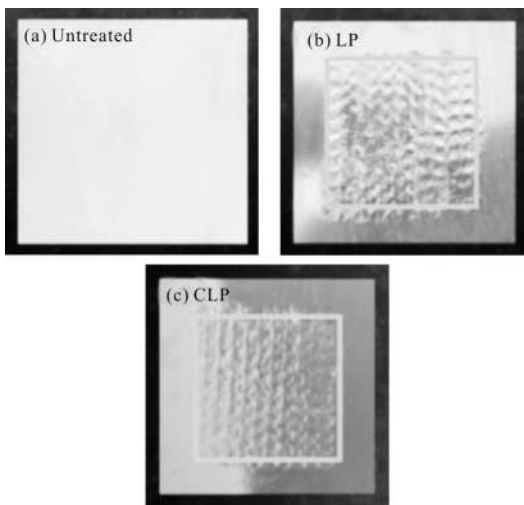


图 2 试样表面喷丸前后形貌

Fig.2 Peening morphologies of specimen surface

### 1.3 表面力学性能测试

采用 HIGHWELL 公司生产的 HXS-1000TAC 型显微硬度计测量激光喷丸强化前后试样沿深度方向的显微硬度。分别检测基体、LP ( $4.9\text{ GW}/\text{cm}^2$ )与 CLP ( $4.9、5.8\text{ GW}/\text{cm}^2$ )试样各 2 块, 每块试样在同一深度处选取 3 个点, 显微硬度值为同一深度 6 个检测点测得的算术平均值, 取样区域及检测位置如图 3 所示。显微硬度测量参数为: 载荷 200 gf, 载荷持续时间 10 s。

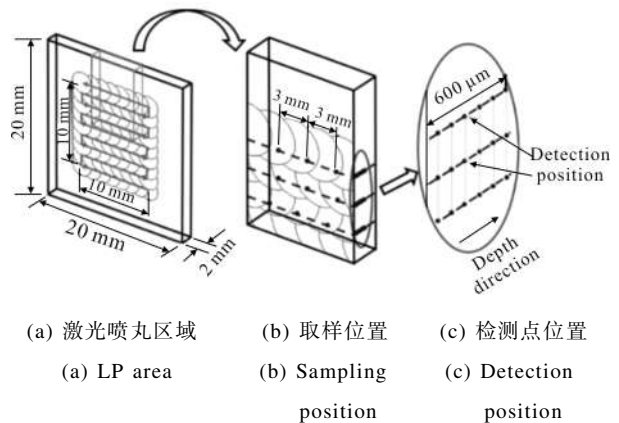


图 3 激光喷丸路径及性能检测位置示意图

Fig.3 Diagram of LP path and detection position of subsequent properties

残余应力的检测采用 X-350A 型 X 射线衍射仪, 测试参数为衍射晶面 (311),  $\Psi$  角分别为  $0^\circ、24.2^\circ、35.3^\circ、45^\circ$ , 应力常数为  $-162\text{ MPa}/(^\circ)$ ,  $2\theta$  扫描起始及终止角分别为  $143^\circ$  和  $138^\circ$ ,  $2\theta$  扫描步距  $0.1^\circ$ , 计数时间 0.5 s, 光管电流 6 mA, 光管电压 20 kV, 准直管直径 1 mm。为了避免机械打磨抛光引入的残余应力, 采用电解抛光的方法逐层剥离表层材料。电解抛光采用 XF-1 电解抛光机, 抛光电压 12 V, 电流 0.1 A, 抛光时间 2 min, 电解液成分如表 2 所示。残余应力检测方案与显微硬度检测方案相同, 具体检测位置如图 3 所示。

采用光学显微镜(OM, AxioCam MRc5)与透射电子显微镜(TEM, JEM-2100)对激光喷丸处理前后试样的微观组织进行观察。采用线切割的方式, 从喷丸中心区域切割出  $5\text{ mm}\times 5\text{ mm}$  方块试样, 依次使用 1 000#~2 000# SiC 砂纸将试样的喷丸表面打磨至喷丸微凹坑底部。在 OM 下观测试样制备: 将试样表面抛光至  $R_a \leq 0.02$ , 腐蚀液采用 HF (2 ml)、

H<sub>3</sub>NO<sub>4</sub>(6 ml)与 H<sub>2</sub>O(92 ml)混合溶液,腐蚀时间为 15 s。采用 Image pro plus 图像软件分析金相组织的晶粒尺寸。在 TEM 下观测试样制备:将试样沿深度方向切割成厚度约 500 μm 的薄片,依次采用 800#~2 000# SiC 水砂将试样减薄至 50 μm 左右,将试样剪裁成小薄片后进行电解双喷减薄,双喷液为 65 vol.% C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 与 35 vol.% HNO<sub>3</sub> 混合溶液,电压 12~20 V,电流 80~110 mA,温度-30 ℃。

表 2 2024-T351 铝合金电解抛光液的化学成分 (体积分数, %)

Tab.2 Chemical composition of 2024-T351 aluminum alloy electrolytic polishing solution (Vol. %)

Composition	Percent
H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (ρ=1.7 g/cm <sup>3</sup> )	34%
H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> (ρ=1.84 g/cm <sup>3</sup> )	34%
CrO <sub>3</sub>	4%
H <sub>2</sub> O	28%

## 2 结果与分析

### 2.1 显微硬度

材料发生严重塑性变形时,会产生加工硬化效应,由于叠加了深冷温度效应,CLP 处理后的加工硬化效应与 LP 处理有所差异。图 4 分别为不同激光工艺处理 2024-T351 铝合金后深度方向上的显微硬度分布。由图 4 可知,当激光功率密度为 4.8 GW/cm<sup>2</sup> 时,LP 与 CLP 处理后,试样表层显微硬度分别达到了 158、181 HV,与未处理试样相比分别提高了约 20.6%与 38.1%。随着深度的增加,两种工艺处理试样的显微硬度均呈逐渐递减的趋势,但是 CLP 与 LP 处理试样的硬化层深度分别为 0.52、0.59 mm。这说明在相同激功率密度条件下,虽然 CLP 处理表层硬化效果更明显,但是其硬化层深度有所减小。分析认为相同激光功率密度条件下,CLP 处理试样的表层显微硬度更高,这与深冷环境下位错密度提高和晶粒尺寸减小有关<sup>[16]</sup>。当 CLP 处理的功率密度增加到 5.8 GW/cm<sup>2</sup> 时,试样表层显微硬度达到了 190 HV,与 LP 试样相比,显微硬度提升了约 20.3%,同时还可以发现,影响层深度增加到 0.61 mm。

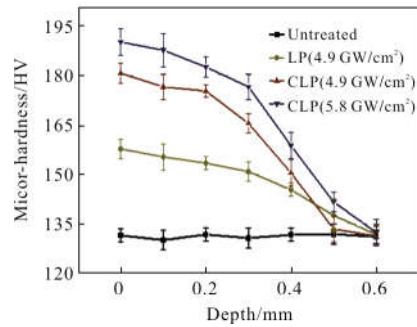


图 4 不同激光喷丸工艺强化 2024-T351 铝合金深度方向显微硬度

Fig.4 Micro-hardness in deep direction of 2024-T351 aluminum alloy by different LP

### 2.2 残余应力

残余应力是表征表层材料应力状态的重要技术参量,直接影响材料的疲劳寿命。研究表明位错密度对残余应力的幅值具有重要影响,文中采用 2θ 角的 FWHM 来表征材料表面的位错密度大小<sup>[17]</sup>。不同激光喷丸工艺处理 2024-T351 深度方向残余应力幅值分布与半高宽 FWHM 分别如图 5 与图 6 所示。

从图 5 中可看出,当激光功率密度为 4.8 GW/cm<sup>2</sup> 时,LP 与 CLP 处理后材料表层的残余应力分别达到了 -167 MPa 与 -189 MPa,在图 6 中对应的 FWHM 分别为 2.73°与 3.21°。与 LP 处理相比,CLP 处理试样的表层残余应力与 FWHM 分别提升了约 13.1%与 17.5%。随着深度的增加,激光喷丸诱导的残余应力幅值与 FWHM 均逐渐降低,CLP 与 LP 试样残余应力影响深度分别约为 0.51、0.59 mm,说明相同激光功率密度时,CLP 处理可以获得比 LP 处理更高的表层残余应力与位错密度,但影响层深度有所下降。将激光功率密度增加到 5.8 GW/cm<sup>2</sup>,由于激光冲击波压力超过 2.5 倍材料 HEL,LP 试样表面的残余应力而有所降低,但 CLP 材料表层获得的残余应力幅值与 FWHM 分别达到了 -203 MPa 与 3.42°,与 LP(4.8 GW/cm<sup>2</sup>)处理相比,表层的残余应力幅值与 FWHM 分别提升了约 21.6%与 25.3%。同时,残余应力的影响层深度达到了 0.60 mm,说明通过优化激光功率密度,CLP 处理可以获得更高的表层残余应力与位错密度,并且影响层深度有所提升。分析认为深冷环境下位错滑移阻力增加,材料的

动态屈服强度提升, 增加 CLP 处理的激光功率密度, 提升冲击波压力, 可以提高材料的表层残余应力与影响层深度。

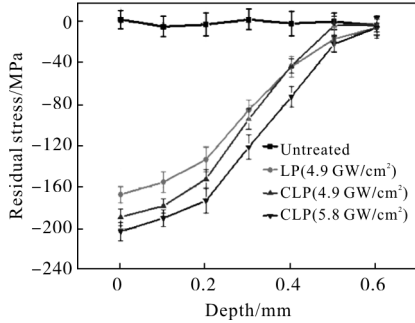


图 5 不同 LP 工艺强化 2024-T351 铝合金深度方向残余应力

Fig.5 Residual stress in deep direction of 2024-T351 aluminum alloy by different LP

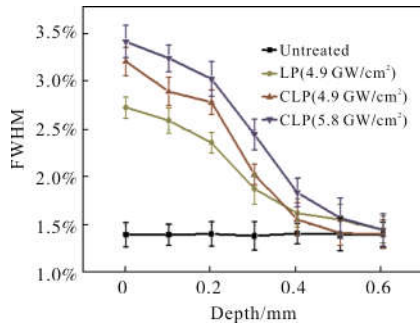


图 6 不同 LP 工艺强化 2024-T351 铝合金深度方向 FWHM

Fig.6 FWHM in deep direction of 2024-T351 aluminum alloy by different LP

### 2.3 微观组织与强化机理

LP 技术是通过激光冲击波诱导的塑性变形实现对材料的强化, 其本质是位错运动的结果<sup>[18]</sup>。CLP 利用超低温与超高应变率的叠加效应, 诱导更高密度的位错, 对材料实现应力强化与组织强化, 达到改善材料表层力学性能的效果。不同激光喷丸处理后的金相组织如图 7 所示。从图中可以看出, 基体的晶粒尺寸比较粗大。当激光功率密度为 4.9 GW/cm<sup>2</sup> 时, 经过 LP 处理后, 晶粒尺寸得到了一定程度的细化, 平均尺寸在 58.3 μm 左右; CLP 处理后的晶粒尺寸在 LP 基础上进一步减小, 平均尺寸约为 43.5 μm; 当 CLP 激光功率密度增加到 5.8 GW/cm<sup>2</sup> 时, 试样表面的晶粒尺寸得到极大的细化, 试样表面的晶粒平均尺寸达到了 32.6 μm, 相关研究<sup>[19]</sup>表明晶粒细化与材料内部位错的产生及运动有关, 根据 Hall-Petch

公式<sup>[20]</sup>:

$$H_v = H_{v_0} + K_{H_v} d^{-1/2} \quad (1)$$

式中:  $H_v$  为材料的微观硬度;  $H_{v_0}$  为基体的微观硬度值;  $K_{H_v}$  为常数;  $d$  为晶粒尺寸。可以看出, 晶粒尺寸  $d$  越小, 显微硬度  $H_v$  越高。由于 CLP 处理使得铝合金的晶粒尺寸更加细小, 所以其显微硬度值也就越高, 其结果与图 4 一致。

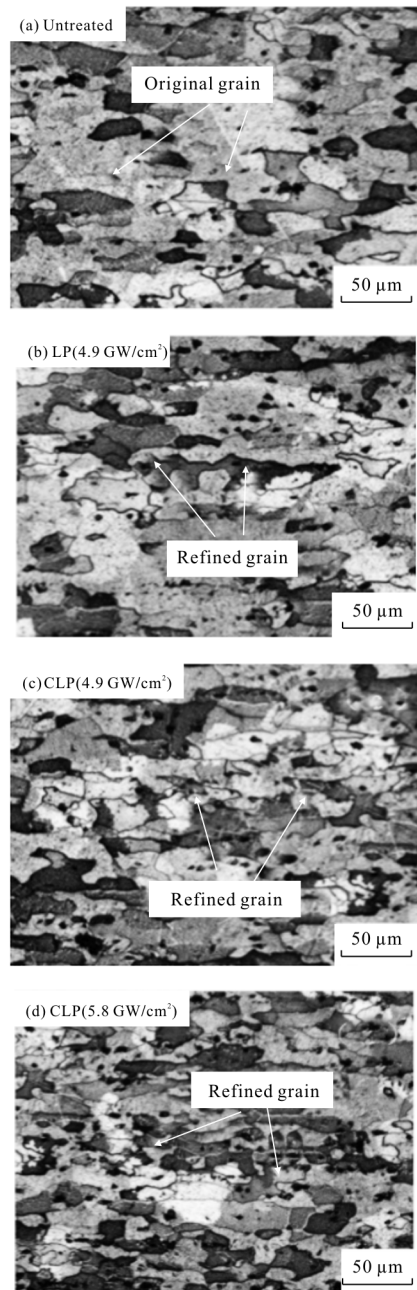


图 7 2024-T351 铝合金表面金相组织

Fig.7 Microstructure on the surface of 2024-T351 aluminum alloy



图 8 为不同激光喷丸处理 2024-T351 铝合金表面诱导的位错形态。从图 8(a)可看出,LP(4.9 GW/cm<sup>2</sup>)处理后材料塑性变形区域内会产生大量的位错线与位错墙。图 8(b)为材料在 CLP(4.9 GW/cm<sup>2</sup>)处理后的微观位错形态,由于超低温使得位错湮灭被抑制,材料内部的位错攀移、缠结与增殖,使得材料内部形成高密度的位错网与位错墙。材料在 CLP(5.8 GW/cm<sup>2</sup>)处理后,材料内部的位错网与位错缠结进一步增加,如图 8(c)所示。表明在相同激光功率密度下,CLP 处理的材料内部的位错密度更高,且提高激光功率密度有利于位错密度的增加,这是材料显微硬度与残余应力幅值提高的原因。

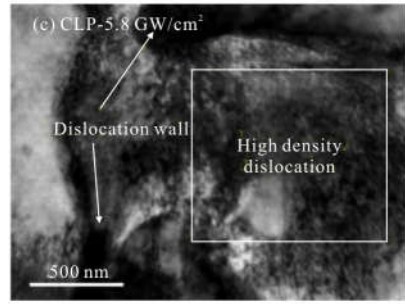
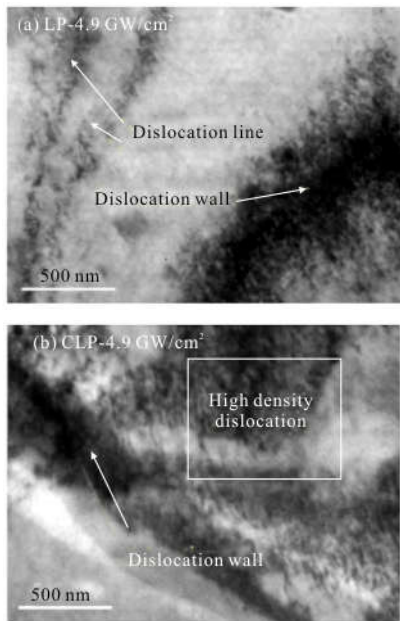


图 8 2024-T351 铝合金表面位错形态  
Fig.8 Dislocation patterns on the surface of 2024-T351 aluminum alloy

通过上述分析可得到 CLP 的微观组织演变过程如图 9 所示。常温下材料内部原本存在少量的位错,如图 9(a)所示;在深冷条件下,晶格产生收缩,晶格内部将产生很大的内应力,诱发大量的位错,晶格内形成较高密度的位错,如图 9(b)所示;在激光冲击波作用下,材料内部的位错进一步增多,并且由于深冷环境下原子间距减小,根据 Peierls-Nabarro 公式<sup>[15]</sup>可知,位错滑移阻力必将增大,位错湮灭被抑制,位错密度进一步增加,如图 9(c)所示。在激光冲击波作用下材料发生超高应变率的塑性变形,材料内部呈现类流体状态,位错的攀移、积聚等运动较易发生,由于材料内部的位错密度极高,在短程内就聚集了大量位错并形成位错线,位错线的堆积促进材料内部位错缠结及位错墙的形成,如图 9(d)所示;位错墙和位错缠结将原本粗大的晶粒分割成亚晶粒如图 9(e)所示;其在塑性变形外力作用下动态再结晶

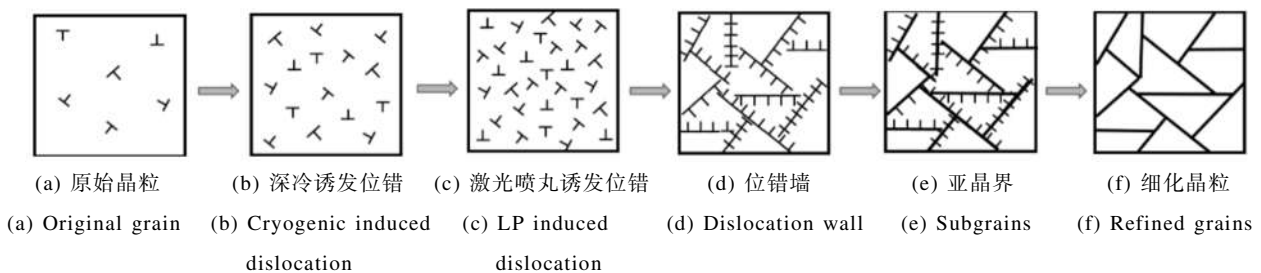


图 9 深冷激光喷丸 2024-T351 铝合金微观结构演化示意图

Fig.9 Schematic illustration showing microstructural evolution process of 2024-T351 aluminum alloy induced by CLP

转变成大角度晶界,形成新的晶粒如图 9(f)所示。CLP 工艺处理之所以能获得更高的显微硬度和残余压应力,是因为超低温抑制位错的滑移及湮灭,晶格内部能够容纳更高密度的位错,并且超低温使得金属储能增大,动态再结晶时晶核数大大提高,所以晶

粒的尺寸更加细小。

### 3 结论

文中采用室温激光喷丸与深冷激光喷丸工艺对 2024-T351 铝合金进行强化处理,探索了深冷温度

(-100 ℃)对激光喷丸强化航空铝合金显微硬度及残余应力的影响,结合微观组织阐述了深冷激光冲击强化的作用机制,得到如下主要结论:

(1) 超低温环境下位错滑移阻力增加,材料容纳位错密度的阈值提高,基于超低温与超高应变率协同作用的 CLP 强化技术,相比于室温 LP 工艺,其在 2024-T351 铝合金材料中诱导的位错密度更高。

(2) CLP 处理诱导的铝合金晶粒尺寸更加细小,实验条件下晶粒平均尺寸从 58.3 μm 减小到 32.6 μm,说明超低温环境促进了材料的动态再结晶过程,使得晶粒细化更加显著。

(3) 在优化的激光功率密度条件下,CLP 工艺能在 2024-T351 铝合金材料获得更高的显微硬度和残余压应力幅值,有效地改善了其表面力学性能。

#### 参考文献:

- [1] Li Qihan, Wang Yanrong. The Problem of Aero-engine Structural Strength Design [M]. Shanghai: Press of Shanghai Jiaotong University, 2014. (in Chinese)  
李其汉,王延荣.航空发动机结构强度设计问题[M].上海:上海交通大学出版社,2014.
- [2] Wagner L, Wollmann M, Mhaede M, et al. Surface layer properties and fatigue behavior in Al 7075-T73 and Ti-6Al-4V:Comparing results after laser peening; shot peening and ball-burnishing [J]. *International Journal of Structural Integrity*, 2011, 2(2): 185-199.
- [3] Huang S, Zhou J Z, Sheng J, et al. Effects of laser peening with different coverage areas on fatigue crack growth properties of 6061-T6 aluminum alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 47(2): 292-299.
- [4] Shen Xiaojun, Wang Cheng, An Zhibin, et al. Effects of oblique laser shock processing on rotary bending fatigue of aero-engine fan shaft[J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2015, 44(12): 3548-3553. (in Chinese)  
沈晓骏,汪诚,安志斌,等.斜激光冲击对航空发动机风扇轴弯曲疲劳性能的影响[J].*红外与激光工程*, 2015, 44(12): 3548-3553.
- [5] Kong Dejun, Zhou Chaozheng, Wu Yongzhong. Mechanism on residual stress of 304 stainless steel by laser shock processing [J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2010, 39(4): 736-740. (in Chinese)  
孔德军,周朝政,吴永忠.304 不锈钢激光冲击处理后的残余应力产生机理[J].*红外与激光工程*, 2010, 39(4): 736-740.
- [6] Cao Yupeng, Feng Aixin, Xue Wei, et al. Experimental research and theoretical study of laser shock wave induced dynamic strain on 2024 aluminum alloy surface [J]. *Chinese J Laser*, 2014, 41(9): 0903004. (in Chinese)  
曹宇鹏,冯爱新,薛伟,等.激光冲击波诱导 2024 铝合金表面动态应变特性试验研究及理论分析[J].*中国激光*, 2014, 41(9): 0903004.
- [7] Chen Ding, Li Wenxian. Cryogenic treatment of aluminum and aluminum alloys [J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2000, 10(6): 891-895. (in Chinese)  
陈鼎,黎文献.铝和铝合金的深冷处理[J].*中国有色金属学报*, 2000, 10(6): 891-895.
- [8] Wang J, Fu R, Li Y, et al. Effects of deep cryogenic treatment and low-temperature aging on the mechanical properties of friction-stir-welded joints of 2024-T351 aluminum alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 609(27): 147-153.
- [9] Konkova T, Mironov S, Korznikov A, et al. Microstructural response of pure copper to cryogenic rolling[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(16): 5262-5273.
- [10] Rangaraju N, Raghuram T, Krishna B V, et al. Effect of cryo-rolling and annealing on microstructure and properties of commercially pure aluminum[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 398(1): 246-251.
- [11] Novelli M, Fundenberger J J, Bocher P, et al. On the effectiveness of surface severe plastic deformation by shot peening at cryogenic temperature [J]. *Applied Surface Science*, 2016, 389: 1169-1174.
- [12] Ye C, Suslov S, Lin D, et al. Cryogenic ultrahigh strain rate deformation induced hybrid nanotwinned microstructure for high strength and high ductility [J]. *Journal of Applied Physics*, 2014, 115(21): 213519.
- [13] Ye C, Suslov S, Lin D, et al. Microstructure and mechanical properties of copper subjected to cryogenic laser shock peening [J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 110: 083504.
- [14] Xu Gaofeng, Zhou Jianzhong, Meng Xiankai, et al. Propagation and dislocation development properties of laser shock waves in monocrystalline titanium under cryogenic environment [J]. *Chinese J Laser*, 2017, 44(6): 0602005. (in Chinese)  
徐高峰,周建忠,孟宪凯,等.深冷环境下激光冲击波在单晶钛中的传播及位错扩展特性[J].*中国激光*, 2017, 44(6): 0602005.

- [15] Meng Xiankai, Zhou Jianzhong, Su Chun, et al. Effects of temperature on surface mechanical properties of 2024 aluminum alloy treated by laser peening [J]. *Chinese J Laser*, 2016, 43(10): 1002003. (in Chinese)  
孟宪凯, 周建忠, 苏纯, 等. 温度对激光喷丸强化 2024 航空铝合金表面力学性能的影响 [J]. *中国激光*, 2016, 43(10): 1002003.
- [16] Huang Yuqi. Impact response and microstructure characteristic of 6061-T6 aluminum alloy at cryogenic temperature [D]. Taiwan: Chenggong University, 2013. (in Chinese)  
黄钰祺. 6061-T6 铝合金在低温下之撞击特性与微观结构分析[D]. 台湾: 成功大学, 2013.
- [17] Liao Y, Cheng G J. Controlled precipitation by thermal engineered laser shock peening and its effect on dislocation pinning: Multiscale dislocation dynamics simulation and experiments [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(6): 1957-1967.
- [18] Lu Jinzhong, Luo Kaiyu, Feng Aixin, et al. Microstructure enhancement mechanism of LY2 aluminum alloy means of a single laser shock processing[J]. *Chinese J Laser*, 2010, 37(10): 2662-2666. (in Chinese)  
鲁金忠, 罗开玉, 冯爱新, 等. 激光单次冲击 LY2 铝合金微观强化机制研究[J]. *中国激光*, 2010, 37(10): 2662-2666.
- [19] Ren Xudong, Zhang Tian, Jiang Dawei, et al. Effects of laser shock processing and aluminizing on microstructure and properties of 12 CrMoV alloy [J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2011, 40(2): 241-244. (in Chinese)  
任旭东, 张田, 姜大伟, 等. 激光冲击与渗铝复合处理对 12CrMoV 组织性能的影响[J]. *红外与激光工程*, 2011, 40(2): 241-244.
- [20] Achintha M, Nowell D. Eigenstrain modelling of residual stresses generated by arrays of LSP shots [J]. *Procedia Engineering*, 2011, 10(7): 1327-1332.