

手弧堆焊 Fe<sub>3</sub>Al 堆焊层的组织形貌与抗氧化性能

闵学刚, 余新泉, 孙扬善, 庞怀信\*

(东南大学 材料科学与工程系, 南京 210096)

**摘要:** 通过将 Fe<sub>3</sub>Al 合金制成焊条, 使用手弧堆焊(MAS)方法, 成功地在不锈钢基体上堆焊了 Fe<sub>3</sub>Al 堆焊层, 并研究了 Fe<sub>3</sub>Al 合金的堆焊工艺、堆焊层的组织形貌及高温抗氧化性能。研究发现, 由于 Fe<sub>3</sub>Al 合金本身的固有脆性, 若不采用合适的热处理工艺时, 堆焊层易开裂。当采用 500 °C 预热基体, 堆焊后 700 °C 退火处理, 则可得到无裂纹的 Fe<sub>3</sub>Al 堆焊层。堆焊层的 Al 含量在堆焊过程中损失较大, 但不影响堆焊层的抗氧化性能。在静态空气炉中经 800 °C/70 h 氧化试验后, 不锈钢基体氧化十分严重, 而 Fe<sub>3</sub>Al 堆焊层氧化很轻微, 显示出极好的抗氧化性能。

**关键词:** Fe<sub>3</sub>Al 合金; 堆焊层; 手弧堆焊(MAS); 组织形貌; 抗氧化性能

**中图分类号:** TG455 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2001)01-56-03



闵学刚

## 0 序 言

Fe<sub>3</sub>Al 合金因有较好的抗高温氧化、硫化和抗高温腐蚀磨损性能, 有希望成为新一代的高温结构材料, 近十几年来一直是材料学界研究的热点之一。但是 Fe<sub>3</sub>Al 在室温下脆性大、塑性低, 而且它的耐磨粒磨损性能也很好。因此, 对它的加工(尤其是切削加工)十分困难, 限制了它作为工程材料的应用<sup>[1,2]</sup>。

堆焊技术是一种已广泛应用于工业界的材料表面强化和表面改性的技术, 可以赋予零件表面耐磨、耐蚀、耐热、耐疲劳等特殊性能<sup>[3]</sup>。若能利用这种技术在零件表面形成一层 Fe<sub>3</sub>Al 堆焊层, 则可以充分发挥其优异的性能而尽量避开固有的缺点, 无疑是解决 Fe<sub>3</sub>Al 合金工业推广问题较好的方法之一。但到目前为止, 有关这方面的研究报道还不是很多。

本文中, 作者将 Fe<sub>3</sub>Al 合金制成焊条, 用手弧堆焊(MAS)方法将 Fe<sub>3</sub>Al 堆焊在奥氏体不锈钢基体上, 对堆焊层组织形貌进行了分析, 并在 800 °C 对堆焊层和基体剖面进行了抗氧化试验。

## 1 试验过程

## 1.1 焊条制备和堆焊操作

经中频感应炉熔炼的 Fe<sub>3</sub>Al 合金, 浇铸成铸锭, 再经多道的热轧和热锻(温度控制在 900 °C 以上)后, 制成直径为 φ3.2 mm 棒料, 用于作焊条的焊芯。Fe<sub>3</sub>Al 焊条在南京电焊条厂研制, 药皮选用低氢(钾)型。基体选用 50 mm × 150 mm × 5 mm 的 18-8 奥氏体不锈钢轧板, 其成分列在表 1 中。Fe<sub>3</sub>Al 焊条的焊芯成分列于表 2 中。为保证成分稳定, 共堆焊三层。焊机型号为 ZXG-400, 堆焊的电压约为

表 1 基体的化学成分(%)

Table 1 Composition of 18-8 matrix

Matrix	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Fe
1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.0~19.0	8.0~11.0	0.8	Balance

表 2 Fe<sub>3</sub>Al 焊芯和堆焊层的成分(%)Table 2 Compositions of Fe<sub>3</sub>Al and overlay deposit

Material	Al	Cr	Fe	Ni	Ti	Si
Fe <sub>3</sub> Al electrode	16.00	5.10	78.70	-	-	0.20
Weld overlay	11.60	5.95	70.69	0.56	0.20	1.00

收稿日期: 2000-09-20

\* 参加本研究工作的还有孙建荣、武登云

35 V, 电流取下限, 焊条移动速度约 12 cm/min。堆焊时的飞溅现象较少, 但脱渣性较差, 堆焊下一层时要仔细进行除渣。用于分析测试的堆焊试样分两种: ① 堆焊前后均不做处理; ② 堆焊前 500 °C 预热基体 30 min, 堆焊后对堆焊件 700 °C 退火处理 1 h。

### 1.2 测试与分析方法

堆焊后的组织形貌由 OLYMPUS 光学显微镜和 JSM6300 型扫描电子显微镜观察。堆焊层截面上的成分分布是用 JSM6300 扫描电镜的 EDS 附件进行分析的。Fe<sub>3</sub>Al 焊芯和堆焊层的体积成分是采用等离子耦合电感光谱仪 (Inductively Coupled Plasma, 简称: ICP) 分析测定的。

用于氧化试验的堆焊层与基体的截面试样用线切割方法制得, 经研磨、抛光后在 800 °C 空气炉中氧化处理 70 h。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 成分分析

表 2 是用 ICP 对 Fe<sub>3</sub>Al 焊条芯和堆焊三层后的堆焊层进行成分测试的结果, 可以看到, 尽管 Al 元素的损失比较大, 但堆焊三层后的堆焊层的成分基本在要求范围之内 (Fe<sub>3</sub>Al 合金的抗氧化性要求 Al 含量要大于 9%<sup>[4,5]</sup>)。堆焊层中的 Ni、Ti 元素的增加及 Cr 元素含量的提高是焊接稀释的结果。而 Si 元素的增加应是一方面来自于基体, 另一方面则是来源于焊条药皮。

图 1 是堆焊层截面上主要元素的分布情况。图中标示的 A 为熔合线, 其左侧是基体。B 为熔合区到堆焊层的分界线, B 的右侧是 Fe<sub>3</sub>Al 堆焊层, A、B 中间是熔合区。可以看到, Al、Cr、Ni 这三种元素的分布在 A、B 处均有较明显的变化。基体是 18-8 奥氏体不锈钢, 基体不含 Al, 因此, A 的左侧的峰应该是背景噪音。从基体到熔合区 Al 含量有明显的增加, 而到堆焊层时又进一步地增加, 说明堆焊层中的 Al 含量明显高于基体和熔合区。而 Cr、Ni 的分

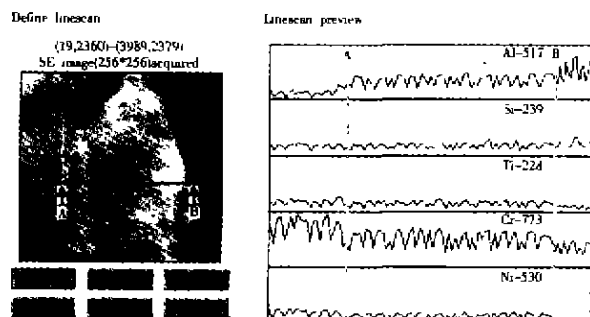


图 1 能谱线分析图谱

Fig. 1 Plot of EDAX across fusion section

布则刚好相反, 在 A、B 两处都明显减少。图中还显示, Ti 元素在基体和结合区中的含量没有明显的差别, 但在堆焊层中则明显比熔合区中要低。相反, Si 元素在堆焊层中要比熔合区和基体中要稍高, 其原因应是堆焊层中有来源于焊条药皮含硅化合物中的 Si。

一般, 手弧堆焊灵活性大, 且在任何位置都能焊, 可达性好, 而且效率也较高。但是电弧的温度高, 热量集中, 因此, 熔池较深, 稀释率较高<sup>[3]</sup>, 这是 Al 元素损失较大的因素之一, 也是 Ni、Ti 等元素在堆焊层中出现和 Cr 元素增加的原因。而 Al 元素本身很活泼, 容易在堆焊过程中氧化或与其它化合物反应, 是其烧损较大的主要原因。

### 2.2 堆焊裂纹和堆焊层组织形貌

Fe<sub>3</sub>Al 合金的脆性较大, 如果在堆焊前后不对基体和堆焊件进行预热和退火处理, 则堆焊层易出现堆焊裂纹, 如图 2 所示。而堆焊前对基体 500 °C 预热, 堆焊后再进行 700 °C 退火 1 h 处理, 并随炉温冷却至室温, 堆焊层没有裂纹出现。图 3 是采用第二种处理工艺的无裂纹堆焊层与基体截面照片。由图可见, 堆焊层的 Fe<sub>3</sub>Al 晶粒较为粗大, 呈柱状排列于基体之上。中间条带状组织为熔合区, 图 4 是它的放大像。可以看到, 熔合区内是 Fe<sub>3</sub>Al 合金和基体熔化后混合在一起, 凝固时结晶生长成细柱状晶的结晶区。

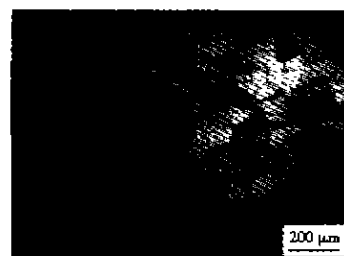


图 2 堆焊裂纹的金相照片

Fig. 2 Photograph of crack in overlay deposit

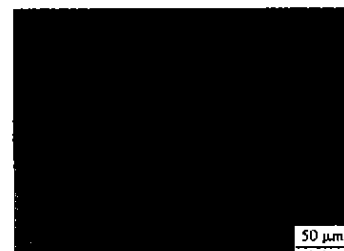


图 3 无裂纹的堆焊截面照片

Fig. 3 Photograph of crack-free in overlay deposit

作为潜在的高温结构材料, Fe<sub>3</sub>Al 合金的可焊性问题已有文献报道。发现, Fe<sub>3</sub>Al 的焊接开裂倾向与溶解的氢含量、焊接应力以及材料本身的强度和塑性密切相关<sup>[6,7]</sup>。本文中, Ni、Ti、Si 等元素稀释



图4 熔合区的放大像  
Fig.4 Fusion section

进入了  $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层,而这些元素一般会提高  $\text{Fe}_3\text{Al}$  的强度而降低塑性<sup>[8]</sup>。而且,大量元素溶解于堆焊层中会扩大堆焊金属的凝固温区,这同样会增大堆焊金属的开裂倾向<sup>[6]</sup>。另外,如果不对基体预热处理,堆焊时,一方面无法抑制氢的侵入,另一方面又会产生较大的焊接应力。而堆焊前对基体  $500\text{ }^\circ\text{C}$  预热,不仅可以减少氢的溶解,同时,预热可使基体充分膨胀从而堆焊时较小变形,减小堆焊应力;对堆焊件  $700\text{ }^\circ\text{C}$  退火处理,不但可以进一步去氢,更重要的是可以最大限度地释放焊接应力,从而消除裂纹产生的根源。因而,通过合适的工艺处理后可以得到无裂纹的  $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层。

### 2.3 氧化试验

图5是堆焊剖面的氧化组织形貌。A是  $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层,B是不锈钢基体的氧化层。可以看到,在  $800\text{ }^\circ\text{C}$  下氧化  $70\text{ h}$  后,不锈钢基体已经被一层厚厚的氧化物层所覆盖,并可隐见有裂纹出现在氧化层上,说明  $800\text{ }^\circ\text{C}/70\text{ h}$  后不锈钢的氧化层已开始破裂。相比, $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层的氧化程度则很小,还没有见到成片的氧化层形成,只有零星的氧化颗粒存在,表明其有相当好的抗氧化性能。中间黑色条带是熔合区的氧化形貌,可见,熔合区的抗氧化性能介于  $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层和基体之间,但较之不锈钢基体也要好得多。

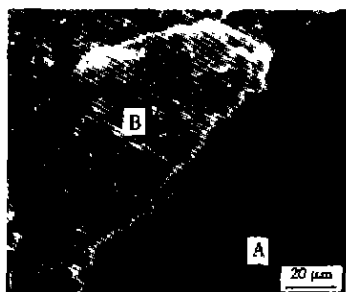


图5 堆焊剖面的  $800\text{ }^\circ\text{C}/70\text{ h}$  氧化组织形貌  
Fig.5 Microstructure profile of overlay coatings after  $800\text{ }^\circ\text{C}/70\text{ h}$

一般,用堆焊方法产生铁铝涂层时都会因气化烧损和堆焊过程中的稀释而导致 Al 元素的较大损

失<sup>[9,10]</sup>。但是,很多文献都已确定,铁铝合金能够产生并维持连续的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  保护膜的最小 Al 含量的原子百分数为  $18\% \sim 19\%$  (重量百分数约  $9\%$ )<sup>[4,5]</sup>。本文中通过手弧堆焊(MAS)方法得到  $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层可以满足这一要求,因而堆焊层拥有极好的抗氧化性能。

## 3 结 论

(1)通过手弧堆焊(MAS)方法,对不锈钢基体在堆焊前  $500\text{ }^\circ\text{C}$  预热,堆焊后对堆焊件  $700\text{ }^\circ\text{C}$  退火处理可以得到无裂纹的  $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层。

(2) $\text{Fe}_3\text{Al}$  堆焊层与不锈钢基体相比有极好的抗氧化性能。

### 参考文献:

- [1] Liu C T, McKamey C G, Lee E H. Environmental effects on room-temperature ductility and fracture in  $\text{Fe}_3\text{Al}$  [J]. *Scr. Metal.*, 1990, 24(2): 385-390.
- [2] Sun Yangshan, Zhang Zhonghua, Xue Feng. Effect of Ce addition on tensile properties of  $\text{Fe}_3\text{Al}$ -based alloys at ambient temperature [J]. *J. Mater. Sci. Letter*, 1996, 15(9): 820-822.
- [3] 曲敬信,汪泓宏. 表面工程手册 [M]. 北京: 化学工业出版社, 1998. 694-739.
- [4] Tortorelli P F, DeVan J H. Behavior of iron aluminides in oxidizing and oxidizing/sulfidizing environments [J]. *Mater. Sci. & Eng.*, 1992, A153(1-2): 573-577.
- [5] DeVan J H, Tortorelli P F. Oxidation/sulfidation of iron-aluminum alloys [J]. *Mater. at High Temperatures*, 1993, 11(4): 30-35.
- [6] David S A, Horton J A, McKamey C G, et al. Welding of iron aluminides [J]. *Welding Research Supplement*, 1989, 54(9): 372a-381a.
- [7] David S A, Zacharia T. Welding of ductile intermetallic alloys [C]. *Heat-Resistant Materials, Proc. 1st Int. Conf.*, Fontana, Wisconsin, USA/23-26 September 1991.
- [8] Mendiratta M G, Ehlers S K, Dimiduk D M, et al. A review of recent developments in iron aluminides [J]. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1987, 81: 330-350.
- [9] Goodwin G M, Maziasz P J, McKamey C G, et al. Weldability of iron aluminides [C], 205-210 in *proc. Eighth Annual Conf. Fossil Energy Materials*, N. C. Cole and R. R. Judkins (comp.), CONF-9405143, U. S. Department of Energy, August 1994.
- [10] Goodwin G M. Weld overlay cladding with iron aluminides [C]. 381-392 in *proc. Tenth Annual Conf. Fossil Energy Materials*, N. C. Cole and R. R. Judkins (comp.), U. S. Department of Energy, August 1996.

作者简介: 闵学刚,男,1974年10月出生,现为东南大学材料科学与工程系的博士生。研究方向为新型金属材料及金属基复合材料的研究与应用。已发表论文5篇。

(编辑: 闫秀荣)