

# 激光冲击强化对 316L 不锈钢熔覆层微观结构和性能的影响

罗开玉, 周 阳, 鲁金忠, 刘 波

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

**摘要** 研究了激光冲击强化(LSP)对 316L 不锈钢熔覆层表面显微硬度、残余应力以及微观结构的影响。结果表明, LSP 后熔覆层表面的显微硬度和残余应力得到明显改善; 微观结构发生明显变化, 晶粒由柱状晶转变为等轴晶, 晶粒得到细化; 熔覆层自腐蚀电流密度降低, 材料耐腐蚀性得到提高。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 激光冲击强化; 316L 不锈钢; 微观结构

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201744.0402005

## Influence of Laser Shock Peening on Microstructure and Property of Cladding Layer of 316L Stainless Steel

Luo Kaiyu, Zhou Yang, Lu Jinzhong, Liu Bo

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

**Abstract** The influence of laser shock peening (LSP) treatment on the microhardness, residual stress and microstructure of the cladding layer surface of 316L stainless steel is studied. The results show that, the microhardness and residual stress of the cladding layer after LSP are improved obviously; the change of microstructure occurs obviously, and the grains are refined where columnar structures transform to equiaxial structures; the current density of self-corrosion of the cladding layer is reduced, and the corrosion resistance of the material is improved.

**Key words** laser technique; laser cladding; laser shock peening; 316L stainless steel; microstructure

**OCIS codes** 140.3390; 310.4925; 120.6660

## 1 引 言

大型发动机、涡轮机叶片等关键部件局部发生损伤或失效时, 其他部位仍然具有良好的承载能力, 为了节约制造成本和减少资源浪费, 可以采用修复技术对损伤或失效部位进行修复, 延长其服役寿命。

传统的修复技术有堆焊、喷涂和电镀等方法, 但这些技术对基材影响较大且极易受到基材性能的影响, 修复后部件的形变较大并有较多微观缺陷, 如气孔、裂纹、杂质, 获得的修复部位组织致密度较低、结合力差。此外, 传统的修复技术所用设备会造成辐射和污染, 生产效率低下、设备维护成本较高。激光熔覆是一种新型的表面修复技术<sup>[1]</sup>, 它利用高能、高密度的激光光束, 使熔覆合金粉末颗粒与基材发生物理化学反应, 达到金属冶炼的效果, 以改善材料的抗拉伸、耐磨损等力学性能, 是当今发展迅速的一种材料表面处理技术<sup>[2]</sup>。激光熔覆表面修复技术能在短时间内使被加热的材料升高到很高的温度, 适用于处理金属零部件的局部损

收稿日期: 2016-09-12; 收到修改稿日期: 2016-11-20

基金项目: 国家自然科学基金(51575242)、江苏省科技计划项目(BK20140012, BK20151341, BE2016148)、江苏省“六大人才高峰”高层次人才项目(2014ZBZZ015)、江苏省高校自然科学研究重大项目(14KJA460002)、江苏省博士后科研资助项目(1501140B)

作者简介: 罗开玉(1975—), 女, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事激光冲击波非传统制造技术方面的研究。

E-mail: kyluo@ujs.edu.cn

伤,所得到的涂层组织细小致密<sup>[3]</sup>。然而,熔覆过程中熔覆层温度分布不均匀、工艺参数不合理易导致裂纹、气孔等缺陷;熔覆热效应会导致熔覆层产生大量残余拉应力,熔覆层凝固后呈较松散的结构,严重影响修复后零部件的力学性能及疲劳寿命。因此,需对熔覆层进行强化加工,以改善熔覆层中的缺陷。

激光冲击强化(LSP)是一种新型表面改性强化技术<sup>[4]</sup>,在高压冲击波作用下,材料表层产生超高应变速率的塑性变形,能有效改善材料的微观组织,提高力学性能,减少或延迟裂纹的形核和扩展,提高金属材料的疲劳寿命、耐磨性和耐腐蚀性<sup>[5-7]</sup>,具有非接触、无热影响区、可控性强和强化效果显著等优势<sup>[8-9]</sup>。LSP还具有高压、高能、高应变率及超短时间等鲜明特点。目前,国内外对LSP焊缝/熔覆材料的显微硬度、残余应力、疲劳性能<sup>[10]</sup>及抗磨损性能<sup>[11]</sup>的研究大多局限于单点冲击,关于熔覆层表面不同区域的硬度和应力分布与微观组织之间对应关系的研究也鲜有报道。因此,对大面积熔覆层表面的LSP进行研究很有意义。

本文以316L不锈钢为研究对象,研究了LSP对316L不锈钢熔覆层表面显微硬度、残余应力及微观结构的影响,探索了LSP对熔覆层微观结构和性能的影响机理。

## 2 试验材料及过程

### 2.1 试验材料

试验材料为316L奥氏体不锈钢,其化学成分和力学性能分别见表1和表2;选取直径为150~200 μm的304不锈钢粉末作为熔覆材料,其化学成分见表3。利用线切割的方法在316L不锈钢基材上加工出倒梯形沟槽,以此作为待熔覆试样。

表1 316L不锈钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 316L stainless steel (mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
Content	0.03	1	2	0.04	0.03	10-14	16-18	Bal.

表2 316L不锈钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of 316L stainless steel

Property	Value
Tensile strength /MPa	480
Yield strength /MPa	175
Elongation /%	40
Microhardness /HV	40

表3 304不锈钢粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 3 Chemical compositions of 304 stainless steel powder (mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
Content	0.08	1	2	0.03	0.03	8-11	16-18	Bal.

### 2.2 试验过程

激光熔覆试验采用同步送粉方式,所用激光器为IPG公司生产的YLS-4000 CT11激光器。使用同步送粉激光头对预置沟槽的试样进行激光熔覆,激光输出功率为1800 W,光斑直径为3 mm,激光重叠率为22.5%,扫描速度为4 mm/s,送粉速率为5 g/min,保护气体流量为5 L/min。经多道激光熔覆加工后,试样沟槽部位被完全填满并且高出上表面约1 mm。

在激光熔覆层的表面,对30 mm×9 mm的矩形区域进行LSP,即图1(a)中填充有光圈的区域,其中带箭头的红色虚线表示激光冲击路径。对熔覆层表面进行LSP前,使用金相砂纸对试样表面进行打磨,随后在水中清洗,再将其置于无水乙醇中进行超声清洗,最后对处理过的熔覆层表面进行LSP。LSP选用Nd:YAG激光器作为发射源,脉冲激光能量为9 J,冲击频率为1 Hz,波长为1064 nm,脉宽为10 ns,光斑直径为3 mm,横向和纵向的光斑搭接率为50%,以确保激光冲击区域无盲区。用美国3M公司生产的0.1 mm厚的铝箔作为吸收层,约束层为厚度1 mm的流水。

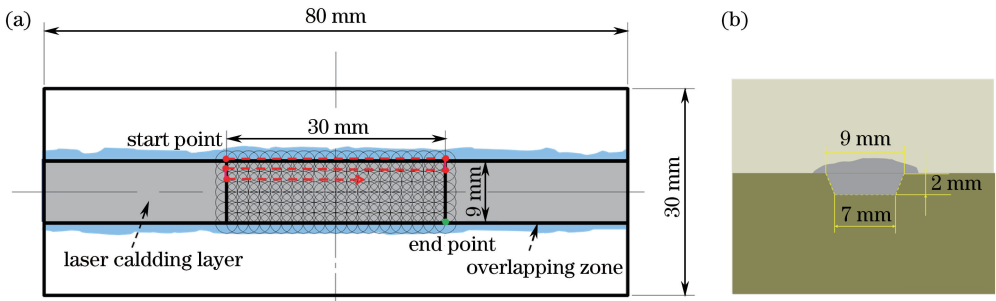


图 1 LSP 区域的(a)正面和(b)侧面示意图

Fig. 1 Schematic diagrams of (a) front view and (b) side view of LSP region

### 2.3 性能测试

9 mm×9 mm 的显微硬度和残余应力测量区域如图 2 所示,框内蓝色线上多点为相应的测量位置,其中 ABCD 区域为激光冲击后的测试区域,EFGH 为激光冲击前的测试区域。在熔覆层激光冲击前后的表面显微硬度测试中,等间隔设置 20 条线,在每条线上每隔 0.15 mm 取一个点,共设置 60 个点测量显微硬度。试验所得的显微硬度测量值形成显微硬度分布矩阵,将其导入到 MATLAB 软件中,利用三维曲面拟合算法绘制显微硬度空间分布图。在残余应力测试试验中,等间隔设置 10 条线,在每条线上每隔 0.45 mm 取一个点,共设置 20 个点测量残余应力。试验所得的残余应力测量值形成残余应力分布矩阵。

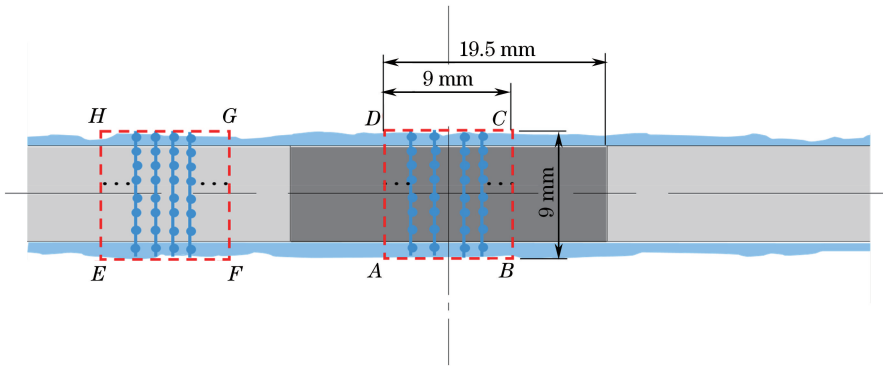


图 2 显微硬度和残余应力测试位置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of positions for measuring microhardness and residual stress

为了对比 LSP 前后熔覆层表层微观结构,选取基材、搭接区、熔覆层表面三个典型区域。金相制样过程为:使用线切割截取 LSP 前后熔覆层,获得尺寸为 10 mm×10 mm×8 mm 的试样,然后对试样进行镶嵌、打磨、抛光及清洗,最后将其浸泡在由 25 mL HCl、2.5 mL FeCl<sub>3</sub> 和 50 mL H<sub>2</sub>O 制备的不锈钢专用腐蚀溶液中 30 s。使用光学显微镜(OM)观测其金相组织。

### 2.4 电化学测试试验

试验材料选取激光熔覆层,电化学试样尺寸为 10 mm×10 mm×8 mm。电化学测试利用三电极体系在室温下进行测量,辅助电极为石墨电极,参比电极为饱和甘汞电极,电解质 NaCl 溶液的质量分数为 3.5%。以恒电位扫描法测定试样的极化曲线,扫描速率为 5 mV/s,测定的电位范围是 -1.5~2 V。

## 3 试验结果与分析

### 3.1 LSP 对熔覆层显微硬度的影响

选取试验中一条线上的数据绘制显微硬度分布曲线,结果如图 3 所示。可以看出,未经激光冲击的熔覆层表面显微硬度平均值约为 228 HV;LSP 后,蓝色区域的冲击中央区显微硬度平均值约为 365 HV,增幅为 137 HV,中央区的表面显微硬度提高了约 60.1%。激光冲击后熔覆层表面显微硬度最大值为 394 HV。此外,从两侧搭接区至中央区的显微硬度呈迅速增大的趋势,在中央区边界处达到稳定值。可见,未经激光冲

击时熔覆层表面显微硬度分布均匀,激光冲击后熔覆层表面中央区显微硬度有明显提高。因此,LSP 可以显著提高 316L 不锈钢熔覆层表面的显微硬度。汪诚等<sup>[12]</sup>以钛合金作为熔覆试样,对比 LSP 前后熔覆层表面的显微硬度值,结果表明 LSP 后,修复区显微硬度由强化前的 333 HV 提高到 381 HV。Hatamleh 等<sup>[13]</sup>对 2195 铝合金进行 LSP,测试了其焊接区显微硬度,结果表明,焊接区显微硬度有明显提高,结论与此次试验结果一致。

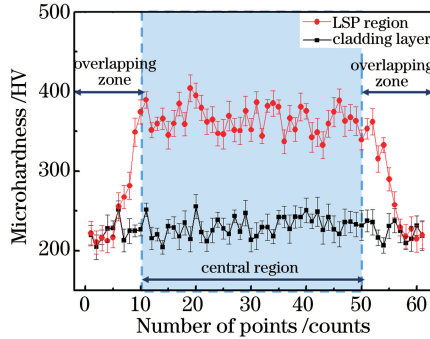


图 3 冲击前后熔覆层表面显微硬度分布

Fig. 3 Microhardness distributions of laser cladding layer surface before and after LSP

熔覆层表面矩形框区域的显微硬度分布如图 4 所示。由图 4 可以看出,激光冲击前后熔覆层表面显微硬度范围分别为 180~320 HV 和 200~500 HV。可见,激光冲击前显微硬度值波动小,分布较均匀;激光冲击后中央区的显微硬度明显增加。此外,两侧的显微硬度由搭接区到中央区边界逐渐增加。

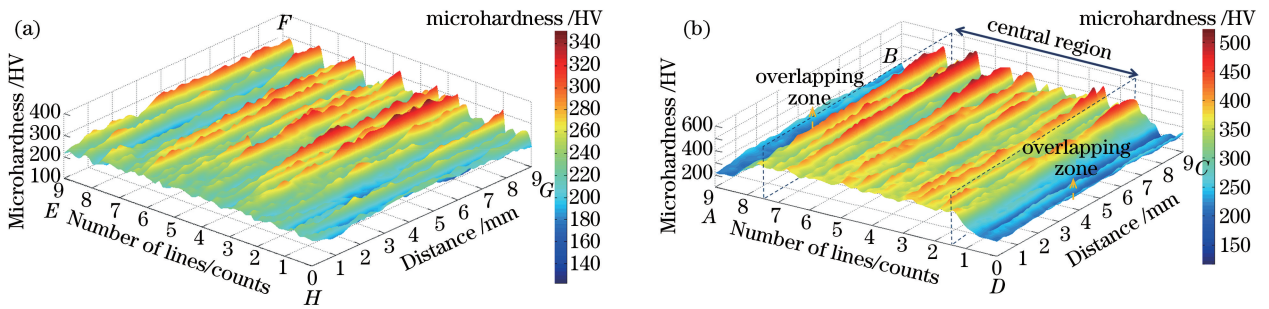


图 4 熔覆层表面显微硬度空间分布。(a) LSP 前;(b) LSP 后

Fig. 4 Spatial distributions of microhardness of laser cladding layer surface. (a) Before LSP; (b) after LSP

### 3.2 LSP 对熔覆层残余应力的影响

选取试验中一组数据绘制残余应力分布曲线,结果如图 5 所示。可以看出,激光冲击前残余应力范围为 26~84 MPa,所有测量结果的平均值约为 52 MPa;激光冲击后,中央区残余应力范围为 -232~-461 MPa,所有测量结果的平均值约为 -341 MPa,搭接区域残余应力的测量平均值约为 -211 MPa,测量误差为 ±6 MPa。可见,激光熔覆过程中高热量输入导致熔覆层产生了较大的残余拉应力,经 LSP 后熔覆层引入

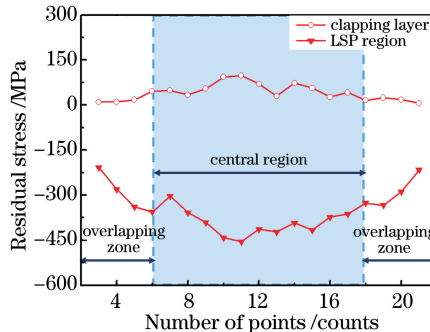


图 5 冲击前后熔覆层表面残余应力分布

Fig. 5 Residual stress distributions of laser cladding layer surface before and LSP

了大量残余压应力。此外,LSP 在两侧搭接区产生的残余压应力较小,对熔覆层内部拉应力的削弱不明显;在中央区产生的残余压应力相对较大,激光冲击效果更好。产生这一现象的原因在于试验采用 50%搭接率进行激光冲击,熔覆层边缘区域圆形光斑重叠率低于中间区域的,影响了残余应力分布;同时,熔覆过程中搭接区熔覆不充分或送粉不均匀,导致了熔覆层中间区域和搭接区域不同的残余应力分布。

激光冲击前后熔覆层表面矩形区域的残余应力分布情况如图 6 所示。从图 6(a)可以看出,激光冲击前熔覆层表面残余应力分布不均匀,两侧搭接区残余拉应力较小,残余拉应力主要集中在中央区。从图 6(b)可以看出,激光冲击后中央区残余拉应力变为残余压应力,且分布均匀,两侧搭接区同样表现为残余压应力,但压应力幅值相对较小。同时可以发现,中央区拉应力较大,且集中的部分在 LSP 后中央区的拉被彻底消除,其应力分布十分均匀。

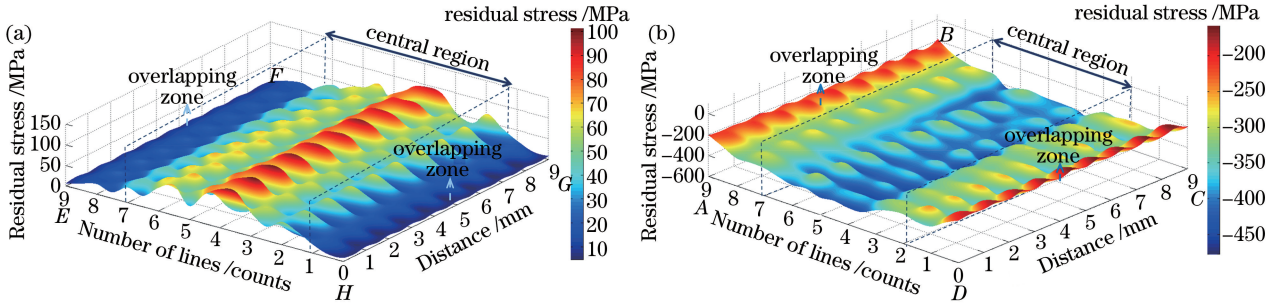


图 6 熔覆层表面残余应力分布。(a)激光冲击前;(b)激光冲击后

Fig. 6 Residual stress distributions of laser cladding layer surface. (a) Before LSP; (b) after LSP

产生上述现象的主要原因在于,在激光熔覆过程中,中央区区域形成熔覆堆积,热量不断累积,导致该区域残余拉应力较大且分布集中;两侧搭接区熔覆堆积效果较差,残余拉应力相对较小,且越靠近中央区,残余拉应力越大。因此,激光冲击前熔覆层表面残余应力呈梯度分布。LSP 后,熔覆层产生微塑性变形,引入大量残余压应力。中央区塑性变形层最深,激光冲击效果显著,两侧搭接区塑性变形较小,引入的压应力较小。任维彬等<sup>[14]</sup>分析了 Fe314 激光熔覆层表层不同位置的残余应力分布情况,结果表明,垂直激光扫描方向的熔覆层表面出现的最大压应力值位于中心区域,且逐渐向边缘递减。乔红超等<sup>[15]</sup>研究了 LSP 对表面残余应力的影响,结果表明,LSP 后,表面残余压应力明显增加。

### 3.3 LSP 对熔覆层电化学性能的影响

LSP 前后 316L 基材及熔覆层的极化曲线如图 7、8 所示,其中  $\alpha = \lg I$ ,  $I$  为腐蚀电流密度,  $E$  为自腐蚀电位。可以发现,激光冲击后的 316L 基材极化曲线有向右上移动趋势,自腐蚀电位相对 LSP 前的正移了约 76 mV;对熔覆层而言,LSP 明显改变了其极化曲线,有向右下移动趋势,自腐蚀电位相对 LSP 前的正移了约 1131 mV。LSP 后,自腐蚀电位向右偏移,腐蚀电流密度相对降低。因此,LSP 提高了材料的耐腐蚀性。李少哲等<sup>[16]</sup>研究了 LSP 对 AZ91 镁合金腐蚀性能的影响,发现激光冲击后镁合金的腐蚀电流密度明显降低且其自腐蚀电位正移,腐蚀性能得到提高。

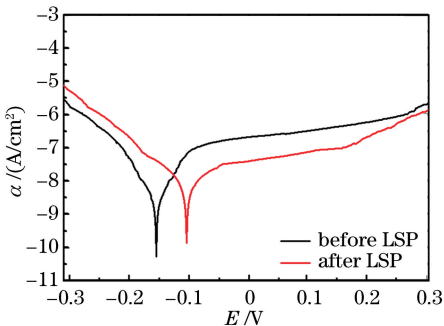


图 7 冲击前后 316L 基材的极化曲线

Fig. 7 Polarization curves of 316L base material before and after LSP

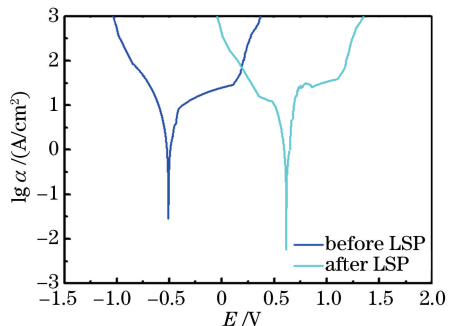


图 8 冲击前后熔覆层的极化曲线

Fig. 8 Polarization curves of laser cladding layer before and after LSP

### 3.4 LSP 对熔覆层微观组织的影响

激光冲击前后基材表面微观组织如图 9 所示。可以看到,未经 LSP 时,基材表面晶粒尺寸范围为  $40\sim 90\ \mu\text{m}$ ;LSP 后,基材表面晶粒尺寸范围为  $20\sim 60\ \mu\text{m}$ 。在 LSP 过程中,激光束作用于基材表面,形成微塑性变形,微观组织出现致密化特征,晶粒尺寸变小。

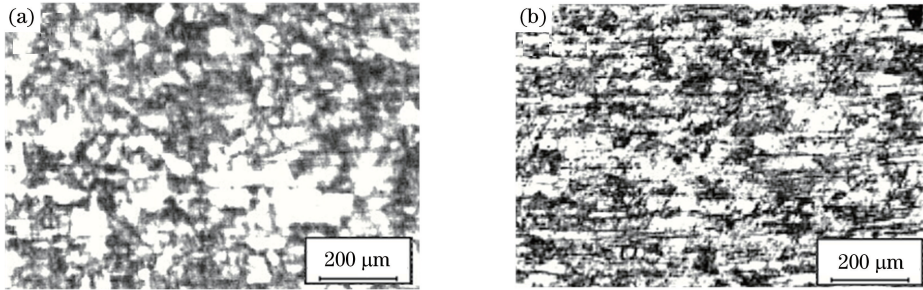


图 9 冲击(a)前(b)后基材表面熔覆层金相图

Fig. 9 Metallographic images of laser cladding layer on base material surface (a) before and (b) after LSP

选取试验中熔覆层中心区域及搭接区域的典型微观组织进行观察,结果如图 10 所示。由图 10(a)、(b)可以看出,未经 LSP 时,搭接区域分布了较多的针状晶及部分柱状晶,且晶粒取向基本垂直于搭接界面,相邻两晶粒之间的间距范围为  $3\sim 6\ \mu\text{m}$ 。图 10(c)为 LSP 后的熔覆层搭接区域金相组织图,图 10(d)为图 10(c)中虚线矩形框 P 区域的高倍放大图。从图 10(d)可以看出,激光冲击后该区域部分针状晶被破坏分割,细化成尺寸为  $4\sim 7\ \mu\text{m}$  的柱状晶。结合图 10(a)、(c)可知,该区域的柱状晶尺寸减小,由激光冲击前的  $15\sim 40\ \mu\text{m}$  变为约  $10\ \mu\text{m}$ ,但晶粒取向仍垂直于搭接界面。图 10(e)为未经 LSP 的熔覆层表层金相组织图,图 10(f)为图 10(e)中虚线矩形框 Q 区域的高倍放大图。从图 10(g)可以发现,LSP 后熔覆层搭接区域晶粒较大,中心区域晶粒细小,且晶粒组织分布更均匀。原因是中央区受 LSP 作用最小,两侧搭接区虽然也经 LSP,但因激光熔覆过程中熔覆粉末堆积较少且不均匀,激光冲击效果较差。此外,结合图 10(e)、(g)可以看出,LSP 后的熔覆层表面微缩孔数目明显减少,由多个减少到两个甚至更少,且缩孔周围的晶粒组织更加致密。这是因为激光冲击前,激光熔覆堆积过程中高熔点的部分首先凝固,低熔点的部分随固液界面逐渐流向上一层,

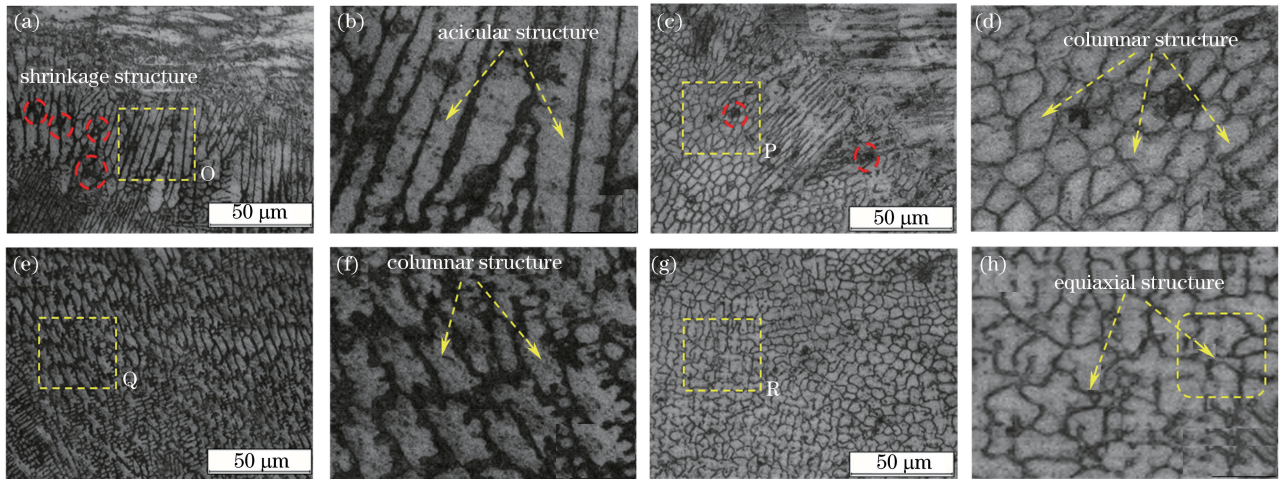


图 10 熔覆层表面微观组织。(a) LSP 前搭接区表面;(b)图(a)中 O 区域的放大图(5×);(c) LSP 后搭接区表面;(d)图(c)中 P 区域的放大图(5×);(e) LSP 前熔覆层表面;(f)图(e)中 Q 区域的放大图(5×);(g) LSP 后熔覆层表面;(h)图(g)中 R 区域的放大图(5×)

Fig. 10 Surface microstructures of laser cladding layer. (a) Overlapping zone surface before LSP; (b) enlarged image of region O in Fig. (a) (5×); (c) overlapping zone surface after LSP; (d) enlarged image of region P in Fig. (c) (5×); (e) laser cladding layer surface before LSP; (f) enlarged image of region Q in Fig. (e) (5×); (g) laser cladding layer surface after LSP; (h) enlarged image of region R in Fig. (g) (5×)

造成表层成分不均匀,进而形成微缩孔;激光冲击后,引入了大量残余压应力,减少了局部缺陷的产生。另一方面,激光冲击后,熔覆层表面晶粒间隙也得到了不同程度的减小,中心区域的减小幅度比搭接区域的大。

以上结果表明,LSP能减少缩孔并且使晶粒组织分布更为致密,是改善不锈钢熔覆层缺陷的有效方法。Sule等<sup>[17]</sup>研究了304不锈钢焊接区域晶粒细化情况,结果表明,LSP后焊接区晶粒得到了细化。闫晓玲等<sup>[18]</sup>研究发现,晶粒细化使不锈钢熔覆层内部微观结构发生了较大变化,与此次研究结果一致。

LSP对熔覆层表面不同区域微观结构的影响如图11所示。结合第3.1、3.2节可以发现,显微硬度和残余应力的变化与微观结构密切相关,晶粒大小及致密程度对显微硬度、残余应力的分布有重要影响。激光冲击前熔覆层表面晶粒粗大且致密程度低,因此硬度值较低,且存在残余拉应力;激光冲击后熔覆层表面晶粒细小且致密程度高,因此硬度值较高,且引入了大量残余压应力。另一方面,熔覆层表面中央区的晶粒细化及致密程度较高,而搭接区的晶粒细化及致密程度相对较低,因此,熔覆层表面中央区显微硬度值相对较高且残余压应力相对较大。

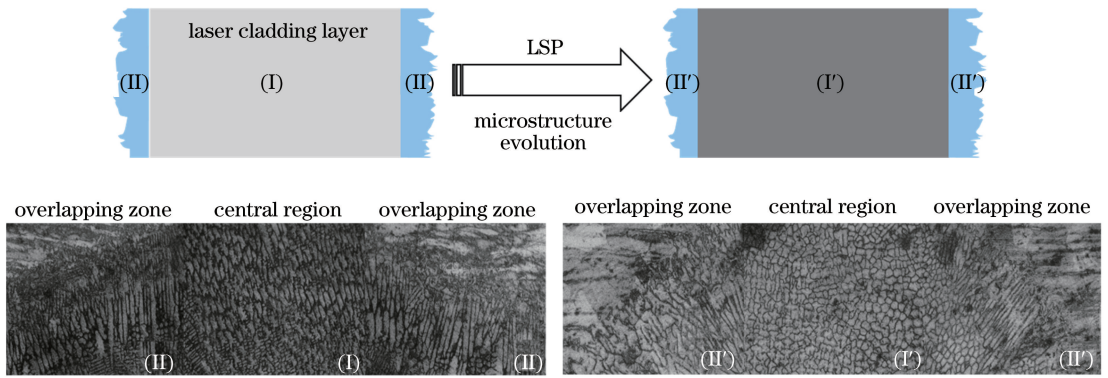


图 11 LSP 对熔覆层表面不同区域微观结构的影响图

Fig. 11 Schematic diagram of LSP influencing on microstructures in different regions of cladding layer surface

## 4 结 论

LSP能有效改善熔覆层表面硬度,冲击后显微硬度值提高了约60.1%,且消除了熔覆层表面残余拉应力。LSP后,熔覆层表层晶粒由柱状晶变为等轴晶,晶粒得到细化,微缩孔减少且组织分布更为致密;熔覆层自腐蚀电流密度降低,材料的耐腐蚀性得到提高。

## 参 考 文 献

- [1] Yuan Qinglong, Feng Xudong, Cao Jingjing, *et al.* Research on microstructure of Ni-based alloy coating by laser cladding[J]. Chinese J Lasers, 2010, 37(8): 2116-2120.  
袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆镍基合金涂层微观组织研究[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 2116-2120.
- [2] Leunda J, Soriano C, Sanz C, *et al.* Laser cladding of vanadium-carbide tool steels for die repair[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 345-352.
- [3] Diaz E, Amado J M, Montero J, *et al.* Comparative study of Co-based alloys in repairing low Cr-Mo steel components by laser cladding[J]. Physics Procedia, 2012, 39: 368-375.
- [4] Cheikh H E, Courant B, Branchu S, *et al.* Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2012, 50(3): 413-422.
- [5] Ocana J L, Morales M, Garcia-Ballesteros J J, *et al.* Laser shock microforming of thin metal sheets[J]. Applied Surface Science, 2009, 255(10): 5633-5636.
- [6] Ge Maozhong, Zhang Yongkang, Xiang Jianyun, *et al.* Research on laser shock strengthening and stress corrosion cracking resistance of AZ31B magnesium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2010, 37(11): 2925-2930.  
葛茂忠, 张永康, 项建云, 等. AZ31B 镁合金激光冲击强化及抗应力腐蚀研究[J]. 中国激光, 2010, 37(11): 2925-2930.
- [7] Li Wei, Li Yinghong, He Weifeng, *et al.* Development and application of laser shock processing[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2008, 45(12): 15-19.

- 李 伟, 李应红, 何卫峰, 等. 激光冲击强化技术的发展和应[用]. 激光与光电子学进展, 2008, 45(12): 15-19.
- [8] Zhang Qinglai, Wang Rong, Zhang Bingxin, *et al.* Effect of laser shock processing on mechanical properties and mesostructures of AZ31 magnesium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0303001.  
张青来, 王 荣, 张冰昕, 等. 激光冲击强化对 AZ31 镁合金力学性能和组织结构的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303001.
- [9] Yan Shixing, Dong Shiyun, Xu Binshi, *et al.* Mechanics of removing residual stress of Fe314 cladding layers with laser shock processing[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(10): 1003004.  
闫世兴, 董世运, 徐滨士, 等. Fe314 合金熔覆层残余应力激光冲击消除机理[J]. 中国激光, 2013, 40(10): 1003004.
- [10] Lu Z M, Shi L M, Zhu S J, *et al.* Effect of high energy shot peening pressure on the stress corrosion cracking of the weld joint of 304 austenitic stainless steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 637: 170-174.
- [11] He Weifeng, Zhang Jin, Yang Zhuojun, *et al.* Fatigue properties research of titanium alloy repaired by laser cladding and laser shock processing[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(11): 1103008.  
何卫锋, 张 金, 杨卓君, 等. 激光冲击强化钛合金熔覆修复试件疲劳性能研究[J]. 中国激光, 2015, 42(11): 1103008.
- [12] Wang Cheng, Lai Zhilin, An Zhibin, *et al.* Properties improvement of laser clad TC4 titanium alloy by laser shock processing[J]. Journal of Jiangsu University, 2013, 34(3): 331-335.  
汪 诚, 赖志林, 安志斌, 等. 激光冲击强化对熔覆后 TC4 钛合金性能的提高[J]. 江苏大学学报, 2013, 34(3): 331-335.
- [13] Hatamleh O, Mishra R S, Oliveras O, Peening effects on mechanical properties in friction stir welded AA 2195 at elevated and cryogenic temperatures[J]. Materials & Design, 2009, 30(8): 3165-3173.
- [14] Ren Weibin, Dong Shiyun, Xu Binshi, *et al.* The law of stress distribution of the laser cladding layer of Fe314 alloy [J]. China Surface Engineering, 2013, 26(3): 58-63.  
任维彬, 董世运, 徐滨士, 等. Fe314 合金激光熔覆层的应力分布规律[J]. 中国表面工程, 2013, 26(3): 58-63.
- [15] Qiao Hongchao, Zhao Yixiang, Zhao Jibin, *et al.* Effect of laser peening on microstructures and properties of TiAl alloy[J]. Optics and Precision Engineering, 2014, 22(7): 1766-1773.  
乔红超, 赵亦翔, 赵吉宾, 等. 激光冲击强化对 TiAl 合金组织和性能的影响[J]. 光学 精密工程, 2014, 22(7): 1766-1773.
- [16] Li Shaozhe, Zhang Lingfeng, Xing Qingpu. Effect of laser shock processing on electrochemical corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(5): 0503004.  
李少哲, 张凌峰, 邢清蒲. 激光冲击强化对 AZ91 镁合金的电化学腐蚀行为的影响[J]. 中国激光, 2013, 40(5): 0503004.
- [17] Sule J, Ganguly S, Coules H, *et al.* Application of local mechanical tensioning and laser processing to refine microstructure and modify residual stress state of a multi-pass 304L austenitic steels welds[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2015, 18: 1411-150.
- [18] Yan Xiaoling, Dong Shiyun, Xu Binshi, *et al.* Analysis of microstructure distribution and defect generation mechanism of the laser cladding layer with Fe901 alloy powder[J]. Technology and Test, 2013(12): 115-118.  
闫晓玲, 董世运, 徐滨士, 等. Fe901 合金粉末激光熔覆层组织分布与缺陷产生机理分析[J]. 工艺与检测, 2013(12): 115-118.