

42CrMo 钢/Al-Si 合金固-液复合界面结构及组织性能

郭冰鑫¹ 董 渊² 王 宇¹ 侯富敏¹ 毛红奎¹ 徐 宏¹ 张文达¹ 侯建兵³ 赵强胜⁴

(1.中北大学材料科学与工程学院; 2.山西省机电设计研究院有限公司;
3.山西柴油机工业有限责任公司; 4.山西中兵铸造有限责任公司)

摘 要 为了提高钢/铝复合界面的结合强度,采用表面具有大量凸起结构的钢基体,对钢基体表面进行助镀、助镀+热浸镀不同预处理后,采用砂型铸造钢/铝复合铸件。研究了基体表面不同预处理对钢/铝复合界面组织和力学性能的影响。结果表明,在钢基体未进行热浸镀处理时,钢/铝界面处存在大量的缝隙,界面结合方式为机械结合,结合效果差,界面剪切强度为 9.6 MPa。钢基体经过热浸镀处理后,钢/铝界面发生冶金结合,生成由 Fe₂Al₅、Al₈Fe₂Si 和 Al_{4.5}FeSi 相组成的金属间化合物层;钢基体凸起处和直界面处的金属间化合物层的厚度分别为 35.3、29.4 μm,界面剪切强度为 48.7 MPa。

关键词 钢/铝;表面预处理;金属间化合物;结合强度

中图分类号 TB331;TG292

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.01.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Properties of Solid-liquid Compound Interface of 42CrMo Steel/Al-Si Alloy

Guo Bingxin¹, Dong Yuan², Wang Yu¹, Hou Fumin¹, Mao Hongkui¹, Xu Hong¹,
Zhang Wenda¹, Hou Jianbing³, Zhao Qiangsheng⁴

(1.School of Materials Science and Engineering, North University of China;
2.Shanxi Electromechanical Design and Research Institute Co., Ltd.; 3.Shanxi Diesel
Engine Industry Co., Ltd.; 4.Shanxi Zhongbing Foundry Co., Ltd.)

Abstract: In order to improve the bonding strength of the steel/aluminum composite interface, the steel matrix with a large number of convex structures was utilized, which was prepared by sand casting after different pre-treatments of plating aid, plating aid + hot dip on the surface of steel substrate. The effects of different surface pretreatment on the microstructure and mechanical properties of steel/aluminum composite interface were investigated. The results indicate that there are a lot of crevices at the interface between steel and aluminum without hot-dip treatment. The interface bonding mode is characterized by mechanical bonding with the poor bonding effect, and the interface shear strength is 9.6 MPa. After the hot-dip treatment of steel matrix, metallurgical bonding occurs at the interface between steel and aluminum, forming intermetallic compound layer composed of Fe₂Al₅ phase, Al₈Fe₂Si phase and Al_{4.5}FeSi phase. The thickness of intermetallic compound layer at the convex and the straight interface of steel matrix is 35.3 μm and 29.4 μm, respectively, and the interfacial shear strength reaches 48.7 MPa.

Key Words: Steel/Aluminum, Surface Pretreatment, Intermetallic Compounds, Bonding Strength

铝合金是工业生产中最常用的轻质结构材料^[1],逐渐代替钢、铁等材料被广泛应用在汽车生产中^[2]。然而,单一的铝合金难以满足对高性能、低成本等综合性能的需求^[3]。为了解决这个问题,研究者开发了复合材

料^[4]。如汽车发动机的缸体使用铝合金,发动机的缸套使用耐磨、耐高温材料钢或者铁^[5],不仅能够减轻发动机的质量,还可以应用于高温、高压及高载荷等复杂工况中,延长发动机的使用寿命^[6,7]。但是,由于钢、铁与

收稿日期:2021-07-29;修改稿收到日期:2021-09-25
基金项目:国防科工局稳定支持经费专项-兵器五五所开放创新基金资助项目(JB11-12);安徽省重点研究与开发计划资助项目(202004a05020070);山西省重点研发计划国际科技合作资助项目(201903D421080);山西省自然科学基金青年基金资助项目(201801D221148);山西省高等学校科技创新资助项目(2020L0319)
第一作者简介:郭冰鑫,女,1996 年出生,硕士研究生,太原(030051),E-mail:1072990915@qq.com
通信作者:王宇,男,1987 年出生,副教授,太原(030051),E-mail:wangyu@nuc.edu.cn
引用格式:郭冰鑫,董渊,王宇,等. 42CrMo 钢/Al-Si 合金固-液复合界面结构及组织性能[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(1):93-99.
GUO B X, DONG Y, WANG Y, et al. Microstructure and properties of solid-liquid compound interface of 42CrMo steel/Al-Si alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(1):93-99.

铝合金的熔点、物理化学性能差异较大,在固-液复合铸造过程中界面处会产生大量的缝隙,破坏界面结合效果^[8],使得钢/铝复合材料的应用受到了限制。

钢/铝复合材料界面结合方式主要是冶金结合和机械结合,通常采用对基体进行热浸镀或电镀的方法引入中间层来实现界面冶金结合^[9~11]。BAO Z M 等^[12]对钢基体进行镀 Ni 预处理后,在镀 Ni 钢表面浇注 Al 液,并在 760 ℃下保温。发现钢基体表面镀 Ni 预处理后在界面处能够形成冶金结合。SHIN J 等^[13]研究了钢的种类以及钢基体表面喷砂预处理对钢/铝复合的影响。发现长时间的喷砂导致金属间层过度增长并且在钢一侧形成柯肯德尔孔洞,导致界面结合强度略有降低。AINA O B 等^[14]通过在铜表面热浸镀 Sn,用重力铸造实现了 A356 铝合金与工业纯铜之间的冶金结合,界面抗拉强度为 90.8 MPa。研究表明,虽然引入中间层可以实现钢/铝界面冶金结合,但钢、铝冶金结合形成的金属间化合物为硬脆相,会降低界面结合强度。在界面机械结合方面,GEORGE J^[15]和 ODA T 等^[16]通过改变基体表面形状提高钢、铁与铝合金的界面结合强度,其中表面具有类凸起结构的基体与铝合金复合后界面结合较好。然而由于钢、铁与铝合金的热物理性能差异较大,仅改变基体表面结构获得的复合界面存在大量的缝隙,机械结合较差。

本课题为平衡钢/铝冶金结合和机械结合的作用,采用表面具有大量凸起结构的钢基体,通过对钢基体进行助镀、助镀+热浸镀预处理后进行固-液复合铸造,当熔融的铝合金与钢基体表面接触后,形成机械结合与冶金结合相配合的复合界面,从而提高界面结合强度。研究助镀、助镀+热浸镀基体表面对钢/铝复合界面组织和力学性能的影响,旨在为其应用提供参考。

1 试验材料及过程

1.1 试验材料

采用表面带有凸起结构的钢作为固态基体(见图 1),其化学成分见表 1。钢基体通过离心铸造获得表面

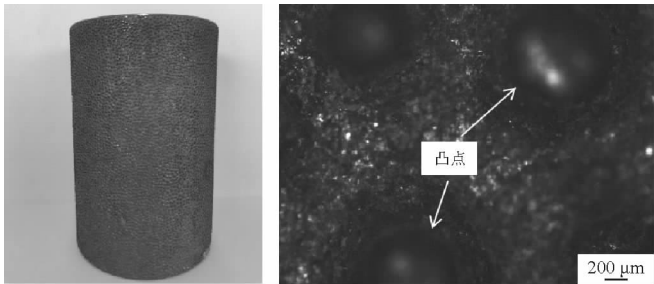


图 1 表面带有凸起结构的钢基体

Fig.1 Steel matrix with convex structure on the surface

凸起结构。凸起结构能增加钢基体的表面粗糙度,增大钢基体与 Al 液的接触面积,从而提升界面的结合效果。以 Al-7Si 合金作为液相,进行固-液复合铸造钢/铝复合材料,Al-7Si 合金的化学成分见表 2。

表 1 钢基体的化学成分

Tab.1 Chemical composition of steel matrix %

ω_B							
C	Si	Mn	Mo	Cr	P	Cu	Fe
0.38~0.42	0.17~0.37	0.5~0.8	0.15~0.25	0.9~1.2	≤ 0.035	≤ 0.03	余量

表 2 Al-7Si 合金的化学成分

Tab.2 Chemical composition of Al-7Si alloy %

ω_B							
Si	Cu	Mg	Mn	Ti	B	Zr	Al
6.0~8.0	1.3~2.0	0.2~0.4	0.15~0.25	0.05~0.15	0.02~0.05	0.05~0.1	余量

1.2 制备工艺

用于助镀和热浸镀钢基体试样尺寸为 30 mm×5 mm×35 mm。为除去钢基体表面的杂质和铁锈,首先用质量分数为 10% 的 NaOH 溶液、5% 的盐酸和酒精对钢基体表面进行清洗。采用砂型铸造钢/铝复合铸件,在其他试验条件相同的情况下,对钢基体进行助镀、助镀+热浸镀不同表面处理如下:①助镀,将表面清理干净,然后将钢基体放入(100±10)℃的助镀剂中保温 60 min,然后取出并迅速放入烘箱中烘干,烘箱的温度设置为 200 ℃,烘干后将钢基体快速放进砂型中,然后浇注 Al-7Si 合金;②助镀+热浸镀,将助镀处理后的钢基体放入 720 ℃的 Al-7Si 合金中热浸 10 min 后,快速取出来放入砂型中,并迅速浇注 Al-7Si 合金。

1.3 显微组织分析

利用线切割机制备出 15 mm×15 mm×15 mm 的试样,然后用砂纸研磨、抛光,制备金相试样。利用 ZEISS Scope.Al 蔡司金相显微镜和 7900F 扫描电镜 (SEM)观察钢/铝界面层的微观组织,测量出反应层的厚度。利用 EDS 对钢/铝界面处的反应层进行面扫描、线扫描、点扫描测试,观察界面反应层中的元素分布情况及化学成分。

1.4 力学性能分析

用 HV-1000A 型维氏硬度计测试硬度,载荷为 0.1 N,加载时间为 10 s。利用线切割制备剪切试样,尺寸为 30 mm×10 mm×5 mm,将试样置于剪切模上(见图 2),用 Instron3382 电子拉伸机进行剪切性能测试,加载速度为 1 mm/min,每一种工艺至少测试 3 个试样,并取平均值。剪切强度计算如下:

$$\tau = F_{\max} / S \tag{1}$$

式中, $F_{\max}$ 为界面处承受载荷的最大值; S 为钢/铝界面处的面积。

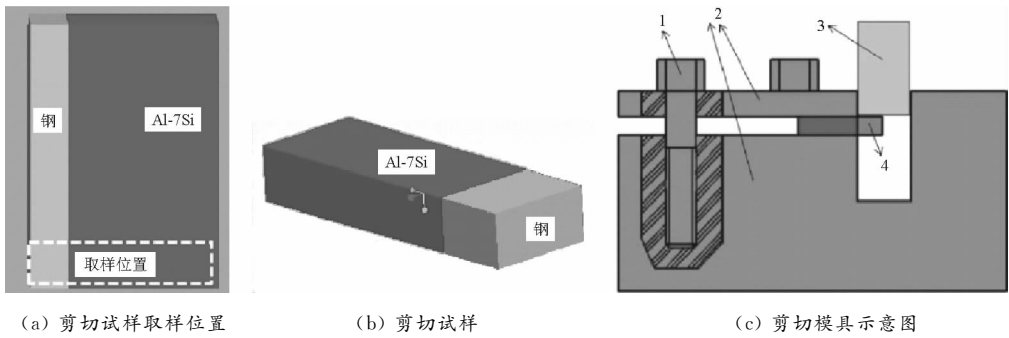


图2 剪切试样及剪切模具示意图

Fig.2 Schematic diagram of shear specimens and shear mould

1.装夹模具 2.紧固螺栓 3.压杆 4.钢

2 试验结果与讨论

2.1 助镀处理后钢/铝界面处的显微组织

钢/铝复合铸锭及界面处的显微组织见图3。从图3a看出,钢/铝界面处存在明显的缝隙,结合效果不好,

只有机械结合。从图3b、图3c看出,凸起处界面的缝隙较小(见图3b),两个起点之间直界面处的缝隙较大(见图3c)。这是由于钢基体表面凸起处先与Al液接触,并且Al液凝固时会发生收缩现象,导致直界面处的缝隙大于凸起界面的缝隙。

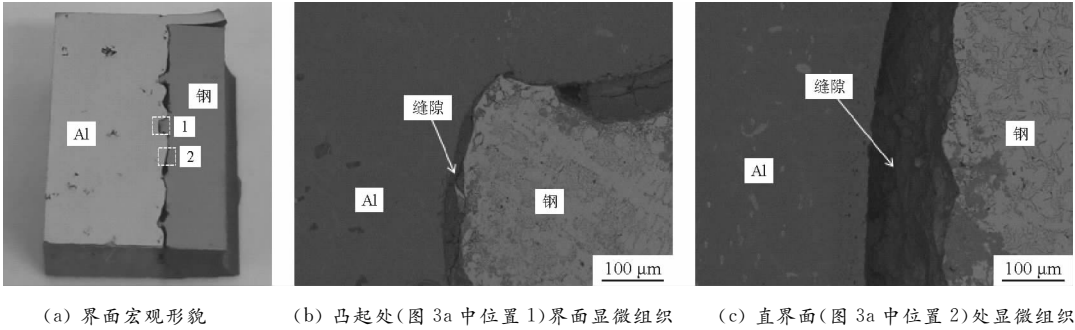


图3 未经热浸镀处理钢/铝界面组织

Fig.3 Structure of steel/aluminum interface without hot-dip treatment

2.2 热浸镀处理后钢/铝界面处的微观组织

钢基体在Al-7Si合金中热浸镀10 min后试样复合界面处的显微组织见图4。可以看到,钢基体经过热浸镀处理后,在界面处生成了连续的金属间化合物层,说明Fe、Al原子之间发生了互扩散,形成了冶金结合。金属间化合物层与钢基体之间的界面比较平整,与铝基

体之间的界面呈锯齿状。从图4b看出,钢基体凸起部位金属间化合物层的厚度约为35.3 μm,直界面部位金属间化合物层的厚度约为29.4 μm(见图4c),这是由于钢基体表面的凸起结构先与Al液接触,凸起处Fe、Al元素之间的扩散更加充分,所以,凸起部位反应层的厚度大于直界面处反应层的厚度。

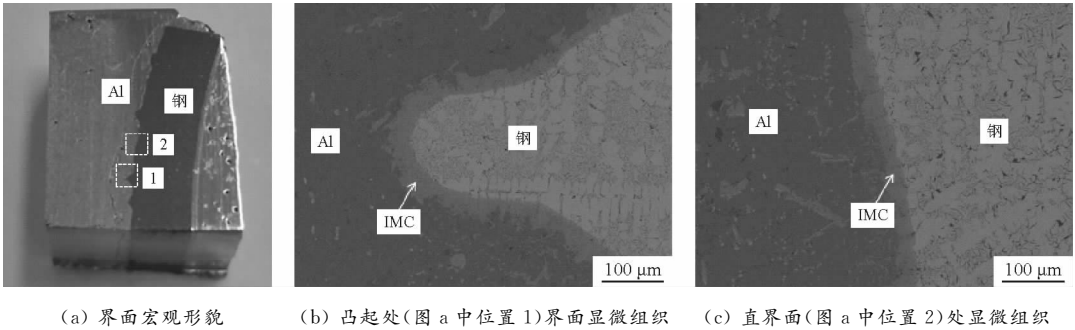


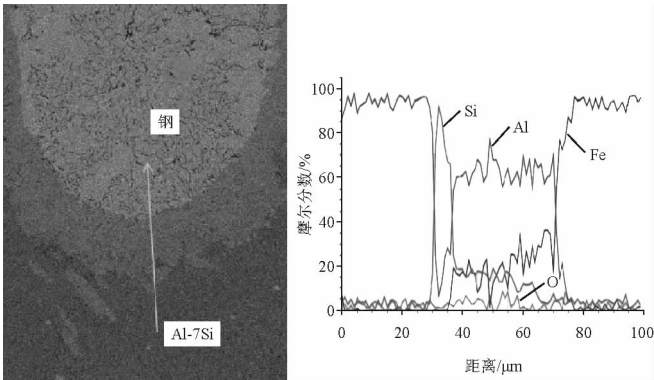
图4 热浸镀处理后钢/铝界面微观组织

Fig.4 Microstructure of steel/aluminum interface after hot-dip coating

采用EDS线扫描分析复合界面凸起处反应层中的元素扩散情况,结果见图5。可以看到,Fe、Al、Si在界

面反应层中有明显的扩散,这表明在界面处产生了冶金结合。从Al基体一侧向钢基体一侧过渡,Al、Si在铝

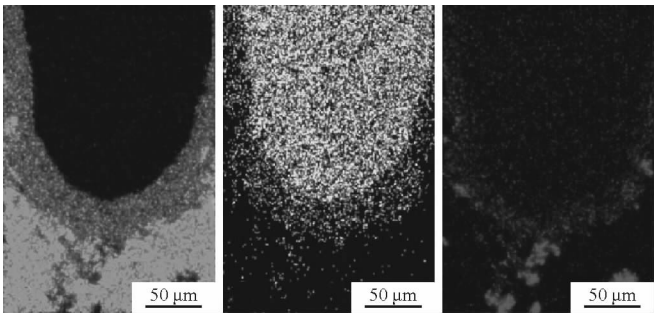
合金基体中均匀分布,在反应层中的含量逐渐减少;Fe 在反应层中的含量逐渐增加,在钢基体中均匀分布,该分布情况符合元素从高浓度向低浓度扩散的基本规律。反应层中 EDS 元素面分布情况见图 6。可以看出,Al、Fe、Si 在界面反应层中有明显的扩散,并且存在浓度梯度。与铝合金基体相连的反应层中的元素主要为 Fe、Al、Si,与钢基体相连的反应层中的元素主要为 Fe、Al,元素面分布情况与线扫描分布情况基本一致。



(a) 线扫描位置 (b) 线扫描元素分布

图 5 钢/铝复合界面凸起处 EDS 线扫描元素分布

Fig.5 Element distribution at the convex of steel/aluminum compound interface by EDS line scanning



(a) Al 元素 (b) Fe 元素 (c) Si 元素

图 6 钢/铝复合界面凸起处 EDS 元素面分布

Fig.6 Element distribution at the convex of steel/aluminum compound interface by EDS map scanning

为了进一步确定复合界面凸起处反应层中的相组成,通过 EDS 点扫描对反应层中不同位置进行元素成分分析。凸起处金属间化合物层中(见图 7) Al、Fe、Si 成分见表 3,可见金属间化合物靠近钢基体处(点 1)的主要元素为 Al、Fe,其摩尔比为 2.43 : 1,根据 Fe-Al 相图判断该处主要为 Fe_2Al_5 相^[17,18]。点 2 处的主要元素为 Al、Fe、Si,根据 Fe-Al-Si 三元相图判断该处主要为 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ 相^[19,20]。靠近 Al 基体侧的金属间化合物(点 3)呈锯齿状,其中主要含有 Al、Fe、Si 元素,根据 Fe-Al-Si 三元相图及文献[21]判断该处为 $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相。可以观察到 Al 基体中存在细长板条状组织(点 4 和点 5),其中主要元素为 Al、Fe、Si,各摩尔比与点 3 处基本一

致,因此点 4 和点 5 处也为 $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相。

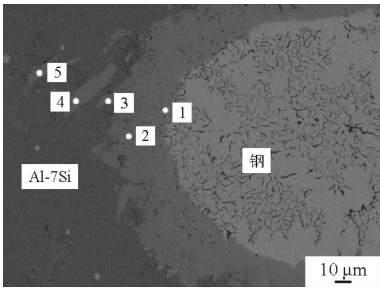


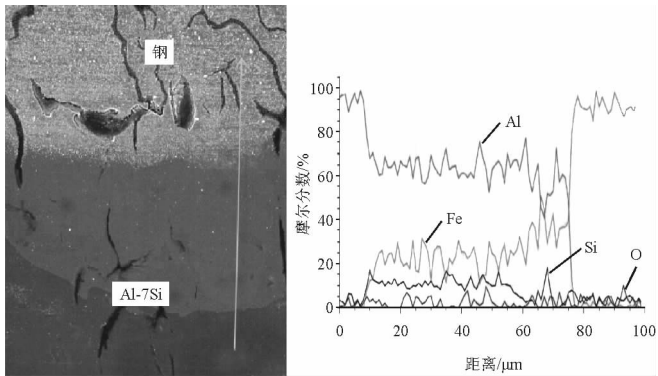
图 7 钢/铝界面凸起处高倍 SEM

Fig.7 The magnified SEM images of the convex on the steel/aluminum interface

表 3 钢/铝界面凸起处 EDS 点成分分析
Tab.3 EDS analysis of different points at the convex of steel/aluminum interface

点	$x_B/\%$			相
	Al	Fe	Si	
1	66.6	27.5	5.9	Fe_2Al_5
2	71.6	18.0	10.4	$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$
3	61.8	19.0	19.2	$\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$
4	63.2	17.7	19.1	$\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$
5	62.2	18.1	19.7	$\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$

采用 EDS 线扫描分析复合铸件直界面处反应层中的元素扩散情况,结果见图 8。可以观察到,从 Al 基体一侧向钢基体一侧过渡,Al、Si 在铝合金基体中均匀分布,在反应层中的含量逐渐减少;Fe 在反应层中的含量逐渐增加,在钢基体中均匀分布,该分布情况符合元素从高浓度向低浓度扩散的规律,与凸起处元素分布情况一致。反应层中 EDS 元素面分布情况见图 9,可以看出,Al、Fe、Si 在界面处反应层中均有明显的扩散,并且存在浓度梯度。Fe、Al 在金属间化合物层中均匀分布, Si 主要分布在靠近 Al 基体一侧,元素面分布情况与线扫描分布情况基本一致。



(a) 线扫描位置 (b) 线扫描元素分布

图 8 钢/铝复合直界面处 EDS 线扫描元素分布

Fig.8 Element distribution at compound straight interface of steel/aluminum by EDS line scanning

图 10 为钢/铝直界面处 SEM。对图 10 反应层中不同位置进行 EDS 点成分分析,结果见表 4。由图 10

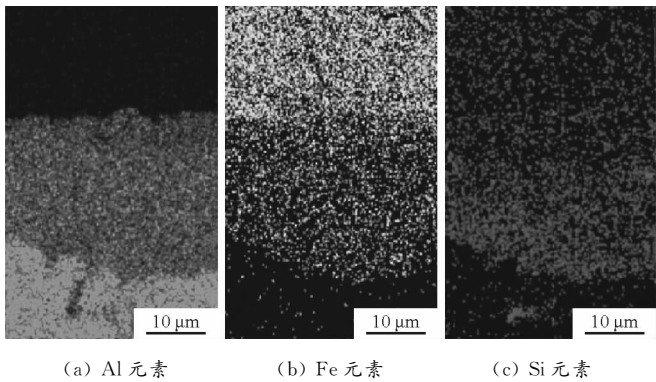


图 9 钢/铝复合直界面处 EDS 元素面分布
Fig.9 Element distribution at compound straight interface of steel/aluminum by EDS map scanning

可以看到,靠近钢基体的反应层为灰白色,靠近 Al 基体的反应层为灰色。根据表 4、Fe-Al 相图以及 Fe-Al-Si 三元相图可知,靠近钢基体的反应层为 Fe_2Al_5 相,靠近 Al 基体的反应层为 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ 相、 $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相。

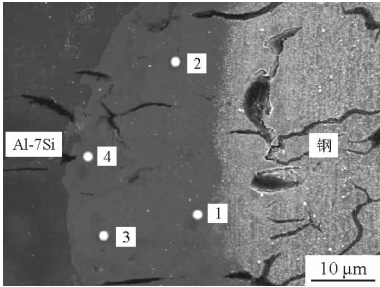
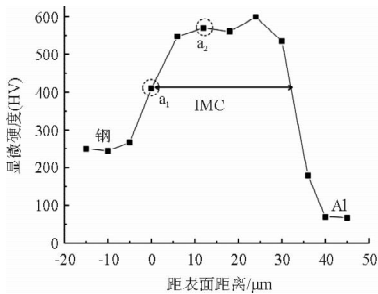


图 10 钢/铝直界面处 SEM 形貌
Fig.10 The magnified SEM images of steel/aluminum straight interface

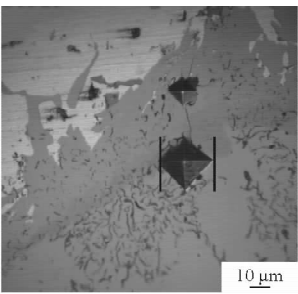
表 4 钢/铝直界面处 EDS 点成分分析

点	$x_B/\%$			相
	Al	Fe	Si	
1	68.8	28.1	3.1	Fe_2Al_5
2	66.3	26.9	7.8	Fe_2Al_5
3	70.3	19.2	10.5	$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$
4	62.2	19.4	18.4	$\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$

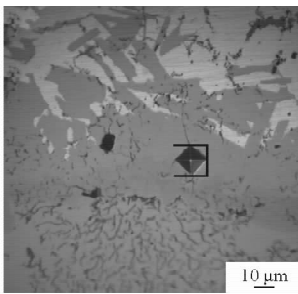
钢基体在 Al-Si 合金中热浸镀 10 min 后试样复合界面处的 XRD 结果见图 11。可以看出,钢基体热浸镀



(a) 钢/铝界面显微硬度分布



(b) 钢/金属间化合物界面处显微硬度压痕



(c) Fe_2Al_5 相显微硬度压痕

图 12 钢/铝界面金属间化合物的显微硬度分布及不同位置压痕形貌

Fig.12 Microhardness distribution of intermetallic compounds at steel/aluminum interface and indentation at different positions

Al-7Si 合金后界面处形成 Fe_2Al_5 相、 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ 相、 $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相金属间化合物,XRD 物相分析和金属间化合物 EDS 成分分析结果一致。结合 EDS 成分分析及 XRD 物相分析可知,钢基体在热浸镀 Al-Si 合金时,Fe、Al、Si 原子在界面处发生互扩散形成金属间化合物相。其中以 Al-Fe 相图中的平衡相 Fe_2Al_5 相为主,该相的形成是由于 Al 在 Fe_2Al_5 相中的扩散速率远高于 Al-Fe 相图中最低共晶相 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$,因此该相被认为是 Fe 与 Al 反应的优先界面形成相。但是 Fe、Al 原子形成的金属间化合物多为硬脆相,会对界面结合效果产生不利影响。

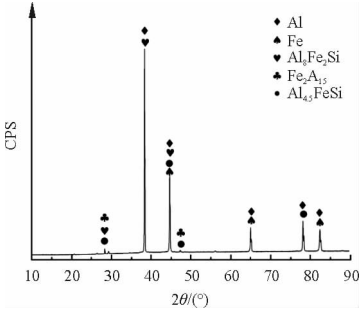


图 11 钢热浸镀 Al-7Si 合金后复合界面 XRD 图
Fig.11 XRD pattern of composite interface after steel hot-dip Al-7Si alloy

2.3 钢/铝界面显微硬度分布

图 12 为界面处显微硬度分布及界面处不同位置显微硬度所对应的压痕。图 12a 从左到右分别为钢基体、金属间化合物、铝基体,从显微硬度分布可以看出,金属间化合物层的显微硬度远大于基体的显微硬度,钢基体的显微硬度 (HV) 在 245~270 之间,金属间化合物层的显微硬度 (HV) 在 535~600 之间,Al 基体的显微硬度 (HV) 约为 70。基体与金属间化合物交界处显微硬度值变化较大,这种突变将会使界面处产生应力集中,而应力集中是导致界面发生断裂的主要原因。金属间化合物硬度压痕尖端有明显的裂纹见图 12c,因为该处为 Fe_2Al_5 相,属于单斜晶体结构的脆性相,滑移系数量较少,容易发生脆性断裂。

2.4 钢/铝界面剪切强度

一般情况下,剪切强度反映了界面结合性能,剪切强度越高,界面结合效果越好,而复合界面的组织形貌影响界面的剪切强度。图13为钢基体表面不同预处理后钢/铝界面应力-应变曲线以及剪切强度。由图13a可知,随着应变的增加,应力逐渐增加,剪切强度也逐渐变大,当应力达到极限值时,界面发生断裂。经过助镀预处理后的钢基体界面处的剪切强度为9.6 MPa。钢基体经助镀+热浸镀处理后钢/铝界面剪切强度为48.7 MPa,剪切强度明显提高,这是因为未经热浸镀处理时,界面处仅存在机械结合,并且出现大量的缝隙,结合效果差。钢基体经过热浸镀处理,会使界面处的原子之间发生扩散,形成良好的冶金结合。从钢基体向铝基体过渡依次生成由 Fe_2Al_5 相、 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ 相和 $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相组成的金属间化合物层,其中以 Fe_2Al_5 相为主。 Fe_2Al_5 相属于单斜晶体结构,滑移系数量较少,容易发生脆性断裂,富Al的 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ 相和 $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相呈弥散分布,可以使界面处的应力集中现象得到有效缓解而提高界面的结合强度。又因为钢基体表面带有大量的凸起结构,因此界面处存在机械结合与冶金结合,剪切强度显著提高^[21]。界面结合强度受界面化合物层厚度的影响较大,由于化合物层的热膨胀系数与钢基体和铝合金的热膨胀系数相差较大,在界面处会形成内应力,容易发生脆性断裂,因此化合物层的厚度过大会降低界面结合强度。热浸镀温度、时间对界面化合物层的厚度有极大的影响作用,热浸镀温度越高、时间越长,界面处的Fe、Al原子扩散的更加充分,界面化合物层的厚度越大,将会降低界面的结合强度,因此合理控制热浸镀温度及时间是获得合适金属间化合物层厚度的关键。

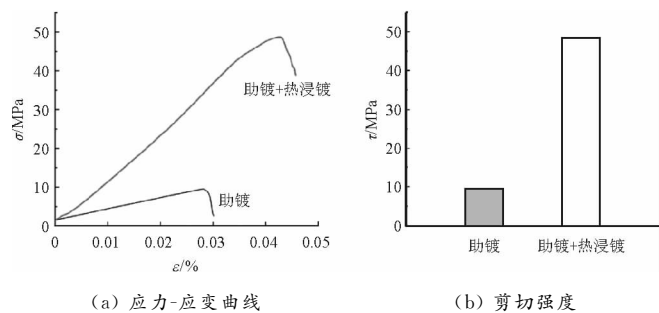


图13 钢/铝界面的剪切强度

Fig.13 Shear strength of steel/aluminum interface

3 结 论

(1)钢基体在助镀预处理后界面处存在大量的缝隙,界面处无冶金结合,仅存在机械结合,结合效果差。

(2)钢基体在助镀+热浸镀预处理后,钢、铝界面处产生冶金结合,生成由 Fe_2Al_5 相、 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ 相和

$\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相组成的金属间化合物层。钢基体凸起处和直界面处金属间化合物层的厚度分别为35.3、29.4 μm 。

(3)钢基体在助镀预处理后界面剪切强度为9.6 MPa,经助镀+热浸镀预处理后界面剪切强度为48.7 MPa,剪切强度大大提高。

(4)金属间化合物层的显微硬度远大于基体的显微硬度,钢基体的显微硬度(HV)在245~270之间,金属间化合物层的显微硬度(HV)在535~600之间,Al基体的显微硬度(HV)约为70。

参 考 文 献

- [1] 李永兵, 李亚庭, 楼铭, 等. 轿车车身轻量化及其对连接技术的挑战[J]. 机械工程学报, 2012, 48(18): 44-54.
- [2] 齐忠原, 巫瑞智, 王国军, 等. 铝合金在船舶和海洋工程中的应用[J]. 轻合金加工技术, 2016, 44(1): 12-18.
- [3] LIU G P, WANG Q D, YE B, et al. Effect of T6 heat treatment on microstructure and mechanical property of 6101/A356 bimetal fabricated by squeeze casting[J]. Materials Science and Engineering, 2017, A696(1): 208-215.
- [4] 陈国诗, 张硕, 张凯, 等. 铝铁双金属复合发动机缸体界面的研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2013, 33(6): 503-505.
- [5] 季策, 黄华贵. 双金属复合管复合机理及制备工艺研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2018, 38(12): 1300-1306.
- [6] 林雪冬, 何弢, 卢建波, 等. 全铝发动机缸套-缸体的成形技术及其导热性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(4): 345-348.
- [7] PAPI S K J M, HALLSTEDT B, LOFFLER J F, et al. Interface formation in aluminium-aluminium compound casting[J]. Acta Materialia, 2008, 56(13): 3036-3043.
- [8] TAYAL R K, KUMAR S, SINGH V, et al. Experimental investigation and optimization of process parameters for impact strength of compound cast bimetallic joints[J]. International Journal of Metalcasting, 2018, 12(3): 498-513.
- [9] 杨金鹏, 吴孟武, 陆文兴, 等. 固液双金属复合铸造工艺及机理研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(9): 964-970.
- [10] 刘平, 刘腾, 王渠东. 固液双金属复合铸造研究进展[J]. 材料导报, 2014, 28(1): 26-30.
- [11] JIANG W M, FAN Z T, LI G Y, et al. Effects of hot-dip galvanizing and aluminizing on interfacial microstructures and mechanical properties of aluminum/iron bimetallic composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688: 742-751.
- [12] BAO Z M, WANG S, HAN R H, et al. Microstructure and mechanical properties of aluminum/steel bimetal using compound casting with electroless nickel plating[J]. Materials Research Express, 2021, 8(1): 016517.
- [13] SHIN J, KIM T, LIM K, et al. Effects of steel type and sand-blasting pretreatment on the solid-liquid compound casting characteristics of zinc-coated steel/aluminum bimetals[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 778: 170-185.
- [14] AINA O B, LARS A, LI Y J. Achieving high-strength metallurgical bonding between A356 aluminum and copper through compound casting [J]. Materials Science and Engineering, 2021, A810: 140979-140985.

激光增材再制造 20G/Inconel625 复合板工艺研究

王进才¹ 霍晓阳¹ 李 雷² 樊贝贝¹ 米国发¹
(1.河南理工大学材料科学与工程学院; 2.上海电机学院材料学院)

摘 要 采用激光增材再制造技术,在垃圾焚烧锅炉水冷壁钢板表面激光熔覆一层 Inconel625 合金覆层,形成 20G/Inconel625 复合材料,研究了激光功率对 Inconel625 合金复合层稀释率、宏观形貌、微观组织和硬度的影响。结果表明,采用双层激光熔覆方式,底层和面层的功率为 5 000 W,扫描速度为 5 000 mm/min,送粉速率为 40.3 g/min,搭接率为 60%时,复合层 Fe 稀释率低于 5%,表面平整、无气孔。复合层结合区的组织主要是胞状枝晶和次生枝晶,层间重熔区主要是柱状晶,柱状晶周围分布着网状二次枝晶,面层一次熔化区主要是等轴晶。

关键词 激光增材再制造;水冷壁;显微组织;稀释率;气孔

中图分类号 TG456.7 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.01.020

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Parameters Analysis of Laser Additive Remanufacturing 20G/Inconel625 Composite Plate

Wang Jincail¹, Huo Xiaoyang¹, Li Lei², Fan Beibei¹, Mi Guofa¹
(1.School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University;
2.Institute of Materials, Shanghai Dianji University)

Abstract: A layer of nickel-based superalloy Inconel625 was cladded on the surface of the water wall steel plate of waste incineration boiler by laser additive remanufacturing to fabricate 20G/Inconel625 composite. The effects of laser power on the dilution rate, macroscopic morphology, microstructure and hardness of Inconel625 alloy composite layer were investigated. The results indicate that with the power of the bottom layer and the surface layer of 5 000 W, the scanning speed of 5 000 mm/min, the powder feeding rate of 40.3 g/min, and the lap rate of 60%, the Fe dilution rate of the composite layer is less than 5%, and the surface is smooth with absence of pores. The structure of bonding zone in the composite layer is characterized by cellular dendrite and secondary dendrites, while that of interlayer remelting zone is columnar grain, which is surrounded by network secondary dendrites, and that of primary melting zone in the surface layer presents equiaxed grain.

Key Words: Laser Additive Remanufacturing, Water Wall, Microstructure, Dilution Rate, Pore

收稿日期:2021-07-26;修改稿收到日期:2021-08-21

基金项目:上海市科委“科技创新行动计划”重大专项基金资助项目(19511105402)

第一作者简介:王进才,男,1996 年出生,硕士研究生,河南焦作(454003),E-mail:1933625054@qq.com

通信作者:李雷,男,1975 年出生,教授,上海(200240),E-mail:lilei1975@163.com

引用格式:王进才,霍晓阳,李雷,等. 激光增材再制造 20G/Inconel625 复合板工艺研究[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(1):99-103.

WANG J C, HUO X Y, LI L, et al. Parameters analysis of laser additive remanufacturing 20G/Inconel625 composite plate[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(1):99-103.

[15] GEORGE J. Waffle cast iron cylinder liner[P].US:US6123052A. 1999-08-15.

[16] ODA T, NOZAWA T, KOYAMA K. Cylinder liner and cylinder block[P]. US: US20060156917A1. 2007-06-23.

[17] SPRINGER H, KOSTKA A, PAYTON E J, et al. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys[J]. Acta Materialia, 2011, 59(4): 1 586-1600.

[18] KATTNER U R, BURTON B P. ASM Handbook Vol. 3: Alloy Phase Diagrams[M]. ASM International: THE Materials Information Company, 1992.

[19] LEMMENS B, SPRINGER H, DE GRAEVE I, et al. Effect of silicon on the microstructure and growth kinetics of intermetallic phases formed during hot-dip aluminizing of ferritic steel[J]. Surface & Coatings Technology, 2017, 319: 104-109.

[20] LEMMENS B, SPRINGER H, DE GRAEVE I, et al. Effect of silicon on the microstructure and growth kinetics of intermetallic phases formed during hot-dip aluminizing of ferritic steel[J]. Surface & Coatings Technology, 2017, 319: 104-109.

[21] DANGI B, BROWN T W, KULKAMI K N. Effect of silicon, manganese and nickel present in iron on the intermetallic growth at iron-aluminum alloy interface[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 769: 777-787.

(编辑:刘卫)