

# 深冷激光喷丸强化 2024-T351 铝合金拉伸性能及断口分析

孙云辉, 周建忠, 盛杰, 黄舒, 徐苏强, 李京, 徐高峰

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

**摘要** 对 2024-T351 铝合金进行了深冷激光喷丸强化(CLP)处理。结果表明,CLP 处理使得 2024-T351 铝合金的表层金属发生了有效的晶粒细化,严重塑性变形层的晶粒尺寸大多在  $10\ \mu\text{m}$  以下,材料内第二相分布更为均匀;CLP 处理后试样的表面硬度、抗拉强度和屈服强度比未处理样品的分别提高了 34.1%、21.6%和 28.9%,材料的延伸率也略有提高,实现了强度和塑性的同步增强。拉伸断口形貌表明,2024-T351 铝合金经 CLP 处理后的断裂形式为韧性断裂,这有利于改善铝合金的拉伸性能。

**关键词** 激光技术; 深冷激光喷丸强化; 拉伸性能; 断口形貌

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201744.0802003

## Tensile Property and Fracture Analysis of 2024-T351 Aluminum Alloys by Cryogenic Laser Peening

Sun Yunhui, Zhou Jianzhong, Sheng Jie, Huang Shu, Xu Suqiang, Li Jing, Xu Gaofeng

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

**Abstract** The cryogenic laser peening (CLP) of 2024-T351 aluminum alloys is performed. The results show that the effective grain refinement on the surface of 2024-T351 aluminum alloys is induced by the CLP, the grain size in the severe plastic deformation layer is mostly smaller than  $10\ \mu\text{m}$ , and the second-phase distribution is more homogeneous. Compared with those of untreated samples, the surface hardness, the tensile strength and the yield strength of samples treated by the CLP increase by 34.1%, 21.6% and 28.9%, respectively, and the elongation of materials increases slightly. The simultaneous improvement of strength and ductility is realized. The tensile fracture morphology indicates that the fracture form of 2024-T351 aluminum alloys strengthened by the CLP is a ductile fracture which is beneficial to improve the tensile property of aluminum alloys.

**Key words** laser technique; cryogenic laser peening; tensile property; fracture morphology

**OCIS codes** 140.3580; 160.3900; 120.6780; 220.4610

## 1 引言

2024 铝合金具有出色的比强度和比刚度,在航空航天材料领域中应用广泛<sup>[1-4]</sup>。航空航天服役件的工作环境苛刻,承受载荷复杂,因此,对其综合力学性能的要求较高。表面强化技术通过改变表面微观组织和诱导高幅表层残余压应力来抑制裂纹萌生和扩展,是延长零部件性能寿命最有效的方法之一,主要有机械喷丸强化<sup>[5]</sup>、滚压强化<sup>[6-7]</sup>和激光喷丸强化(LP)<sup>[8-9]</sup>等。其中,LP 技术利用高能短脉冲激光冲击诱导的应力

收稿日期: 2017-03-20; 收到修改稿日期: 2017-04-10

基金项目: 国家自然科学基金(51575247)、江苏省大型工程装备检测与控制重点实验室开放课题(JSKLEDC201501,JSKLEDC201503)、常州市高技术研究重点实验室资助项目(CM20153001)

作者简介: 孙云辉(1993—),男,硕士研究生,主要从事激光冲击强化技术方面的研究。

E-mail: syh1160096256@163.com

导师简介: 周建忠(1964—),男,教授,博士生导师,主要从事先进激光制造技术方面的研究。

E-mail: zhoujz@ujs.edu.cn(通信联系人)

强化和组织强化效应来改善材料的表面性能<sup>[10-11]</sup>,具有高压、超快、高应变率等特点,是极端条件下的先进制造方法之一。Salimianrizi等<sup>[12]</sup>发现,LP在6061-T6铝合金表面诱导了残余压应力,同时材料发生了加工硬化和晶粒细化,材料表面硬度得到显著提高。Ren等<sup>[13]</sup>研究发现,LP可以有效提高材料显微硬度,并且认为细晶强化和沉淀相强化是其主要强化机理。本课题组前期研究发现,LP能在材料表层有效诱导残余压应力、改变微观结构及产生明显的晶粒细化,从而改善材料的力学性能<sup>[14-16]</sup>。已有文献<sup>[17-18]</sup>表明,低温处理或超低温处理(-196~-130℃)也能有效改变材料的微观组织结构,从而改善材料的宏观力学性能、提高残余应力稳定性和使用寿命。Nayan等<sup>[19]</sup>研究发现,低温处理后T87 AA2195铝合金的抗拉强度和屈服强度显著增加,但延展性不受影响,认为这主要是因为低温处理时的局部破坏造成了晶界附近的内部强化并产生了大量第二相强化。Moreno-Valle等<sup>[20]</sup>发现,温度的降低能提高粗粒度和超细粒度材料的强度及应变硬化系数。Shahsavari等<sup>[21]</sup>研究发现,利用深冷处理与塑性变形相结合的强化技术产生的沉淀相和高密度位错有利于同时提高铝合金的强度和延伸率。

综上所述,通过高应变率表面变形和超低温处理可以改变材料微观组织,进而达到强化目的,但两者的强化机理不完全相同,这使得LP和超低温处理相结合以提高材料的综合力学性能成为可能。Ye等<sup>[22-24]</sup>初步开展了对铜和304不锈钢的深冷激光喷丸强化(CLP)实验研究,探索了超高应变率和超低温耦合对材料力学性能的影响,结果表明,CLP处理能同时改善强度和塑性。然而,超低温环境与超高应变率加载及其耦合作用对材料的强化机理仍不明确,关于利用CLP改善2024-T351铝合金拉伸性能的研究鲜有报道。

本文开展并分析了CLP对2024-T351铝合金拉伸性能、显微硬度和晶粒尺寸等的影响,对拉伸断口形貌、断裂形式及断裂机理进行了初步探索,为后续CLP工艺研究提供了理论参考。

## 2 材料与实验

### 2.1 材 料

实验材料为2024-T351铝合金,其化学成分和力学性能分别见表1,2。

表1 2024-T351铝合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of 2024-T351 aluminum alloys (mass fraction, %)

Element	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Other	Al
Content	4.5	1.6	0.5	0.5	0.7	0.5	Bal.

表2 2024-T351铝合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of 2024-T351 aluminum alloys

Mechanical property	Value
Tensile strength /MPa	419
Yield strength /MPa	310
Elongation /%	17.6
Elasticity modulus /GPa	72.4
Poission ratio	3.3

### 2.2 试样准备和CLP实验

在喷丸强化实验前,用不同型号的SiC砂纸打磨试样表面,然后将试样放置于装有乙醇的超声波清洗机内进行清洗,清洗完成后放入干燥箱烘干待用。CLP原理如图1所示。在现有激光冲击系统上加入CLP专用夹具,试样固定于夹具底座上,通过向漏斗中不断补充液氮来保持液氮液面一直与夹具底座接触,进而传热至试样,一段时间后试样热量的散失和补充逐渐趋于平衡状态,试样的温度为(-130±2)℃,由测试范围为-196~0℃的杭州玉环智拓仪器科技有限公司的i500-ULT超低温温度计测得。实验使用德国Innolas公司的SpitLight 2000型脉冲Nd:YAG固体激光器,波长为1064 nm,脉宽为8 ns,激光能量为2 J,光斑直径为1 mm,搭接率为50%。选用0.12 mm厚的铝箔作为吸收层,约束层采用3 mm厚的K9玻璃。

分别对20 mm×20 mm×2 mm方块试样和标准拉伸试样进行室温激光喷丸强化(RTLP)与CLP处理,强化区域大小和扫掠轨迹如图2所示。

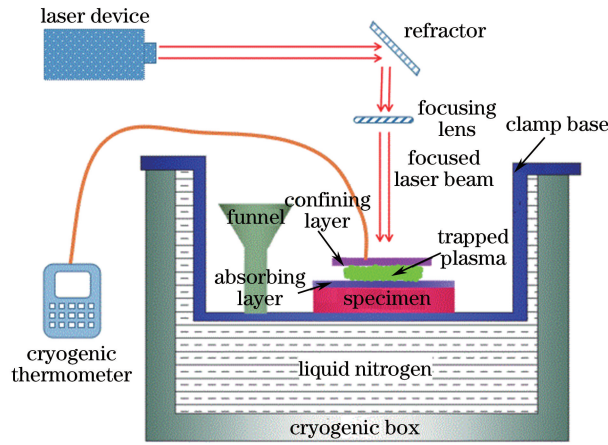


图 1 CLP 原理示意图

Fig. 1 Schematic of CLP

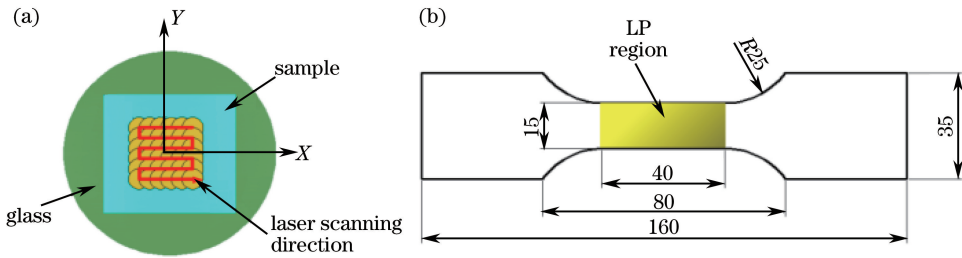


图 2 LP 示意图及试样尺寸。(a) 方块试样；(b) 拉伸试样

Fig. 2 Schematic of LP and sample size. (a) Square sample; (b) tensile sample

### 2.3 显微硬度测量和微观形貌观测

采用不同型号的 SiC 砂纸打磨所有试样表面,然后再用抛光机抛光至表面粗糙度小于等于  $0.05 \mu\text{m}$ 。试样在凯勒试剂( $190 \text{ mL H}_2\text{O} + 2 \text{ mL HF} + 3 \text{ mL HCl} + 5 \text{ mL HNO}_3$ )中腐蚀  $30 \sim 50 \text{ s}$ ,然后在光学显微镜下观察。采用上海特视检测技术有限公司的 THV-1 显微硬度仪对 RTLP 和 CLP 处理前后试样表面冲击区域深度方向上的显微硬度进行测量,载荷为  $100 \text{ g}$ ,加载时间为  $10 \text{ s}$ ,5 次测量平均值作为测量点的显微硬度。

### 2.4 拉伸实验和断口形貌观察

拉伸实验在扬州天惠试验机械有限公司的 WDW-E200 万能试验机上进行,最大加载力为  $200 \text{ kN}$ ,拉伸卡头移动速率为  $0.005 \sim 500 \text{ mm/min}$ ,最大移动位移为  $700 \text{ mm}$ ,拉伸应变率为  $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。断口形貌采用日本电子株式会社的 JMS-7001Ft 热场发射扫描电镜(SEM)观察。

## 3 结果和讨论

### 3.1 显微硬度分析

距离试样表面不同深度处的显微硬度测试结果如图 3 所示,经过 RTLP 和 CLP 处理的试样表层显微硬度分别达到了  $168.4 \text{ HV}$  和  $178.4 \text{ HV}$ ,比基体的显微硬度分别提高了  $26.6\%$  和  $34.1\%$ 。因为在 CLP 过程中,高能激光束在材料表面迅速电离形成等离子体冲击波,冲击波向材料内部传播;当冲击波压力大于材料的动态屈服极限时,会发生剧烈的塑性形变,产生高密度的位错等缺陷,最终细化晶粒<sup>[10]</sup>。此外,深冷环境下铝合金会产生收缩效应,使材料内部产生大量的位错和亚晶<sup>[25]</sup>。深冷处理的收缩效应还可以使材料内部的缺陷产生弥合和消散,使第二相粒子的分布更均匀,这些都有利于减小微观残余应力及点阵畸变应力,使 LP 诱导的残余应力分布也更均匀,最终形成第二相强化<sup>[26]</sup>。细晶强化与第二相强化的共同作用提高了材料的硬度。由图 3 可见,RTLP 的影响层深度约为  $600 \mu\text{m}$ ,而 CLP 的影响层深度只有  $450 \mu\text{m}$ 。这可能是由于 CLP 过程中的深冷环境比 RTLP 处理的室温环境更进一步促进了细晶强化和第二相强化,材料强度和硬度得到了进一步的提高,抵抗塑性变形的能力也得到提高,CLP 诱导的冲击波压力不足以使材料产生塑性

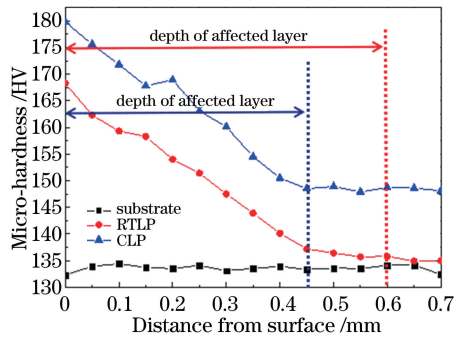


图 3 距离表面不同深度处的显微硬度

Fig. 3 Micro-hardness at positions with different distances from surface

变形,表现为相同激光参数下材料影响层深度的降低。

### 3.2 微观形貌分析

Lu 等<sup>[2]</sup>系统而深入地研究了 LP 后材料的晶粒细化机制。根据激光诱导冲击波在材料深度方向上产生的塑性变形程度的不同,将截面形貌分为严重塑性变形 (SPD) 层、轻微塑性变形 (MPD) 层和基体。CLP 试样沿深度方向的晶粒组织如图 4 所示,由图可知,SPD 层和 MPD 层的深度分别约为 150 μm 和 300 μm。SPD 层的晶粒大量细化,细化晶粒尺寸大多都在 10 μm 以下。与 SPD 层相比,MPD 层的晶粒较粗大,仅在局部区域发生晶粒细化,但大部分晶粒尺寸仍在 50 μm 以下,而基体原始晶粒尺寸大多在 50 μm 以上。CLP 通过冲击波诱导产生位错,深冷环境所产生的收缩效应及其对动态回复的抑制作用也会进一步促进位错生成,但是随着距离表面深度的增加,冲击波压力发生衰减,CLP 所诱导的位错密度减小,导致晶粒细化程度呈均匀减弱直至不再产生塑性变形,最终影响层深度约为 450 μm。结果表明,深度方向上的显微硬度变化规律与晶粒细化程度的变化规律基本一致,说明显微硬度很大程度上取决于 CLP 诱导晶粒细化的程度。霍尔-佩奇公式<sup>[9]</sup>为

$$H_V = H_{V_0} + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

式中  $H_V$  为材料硬度,  $H_{V_0}$  为与晶粒尺寸无关的材料硬度,  $k$  为材料常数,  $d$  为晶粒直径。从(1)式可以看出,材料的硬度与晶粒尺寸呈强关联,在一定范围内,材料硬度与晶粒直径成反比,这也进一步验证了 CLP 能通过晶粒细化提高材料的硬度。

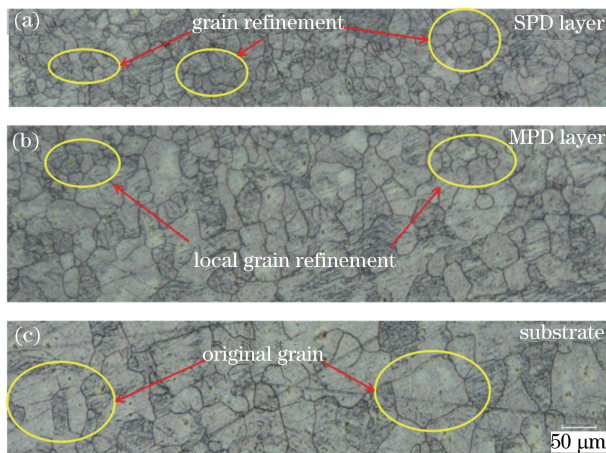


图 4 CLP 试样沿深度方向的截面晶粒组织。(a) SPD 层;(b) MPD 层;(c)基体

Fig. 4 Cross-sectional grain structures of CLP samples along depth direction.

(a) SPD layer; (b) MPD layer; (c) substrate

### 3.3 拉伸结果分析

#### 3.3.1 拉伸性能

不同试样的强度与平均延伸率的比较结果如图 5 所示,可以看到,RTLP 和 CLP 试样的抗拉强度分



别达到了 471 MPa 和 512 MPa,较基体的抗拉强度分别提高了 11.8% 和 21.6%。RTLTP 和 CLP 试样的屈服强度分别达到了 371 MPa 和 414 MPa,较基体的屈服强度分别提高了 15.6% 和 28.9%,强度的增大缘于组织晶粒的细化。另外,RTLTP 试样的平均延伸率为 17.1%,较基体的下降了 12.7%,这是由于 LP 引起的材料形变硬化减少了材料断裂前的变形量。CLP 试样的平均延伸率为 20.4%,较基体的平均延伸率有了一定的提高,说明 CLP 处理在提高材料强度的同时也改善了材料塑性。Zhou 等<sup>[26]</sup>研究认为,深冷环境下 2024-T351 铝合金的晶粒更为规整,同时深冷环境下的收缩效应使得材料内部大量点缺陷得以弥合或消除,减少了应力集中,抑制了显微空洞的萌生和扩展,宏观上表现为材料断裂前能承受更大的变形和应力,最终导致材料抗拉强度和延伸率均有所改善,这与实验研究结果一致。深冷环境下材料的收缩效应还会减小原子间距,根据 Peierls-Nabarro 公式,这将阻碍位错滑移,这是由于在超低温下,晶格的热振动能变小,位错运动越过势垒所需要的外力增大,即短程力增大,屈服应力增大,材料得到进一步强化<sup>[25]</sup>。

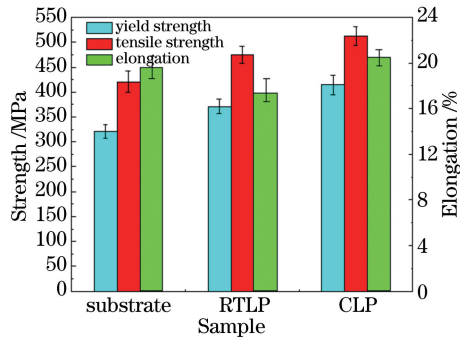


图 5 不同试样的强度和平均延伸率

Fig. 5 Strength and average elongation of different samples

### 3.3.2 断口形貌

RTLTP 和 CLP 试样的断口形貌以及第二相能谱分析(EDS)如图 6 所示,从图 6(a)可以看出,RTLTP 试样室温拉伸断口分布着由少量等轴韧窝和河流花样组成的准解理断裂,表面韧窝数量少、尺寸大而浅。而图 6(b)中 CLP 试样的断口韧窝更为均匀,且小而深。结合图 6(c)可以看出,该试样中许多韧窝的底部往往伴随着第二相颗粒的存在。CLP 试样中第二相粒子比 RTLTP 试样的更为细密、分布更为均匀,可以推断 CLP 处理有助于溶解和细化 2024-T351 铝合金基体中的第二相粒子,这主要是由铝合金在超低温环境中的收缩效应引起的<sup>[25]</sup>。一方面,CLP 试样内缺陷的减少和第二相沉淀更均匀的分布有利于减少应力集中现象的出现,一定程度上可以增加材料断裂前的变形量。另一方面,收缩效应产生的内应力有助于在材料内部诱导位错,进而产生更多的晶粒细化,使得在相同的变形量下,变形可以由更多的晶粒来承担,使变形分布得更加均匀,从而使应力集中程度减小,抑制显微空洞的萌生。同时,晶粒细化导致晶界数量增多,晶界阻碍作用的增强以及相邻晶粒取向的不同,阻碍了空洞的扩展,使试样在断裂前能承受更大的应力和变形,进而呈现出较好的强度和塑性。

### 3.3.3 断裂机理

2024-T351 铝合金为面心立方结构金属,在极低温下具有一定的韧性,因此低温下铝合金的断裂形式仍然为韧性断裂。图 7 所示为铝合金韧窝断裂示意图,表明由于铝合金内部存在第二相颗粒,材料在拉伸断裂过程中,第二相颗粒与基体界面聚合力的减弱或者第二相颗粒直接发生了断裂,容易产生应力集中,因此显微空洞往往首先出现在第二相颗粒处。空洞随着拉伸力的增大不断生长,这些空洞在截面上的间隙也不断减小,直至这些空洞相互连接最终发生断裂,故断口韧窝的底部往往伴随着第二相颗粒的存在。如图 6 所示,CLP 促进了材料内部第二相的移动,使得第二相分布更为均匀细密,一定程度上减少了拉伸断裂过程中的应力集中,故 CLP 处理后试样断口中的韧窝更均匀细小,这也验证了韧窝大多产生在第二相颗粒处,即 CLP 处理后铝合金的韧窝断裂形式是颗粒处空洞生核的韧性断裂。

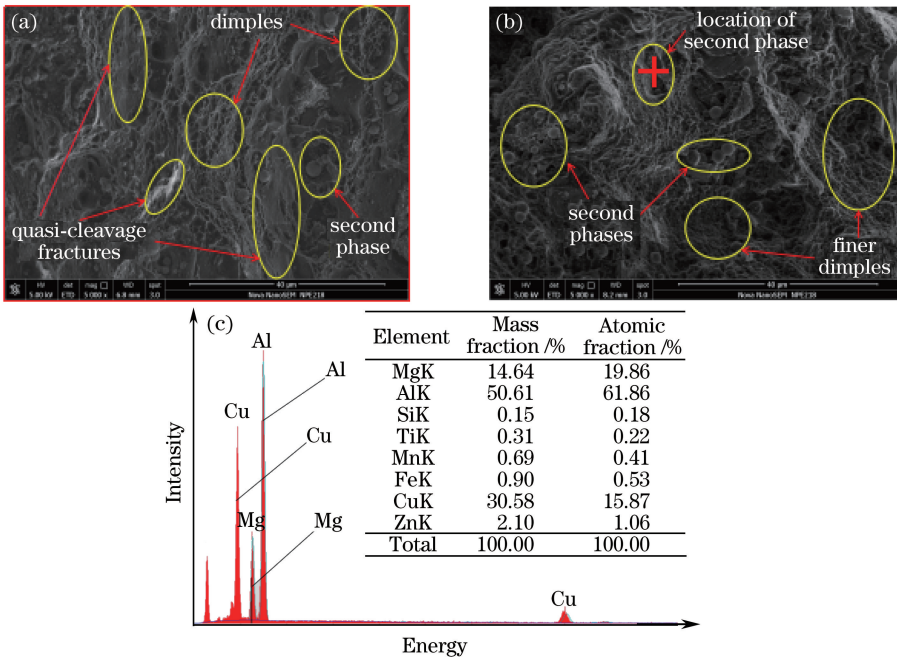


图 6 (a) RTLTP 试样的断口形貌;(b) CLP 试样的断口形貌;(c) 红色十字标记处的 EDS  
 Fig. 6 (a) Fracture morphology of RTLTP sample; (b) fracture morphology of CLP sample;  
 (c) EDS at position with red cross mark

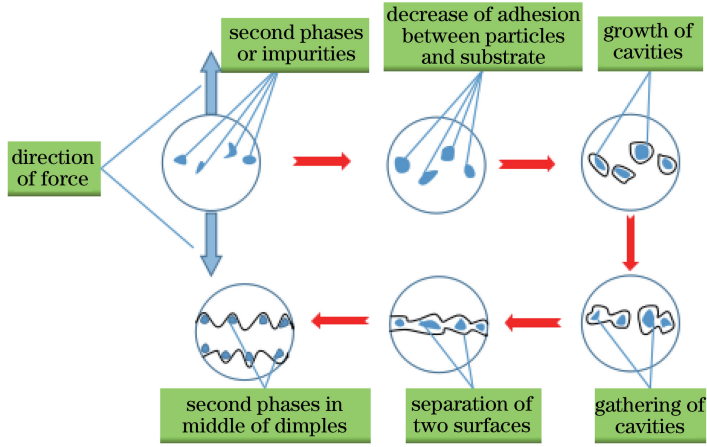


图 7 铝合金韧窝断裂示意图  
 Fig. 7 Schematic of aluminum alloy dimple fracture

## 4 结 论

采用 RTLTP 和 CLP 处理的 2024-T351 铝合金试样的表层显微硬度分别达到了 168.4 HV 和 178.4 HV, 相比基体的显微硬度分别提高了 26.6% 和 34.1%, 这是第二相强化和细晶强化共同作用的结果。CLP 处理的 2024-T351 铝合金试样的屈服强度和抗拉强度较基体的分别提高了 28.9% 和 21.6%, 实现了强度和塑性的同步增强。CLP 处理能有效细化 2024-T351 铝合金试样表面微观组织的晶粒, 使第二相颗粒的分布更为均匀细密, 从而实现拉伸性能改善。

## 参 考 文 献

[1] Ahn J, Chen L, He E, *et al.* Effect of filler metal feed rate and composition on microstructure and mechanical properties of fibre laser welded AA 2024-T3[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 25: 26-36.

- [2] 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.
- [3] Wu M, Liu Y Z, Wang T, *et al.* Deformation behavior and characteristics of sintered porous 2024 aluminum alloy compressed in a semisolid state[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 674: 144-150.
- [4] Rodopoulos C A, Kermandidis A T, Statnikov E, *et al.* The effect of surface engineering treatments on the fatigue behavior of 2024-T351 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2007, 16(1): 30-34.
- [5] Liu Y G, Li H M, Li M Q. Characterization of surface layer in TC17 alloy treated by air blast shot peening[J]. *Materials & Design*, 2015, 65: 120-126.
- [6] Wei W, Wang S L, Wei K X, *et al.* Microstructure and tensile properties of Cu-Al alloys processed by ECAP and rolling at cryogenic temperature[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 678: 506-510.
- [7] Magalhães D C C, Hupalo M F, Cintho O M. Natural aging behavior of AA7050 Al alloy after cryogenic rolling[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 593: 1-7.
- [8] Meng Xiankai, Zhou Jianzhong, Su Chun, *et al.* Effect of temperature on surface mechanical property of 2024 aluminum alloy treated by laser peening[J]. *Chinese J Lasers*, 2016, 43(10): 1002003.  
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.
- [9] Zhou Jianzhong, Han Yuhang, Huang Shu, *et al.* Effect of different process temperature on residual stress and nano-hardness of warm laser peened IN718 superalloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2015, 42(7): 0703001.  
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.
- [10] Zhang Haifeng, Huang Shu, Sheng Jie, *et al.* Thermal relaxation of residual stress and grain evolution in laser peening IN718 alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2016, 43(2): 0203008.  
章海峰, 黄 舒, 盛 杰, 等. 激光喷丸 IN718 镍基合金残余应力高温松弛及晶粒演变特征[J]. *中国激光*, 2016, 43(2): 0203008.
- [11] Huang Shu. Investigation of laser peening on the fatigue crack growth properties and life extension mechanism of 6061-T6 aluminum alloy[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2012.  
黄 舒. 激光喷丸强化铝合金的疲劳裂纹扩展特性及延寿机理研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2012.
- [12] Salimianrizi A, Foroozmehr 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.
- [13] Ren X D, Ruan L, Yuan S Q, *et al.* Dislocation polymorphism transformation of 6061-T651 aluminum alloy processed by laser shock processing: Effect of tempering at the elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 578: 96-102.
- [14] Huang S, Sheng J, Zhou J Z, *et al.* On the influence of laser peening with different coverage areas on fatigue response and fracture behavior of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2015, 147: 72-82.
- [15] 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 and Laser Technology*, 2016, 77: 169-176.
- [16] Huang S, Wang Z W, Sheng J, *et al.* Residual stress distribution and microstructure evolution of AA 6061-T6 treated by warm laser peening[J]. *Metals*, 2016, 6(11): 6110292.
- [17] Park D H, Choi S W, Kim J H, *et al.* Cryogenic mechanical behavior of 5000- and 6000-series aluminum alloys: Issues on application to offshore plants[J]. *Cryogenics*, 2015, 68: 44-58.
- [18] Yin J G, Lu J, Ma H T, *et al.* Nanostructural formation of fine grained aluminum alloy by severe plastic deformation at cryogenic temperature[J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39(8): 2851-2854.
- [19] Nayan N, Murty S V S N, Jha A K, *et al.* Mechanical properties of aluminium-copper-lithium alloy AA2195 at cryogenic temperatures[J]. *Materials & Design*, 2014, 58: 445-450.
- [20] Moreno-Valle E C, Sabirov I, Perez-Prado M T, *et al.* Effect of the grain refinement via severe plastic deformation on strength properties and deformation behavior of an Al6061 alloy at room and cryogenic temperatures[J]. *Materials Letters*, 2011, 65(19/20): 2917-2919.
- [21] 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.
- [22] 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.

- [23] 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.
- [24] 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.
- [25] Chen Ding, Li Wenxian. Grain preferred orientation of Al and Al alloys through cryogenic treatment[J]. *Journal of Central South University of Technology*, 2000, 31(6): 544-547.  
陈 鼎, 黎文献. 深冷处理下铝和铝合金的晶粒转动[J]. *中南工业大学学报*, 2000, 31(6): 544-547.
- [26] 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): 6110279.