

文章编号: 1673-3851 (2012) 02-0254-05

# 铝合金表面激光熔覆高硅涂层的组织与磨损性能

周陈菊<sup>1</sup>, 郑忠云<sup>2</sup>, 王少锋<sup>1</sup>, 曾红春<sup>1</sup>, 席珍强<sup>1</sup>

(1. 浙江理工大学材料工程中心, 杭州 310018; 2. 西南油气田分公司, 成都 610051)

**摘 要:** 用 7 kW 横流 CO<sub>2</sub> 激光器在 ZL101 铝合金表面激光熔覆高硅涂层。探索不同激光功率熔覆对涂层质量的影响, 分析涂层的微观组织, 测试涂层的硬度和磨损性能。结果表明: 在优化工艺参数下制备出的激光熔覆高硅涂层组织致密、无气孔和裂纹, 激光熔覆层中存在大量初晶 Si、 $\alpha$ -Al 树枝晶和共晶组织。涂层与基体结合区处呈现典型的外延生长特征, 形成了良好的冶金结合。熔覆层的横截面硬度在 HV150~320 之间, 是基体的 2~3 倍, 并显著提高了基体的耐磨性能。

**关键词:** 铝合金; 激光熔覆; 高硅涂层; 微观组织; 硬度; 耐磨性能

**中图分类号:** TG146.27

**文献标识码:** A

## 0 引 言

铝合金具有密度小、比强度高和耐蚀性能好等优点而被广泛应用于航空航天、汽车等行业<sup>[1-3]</sup>。随着现代工业高速发展对其性能要求的提高, 其硬度低、耐磨性能差等缺点在一定程度上限制了它的应用。表面强化是提高铝合金耐磨性能的有效方法, 同时, 高硅含量铝合金优异的高硬度、耐磨性能吸引着人们的眼球。传统的铝合金表面强化方法主要包括化学转化膜处理、表面涂层技术、物理化学气相沉积等。但这些方法获得的强化层薄, 且强化层与基体之间结合强度低, 容易剥落。

近年来, 随着高功率激光器的开发和应用, 激光熔覆技术得到了快速发展, 为铝合金激光表面强化技术提供了新的途径<sup>[4-7]</sup>。田宪法等<sup>[8]</sup>采用 CO<sub>2</sub> 激光器对 ZL108 合金进行表面 SiO<sub>2</sub> + 硅 + 铝和钛 + 碳 + 铝激光合金化处理, 提高了合金化层的硬度, 明显改善了其摩擦磨损性能。蔡殉等<sup>[9]</sup>在铸造铝硅合金表面激光熔覆了 Cr/WC 的金属-陶瓷梯度层, 涂层的硬度由表面至基体呈现连续减小的变化趋势, 并具有良好的磨损性能。董世运等<sup>[10]</sup>在 ZL104 铝合金表面激光熔覆 Cu 基合金, 获得了以过饱和

(Cu, Ni) 固溶体为基体, 富 Mo、Co、Fe 等元素的球形颗粒为增强体的复合涂层, 涂层的耐磨性能大大优于 ZL104 合金。Pei Y T 等<sup>[11]</sup>用 3 kW Nd:YAG 激光器, 在铝合金表面制备了 AlSi<sub>40</sub> 激光熔覆功能梯度材料, 结果表明, 功能梯度层中存在大量形态不同的初晶硅, 由表及里的横截面硬度为 180~80 HV, 同时分析了初晶硅的生长速率, 激光熔池的温度场。但到目前为止, 使用 CO<sub>2</sub> 激光器在铝合金表面制备高硅涂层(硅含量很高的合金层)的相关报道和研究还很少。

本文采用激光熔覆技术并通过优化激光功率参数在铝合金表面制备质量良好的高硅涂层, 并研究高硅涂层的微观组织和性能。

## 1 实验部分

实验用基体材料为 ZL101 铝合金。实验前对基体表面进行打磨, 然后经过氢氧化钠溶液黑化处理(提高铝合金对 CO<sub>2</sub> 激光器的吸收率), 清洗后用粘接剂预涂 Si 粉(其中硅粉的纯度为 99.9%, 粒度为 74  $\mu$ m), 预置层厚度为 2 mm。在氩气气氛保护下, 用 7 kW 横流 CO<sub>2</sub> 激光器对预置层进行激光强化, 激光熔覆工艺参数为:  $P=2\sim4$  kW, 扫描速度

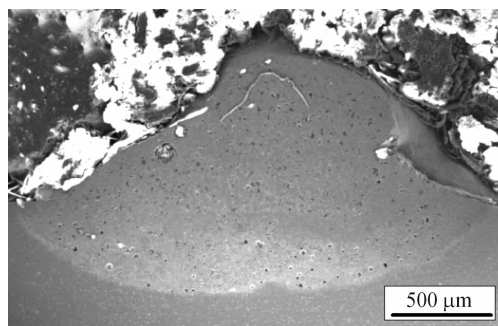
$V=200\sim 500\text{ mm/min}$ , 光斑直径  $D=4\text{ mm}$ 。

试样经镶嵌、打磨、抛光和腐蚀后制成金相试样, 用 Olympus TH4-200 型金相显微镜和 JSM-5610LV 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察涂层的微观组织, 利用 HV-1000 型显微硬度计测量激光熔覆层横截面的显微硬度, 载荷  $9.8\text{ N}$ , 加载时间为  $15\text{ s}$ 。采用 WTM-2E 微型摩擦磨损试验机进行磨损实验, 对试样表面进行摩擦因数的测定, 载荷  $200\text{ g}$ , 转速  $800\text{ r/min}$ , 转动半径  $2\text{ mm}$ , 测试时间为  $30\text{ min}$ 。用感量为  $10^{-5}\text{ g}$  的分析天平测量磨损失重量。

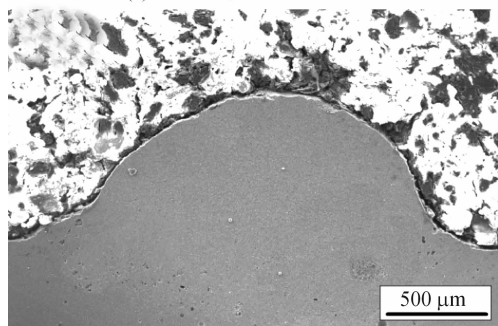
## 2 结果与讨论

### 2.1 激光熔覆涂层的宏观质量

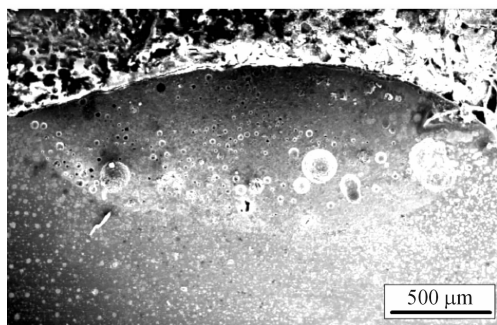
根据熔覆层表面是否平整、有无裂纹和气孔等缺陷, 以及与基体的冶金结合是否良好等标准对激光熔覆工艺参数进行了优化探索。图 1 为不同激光功率参数下激光熔覆涂层的横截面形貌。结果表明, 在激光功率低于  $2\text{ kW}$  时 (见图 1(a)), 熔覆层表面粗糙, 甚至不能形成均匀、连续、致密涂层。随着激光功率增加, 表面粗糙度降低, 组织变得均匀致密和连续, 但是如果激光功率继续增加达至如图 1(c) 所示时, 熔覆层中出现大量气孔, 导致基体过熔化, 结合很差甚至出现坍塌现象。由图 1(b) 可见, 当激光功率  $P=2.4\text{ kW}$ ,  $V=300\text{ mm/min}$  时, 熔覆涂层横截面近似椭圆形, 且表面平整, 组织均匀致密、无气孔和裂纹, 与基体呈现良好的冶金结合状态。



(a)  $P=2\text{ kW}$ ,  $V=300\text{ mm/min}$



(b)  $P=2.4\text{ kW}$ ,  $V=300\text{ mm/min}$



(c)  $P=2.8\text{ kW}$ ,  $V=300\text{ mm/min}$

图 1 不同激光功率下熔覆样品横截面形貌

### 2.2 激光熔覆涂层的微观组织

优化参数 ( $P=2.4\text{ kW}$ ,  $V=300\text{ mm/min}$ ) 下激光熔覆涂层横截面在光学显微镜下的形貌如图 2 所示。由图 2 可见, 熔覆层与基体呈现良好的冶金结合, 在整个熔覆层内均匀分布着大量细小的初晶硅, 且初晶硅呈现五星瓣生长<sup>[12]</sup>。根据 Al-Si 二元相图分析可知, 激光熔覆层的组织由初晶 Si、 $\alpha\text{-Al}$  树枝晶和  $\alpha\text{-Al}+\text{Si}$  共晶组成<sup>[1,8,11]</sup>。

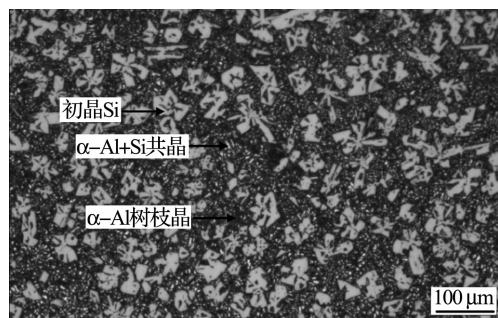


图 2 熔覆层横截面形貌

图 3 为激光熔覆层与基体结合区组织光学显微镜照片。由图 3 可见, 结合区组织呈现典型的定向外延生长特征。

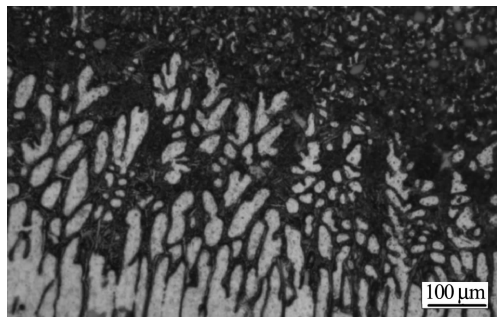


图 3 熔覆层结合区外延生长

对比图 2 和图 3 可知, 熔覆层表层枝晶无方向性, 非定向生长, 而结合区处枝晶具有明显的方向性, 呈现外延定向生长。这是由于激光熔覆过程是一个快速加热、快速冷却的复杂非平衡过程。在激光熔覆的动态过程中, 热流散失的主方向在熔池中

不断变化。这样,在结晶凝固过程中,择优生长方向与主热流方向一致的晶粒得以长大。

同时,由成分过冷理论解释可知,快速凝固组织的形成主要取决于固-液界面处液体内的温度梯度  $G$  和凝固速度  $V_s$ 。当  $G/V_s$  高于临界值  $(G/V_s)^*$  时,形成平面晶凝固组织;当  $G/V_s$  低于临界值  $(G/V_s)^*$  时,形成柱状和树枝状组织<sup>[11,13-15]</sup>。

在激光熔池中,激光熔池的冷却主要通过基底和已凝固的熔覆层进行热传导,由底部向顶部存在正温度梯度,在熔池与基体的界面处的温度梯度  $G$  很大,而且从界面处开始的凝固速度  $V_s$  几乎为零,即  $G/V_s$  趋向无穷大,此时,固-液界面以平界面的方式外延生长,最终在熔池与基体的结合处出现呈现外延生长的非平衡态组织。随着与熔池底部距离的增大,凝固速度  $V_s$  增加,而温度梯度  $G$  不断减小,即  $G/V_s$  值减小,固-液界面前有较窄的成分过冷区,平界面生长方式遭到破坏,形成凸起,无侧向分枝,呈柱状向熔体内生长。随着固-液界面前沿的成分过冷区不断扩大,很快出现树枝晶组织,但是,此时温度梯度  $G$  仍然很大,还是以基体热传递为主,所以此处的树枝晶组织仍沿逆热流方向外延生长,其生长方向为严格的垂直固液界面。由于此处生长速率  $V_s$  仍不大,形成的枝晶也比较粗大。

随着结晶过程向熔覆层内部推进,固-液界面前沿温度梯度  $G$  进一步减小,而凝固速率  $V_s$  却进一步增大,使  $G/V_s$  变得很小,在熔覆层上部由于激光束的搅拌作用,熔池内的散热已经不再依赖基体的单向热传递,枝晶的生长也不再具有严格的方向性。从图 2 的金相显微镜图中可以看出,均匀分布着大量细小树枝晶和五星瓣生长的初晶体硅。

2.2 激光熔覆涂层的显微硬度和磨损性能

图 4 为优化参数下激光熔覆样品横截面的显微硬度分布曲线。激光熔覆层的硬度在 150~320 HV

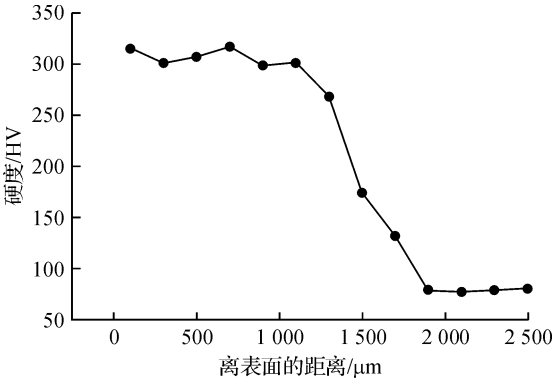


图 4 激光熔覆样品横截面显微硬度分布曲线

之间,而基体的硬度大约为 70 HV,可见激光熔覆层的硬度是基体硬度的 2~3 倍。

使用优化熔覆工艺参数对单道熔覆层进行如图 5 所示的多道搭接后,进行摩擦磨损试验。磨损试验结果如图 6 所示。图 6 显示,在相同的磨损试验条件下,激光熔覆层的磨损量为 15.85 mg,ZL101 铝合金的磨损量为 29.15 mg,激光熔覆层的磨损量约为 ZL101 铝合金的 1/2。

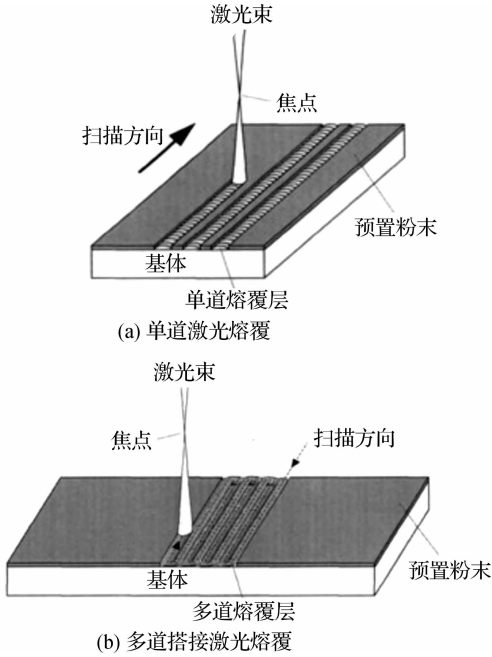


图 5 CO<sub>2</sub> 激光器扫描方式

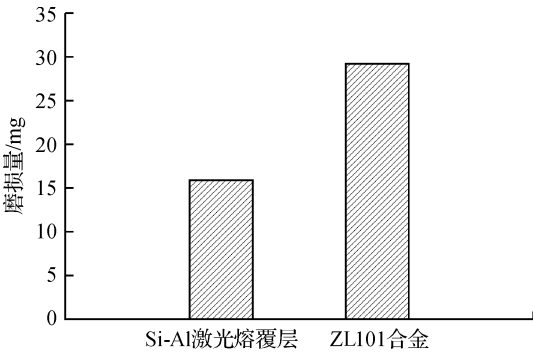


图 6 激光熔覆层和 ZL101 铝合金磨损量对比

上述实验结果表明,激光熔覆高硅涂层后显著提高了 ZL101 铝合金的表面的硬度和耐磨性能。其主要原因是熔覆层中富有较高含量的 Si 硬质相,同时,激光熔覆处理过程可以改善合金元素分布的均匀性和提高合金元素的固溶度,消除铝硅合金中的大块相,把合金涂层中的 Si 硬质相熔入铝合金中,起到晶粒细化与掺杂、固溶等作用,以提高铝合金表面硬度和耐磨性<sup>[16-17]</sup>。这可以用颗粒强化和细晶强化等强化机制来解释:a)颗粒强化:激光熔覆层

中存在大量的初晶 Si 硬质颗粒,在磨损过程中,当熔覆层基体磨损后,这些颗粒将暴露在磨损表面,起到了弥散强化作用,构成了对熔覆层基体的保护和支撑作用,降低了基体的磨损;b)细晶强化:由图 2 可见,激光熔覆层基体组织十分细小, $\alpha$ -Al 枝晶尺寸在几微米至几十微米之间,而基材 ZL101 合金中  $\alpha$ -Al 枝晶尺寸在几百微米以上,激光熔覆层基体晶粒的尺寸比 ZL101 合金小了约 1 个数量级,从而产生细晶强化作用。

### 3 结 论

a)以高纯硅粉为原料,通过激光功率参数的优化,在 ZL101 合金表面获得了组织连续均匀、无气孔和裂纹,且与基体呈现冶金结合良好的高硅涂层。

b)激光熔覆层表层枝晶无方向性,非定向生长,而与基体处结合紧密,具有明显的方向性,呈现典型的外延生长特征,形成了良好的冶金结合。分析熔覆层组织是由初晶 Si、 $\alpha$ -Al 树枝晶和  $\alpha$ -Al+Si 共晶组成。

c)激光熔覆涂层的硬度在 HV150~320 之间,是基底的 2~3 倍,耐磨性能也相应地提高了。

### 参考文献:

- [1] Sun R L, Lei Y W. Microstructure and hardness of laser clad SiC<sub>p</sub>-Al composite coatings on Al alloys[J]. Materials Letters, 2008, 62: 3272-3275.
- [2] Anandkumar R, Almeida A, Vilar R. Wear behavior of Al-12Si/TiB<sub>2</sub> coatings produced by laser cladding[J]. Surface & Coatings Technology, 2011, 205: 3824-3832.
- [3] Yang S, Chen N, Liu W J, et al. In situ formation of MoSi<sub>2</sub>/SiC composite coating on pure Al by laser cladding[J]. Materials Letters, 2003, 57: 3412-3416.
- [4] Dubourg L, Ursescu D, Hlawka F, et al. Laser cladding of MMC coatings on aluminium substrate; influence of composition and microstructure on mechanical properties[J]. Wear, 2005, 258: 1745-1754.
- [5] Anandkumar R, Almeida A, Colaco R, et al. Microstructure and wear studies of laser clad Al-Si/SiC<sub>p</sub> composite coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 201: 9497-9505.
- [6] Staia M H, Cruz M, Dahotre N B. Microstructural and tribological characterization of an A-356 aluminum alloy superficially modified by laser alloying[J]. Thin Solid Films, 2000, 378: 665-674.
- [7] Simchi A, Godlinskic D. Effect of SiC particles on the laser sintering of Al-7Si-0.3Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2008, 59: 199-202.
- [8] 田宪法,耿浩然,郁可,等. 铝-硅合金表面激光合金化处理[J]. 机械工程材料, 2003, 27(8): 44-46.
- [9] 蔡珣,赵涛,陈秋龙,等. 铸造铝合金激光表面改性金属-陶瓷梯度层[J]. 机械工程材料, 2002, 26(1): 25-28.
- [10] 董世运,韩杰才,杜善义. 铝合金表面激光熔覆 Cu 基复合涂层的组织及摩擦磨损性能[J]. 材料工程, 2002(2): 26-29.
- [11] Pei Y T, De-Hosson J T M. Functionally graded materials produced by laser cladding [J]. Acta Materialia, 2000, 48: 2617-2624.
- [12] Tomida S, Nakata K, Shibata S, et al. Improvement in wear resistance of hyper-eutectic Al-Si cast alloy by laser surface remelting[J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 169: 468-471.
- [13] Pelletier M J, Renaud L, Fouquet F. Solidification microstructures induced by laser surface alloying; influence of the substrate[J]. Materials Science and Engineering, 1991, A134: 1283-1287.
- [14] 陈光,傅恒志. 非平衡凝固新型金属材料[M]. 北京: 科学出版社, 2004: 145-152.
- [15] Gaumann M, Henry S, Cleton F, et al. Epitaxial laser metal forming: analysis of microstructure formation [J]. Materials Science and Engineering, 1999, A271(1/2): 232-241.
- [16] Li H, Vilar R M. Laser beam processing of a SiC particulate reinforced 6061 aluminium metal matrix composite[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32: 5545-5550.
- [17] Tomlinson W J, Bransden A S. Sliding wear of laser alloyed coating on Al-12% Si[J]. Journal of Materials Science Letters, 1994, 13: 1086-1088.

# Microstructure and Wear Resistance of High Si Layer on Aluminum Alloys by Laser Cladding

*ZHOU Chen-ju<sup>1</sup>, ZHENG Zhong-yun<sup>2</sup>, WANG Shao-feng<sup>1</sup>, ZENG Hong-chun<sup>1</sup>, XI Zhen-qiang<sup>1</sup>*

- (1. Materials Engineering Center, Zhejiang Sci-Tech University, Hangzhou 310018, China;
- 2. PetroChina Southwest Oil&Gasfield Company, Chengdu 610051, China)

**Abstract:** Laser cladding of high Si layer on ZL101 alloy is performed by 7 kW CO<sub>2</sub> laser. The effect of different power laser cladding parameters to layer is investigated. The analysis on the microstructure, the hardness and wear resistance of laser cladding layer shows that, the high Si layer is uniform, continuous and free of pores and cracks by optimized parameters. There are lots of primary Si, dendrite  $\alpha$ -Al and  $\alpha$ -Al + Si eutectic in the laser cladding layer. The interface between the layer and the substructure is epitaxial, with excellent bonding by the strong metallurgical interface. The hardness of laser cladding layer is about 2~3 times(in the range of HV 150~320)higher than that of the substrate, and wear resistance of substrate is greatly improved by the laser cladding.

**Key words:** aluminium alloy; laser cladding; high Si coating; microstructure; hardness; wear resistance

(责任编辑: 张祖尧)