

# 铝合金表面激光熔覆的新进展

范长刚 王爱华 谢长生  
(华中理工大学材料系, 武汉, 430074)

**摘要:** 本文总结了铝合金表面激光熔覆的特点, 阐明了激光熔覆的合金体系及工艺方法, 分析了各种熔覆层及界面的组织特征及性能, 提出了铝合金激光表面熔覆存在的主要问题及改进途径。

**关键词:** 铝合金 激光熔覆 界面

## New development in laser cladding on aluminium alloys

Fan Changgang, Wang Aihua, Xie Changsheng  
(Department of Materials Science & Engineering, HUST)

**Abstract:** This paper describes the characteristics and processing methods of laser cladding on aluminium alloys. The microstructure and mechanical properties in laser clad layers and interface are analyzed. The main problems and their renovated methods of laser cladding on aluminium alloys are pointed out.

**Key words:** aluminium alloys laser cladding interface

### 一、引言

铝是地壳中含量丰富的元素, 而铝合金又具有比重小、强度高、导热性好、在空气中耐腐蚀性好等优点, 因此, 在航天、航空以及汽车工业领域都有着良好的应用前景。但是, 铝合金的强度还不够高, 使用时易产生塑性变形, 特别是耐磨性很差, 在某种程度上制约其应用范围。

用激光熔覆方法对铝合金进行表面强化是解决铝合金表面耐磨性差、易塑性变形等问题的有效方法之一。与其它表面强化方法相比, 强化层与铝基体之间具有冶金结合界面, 结合强度高, 熔覆层的组织非常细小, 厚度达到 1~ 3mm, 熔覆层的硬度高、耐磨性好, 并有较强的承载能力而不致于使软基体与强化层之间应变不协调而产生裂纹。

### 二、铝合金激光表面熔覆的工艺方法和特点

激光表面熔覆是在高能激光束作用下, 将一种或多种合金元素与基体表面快速加热, 达到熔化, 光束移开后自激冷却的一种表面强化方法。其工艺方法有两种: 预置涂层法和同步送粉法。预置涂层法是先将粉末与粘结剂混合后涂于基体表面, 干燥后进行激光加热。同步送粉法是在激光照射到基体的同时侧向送粉, 粉末熔化而基体微熔, 冷却后得到熔覆层。两种工艺方法虽不同, 但效果相近, 即熔覆层通常与施加的合金粉末的化学成分相近, 熔覆层与基体之间为冶金结合, 只有在界面结合层的较窄范围内, 施加合金粉末才受到基体的稀释。

良好的熔覆层应有良好的冶金结合, 最小的稀释率、变形, 界面无裂纹及气孔, 因此, 客观上要求: (1) 熔覆层材料和基体材料的熔点相近, 以保证二者间稀释最小; (2) 熔覆层与基体间

要避免形成脆性相,以保证界面结合强度高;(3)两种材料都要有一定塑性,以补偿热应力,保证界面不形成裂纹。然而由于铝合金的比重较小,熔点较低,而粉末材料(Fe, Co, Ni, Cu基)则正好相反,熔覆层与基体的界面附近稀释度较大,重的微粒子会沉积于熔池的底部,导致化学成分不均匀;铝的负电性很强,界面上易形成金属间化合物,它一般具有很高的硬度,但脆性大,故必然会对界面结合的强、韧性等产生一定的影响;铝与氧的亲合力很大,常温下就能与空气中的氧结合成一层致密  $\text{Al}_2\text{O}_3$  薄膜,熔覆前这层氧化膜要清除,熔覆过程中也要设法避免  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的产生,加上铝合金的导热性好,对激光的反射率高,给铝合金的激光熔覆增添了一些困难,目前仅只有国外的少量几篇报道。

### 三、铝合金激光熔覆强化层的微观组织和性能

用于铝合金激光熔覆处理的粉末类型有 Ni基、Cu基、Co基、Fe基等。不同的粉末基体,激光熔覆以后的组织和性能有很大差异。

Ni基激光熔覆强化层: R. Volz 等人<sup>[1,2]</sup>用 Ni基粉熔覆于铝合金上,均获得了无裂纹的熔覆层,用 Ni基的 N60 粉(72.9Ni+15.5Cr+3.1B+4.3Si+0.7C(wt%))熔覆于 Veral Si 18 CuNiMg 上,熔覆层的硬度在 700~1000HV<sub>0.2</sub>之间;用 Ni基的 PEX23 粉(84.1Ni+2.8Fe+7.7Cr+1.6B+3.5Si+0.3C(wt%))熔覆于 Veral Si10Mg 上,熔覆层硬度在 750~1100HV<sub>0.2</sub>之间;用 Ni基的 44 粉(76Ni+8Fe+16Cr(wt%))熔覆于 Silumin Beta(9.5Si+0.4Mg,其余为 Al(wt%))上,熔覆层的硬度在 450HV<sub>0.2</sub>左右。比较三种 Ni基粉, N60 和 PEX23 熔覆后的硬度很高,硬化层深度在 1.3mm 左右,44 粉熔覆后的硬度较低,硬化层深度在 1.5mm 左右。从作者所获得的硬度曲线上可以看出,在深度方向上熔覆层与基体之间有一硬度梯度,而不是陡降,这对性能是有好处的。而 Y. Liu 等人<sup>[3]</sup>直接将 Ni基合金熔覆于铝合金上,由于界面形成了  $\text{Al}_3\text{Ni}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ ,  $\text{AlNi}$  和  $\text{Ni}_3\text{Al}$  等金属间化合物脆性相,导致界面产生裂纹,故难以形成好的熔覆层。但用一层 Cu 或青铜作为过渡层,然后再熔覆 Ni基合金于过渡层上,这样能避免 Al 和 Ni 的直接接触,从而避免了  $\text{Ni}_x\text{Al}_y$  脆性相的形成。所用的 Ni基 EP-5 粉为 80.05Ni+11.6Cr+2.33B+3.55Si+0.48G+1.99Fe(wt%),过渡层所用的 Bronze 粉的成分为 82.74Cu+2.19Fe+5.27Ni+9.79Al+0.0080O(wt%),所用的 AA333 铝基体的成分为 87.058Al+3.14Cu+8.92Si+0.298Mg+0.103Zr+0.468Fe+0.013Ni(wt%)。所获得的熔覆层的厚度达 2mm,硬度为 500~700HV<sub>0.2</sub>,而青铜过渡层的硬度为 200~350HV<sub>0.2</sub>,铝基体只有 100~150HV<sub>0.2</sub>,机械性能(显微硬度和耐磨性)测试结果表明,此熔覆层比 Cu基和 Fe基合金熔覆层的性能优越。P. Sallamand 等人<sup>[4]</sup>对 Ni基 Ni+4at% Al 粉以及加入 TiC 的 Ni+Al 粉熔覆于铸 Al-Si 合金上作了一些研究,获得了无气孔、裂纹的熔覆层,厚度为 1mm,硬度达 800HV,熔覆层的微观结构是枝晶,它是由  $\text{Al}_3\text{Ni}$  和  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  组成的, TiC 未熔化而呈随机分布,熔覆层未发现非平衡相。

Cu基激光熔覆强化层: Y. Liu 等人<sup>[5-7]</sup>曾对 Cu基粉熔覆于 AA333 铝合金作了一些研究,所用的 Bronze 粉及 AA333 铝基体的成分见前面所述,获得了无裂纹、冶金结合良好的熔覆层,其厚度在 1.2~2.5mm 之间,室温下熔覆层的硬度为 335HV(5kg)。在稀释度较小时,界面的宽度为 50~100 $\mu\text{m}$ ,得到了冶金结合、无裂纹的界面,界面上有三种相:  $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$ 、 $\theta(\text{CuAl}_2)$  和 Al 相,熔覆层的典型结构是片状马氏体,这种 M 具有 9 层堆垛次序: ABCBCA-CAB, 也有 11 层堆垛次序: ABCBCACABAB, 在 Keyhole-like 结构中偶而也有板条马氏体,它具有 FCC 结构。片状 M 中具有很高密度的位错和层错,它们在 400℃ 以下很稳定,并且在较高

温度下片状  $M$  发生沉淀析出,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  4h 后沉淀物明显长大, 此种情况下硬度明显下降; 而在较大稀释度时, 由于界面产生大面积  $\gamma_1$  和  $\theta$  相, 导致开裂。Kouji Tanaka 等人<sup>[8]</sup> 也开发了一种铜基合金粉末, 熔覆汽车发动机上的铝缸盖, 在这种 Cu 基粉末中按一定配比加入硼、硅等合金元素, 在激光加热和随后的凝固过程中形成了细小的硼化物、硅化物等硬质相, Cu 基固溶体所形成的液相 A 与硬质点形成的液相 B 是互不溶解的, 由于高频振动的  $\text{CO}_2$  激光束搅拌熔池, 使液相 B 均匀分布于液相 A 中, 快速凝固后得到的熔覆层在很宽的温度区内具有良好的耐磨损及抗粘着磨损性能。

Co 基激光熔覆强化层: R. Volz 等人<sup>[1,2]</sup> 也对 Co 基粉熔覆于铝合金上作过探索, 用 Co 基的 Stellite # 1 粉 ( $53.3\text{Co}-31\text{Cr}-1.2\text{Si}+2.5\text{G}-12\text{W}$  (wt%)) 熔覆于 Veral Si10Mg 上, 表面及距表面  $0.75\text{mm}$  处的硬度最高 (约  $880\text{HV}_{0.2}$ ), 中间硬度较低; 用 Co 基的 18C 粉 ( $40\text{Co}-26.8\text{Ni}+18\text{Cr}+2.5\text{Fe}-3.0\text{B}-3.5\text{Si}+0.2\text{G}-6\text{Mo}$  (wt%)) 熔覆于 Silumin Beta 上, 其表面硬度在  $450\sim 650\text{HV}_{0.2}$  之间, 熔覆层的硬度较 Stellite # 1 熔覆层的硬度低一些。Steen. W. M 等人<sup>[9]</sup> 对 Stellite # 6 粉熔覆于铝合金上作过一些研究, 结果表明, Stellite # 6 熔覆于 AlCu4SiMg(H15) 上是很困难的, 难以形成冶金界面, 易开裂, 基体预热温度低于  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  时根本熔覆不上去, 只有加热到  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上才行, 但此温度下基体的变形较大。

Fe 基激光熔覆强化层: 迄今, 该合金体系的研究报导较少, 仅 R. Volz 等人<sup>[1,2]</sup> 用 Fe 基的 41C 粉 ( $67.4\text{Fe}-12\text{Ni}+17\text{Cr}-1\text{Si}+0.1\text{G}-2.5\text{Mo}$  (wt%)) 熔覆于 Veral Si10Mg 上, 得到的熔覆层的硬度在  $400\text{HV}_{0.2}$  左右。

其它合金基激光熔覆强化层: Steen. W. M 等人<sup>[9,10]</sup> 将纯 Si 粉熔覆于 AlLi(8090) 和 AlCu4SiMg(H15) 上, 无论是采用预置涂层法还是采用同步送粉法, 都获得了均匀的、无裂纹的涂层, 熔覆层厚  $1.6\text{mm}$ , 硬度为  $\text{HV}1000$  以上, 预置涂层法与送粉法相比, 界面上的 Si 含量低, 分布更细小、更均匀, 但孔隙度较高。另外, A. A. Wang 等人<sup>[11]</sup> 在真空密封容器中对镁基粉熔覆于铝合金表面作过一些研究, H. J. Hegge<sup>[12]</sup> 对 SiC 与 Al 混合粉熔覆于铝合金上作了一些研究。

#### 四、影响激光熔覆层宏观质量的因素

影响铝合金激光熔覆层质量的因素有许多, 总体来说有材料因素和工艺因素。

##### 1. 材料因素

对粉末材料而言, 其化学成分、比重、熔点、塑性, 特别是粉末的基体、所含硬质相的种类及比例、粉末的粒度, 都会直接影响熔覆层的硬度、耐磨性; 对于基体材料而言, 其熔点、化学成分、塑性大小、表面清洁度和粗糙度均会影响基体与熔覆层的结合。粉末与基体的导热率、热扩散系数、比热、熔化潜热及密度将会影响着熔池的温度和基体温度分布。

##### 2. 工艺因素

主要有保护气体的种类和流量 (影响着熔覆层的形貌、深度及界面稀释度)、粉末的流量及送粉的位置、激光器的功率、粉末喷嘴的直径大小、铝合金的移动速度以及离焦量、基体的预热温度等。

针对影响激光熔覆层质量的各种因素, 一方面, 可以通过合理的选择粉末材料和基体材料, 使二者匹配良好, 从而获得良好的熔覆层; 另一方面, 在粉末和基体材料一定的情况下, 还可以通过优化工艺参数, 获得熔覆层与基体之间界面稀释度较小、无气孔和裂纹的熔覆层。

## 五、存在的问题及改进措施

1. 铝合金表面的氧化膜对激光熔覆所起的负作用。 铝合金表面的氧化膜( $Al_2O_3$ ) 熔点(2050℃) 很高, 超过了铝的沸点(1080℃), 在激光形成的熔池中也不能熔化, 比重比铝大, 难以上浮而易造成夹杂,  $Al_2O_3$  膜导热性很差, 会阻止激光能量向基体的传递, 使基体表面熔化困难, 更重要的是此膜往往含有结晶水, 即使加热也难以去除, 它是铝合金激光熔覆时界面上形成气孔的主要原因之一。因而, 不能在未处理的铝合金表面进行激光熔覆。去除铝合金表面  $Al_2O_3$  膜的方法有机械打磨、刷除法及化学清除法, 若二种方法结合使用, 效果会更好。清除后应尽快进行激光熔覆, 否则氧化膜易再生。

2. 界面的稀释度较大。 这主要是由于铝合金基体与粉末在熔点差异较大造成的, 但通过激光功率、扫描速度、送粉量等工艺参数的优化, 可以尽可能降低界面的稀释, 同时降低基体的粗糙度、增加保护 He 气流量也可降低界面的稀释度。

3. 界面上易形成脆性相、裂纹。 这主要是由于铝的负电性较强, 能与许多元素形成金属间化合物造成的。不同的金属间化合物, 其塑性不同。塑性低时, 界面处易形成裂纹。改进的措施有改变粉末的化学成分, 以尽量避免形成很脆的金属间化合物, 或者在铝合金表面制一中间层, 将粉末熔覆于中间层上, 这样避免了 Al 与粉末中易形成脆性相元素之间的直接接触, 从而可防止裂纹在界面上形成。另外, 将基体预热, 也能防止裂纹的产生。

### 参 考 文 献

- 1 Volz R. ICALEO' 92 Laser Materials Processing, Florida USA, 25~ 29 Oct, 1992: 251~ 259
- 2 Volz R. Laser Treat Mater, [Pap. Eur. Conf. ], 1992: 399~ 404
- 3 Liu Y, Koch J, Mazumder J *et al.* Metallurgical and Materials Transactions B, 1994; 25B(6): 425~ 434
- 4 Sallamand P, Pelletier J M. Mater Sci Engng A, 1993; A171: 263~ 270
- 5 Liu Y, Mazumder J, Shihata K. Proceedings of LAMP' 92, Nagaoda, June, 1992; 813~ 817
- 6 Liu Y, Mazumder J, Shihata K. Metall Mater Trans A, 1994; 25A: 37~ 46
- 7 Liu Y, Mazumder J, Shihata K. Metallurgical and Materials Transactions B, 1994; 25B(10): 749~ 759
- 8 Tanaka K, Saito T, Shimura Y *et al.* J Japan Inst Metals, 1993; 57(10): 1114~ 1122
- 9 Li Y X, Steen W M. 1992 International Conference on Lasers and Optoelectronics, Beijing, China, 16~ 18 Oct, 1992: 602~ 608
- 10 Kamalu J N, McDamaid D S, Steen W M. ICALEO' 92 Laser Materials Processing, Florida USA, 25~ 29 Oct, 1992: 219~ 227
- 11 Wang A A, Sircar S, Mazumder J. J Mater Sci, 1993; 28: 5113~ 5122
- 12 Hegge H J, Boetje H, DE Hosson J TH M. J Mater Sci, 1990; 25: 2335~ 2338

作者简介: 范长刚(附照片), 男, 1965年12月出生。硕士研究生。现从事材料表面激光改性的研究工作。

王爱华, 男, 1963年出生。副教授。现从事材料表面激光改性的研究工作。

谢长生, 男, 1955年出生。教授, 博士生导师。现从事材料表面激光改性及计算机在材料上的应用等方面的教学、科研工作。

由稿日期: 1995-08-12