

2.25Cr-1Mo钢TIG堆焊 Fe₃Al 合金的研究

史春元, 柴国明, 白玉亭, 姚向军, 焦建强, 杨德新

(大连铁道学院 材料科学与工程系, 辽宁 大连 116028)

摘要 通过 TIG 堆焊工艺试验, 建立了填充金属含铝量与 Fe-Al 合金堆焊层含铝量之间的对应关系, 研究了含铝量对堆焊层裂纹倾向、显微组织、力学性能及断裂特征的影响规律, 确定了获得 Fe₃Al 合金堆焊层所要求的焊丝含铝量范围, 为研制开发 Fe₃Al 堆焊焊丝提供了依据。

关键词: TIG 堆焊; Fe₃Al 合金; 2.25Cr-1Mo 耐热钢

中图分类号: TG457.1 **文献标识码:** A

随着电站锅炉、电厂蒸汽管道等高温承压设备向高参数、大容量方向发展, 对材料热强性和高温抗氧化、抗硫化性能的要求越来越高。目前, 我国锅炉及压力容器制造行业使用的高温结构材料, 主要是 Cr-Mo、Cr-Mo-V 系耐热钢和以 18-8 钢为代表的各种不锈钢。

一般地, 含 Cr 量较低的耐热钢, 如 2.25Cr-1Mo、12Cr1MoV 等, 具有较好的热强性, 但高温抗氧化、抗硫化性能相对不足, 特别是运行温度超过 600℃ 时, 这类钢腐蚀速度明显加快, 使管子过早失效破坏。而对于含 Cr 量较高的耐热钢, 尤其是高 Cr、Ni 含量的不锈钢, 虽然具有良好的高温抗氧化及抗硫化性能, 但价格很高, 制造成本增加。

Fe₃Al 合金成本低廉, 抗高温氧化、耐热腐蚀性与不锈钢相当, 在硫化氢气氛中甚至优于不锈钢^[1-3]。但 Fe₃Al 的室温塑性差、高温强度低^[4-5], 目前还不能单独作为高温结构材料使用。为此, 本文作者采用 TIG 堆焊方法, 在 2.25Cr-1Mo 耐热钢基体上堆焊 Fe₃Al 合金, 这样既可充分利用 Fe₃Al 合金优异的高温抗氧化、抗硫化性能, 又可以利用 2.25Cr-1Mo 钢较高的热强性和足够的塑性, 获得高温强度和抗氧化性俱优的复合材料, 从而降低锅炉及管道的制造成本。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

基体材料选用壁厚为 10 mm 的 2.25Cr-1Mo 耐热钢管, 供货状态为正火加高温回火, 显微组织为回火贝氏体。钢的化学成分见表 1。

堆焊材料采用直径 Φ3mm 的铁包铝复合焊丝, 其横截面如图 1 所示。为了获得 Fe₃Al 合金堆焊层, TIG 堆焊时还需外加适量的纯铝。

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo
0.08	0.47	0.125	0.012	0.010	0.16	2.45	0.90

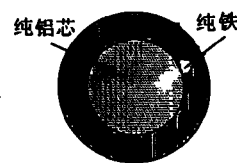


图 1 铁包铝复合焊丝横截面示意图

1.2 试验方法

1.2.1 TIG 堆焊工艺试验

通过堆焊工艺试验, 确定合适的堆焊线能量以及预热和后热温度, 获得稀释率较低且无裂纹的 Fe₃Al 堆焊合金。

1.2.2 堆焊层含铝量试验

通过改变铝的添加量来改变堆焊层的含铝量, 以确定在获得 Fe₃Al 合金层的条件下填充材料所必须铝含量范围。

收稿日期: 2002-10-12

作者简介: 史春元 (1956-), 男, 教授, 博士。

1.2.3 堆焊层力学性能试验

用 HV10A 小负荷维氏硬度计测试堆焊层的硬度, 参照 GB2653/89 焊接接头弯曲及压扁试验方法标准的规定, 对堆焊层进行弯曲试验, 评定堆焊层在不同含铝量时的塑性. 弯曲试验在 WE30 液压式万能试验机上进行.

1.2.4 堆焊层组织及断口分析

用 MEF-3 型光学显微镜和 OXFORD 型扫描电镜观察堆焊层显微组织, 并对熔合区进行了 EDAX 能谱分析, 用 OXFORD 型扫描电镜观察断口微观形貌, 用 XRD-6000 型 X 射线衍射仪分析堆焊层的相组成.

2 试验结果与分析

2.1 线能量对堆焊层稀释率的影响

稀释率是堆焊时的一项重要指标, 表示堆焊合金中含有基体金属的百分率. 为了保证堆焊层的特殊性, 要求堆焊时要尽量降低稀释率, 减小基体金属对堆焊层合金成分的冲淡作用. 在堆焊方法确定的条件下, 一般可通过改变堆焊线能量来控制稀释率的大小. 图 2 为堆焊层稀释率随线能量的变化量.

由图 2 可知, 随着线量的提高, 堆焊层的稀释率增大. 线能量低于 4.9 kJ/cm 时, 稀释率较小, 但堆焊层与基体之间存在未熔合缺陷; 线能量大于 9.5 kJ/cm 后, 稀释率随线能量增大而急剧增加, 使堆焊层中的 Al 含量明显减少; 线能量在 4.9 ~ 9.5 kJ/cm 范围内时, 堆焊层的稀释率变化不大, 处于 17.5 % ~ 25.0 % 之间. 考虑到堆焊生产率, 确定堆焊线能量为 8.3 kJ/cm 较为合适, 此时稀释率为 20.4% 左右.

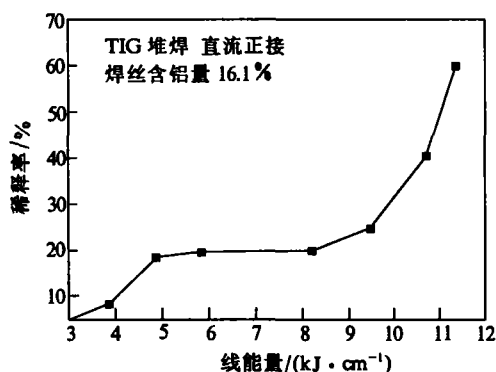


图 2 线能量对稀释率的影响

2.2 含铝量对堆焊层裂纹倾向的影响

与 2.25Cr-1Mo 钢相比, Fe₃Al 热导率很低, 不利于堆焊层散热; 而线膨胀系数很大, 尤其在高温区更为明显, 这使得 Fe₃Al 合金堆焊层在冷却过程中产生较大收缩, 易产生热裂纹. 此外, Fe₃Al 在水汽环境中具有较大的氢脆敏感性, 堆焊时也可能产生冷裂纹. 因此采取预热和后热措施是必须的^[7]. 对不再添加铝元素的铁包铝复合焊丝进行堆焊试验, 确定预热温度 200 °C, 并进行 700 °C × 1h 焊后热处理, 可获得无裂纹堆焊层.

但是, 随着含铝量的增加, 堆焊层的塑性降低, 使堆焊层产生裂纹的倾向增大. 含铝量与堆焊层裂纹倾向的关系见表 2. 显然, 堆焊层含铝量在 33.7 % 以上时, 堆焊层表面产生宏观裂纹, 裂纹方向垂直于焊道; 含铝量在 29.03 % 以下时, 除 2# 试样堆焊层内部发现极少量的微观裂纹外, 其余试样均无裂纹. 2# 试样堆焊层内部裂纹形貌如图 3 所示, 裂纹呈沿晶走向, 属于热裂纹.

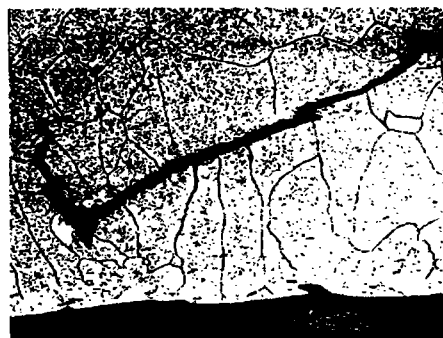


图 3 堆焊层裂纹形态 64×

表 2 不同含铝量时堆焊层裂纹情况

试样编号	1#	2#	3#	4#	5#	6#	7#	8#
填充金属含铝量/%	16.1	27.0	39.4	44.7	48.6	52.0	55.0	62.7
堆焊层铝含量/%	11.53	16.74	21.63	24.50	27.57	29.03	33.70	42.03
堆焊层开裂情况	未裂	微观裂纹		未裂				宏观裂纹

堆焊工艺参数一定时, 堆焊层裂纹倾向主要决定于堆焊层的塑性以及所受的拘束应力状态. 2.25Cr-1Mo 钢上堆焊层 Fe₃Al 合金层在冷却过程中, 因堆焊层收缩量比基体金属大而使堆焊层始终处于拉应力状态, 基体金属则承受压应力作用. 文献介绍, 铝含量在 30% ~ 62% 范围内时, Fe₃Al 合金在室温和高温都呈脆性特性. 因此, 当堆焊层含铝量较高 (33% ~ 42%) 时, 其脆性较大, 在堆焊冷却过程中受拉应力作用而产生裂纹. 堆焊层含铝量在 29% 以下时, 堆焊层裂纹倾向减小. 由此可见, 为了获得无裂纹 TIG 堆焊层, 要求堆焊层含铝量约在

含铝量约在 21% ~ 29% 范围内, 与其相对应的填充金属的含铝量约为 39% ~ 52%, 研制铁包铝复合焊丝时应满足此成分条件。

2.3 含铝量对堆焊层组织的影响

对不同含铝量的堆焊层进行 X 射线衍射分析结果列于表 3。从表 3 中可见, 当堆焊层含铝量在 16.74% 以下时, 堆焊层为 α -Fe(Al) 固溶体; 含铝量在 21.63% ~ 33.70% 范围内时, 其组成相为 Fe_3Al ; 含铝量为 42.03% 时, 堆焊层为 FeAl 相。

表 3 堆焊层含铝量与相组成的关系

堆焊层含铝量/%	11.53 ~ 16.74	21.63 ~ 33.70	42.03
堆焊层相组成	α -Fe(Al)	Fe_3Al	FeAl

时, 堆焊层为 FeAl 相。

堆焊层含铝量分别为 16.74%、21.63% 和 42.03% 时的显微组织如图 4 所示。从图 4 可以看出, 含

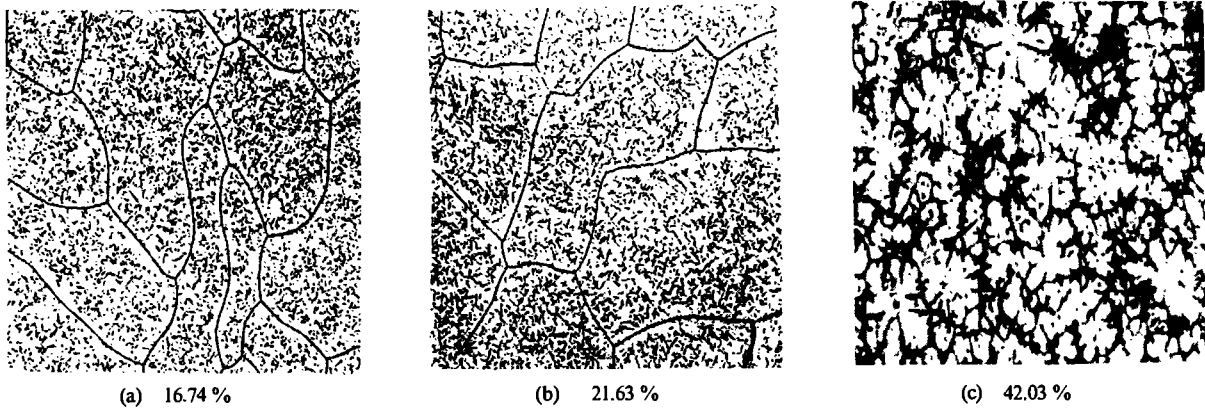


图 4 堆焊层显微组织 100 \times

铝量为 16.74% 时的组成相为 α -Fe(Al), 晶粒为粗大, 晶内弥散分布大量的针状析出物。含铝量 21.63% 的 Fe_3Al , 组织特征与 α -Fe(Al) 相似, 在光镜下无法区分, 而含铝量 42.03% 的 FeAl 相堆焊层, 其组织与单位 α -Fe(Al) 和 Fe_3Al 显著不同, 析出物聚集于晶界并沿晶界呈网状分布, 导致脆性产生。含铝量 21.63% 的 Fe_3Al 堆焊层, 其扫描电镜 (SEM) 照片如图 5 所示。可以看出, 除晶粒内部弥散分布针状析出相外, 晶界处也继续分布析出物, 某些析出相垂直于晶界并向晶内生长。此堆焊层熔合区显微组织如图 6 所示, 与堆焊层晶内针状析出物的数量和形态不同, 邻近熔合线处堆焊熔合区只存在一些颗粒状析出相。在热循环过程相同的条件下, 熔合区组织的不均匀性显然与化学成分的非均质性有关。

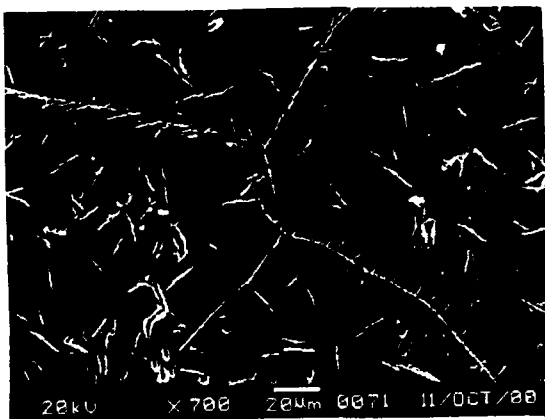


图 5 SEM 照片 (700 \times)

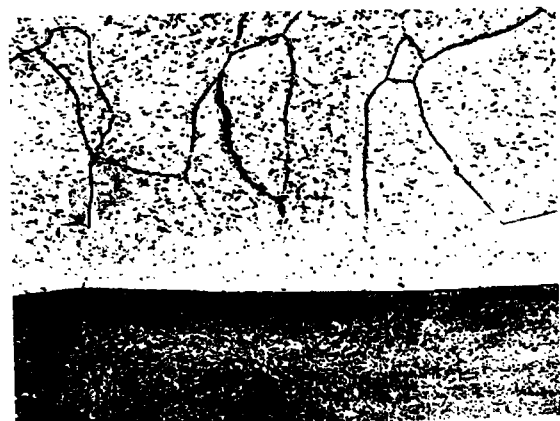


图 6 熔合区组织 (100 \times)

本试验以 4#、5# 试样为例, 对熔合区主要合金元素 Cr、Mo 以及 Al 进行了 EDAX 能谱分析, 依测试结果绘制的合金元素分布规律如图 7(a)、(b) 和图 8 所示, 图中 “○” 表示 4# 试样, “●” 表示 5# 试样。

从图 7 中可以看出, 2.25Cr-1Mo 钢基体中的 Cr、Mo 元素, 在堆焊时向熔敷液态金属中溶解, 并在随后的热处理过程中继续通过熔合线向堆焊金属扩散, 使邻近熔合线的堆焊层中的 Cr、Mo 含量提高。

在 Fe_3Al 中, Cr 元素可降低反相畴界面能, 增大超位错分解宽度, 使滑移线细小而弯曲^[9], 从而改善堆

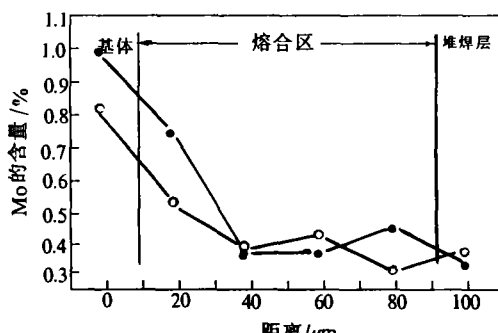
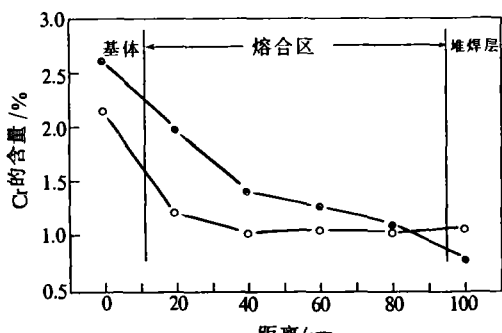


图 7 熔合区中 Cr、Mo 元素的分布

焊层熔合区塑性。Mo 元素在熔合区中则主要以固溶态存在，可提高熔合区强度，但有一定塑性损失。

由图 8 可以看出，从堆焊层到熔合线，Al 含量呈下降趋势，这是基体金属向堆焊层溶解使之稀释的结果。在靠近熔合线的基体一侧，没有 Al 元素存在，说明 Al 原子较难通过熔合线向基体金属中扩散。

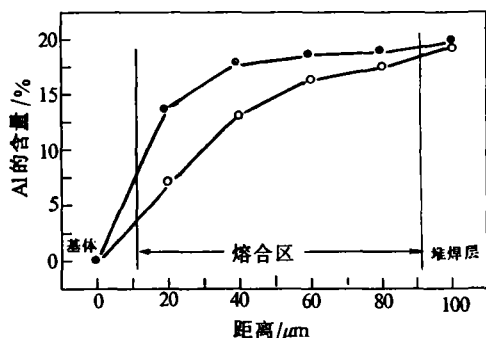


图 8 熔合区中 Al 元素的分布曲线

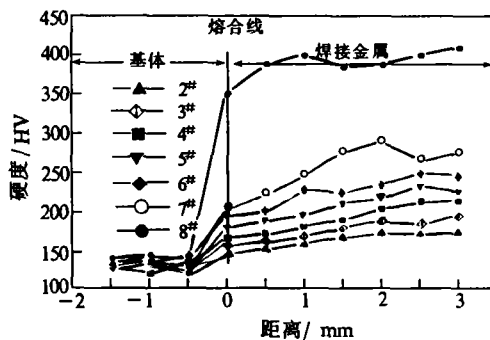


图 9 堆焊层含铝量与显微硬度的关系

2.4 含铝量对堆焊层力学性能的影响

2.4.1 含铝量对显微硬度的影响

图 9 为显微硬度测试结果。熔合线两侧的硬度值不同，堆焊层硬度均大于基体金属的硬度，且随着含铝量的增加，堆焊层硬度呈上升趋势。其中，8# 试样堆焊层的硬度显著高于其它试样的堆焊层，这也说明 FeAl 的脆性最大。

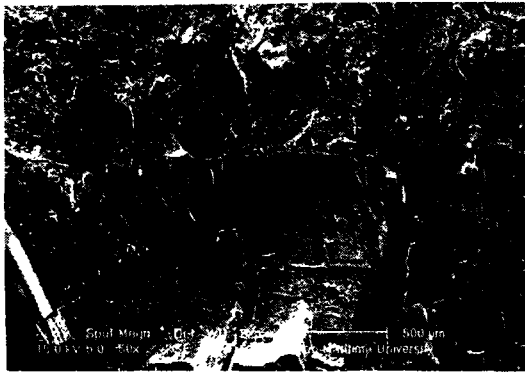
以上现象可通过对堆焊层进行组织结构分析得以解释。2# 试样堆焊层的相组成为 α -Fe(Al)，其强化机制以 Al 的固溶强化为主，硬度较低。3# ~ 7# 试样堆焊层硬度较高，一方面是因为其结构中的超点阵位错之间存在反相畴界，阻碍了位错的运动，表现在堆焊层具有较高的硬度；另一方面是因为堆焊层中存在高浓度空位点缺陷。这些空位点缺陷是在堆焊过程中形成的，在冷却过程中仍保留在堆焊层中，即使随炉缓冷也不能消除^[9]。随着含铝的增加，堆焊层中的空位浓度不断增大，而堆焊层的硬度与空位浓度的平方根成正比^[9]，所以堆焊层硬度随着含铝量的增加增大。8# 试样堆焊层的硬度显著高于其它试样，主要原因就是堆焊层存在高浓度空位点缺陷。其含铝量 (42.03%) 比其它试样堆焊层的含铝量 (最高含量为 33.7%) 高的多，故空位浓度也高的多，导致硬度显著提高。

2.4.2 含铝量对室温塑性的影响

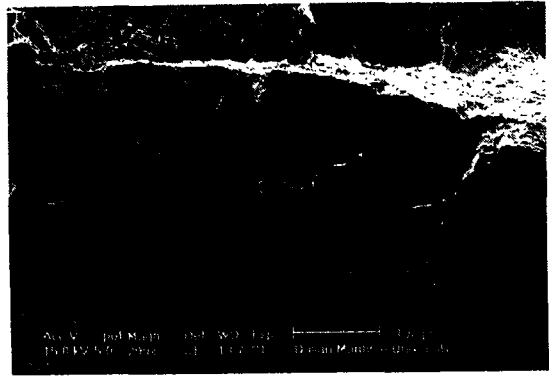
通过堆焊层启裂时试件弯曲角度，对不同含铝量的堆焊层的塑性进行评定。弯曲试验结果如表 4 所示。从总的趋势来看，弯曲角度随着堆焊层含铝量的增加而减小，说明堆焊层室温塑性随着铝含量的增加而降低。其中，1# 试样含铝量较低，组成相为 α -Fe(Al) 固溶体，故弯曲角最大，塑性最好。3# ~ 6# 试样堆焊层的含铝量较高，相组成为 Fe₃Al，弯曲角小得多，

表 4 弯曲试验测试数据

试样编号	堆焊层含 Al 量/%	弯曲角/(°)	启裂载荷/kN	宏观断裂特征
1#	11.53	25.7	34.8	脆断
3#	21.63	11.7	16.0	脆断
4#	24.50	17.4	27.2	脆断
5#	27.57	—	24.0	脆断
6#	29.03	12.6	27.8	脆断



(a) 1# 试样



(b) 3# 试样

图 10 熔合线附近的断口形貌特征

室温塑性明显低于 α -Fe(Al)。

堆焊层为 α -Fe(Al) 的 1# 试样的断口形貌如图 10(a) 所示, 基体金属的热影响区为准解理断裂, 堆焊层的近熔合线处呈解理断裂特征, 但解理面不平整, 有许多撕裂棱, 可见堆焊层尚有一定塑性。图 10(b) 为

组成相 Fe_3Al 的 3# 试样断口微观形貌。熔合线堆焊层一侧的断裂方式为穿晶解理断裂, 呈河流花样特征, 这也说明 Fe_3Al 的塑性比 α -Fe(Al) 低。此外在堆焊层近熔合线处, 观察到平行于熔合线的二次裂纹。图 11 为含铝量更高 (27.57%) 的 5# 试样堆焊层的断口形貌。显然, 堆焊层也呈穿晶解理断裂特征, 并且在晶界处发生了所谓河流花样的激增现象。这是因为裂纹扩展过程中遇到了扭转晶界 (即孪晶界), 两侧晶体以扭转晶界为公共晶面旋转了一个角度, 因此解理裂纹不能简单地穿过晶界, 必须重新形核才能沿新的解理面扩展, 由此造成晶界河流花增激增。

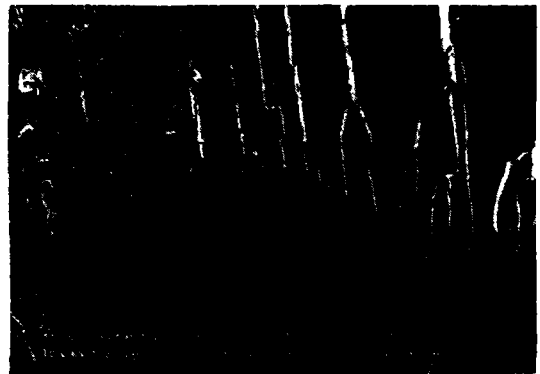


图 11 5# 试样断口

根据以上分析可知, 随着含铝量的增加, 堆焊层室温塑性降低, 其主要断裂方式为: 宏观呈脆断特征, 微观为穿晶解理断裂形式。

3 结 论

(1) 在稀释率不高于 20% 的条件下, 堆焊线能量控制在 8.3 kJ/cm 左右为宜。填充金属含铝量为 39.4% ~ 52.0% 时, 焊前 200 °C 预热、焊后 700 °C × 1 h 热处理, 可获得无裂纹 Fe_3Al 合金堆焊层。此时堆焊层含铝量在 21.63% ~ 29.03% 范围内。

(2) 堆焊层含铝量在 11.53% ~ 16.74% 范围内时, 堆焊层为 α -Fe(Al) 固溶体; 含铝量在 21.63% ~ 33.70% 范围内时, 堆焊层为 Fe_3Al ; 含铝量为 42.03% 时, 堆焊层为单相 FeAl。

(3) Fe-Al 系合金堆焊层硬度高于 2.25Cr-1Mo 基体金属, 且随着含铝量的增加, 堆焊层硬度增加, 脆性增大。其中, FeAl 硬度最高, Fe_3Al 次之, α -Fe(Al) 固溶体硬度最低。

(4) 堆焊层含铝量越多, 其塑性越差。 Fe_3Al 堆焊层宏观呈脆性断裂特性, 微观断裂方式主要为解理断裂。

参考文献:

- [1] 楼白杨. Fe-Al 金属间化合物的组织结构和力学性能[J]. 材料科学与工程, 1995,13(2): 26-31.
- [2] 刘茂森. 添加元素对 Fe₃Al 金属间化合物高温性能的影响[J]. 上海有色金属, 1994,15(2): 32-34.
- [3] 孙扬善. Fe₃Al 金属间化合物的高温抗氧化性能[J]. 金属学报, 1998,34(11): 71-80.
- [4] 孙扬善. Fe₃Al 金属间化合物的研究[J]. 材料导报, 2000,14(8): 52-56.
- [5] Zhu Y F, Liu C T, Chen C H. Science Mater., 1996, 35: 1435
- [6] 梁广川. FeAl 合金研究进展[J]. 材料导报, 1999, 13(2): 88-92.
- [7] 高德春. FeAl 基金属间化合物的焊接性[J]. 金属学报, 2000, 36(1): 47-52.
- [8] 尹衍升. 铁铝金属间化合物 - 合金化与成分设计[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 1996.

Fe₃Al Cladding on 2.25Cr-1Mo Steel by TIG Process

SHI Chun-yuan, CAI Guo-ming, BAI Yu-ting, YAO Xiang-jun,
JIAO Jian-qiang, YANG De-xin

(Dept. of Material Science & Engineering, Dalian Railway Institute, Dalian 116028, China)

Abstract: The corresponding relation between the Al contents in filler metal and Fe-Al cladding layer was established through TIG cladding procedure tests, and the influence of Al content on the clad cracking, microstructure, mechanical property and fracture characteristics of the cladding layer was also investigated. The Al content range for Fe₃Al formation was determined, so as to provide scientific basis for developing Fe₃Al cladding wires.

Key words: TIG cladding ; Fe₃Al alloy ; 2.25Cr-1Mo heat-resistant steel