

文章编号: 1004-0609(2003)06-1425-05

铜/钢爆炸复合板浸铝铸件的界面组织^①

张新明¹, 励志峰¹, 陈健美¹, 杨续跃², 周卓平¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083; 2. 日本国立电气通信大学 机械工程系, Tokyo 182-8585)

摘 要: 采用扫描电镜技术观察和分析了爆炸复合铜/钢板浸铝铸件的铝/钢界面组织, 用面扫描探明了界面组织中主要成份的分布, 结合粉末样品的 X 射线谱确定了界面组织的相组成, 用拉剪方法测得了界面的结合强度。结果表明: 爆覆在钢板上的铜全部溶入铝液中, 界面上出现了 Fe_2Al_5 与 FeAl_3 两层连续的中间化合物; 同时界面附近还出现了 FeAl_3 颗粒相, 这种颗粒相的形成可能和浸铝用钢板的爆炸焊接组织有关。界面的结合强度为 80.5 MPa。

关键词: 爆炸焊接; 金属间化合物; 铝/钢界面; 扩散; 铸件

中图分类号: TG 456.6

文献标识码: A

在铝铸件的表面复合一层钢板可从根本上提高铸件表层的力学性能, 如强度、耐磨性和抗冲击性。工程上这种复合铸件在 2 个方面有特别重要的意义: 一方面它能提高主要因表面磨损而失效的铸铝工件的寿命; 另一方面, 这种复合铸件可以替代那些对部件内部力学性能要求不高的钢制工件, 从而减轻工件的质量, 实现整体的轻量化。但是真正让这种复合铸件得到广泛应用必须解决 2 个问题: 在不改变铝铸件性能与形状的前提下, 有效提高因生成脆性铁铝化合物^[1-8]而降低了的钢/铝基体界面结合强度, 此外还要用较低的成本实现液铝与钢反应界面的高度清洁。本文作者采用铜钢爆炸复合板浸铝铸造的方法取得了较好的效果。铜钢爆炸焊接会在铜钢界面形成波形界面^[9], 这种波形界面在铸造过程中能保留下来, 这样通过改变界面形状, 增大铝/钢接触面积可有效提高界面的结合强度; 此外, 爆炸焊接过程中产生的射流会清洁铜/钢的结合界面^[9], 因此不用任何特殊设备就能在铸造时让液铝在爆覆铜板溶解后与清洁的钢板接触。本实验采用含铜铝合金, 由于爆覆在钢板上的铜本身即为合金元素且铝基体的体积较大, 铸造过程中溶解 1.5 mm 爆覆铜层不会对最终铸造铝基体的组织与性能产生太大影响。本文作者旨在探明铜/钢爆炸复合板浸铝铸造后铝/钢界面组织形貌特征和相结构, 并探讨其界面形成机理, 这对于制备实用的高性能钢/铝双金属铸造材料及建立界面结合机制都

有重要意义。

1 实验

实验材料为重庆钢厂生产的 50 CrV 弹簧钢, 铝铜合金和市购紫铜板。材料的化学成分如表 1 所示。铜板和钢板尺寸分别为 230 mm × 180 mm × 1.5 mm 和 230 mm × 180 mm × 3 mm。在电阻炉中重熔铝合金, 浇铸前将金属铸型预热至 700 °C, 浇注温度为 730 °C。浇铸后立即插入经打磨抛光的复合板, 即水冷铸型, 以求铝合金的快凝固。铝熔体凝固后体积约 230 mm × 180 mm × 70 mm。沿原铜钢爆炸复合板的射流方向在铸锭上割取铝/钢界面金相试样, 抛光腐蚀后用 H-4300 扫描电镜观察界面的微观组织并用面扫描分析主要元素在界面组织中的分布。用拉剪方法^[10]在 CSS-44100 万能拉伸试验机上测量铝钢界面的结合强度, 并将测试后沿界面断裂后的钢、铝两侧金属挫下制成 X 射线粉末样品, 在 XD98 型 X 射线衍射仪上测试粉末样的 X 射线谱。

2 结果与分析

2.1 界面组织中的元素分布与相结构

图 1 所示为浸铝铸件铝钢界面组织中各元素

① 基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2002AA3310501), 春辉计划资助项目

收稿日期: 2003-02-17; 修订日期: 2003-04-22 作者简介: 张新明(1946-), 男, 教授, 博士。

通讯联系人: 张新明, 教授, 博士; 电话: 0731-8830265; E-mail: xzm@mail.csu.edu.cn.

表 1 实验中所用合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of studied alloys (mass fraction, %)										
Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Cu	Mg	Fe	Al
50 CrV	0.51	0.29	0.58	0.95	0.004	0.29			Bal.	
Al alloy		0.80	0.80				4.40	0.50	≤0.7	Bal.

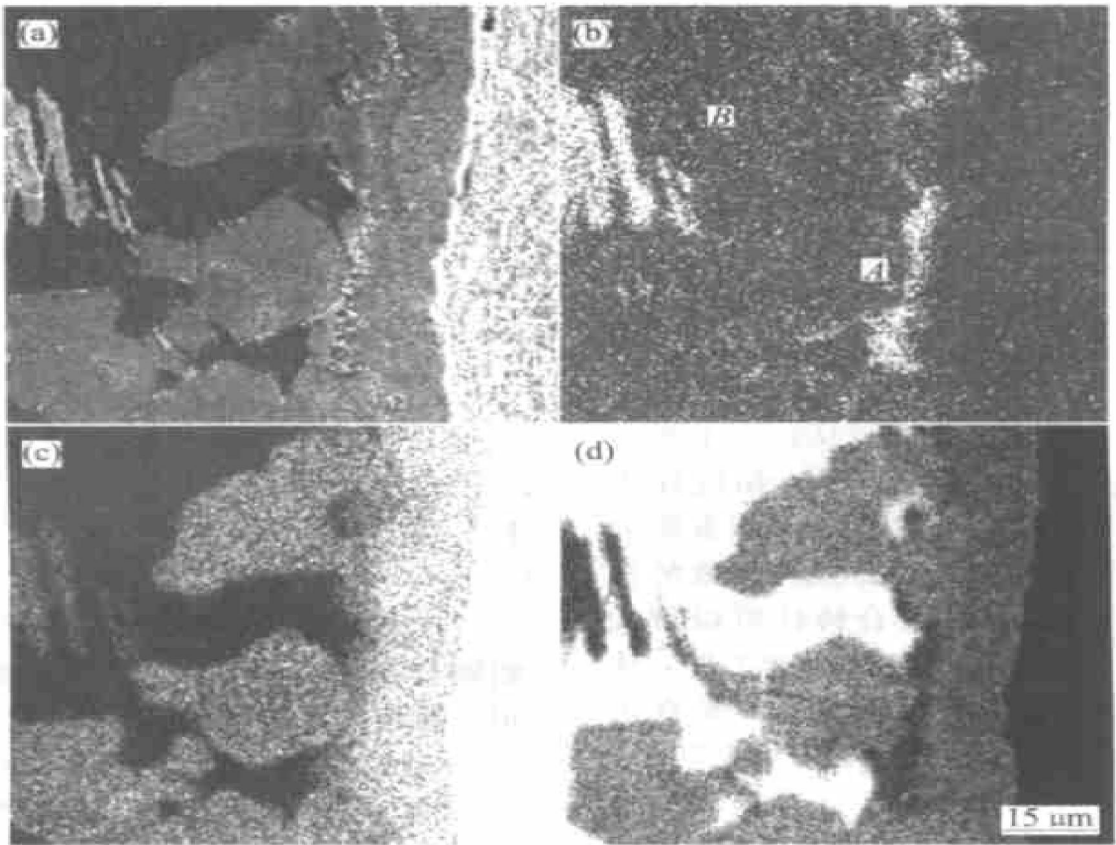


图 1 浸铝铸件铝钢界面组织及元素铜、铁、铝面分布图

Fig. 1 SEM image(a) of Fe/Al interface and elements distribution images of Cu (b) , Fe (c) , Al (d)

的面分布图。从图 1 可以看出界面基本由 2 种主要含铁、铝的化合物组成：靠近钢基体的一层连续物质含 Fe 多而含 Al 少；靠近铝基体的化合物含 Fe 较少并呈现 2 种形态：连续层和颗粒相，颗粒相有的附着在 Al 基体一侧的连续中间化合物层上，有的则分布在铝基体中。图 1(b) 表明基体和 FeAl 化合物中都几乎不含铜，但在铝基体和连续中间相层的界面以及少量不规则形状物质中有 Cu 偏聚，如图 1(b) 中 A，B 所示。

界面组织的粉末样品射线测试表明界面组织中主要有 Fe、Al、CuAl₂、Fe₂Al₅、FeAl₃，如图(2)所示。结合元素扫描分析，可以推得钢侧的连续中间相层为含铁较多的 Fe₂Al₅ 而铝基体一侧的连续层和多边形颗粒相则为含铁较少的 FeAl₃。尽管界面上有少量的 Cu 偏聚，但这不足以解释 XRD 谱中较强的 CuAl₂ 峰。对界面组织形貌的分析表明这些

CuAl₂ 可能主要来自于 Al 基体中在铝枝晶间析出的 CuAl₂。

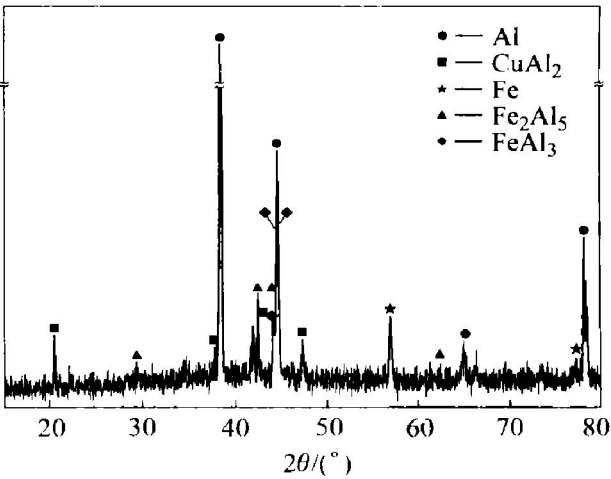


图 2 界面附近组织粉末样品的 X 射线图谱

Fig. 2 XRD pattern of interface microstructure

2.2 界面结合强度与组织形貌特征

图 3 所示是铝钢界面的低倍 SEM 组织形貌照片。从图 3 可以看出界面保留了铜/钢爆炸焊接时形成的正弦波形界面, 用拉剪方法测得界面结合强度为 80.5 MPa, 因此, 钢板与铝板实现了有效结合。

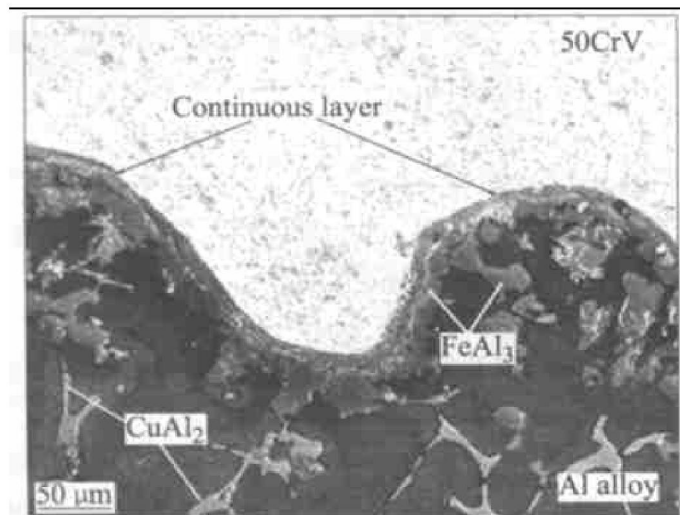


图 3 浸铝铸件的铝钢界面组织

Fig. 3 Microstructure of iron-aluminum interface

图 3 中铝基体组织表现为典型的含铜铸造铝合金组织, 在 Al 枝晶间 CuAl_2 呈不连续的网状分布^[11]。由于界面附近只有少量 Cu 偏聚, 因此可以认为 XRD 谱中的强 CuAl_2 衍射峰主要可能是由 Al 基体中的 CuAl_2 造成的。从图 3 还可以看出界面附近的第二相主要有 2 种形态, 界面上的连续中间相和多边形的颗粒相。这些颗粒相有的附着在连续层上, 有的则在界面附近的铝基体中。尽管这些颗粒相所处的位置不同, 但腐蚀后的形貌是一致的; 结合图 1 的面扫描和 X 射线衍射分析可以推知它们都是 FeAl_3 。

对界面连续层中间相的进一步观察表明(见图 4), 界面连续层分为 2 层, 这与元素面扫描分析的结果一致。结合 X 射线衍射分析结果可以推得近钢侧的中间相为 Fe_2Al_5 , 铝基体一侧为 FeAl_3 ; 界面附近的颗粒相也为 FeAl_3 。图 4 中 FeAl_3 连续层和铝基体中间的亮色物质, 可能是图 1(b) 中 A 所示的含铜物质。

界面的组织观察中未发现如图 1(b) 中 A 所示形貌的高铜含量的第二相, XRD 谱图中也未观察到含铜化合物的衍射峰, 这说明界面即使有铜的化合物, 其量也是相当少的。

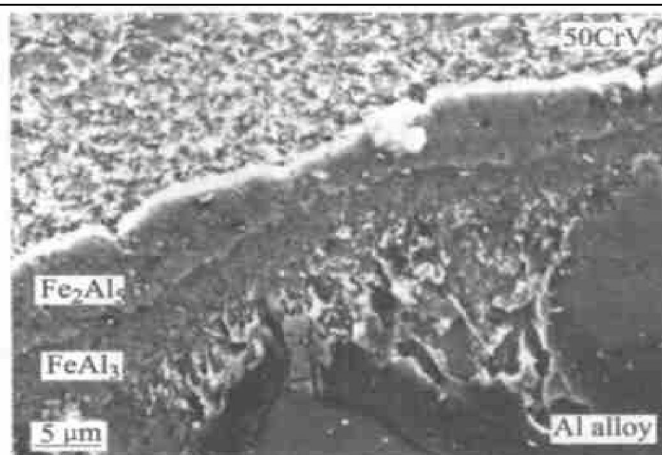


图 4 界面上的 FeAl_3 与 Fe_2Al_5 连续层

Fig. 4 Two separated layers in iron-aluminum interface

3 讨论

钢板与铝基体的有效结合与铸造过程中复合板和铝液的相互作用密切相关。当铜钢复合板插入铝液后, 铜开始向铝熔体中迅速溶解。Cu 在铝熔体中的溶解速度可以用 Nernst-Schukarev 方程式来表示^[12]:

$$\frac{dc}{dt} = \frac{K_1 \cdot S}{V} (c_s - c_t)$$

式中 c 为 t (s) 时间后铝液中 Cu 的浓度; S 为固液接触面积; V 为液态铝的体积; c_s 为 Cu 在液态铝中的溶解度极限; c_t 为经时间 t (s) 后铁在液态铝中的浓度; K_1 为溶解度常数, Cu 在液体(铝熔体)中较大的扩散系数和饱和溶解度会导致较大的 K_1 值。

根据文献[13], 铜在铝中有较大的溶解度和扩散系数, 而本实验中铝熔体的体积较大, 凝固时间也较长, 加上大体积铝液中的对流传质作用, 在 Cu 完全溶入铝液之前, c_t 、 V 、 K_1 可以认为是常数。因此 Cu 在整个浸铝过程中几乎会以不变的速度向铝熔体中快速溶解, 并转移到整个的铝熔体中, 这样留在界面附近的铜元素浓度就相当小。图 1(b) 中所示的 Cu 成份面扫描结果表明原来爆覆在钢上的铜层已全部溶解进入铝熔体中, 它们在凝固时也以 CuAl_2 的形式在铝枝晶间成不连续的网状析出。由于整个铸锭凝固是由外向里的, 因此界面附近的铝熔体最后凝固, 溶解在界面附近铝熔体中的一部分铜就可能会在铝基体与界面连续层之间形成偏聚, 成为图 4 中界面上的亮色物质, 这也与图 1(b) A 所表示的铜偏聚相吻合。当然铜也可能和界面附近的元素反应产生化合物, 如图 1(b) 中 B 所

示,但这种相的量相当少,这从 XRD 谱和界面的组织形貌中也可以看出。

铜的完全溶解使液铝能直接和清洁的钢表面接触反应,使铸件的钢/铝界面呈正弦波形,很大程度上提高了钢与铝基体的接触面积,也提高了界面的结合强度。

图 4 表明界面出现了 Fe_2Al_5 和 FeAl_3 2 层连续中间相,这与先前的研究相符^[2~8]。可以用 Al 原子在中间相和钢基体中的扩散来说明这两层中间相的形成。由于 FeAl_3 的生成热在各种铁铝化合物中最小,最初界面上主要是由扩散反应生成 FeAl_3 ,同时在钢侧界面前沿会有 Fe-Al 固溶层。固溶层中铁铝摩尔比的变化会导致一部分热力学上非稳定的 Fe_2Al_5 晶核生成。此后由于 Fe_2Al_5 晶体学特征的影响,后续通过 FeAl_3 层扩散进入钢基体的 Al 原子在 Fe_2Al_5 的 c 轴方向有较大的扩散能力,这使得 Fe_2Al_5 沿 c 轴成柱状优先长入钢基体中^[3, 5, 7]。图 5 表明了 Fe_2Al_5 的这种定向成长,可以看到 Fe_2Al_5 成柱状长入钢基体中。

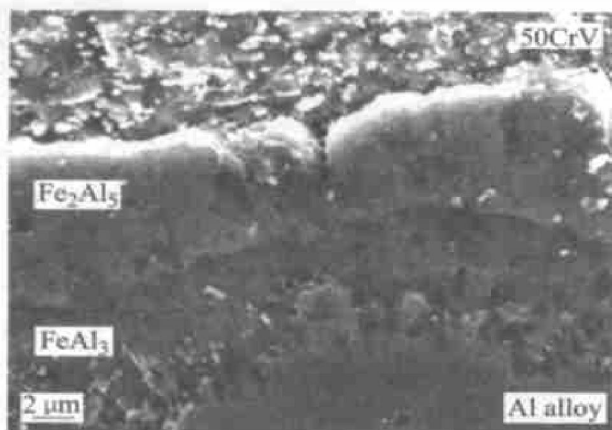


图 5 界面处 Fe_2Al_5 的形貌

Fig. 5 Morphology of Fe_2Al_5 in Al-steel interface

从图 3 中还可以看出,界面上有大量的 FeAl_3 颗粒相。 FeAl_3 颗粒相与界面连续的 FeAl_3 层形貌完全不同,说明 2 种 FeAl_3 相的形成机理不同,同时大量 FeAl 颗粒的形成说明有相当数量的 Fe 原子从钢基体进入了铝熔体。扩散机制显然不能解释这种颗粒相的形成,但从实验条件的对比上可以预期颗粒相的形成与分布可能会与浸铝前钢板的爆炸焊接组织有关。铜/钢爆炸复合板钢侧界面组织在爆炸复合时会产生瞬间大变形,并使界面组织产生大量微观缺陷,这可能会使界面组织中的钢颗粒脱落进入铝熔体并为随后 FeAl_3 颗粒相的形成提供铁原

子来源。这种颗粒相形成的具体机制还有待于进一步的研究。

4 结论

1) 用铜/钢爆炸复合板浸铝铸造的方法能在铝铸件表面有效复合一层钢板,钢/铝保留了爆炸复合所形成的波形界面,其结合强度可以达到 80.5 MPa。

2) 原先爆覆在钢上的铜层全部溶解进入铝基体中,并最终在 CuAl_2 的形式存在于铝基体的铝枝晶间。

3) 浸铝铸造后的铝钢界面有两层连续的中间化合物,靠近钢基体的为 Fe_2Al_5 ,靠近铝基体的为 FeAl_3 。

4) 铝钢界面附近铝一侧中出现了多边形的颗粒状 FeAl_3 相。这种颗粒相的形成可能与浸铝钢板的爆炸焊接组织有关。

REFERENCES

- [1] Dybkov V I. Interaction of 18Cr-10Ni stainless steel with liquid aluminium [J]. J Mat Sci, 1990, 25(8): 3615 - 3633.
- [2] Dybkov V I. Interaction of iron-nickel alloys with liquid aluminium [J]. J Mater Sci, 2000, 35(7): 1729 - 1736.
- [3] Bouche K, Barbier F, Coulet A. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 249(1-2): 167 - 175.
- [4] 夏原,姚枚,李铁藩. 热浸铝镀层的微观组织结构及形成机理[J]. 中国有色金属学报, 1997, 7(4): 154 - 158.
XIA Yuan, YAO Mei, LI Tie-fan. Coating formation process and microstructure during hot dip aluminizing (HDA) on steel [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1997, 7(4): 154 - 158.
- [5] Shahverdi H R, Ghomashchi M R. Kinetics of interfacial reaction between solid iron and molten aluminium [J]. J Mat Sci, 2002, 37(5): 1061 - 1066.
- [6] Kobayashi S, Yakou T. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion treatment [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 338(1-2): 44 - 53.
- [7] Shahverdi H R, Ghomashchi M, Shabestari R, et al. Microstructure analysis of interfacial between molten alu-

- minium and solid iron[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 124(3): 345 - 353.
- [8] ZHANG Peng, DU Yun-hui. Interfacial structure of steel/aluminum bonding plate under non-equilibrium rapid solidification[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2001, 2(1): 25 - 28.
- [9] Ezra A A. 金属爆炸加工的原理与实践[M]. 北京: 国防工业出版社, 1981. 214 - 215.
- Ezra A A. The Theory and Practice of Explosively Metal Processing [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1981. 214 - 215.
- [10] 杨 扬, 李正华, 张新明, 等. 爆炸复合结合界面的力学性能及其测试方法[J]. 中南矿冶学院学报, 1994, 25(5): 617 - 620.
- YANG Yang, LI Zheng-hua, ZHANG Xin-ming, et al. Mechanical properties of explosive cladding interface and testing methods [J]. J Cent South Inst Min Metall, 1994, 25(5): 617 - 620.
- [11] 龚磊青, 金长庚, 刘发信. 铸造铝合金金相图谱[M]. 长沙: 中南工业大学出版社, 1987. 88.
- GONG Lei-qing, JIN Chang-geng, LIU Fa-xin. Metallographics of Casting Aluminum[M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 1987. 88.
- [12] 刘帮津. 钢材的热浸镀铝[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995. 30.
- LIU Bang-jin. The Hot-dip Aluminizing of Steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1995. 30.
- [13] Mondolfo L F. 王祝堂译. 铝合金的组织与性能[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988. 637.
- Mondolfo L F. WANG Zhu-tang transl. Aluminum Alloys: Structure and Properties[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988. 637.

Al-steel interfacial microstructure of casting produced by inserting explosively welded Cu-steel plate into aluminium melt

ZHANG Xin-ming¹, LI Zhifeng¹, CHEN Jian-mei¹, YANG Xuyue², ZHOU Zhuo-ping¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Mechanical Department, University of Electro-Communications, Tokyo 182 - 8585, Japan)

Abstract: SEM was used to observe the microstructure of the Al-steel interface in the ingot which was produced by inserting an explosively welded Cu-steel plate into the aluminium melt. The face-scanning of elements was also applied to investigate the concentration distribution of major elements in the interfacial microstructure, and the different phases were confirmed by the means of powder XRD. It is found that the copper layer explosively welded on the steel plate dissolves in the aluminium melt totally. There are two continuous layers in the interface: the one adjacent to the steel base is Fe_2Al_5 , and another is FeAl_3 . Particles near the interface in the Al base are also found and defined as FeAl_3 and its formation may be related to the explosively welded microstructure of the steel plate inserted in the aluminium melt. The bonding strength is about 80.5 MPa from tensile-shear test.

Key words: explosive welding; intermetallic compound; Al-steel interface; diffusion; casting

(编辑 龙怀中)