

# 深冷激光喷丸强化对 2024-T351 铝合金 微观组织的影响

田绪亮<sup>\*\*</sup>, 周建忠<sup>\*</sup>, 李京, 孟宪凯, 孙昀杰, 黄宇, 黄舒

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

**摘要** 探究了深冷激光喷丸(CLP)对 2024-T351 铝合金微观组织的影响及其强化机理,利用扫描电子显微镜和透射电子显微镜表征了 2024-T351 铝合金微观组织的演变规律。结果表明:相比于室温激光喷丸(RT-LP),CLP 具有更加显著的晶粒细化效果,并在试样中产生了高密度位错以及更多、更细且均匀分布的黑色球状第二相,该相为 S 相( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ );CLP 试样的微观组织在深度方向上呈不同形貌的梯度分布,并且其基体层的微观组织优于 RT-LP 试样基体层的微观组织。CLP 的强化机制主要包括两方面:一是深冷环境抑制位错的动态回复,并降低热激活能,从而促进了细化晶粒和第二相对位错的阻碍作用;二是深冷环境下试样的体积收缩效应产生的塑性变形和内应力,它们会产生显著的组织强化效果。

**关键词** 激光技术; 深冷激光喷丸; 2024-T351 铝合金; 微观组织; 强化机制

中图分类号 V252.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0902004

## Effect of Cryogenic Laser Peening on Microstructure of 2024-T351 Aluminum Alloy

Tian Xuliang<sup>\*\*</sup>, Zhou Jianzhong<sup>\*</sup>, Li Jing, Meng Xiankai, Sun Yunjie,  
Huang Yu, Huang Shu

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

**Abstract** The effect of cryogenic laser peening (CLP) on the microstructure of 2024-T351 aluminum alloy and its strengthening mechanism are investigated. The scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) are used to characterize the microstructure evolution of 2024-T351 aluminum alloys. Results show that when compared with room-temperature laser peening (RT-LP), CLP has a more remarkable grain refinement effect and produces high-density dislocation. Additionally, CLP results in more and finer black spherical second phases, which are uniformly distributed throughout the samples and can be analyzed using EDS as the S phase ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). The in-depth microstructures of the samples treated by CLP are shown to have gradient distributions with different morphologies, and the microstructures of the matrix layer of these samples are superior to those obtained from samples subjected to RT-LP. There are two main strengthening mechanisms associated with CLP: one is that the cryogenic environment restrains the dynamic recovery of dislocations, reducing the thermal activation energy needed to promote the inhibitory effect of refined grains and second phases on dislocations; the other mechanism is related to the fact that the plastic deformation and internal stress caused by the volume shrinkage of samples under cryogenic environment can significantly produce structural strengthening effects.

**Key words** laser technique; cryogenic laser peening; 2024-T351 aluminum alloy; microstructure; strengthening mechanism

**OCIS codes** 140.3390; 140.3460; 160.3900

收稿日期: 2019-03-07; 修回日期: 2019-04-21; 录用日期: 2019-05-14

基金项目: 国家自然科学基金(51575247)、江苏大学工业中心大学生创新实践基金(ZXJG2018055)

\* E-mail: zhoujz@ujs.edu.cn; \*\* E-mail: 18852898587@163.com

# 1 引 言

航空铝合金具有密度低、比强度高、塑性好等特点,广泛应用于机身和机翼下蒙皮、隔框和机翼下桁等薄壁类结构件的制造<sup>[1-2]</sup>。但是,此类结构件长期服役在交变载荷环境下,材料的微观组织对其力学性能起着关键作用,而形变强化技术则是通过改变材料表面微观组织来提高其力学性能的最有效方法之一<sup>[3-5]</sup>。常用的形变强化技术有机械喷丸强化<sup>[6]</sup>、滚压强化<sup>[7]</sup>和激光喷丸(LP)<sup>[8]</sup>等。激光喷丸是一种新型的表面形变强化技术,它利用高能短脉冲激光和材料相互作用诱导的高强度冲击波压力使材料发生塑性变形,并在表层形成残余压应力分布<sup>[9]</sup>。与传统的表面形变强化技术相比,激光喷丸可在强化区域形成幅值更高、深度更大的残余压应力层,同时在处理材料表面产生更加细密、均匀以及稳定的微观组织,这有利于提高材料的力学性能<sup>[10-11]</sup>。已有研究表明,激光喷丸诱导的残余压应力场在交变载荷下并不稳定,容易出现应力释放<sup>[12]</sup>,可见交变载荷的服役环境显著降低了激光喷丸对关键零部件的增益效果。因此,迫切需要探索新的工艺,以增强激光喷丸的强化效果。

微观组织对残余应力的稳定性具有决定性影响。温度和应变率是影响金属微观组织及其结构演变的两个主要因素,对材料的宏观力学性能及稳定性具有重要影响<sup>[13]</sup>。深冷处理(CT)是指以液氮为制冷剂,在 $-196\sim-130\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度范围内对工件进行处理的方法。深冷处理可以有效改善材料的微观组织并增加析出相,显著提高工件的残余压应力幅值,进而提高力学性能<sup>[14-15]</sup>。Li等<sup>[16]</sup>研究发现深冷处理可以显著提高IN718合金的强度、延展性和纳米硬度,强化机理为超低温下晶粒的体积收缩。Zhou等<sup>[17-18]</sup>研究了深冷处理对2024-T351铝合金拉伸性能和微观组织的影响,发现深冷处理可以使第二相的分布更加均匀,进而提高材料的拉伸性能。Xie

等<sup>[19-20]</sup>发现深冷处理可以显著改善7075铝合金的疲劳裂纹扩展特性,并且在 $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下进行深冷处理后的效果最佳,其机理为深冷环境下晶粒的择优取向。随着深冷处理技术的发展,通过深冷温度和形变强化技术的协同作用来改善金属材料力学性能及其稳定性的研究也日益增多<sup>[21-22]</sup>。深冷激光喷丸(CLP)是一种结合超低温和超高应变率协同作用来强化材料的表面改性技术,它综合利用深冷处理与激光喷丸的双重优势来进一步提高材料表面的强化效果及稳定性。Ye等<sup>[23-24]</sup>探索了超低温度和超高应变率协同作用对高导无氧铜和AISI304不锈钢强化效果的影响,结果表明,CLP可以使材料内部产生更高的位错密度和更稳定的显微强化组织,从而显著提高材料的力学性能。本课题组在国家自然科学基金的资助下,对CLP的工艺方法和强化机制等进行了初步探索<sup>[25-26]</sup>,重点围绕机翼蒙皮和壁板常用的2024-T351铝合金的振动疲劳失效问题,研究了CLP强化对材料拉伸性能及断口组织的影响。目前,CLP处理诱导的微观组织,尤其是深度方向上微结构的演变规律,还缺乏系统深入的研究。

本文通过理论和试验相结合的方法,讨论CLP对2024-T351铝合金微观组织的影响,探索了CLP强化2024-T351铝合金微观组织的演变机理及强化机制。

## 2 材料与试验

### 2.1 材料及试样

实验材料选用2 mm厚的2024-T351航空铝合金板材,其化学成分和力学性能如表1和表2所示。首先利用线切割机将原始铝合金板材加工成尺寸为 $20\text{ mm}\times 20\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 的方形试样,接着采用240#~2000#砂纸对试样表面打磨,之后用粒度为 $0.5\sim 1.5\text{ }\mu\text{m}$ 的金刚石研磨膏将试样表面抛光至表面粗糙度 $\leq 0.05\text{ }\mu\text{m}$ ,最后采用无水乙醇对试样进行超声波清洗,之后将其放在干燥箱中烘干,备用。

表1 2024-T351铝合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 2024-T351 aluminum alloy

Element	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
Mass fraction /%	3.8-4.9	1.2-1.8	0.5	0.5	0.3-0.9	0.25	0.1	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 properties	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Elasticity modulus /GPa	Poisson ratio
Value	419	324	17.6	72.4	0.33

## 2.2 试验方法

激光喷丸采用德国 Innolas 公司生产的 SpitLight2000 型脉冲 Nd:YAG 固体激光器,选择激光能量为 1.8 J,重复频率为 1 Hz,光斑搭接率为 50%,脉宽为 8 ns,光斑直径为 1 mm,选用 0.12 mm 厚的铝箔作为吸收层,3 mm 厚的 K9 玻璃作为约束层。2024-T351 铝合金方形试样的喷丸区域及喷丸后的形貌如图 1 所示。根据本课题组先前的试验结果,在进行 CLP 试验前,将试样在深冷装置中逐渐

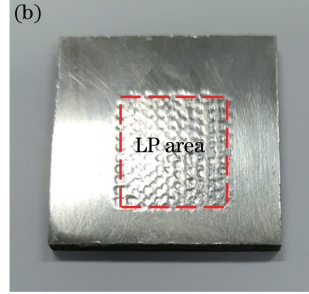
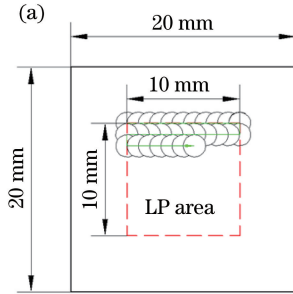


图 1 方形试样。(a) 试样尺寸及 LP 示意图;(b) LP 后的形貌

Fig. 1 Square specimen. (a) Specimen size and schematic of laser peening; (b) morphology after laser peening

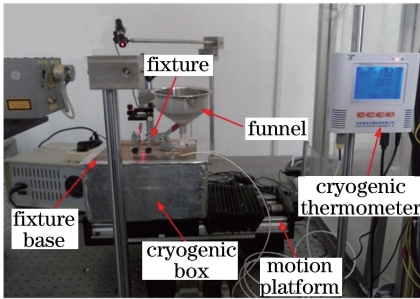


图 2 CLP 试验装置

Fig. 2 Experimental setup of CLP

## 2.3 微观组织观察

利用 VHX-1000C 型电子显微镜、HITACHI S-3400N 型可变真空钨灯丝扫描电镜 (SEM) 和 JEM-1200EX 型钨灯丝透射电镜 (TEM) 观察试样的微观组织。在进行 SEM 观察之前,将喷丸处理过的试样在凯勒试剂 (190 mL H<sub>2</sub>O+2 mL HF+3 mL HCl+5 mL HNO<sub>3</sub>) 中腐蚀 30~50 s。TEM 试样的制备方法如下:先将试样切成 500 μm 厚的薄片,然后将其打磨抛光至厚度 ≤ 50 μm,并制成直径为 3 mm 的圆片,最后离子减薄至厚度 ≤ 200 nm。利用软件 Image-Pro Plus 测量统计晶粒的平均尺寸。

## 2.4 拉伸试验

采用 WDW-200G 电子万能试验机进行室温拉伸试验,加载速率为 1 mm/min,拉伸应变率为 1.0×10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>。每种工艺下选择 3 个试样进行拉伸

冷却,保持 12 h(时效处理),使试样达到稳定的温度。采用图 2 所示的试验装置进行 CLP 试验,将试样通过固定夹具装夹在紫铜夹具底座上,通过漏斗向置于移动平台上的深冷箱体加入液氮至液面接触夹具底座底部,通过热传递的方式降温至深冷温度,不断补充液氮直至试样吸热与散热趋于平衡,当试样温度保持在 (-130±2) °C 时进行激光喷丸。采用杭州玉环智拓仪器科技有限公司的 i500-ULT 超低温温度计测量试样的温度,该温度计的测温范围为 -196~0 °C。

试验,并取其屈服强度的平均值。室温拉伸试验所用试样尺寸及激光喷丸区域如图 3 所示,采用双面激光喷丸。

## 3 结果与讨论

### 3.1 表面微观形貌

图 4 分别是未处理、RT-LP 和 CLP 处理的 2024-T351 铝合金试样上表面的晶粒形貌,从试样的 SEM 图和对应的金相图中可以看出:未处理试样的晶粒粗大,通过 Image-Pro Plus 软件进行测量统计后可知晶粒的平均尺寸约为 80 μm;RT-LP 可以显著细化晶粒,平均晶粒尺寸约为 40 μm;相比于 RT-LP 试样,CLP 使试样中晶粒的平均尺寸进一步减小为 25 μm 左右。此外,从金相图中还可以看出,CLP 试样中粗大的第二相数量最少,并出现了分布更加均匀和尺寸更加细小的黑色球状第二相。一方面,这与深冷环境下元素溶解度降低以及体积收缩引起的塑性变形有关<sup>[27]</sup>;另一方面,由于深冷环境下原子的扩散速度很慢,迁移距离短,故而可以抑制析出相的长大。同时,第二相能有效钉扎晶界,限制晶粒的生长,对晶粒细化也起着重要作用。对试样中的黑色球状第二相进行能谱 (EDS) 分析,结果表明第二相为 S 相 (Al<sub>2</sub>CuMg),如图 5 所示。大量试验表明,多晶体的屈服强度 σ<sub>s</sub> 与晶粒尺寸之间符合 Hall-Petch 公式<sup>[18]</sup>



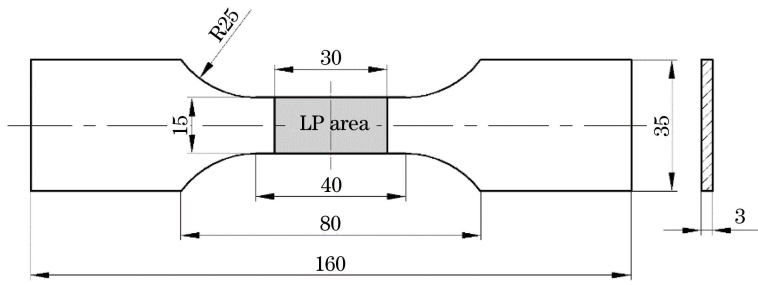


图 3 室温拉伸试样的尺寸及激光喷丸区域

Fig. 3 Dimension and laser peening area of specimen used for tensile test at room temperature

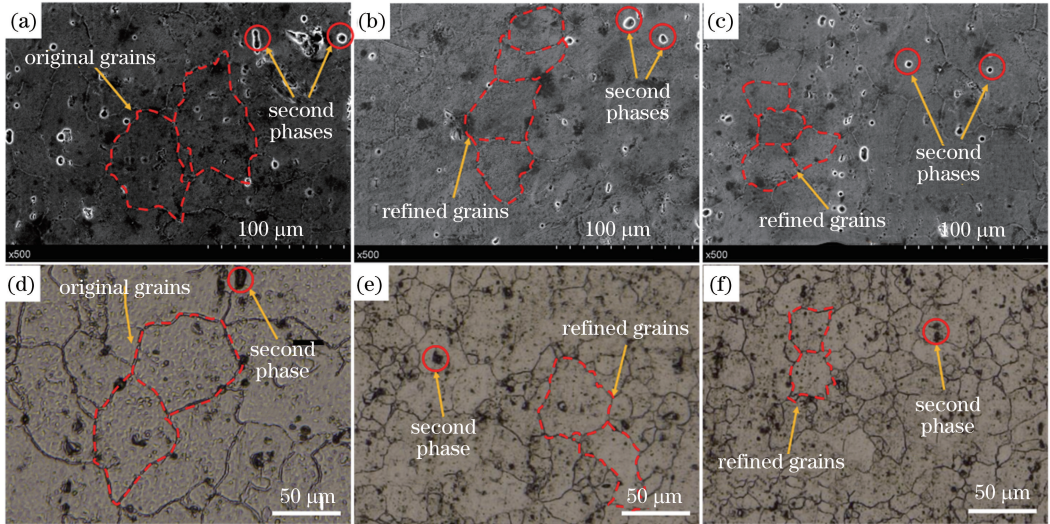
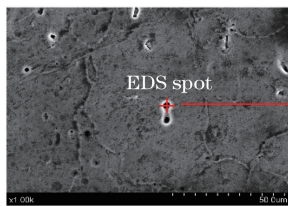


图 4 不同状态 2024-T351 铝合金试样上表面的 SEM 图和金相图。(a)处理前试样的 SEM 图;(b) RT-LP 处理后试样的 SEM 图;(c) CLP 处理后试样的 SEM 图;(d)未处理试样的金相图;(e) RT-LP 处理后试样的金相图;(f) CLP 处理后试样的金相图

Fig. 4 SEM images and metallographic diagrams on top surface of 2024-T351 aluminum alloy specimen at different stages. (a) Untreated SEM image; (b) SEM image after RT-LP; (c) SEM image after CLP; (d) untreated metallographic diagram; (e) metallographic diagram after RT-LP; (f) metallographic diagram after CLP



Element	Mass fraction /%	Atomic fraction /%
MgK	1.99	2.25
AlK	94.54	96.25
CuK	3.47	1.50

图 5 第二相的 EDS 分析结果

Fig. 5 EDS analysis results of second phase

$$\sigma_s = \sigma_i + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

式中： $\sigma_i$ 、 $k$  为与材料有关的常数； $d$  为晶粒尺寸。(1)式表明，晶粒尺寸越小，试样的屈服强度越大，这是因为晶粒越细，晶界的总面积越大，位错障碍越多，需要协调的具有不同位向的晶粒越多，从而导致试样的塑性变形抗力越高。另外，细化晶粒有助于减小位错塞积群的长度，进而降低应力集中的程度。因此，CLP 可以通过进一步细化晶粒来提高试样的屈服强度，从而显著提高材料的整

体力学性能。

### 3.2 微观组织观察

图 6 分别是未处理、RT-LP 和 CLP 处理后的 2024-T351 铝合金试样上表面的 TEM 图。从图 6 可以看出：未处理试样的晶界处和晶粒内分布着黑色粗大的第二相以及少量位错线，而 RT-LP 试样中分布着大量位错网、位错缠结和塞积，原始晶粒细碎成大量的亚晶粒，其中分布着少量细小的第二相；相比于 RT-LP，深冷环境下的体积收缩和晶粒转动使



得 CLP 试样中产生了更高密度的位错网、更严重的位错缠结以及更细小的亚晶粒,析出的第二相的数量更多且尺寸更小,对大量可动位错起到了钉扎作用,这有利于增加位错运动的阻力。位错绕过第二相质点所需增加的阻力  $\Delta\tau_s$  为<sup>[16]</sup>

$$\Delta\tau_s = \frac{Gb}{\lambda} = \frac{\beta\sqrt{f}}{r}, \quad (2)$$

式中: $G$  为切变模量; $b$  为位错柏式矢量的大小; $\lambda$  为第二相颗粒的间距; $\beta$  为与材料有关的常数; $f$  为第二相的体积分数; $r$  为第二相颗粒的平均半径。(2)式表明,第二相的平均尺寸越小、体积分数越大,对位错运动的阻力就越大。因此,CLP 试样中的大量细小第二相有利于增加位错运动的阻力,从而提高了微观组织在交变载荷下的稳定性。

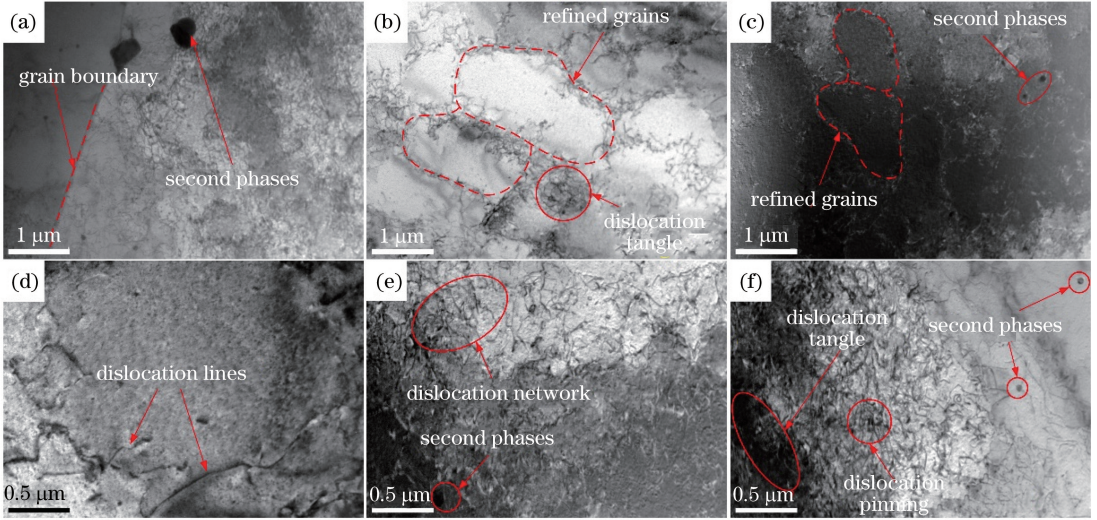


图 6 不同状态 2024-T351 铝合金试样上表面的 TEM 图。(a)(d)未处理;(b)(e) RT-LP 处理后;(c)(f) CLP 处理后  
Fig. 6 TEM images on top surface of 2024-T351 aluminum alloy specimen at different stages.

(a)(d) Untreated; (b)(e) after RT-LP; (c)(f) after CLP

图 7 是 CLP 处理的 2024-T351 铝合金试样在不同深度处的微观组织形貌。根据微观组织形貌的差异,可将 CLP 处理试样在深度方向上分为三层:严重塑性变形层 (SPD layer)、轻微塑性变形层 (MPD layer) 和基体(matrix),对应层的高度分别约

为 200  $\mu\text{m}$ 、350  $\mu\text{m}$  和余量。图 7 (a) ~ (b)、图 7 (c) ~ (d) 和图 7 (e) 分别是三个不同分层中获取的 TEM 图,并且同一分层中其他处的 TEM 图与图 7 所示微观组织形貌相似。从图 7 可以看出,CLP 试样的严重塑性变形层主要以位错缠结、亚晶

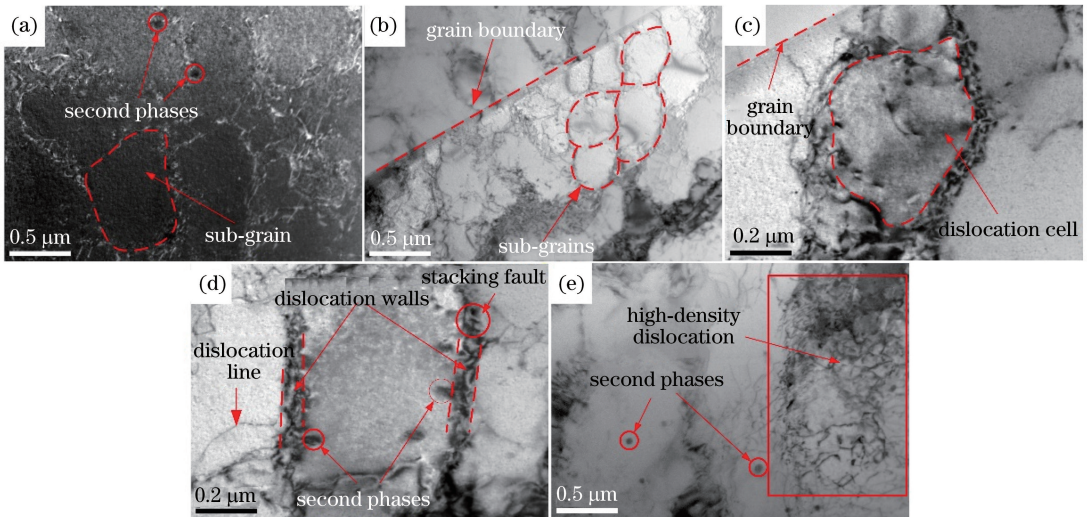


图 7 CLP 处理后的 2024-T351 铝合金试样不同分层的 TEM 图。(a)亚晶粒;(b)亚结构;(c)位错胞;(d)位错墙;(e)高密度位错

Fig. 7 TEM images of different layers of 2024-T351 aluminum alloy specimen after CLP. (a) Sub-grain; (b) sub-structure; (c) dislocation cell; (d) dislocation wall; (e) high-density dislocation

粒和细小的第二相为主,这有利于晶粒的细化,使其亚结构较 RT-LP 试样更细小。随着深度增加,冲击波压力逐渐减小,轻微塑性变形层中分布着大量位错墙以及由位错墙围成的位错胞,位错胞内几乎没有位错,并且位错墙内部及其周围均匀分布着第二相,这表明了第二相对位错的钉扎作用。此外,位错墙中还含有堆垛层错,周围分布着少量位错线。随着在工件中传播的冲击波压力衰减至小于材料的屈服强度,基体层无法发生塑性形变,使其不受激光喷丸能量的影响。但是,由于深冷环境对试样的整体强化作用,基体层中产生高密度位错,并析出大量均匀

分布和细小的黑色球状第二相,较 RT-LP 试样基体层的原始微观组织(少量位错和粗大的第二相)更优。

### 3.3 微观组织演变机制

基于以上对 CLP 试样微观组织的观察与分析,探索 CLP 强化 2024-T351 铝合金微观组织的演变过程和强化机理。如图 8(a)所示,微观结构的演变过程可依次分为 5 个阶段:高密度位错与第二相的析出→位错墙的形成→位错胞的形成→亚晶粒的形成→晶粒细化。其中,第 1 阶段、第 2 和第 3 阶段、第 4 和第 5 阶段分别对应于图 7 所示的基体、轻微塑性变形层和严重塑性变形层。具体分析如下:

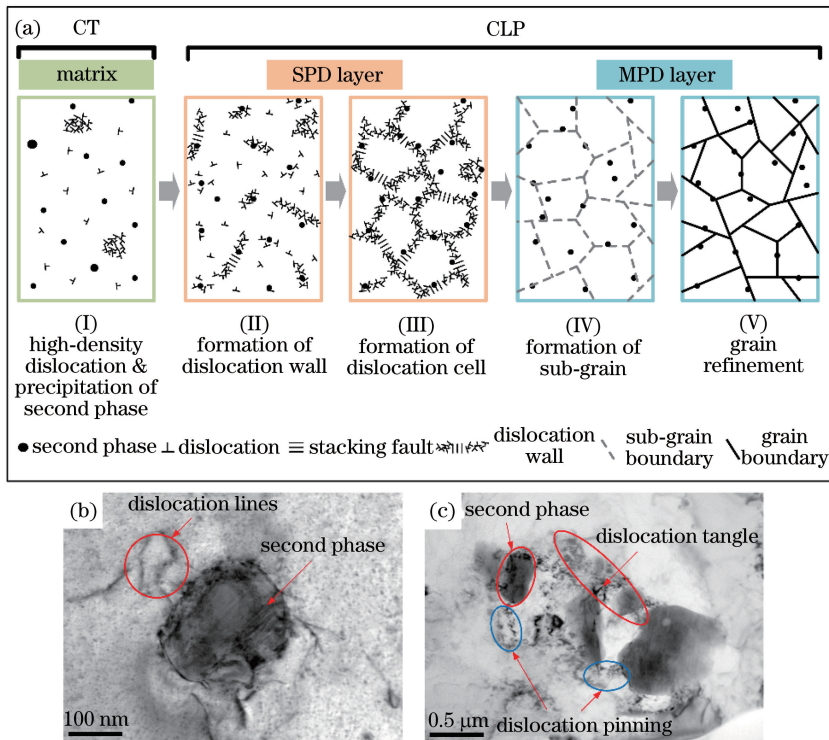


图 8 CLP 强化图。(a) CLP 试样微观组织演化示意图;(b)第二相周围的位错开动;(c)第二相钉扎位错及位错缠结  
Fig. 8 Images of CLP strengthening. (a) Schematic of microstructure evolution of specimen after CLP; (b) dislocation initiation around second phase; (c) dislocation pinning subjected to second phase and dislocation tangle

第 1 阶段,深冷环境下的体积收缩效应在试样中产生高的内应力,并使其发生塑性变形,进而在材料内部诱导高密度位错,发生位错缠结,同时深冷环境有利于抑制位错的动态回复。此外,由于  $\alpha(\text{Al})$  基体与粗大第二相之间的热膨胀系数存在较大差别,因此深冷环境下的体积收缩效应使得粗大第二相周围的  $\alpha(\text{Al})$  基体发生了更加严重的塑性变形<sup>[20]</sup>,而变形基体在质点周围应力场的作用下会开动额外的位错,如图 8(b)所示。试样中粗大的第二相和  $\alpha(\text{Al})$  基体之间的浓度梯度为原子迁移提供了驱动力,使其在深冷环境下通过短程扩散溶解到

$\alpha(\text{Al})$  基体中,促进 Cu、Mg 元素的均匀分布。同时,深冷环境下的晶格收缩会导致溶解度降低,从而析出了大量细小、均匀分布的第二相。此外,深冷环境下的体积收缩效应产生的内应力也为第二相析出提供了能量。

第 2 阶段,深冷环境下的激光喷丸使得试样表面产生了严重的塑性变形,并在试样内部诱导了更高密度的位错,因此析出相成核位点也显著增加,促使第二相在高密度位错处成核析出<sup>[28-29]</sup>。可动位错被大量细小、均匀分布的第二相钉扎,并发生位错缠结,如图 8(c)所示。初始的塑性变形使位错周围的



塑性超过位错攀移的能量阈值,位错以攀移的方式向低能态转变,表现为弥散型位错逐渐趋向于规则排列,进而形成位错墙。由于第二相周围的位错密度急剧增加,并扩展成堆垛层错,因此 CLP 产生了大量包含第二相和堆垛层错的复杂位错墙结构。

第 3 阶段,在脉冲的持续作用下,表面塑性变形进一步增加,位错缠结愈加严重,位错墙也变得更大更多,大量的位错墙逐渐连接在一起,形成位错胞。当应变能达到一定值后,位错胞相对于周围  $\alpha(\text{Al})$  基体发生旋转,以降低位错胞的应变能。此过程消耗了大量的畸变能,导致位错胞内的位错密度急剧降低。

第 4 阶段,为了降低塑性能和位错墙引起的畸变能,位错组态自发向低能态转变,发生湮灭和重排,位错墙两端晶粒的相位差逐渐增大,进而形成边界清晰的亚晶界,在原始粗大晶粒内形成若干个位向稍有差异的亚晶粒。CLP 过程中形成的亚晶界主要由第二相和位错组成。

第 5 阶段,当脉冲的冲击波压力小于试样的动态屈服强度时,表面塑性变形程度达到最大,位错组织在亚晶粒中不断产生,形成新的晶界,晶粒被进一步细化。此外,当位错在形成和湮灭之间达到平衡时,晶粒尺寸在一定程度上保持不变。在深冷回复过程中,试样内部发生晶粒转动和有利于阻碍位错滑移的择优取向。与粗晶相比,细晶更易于实现晶粒转动和晶界滑移。

综上所述,与 RT-LP 相比,CLP 可以进一步强化 2024-T351 铝合金的微观组织及其稳定性,并显著提高材料的屈服强度。从表 3 可以看出,RT-LP 试样和 CLP 试样的屈服强度分别为 354.2 MPa 和 412.7 MPa,相比未处理试样分别提高了 15.6% 和 34.7%。因此,CLP 可以通过组织强化进一步提高 2024-T351 铝合金的屈服强度。另外,2024-T351 铝合金为面心立方(FCC)结构,其流动应力  $\sigma$  可用基于位错热激活理论的公式表示为<sup>[30]</sup>

$$\sigma = c_0 + B_0 \epsilon^{1/2} \exp(-\beta T), \quad (3)$$

$$c_0 = \sigma_G + k_H t^{-1/2}, \quad (4)$$

$$\beta = \beta_0 - \beta_1 \ln \dot{\epsilon}, \quad (5)$$

式中: $c_0$ 为流动应力的非热部分; $\sigma_G$ 为溶质和初始位错密度的贡献; $k_H$ 为微观结构应力强度; $t$ 为晶粒的平均尺寸; $B_0$ 、 $\beta_0$ 、 $\beta_1$ 为材料参数; $\dot{\epsilon}$ 为应变率; $\epsilon$ 为应变变量; $T$ 为温度。(3)式表明,温度越低、应变率越高,流动应力就越大。原因是深冷环境下热激活能的降低导致短程势垒显著增加,进一步抑制了

位错的运动,而激光喷丸的超高应变率使得位错在极短的时间内来不及发生动态回复,从而有助于提高位错密度,进一步增加了对可动位错的阻碍作用。因此,结合超低温与超高应变率双重优势的 CLP 技术,可以进一步提高材料的流动应力,显著改善材料的力学性能。

表 3 不同工艺下 2024-T351 铝合金试样的屈服强度  
Table 3 Yield strength of 2024-T351 aluminum alloy specimen subjected to untreated, RT-LP, and CLP

Treatment	Yield strength /MPa
Untreated	306.3
RT-LP	354.2
CLP	412.7

## 4 结 论

对 2024-T351 铝合金进行 CLP 处理,然后对铝合金的微观组织进行观察和理论分析,从位错、第二相和晶粒细化等方面探索了 CLP 强化铝合金微观组织的演变过程和强化机制。与 RT-LP 相比,CLP 可以进一步细化晶粒,试样表面的组织更加优异,深度方向上的微观组织呈不同形貌的梯度分布。CLP 可以通过改善材料的微观组织来提升其力学性能,对于推动激光喷丸加工技术在航空航天和机械装备制造等领域的工程应用具有重要价值。本文只研究比较了 RT-LP 和 CLP 强化 2024-T351 铝合金的微观组织,有必要对不同材料在不同深冷温度下进行试验,以探究深冷温度对不同材料微观组织和力学性能的影响机理。

## 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] Li G R, Cheng J F, Wang H M, *et al.* The influence of cryogenic-aging circular treatment on the microstructure and properties of aluminum matrix composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 695: 1930-1945.
- [3] Wang H D, Yuan X J, Wu K L, *et al.* Effect of high energy shot-peening on the microstructure and mechanical properties of Al5052/Ti6Al4V lap joints [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 76-85.
- [4] Zhang S, Yang B, Xu J, *et al.* Effects of deformation parameters on microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B[J].



- Rare Metals, 2006, 25(6): 105-110.
- [5] Nikitin I, Scholtes B, Maier H J, *et al.* High temperature fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic steel AISI 304 [J]. Scripta Materialia, 2004, 50(10): 1345-1350.
- [6] 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.
- [7] Muñoz-Cubillos J, Coronado J J, Rodriguez S A. Deep rolling effect on fatigue behavior of austenitic stainless steels[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 95: 120-131.
- [8] 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.  
孙昀杰, 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.
- [9] Luong H, Hill M R. The effects of laser peening and shot peening on high cycle fatigue in 7050-T7451 aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(3): 699-707.
- [10] Lei S T, Yang G, Wang X Y, *et al.* High energy femtosecond laser peening of 2024 aluminum alloy [J]. Procedia CIRP, 2018, 74: 357-361.
- [11] Zhao J Y, Dong Y L, Ye C. Laser shock peening induced residual stresses and the effect on crack propagation behavior [J]. International Journal of Fatigue, 2017, 100: 407-417.
- [12] Meng X K, Zhou J Z, Huang S, *et al.* Residual stress relaxation and fatigue properties of TC4 titanium alloy induced by warm laser peening under high-cycle fatigue [J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2015, 44(5): 1185-1190.
- [13] Lee W S, Lin C R. Deformation behavior and microstructural evolution of 7075-T6 aluminum alloy at cryogenic temperatures[J]. Cryogenics, 2016, 79: 26-34.
- [14] Shahsavari A, Karimzadeh F, Rezaeian A, *et al.* Significant increase in tensile strength and hardness in 2024 aluminum alloy by cryogenic rolling [J]. Procedia Materials Science, 2015, 11: 84-88.
- [15] Zhirafar S, Rezaeian A, Pugh M. Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 186(1/2/3): 298-303.
- [16] Li J, Zhou J Z, Xu S Q, *et al.* Effects of cryogenic treatment on mechanical properties and microstructures of IN718 super-alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 707: 612-619.
- [17] Zhou J Z, Xu S Q, Huang S, *et al.* Tensile properties and microstructures of a 2024-T351 aluminum alloy subjected to cryogenic treatment[J]. Metals, 2016, 6(11): 279.
- [18] Sun Y H, Zhou J Z, Sheng J, *et al.* Tensile property and fracture analysis of 2024-T351 aluminum alloys by cryogenic laser peening [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(8): 0802003.  
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): 0802003.
- [19] Xie D, Wu S J, Guan J, *et al.* Effect of cryogenic treatment on the fatigue crack propagation behavior of 7075 aluminum alloy [C] // 2015 International Conference on Materials Engineering and Information Technology Applications, August 30-31, 2015, Guilin, China. Paris: Atlantis Press, 2015: 452-458.
- [20] Wei L J, Wang D W, Li H S, *et al.* Effects of cryogenic treatment on the microstructure and residual stress of 7075 aluminum alloy [J]. Metals, 2018, 8(4): 273.
- [21] Konkova T, Mironov S, Korznikov A, *et al.* Microstructural response of pure copper to cryogenic rolling [J]. Acta Materialia, 2010, 58(16): 5262-5273.
- [22] Ren S, Zhang Y F, Xue F, *et al.* Enhanced surface mechanical properties of Cr12MoV using ultrasonic surface rolling process and deep cryogenic treatment [J]. Solid State Phenomena, 2018, 279: 143-147.
- [23] Ye C, Suslov S, Lin D, *et al.* Deformation-induced martensite and nanotwins by cryogenic laser shock peening of AISI 304 stainless steel and the effects on mechanical properties [J]. Philosophical Magazine, 2012, 92(11): 1369-1389.
- [24] 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(8): 083504.
- [25] Yang X W, Zhou J Z, Sheng J, *et al.* Microstructure evolution and surface strengthening mechanism of TC6 titanium alloy by laser peening [J]. Acta Optica Sinica, 2017, 37(9): 0914001.  
杨祥伟, 周建忠, 盛杰, 等. TC6 钛合金激光喷丸组织演变与表面强化机理 [J]. 光学学报, 2017, 37(9): 0914001.
- [26] Li J, Zhou J Z, Feng A X, *et al.* Analysis of microstructure and tensile properties produced by cryogenic laser peening on 2024-T351 aluminum alloy [J]. Vacuum, 2018, 158: 141-145.

- [27] Li G R, Wang H M, Cai Y, *et al.* Microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy subject to deep cryogenic treatments [ J ]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2013, 20(9): 896-901.
- [28] Feng Z Q, Yang Y Q, Huang B, *et al.* Precipitation process along dislocations in Al-Cu-Mg alloy during artificial aging [ J ]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 528(2): 706-714.
- [29] Ratchev P, Verlinden B, de Smet P, *et al.* Precipitation hardening of an Al-4.2wt% Mg-0.6wt% Cu alloy [ J ]. Acta Materialia, 1998, 46(10): 3523-3533.
- [30] Zerilli F J. Dislocation mechanics-based constitutive equations [ J ]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(9): 2547-2555.