

热浸镀 Zn、Al-Zn 合金对钢/铝复合界面组织与性能的影响研究

夏建强¹, 王 宇², 樊宗义², 徐 宏²

(1. 安徽恒利增材制造科技有限公司, 安徽 芜湖 241200; 2. 中北大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030051)

摘 要: 将钢基体在熔融的纯锌、铝锌合金中热浸镀不同时间后浇注铝合金, 获得钢/铝复合铸件。研究热浸镀时间、热浸镀合金种类对钢/铝复合铸件中钢/铝界面显微组织和力学性能的影响。结果表明, 钢热浸镀纯锌、铝锌合金后, 钢/铝界面处均形成了靠近钢基体的 Fe_2Al_3 连续相层和靠近铝基体的 FeAl_3 弥散颗粒相层。随着热浸镀时间的延长, 金属间化合物层厚度不断增大。钢热浸镀纯锌后, 界面剪切强度最大为 64.6 MPa; 钢热浸镀铝锌合金后, 界面剪切强度最大为 83.2 MPa。

关键词: 钢 / 铝; 固-液复合铸造; 热浸镀; 金属间化合物; 力学性能

中图分类号: TB331; TG178

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2022)05-0362-07

Effect of Hot-Dip Zn and Al-Zn Alloys on Microstructure and Properties of Steel/Aluminum Composite Interface

XIA Jianqiang¹, WANG Yu², FAN Zongyi², XU Hong²

(1. Anhui Hengli Additive Manufacturing Technology Co., Ltd., Wuhu 241200, China; 2. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China)

Abstract: The steel matrix was hot dipped in molten pure zinc and Al-Zn alloy for different times, and then aluminum alloy was poured to obtain the steel/aluminum composite casting. The effects of hot dip time and hot dip alloy on the microstructure and mechanical properties of steel/aluminum interface in steel/aluminum composite castings were studied. The results show that Fe_2Al_3 continuous phase layer and FeAl_3 dispersed particle phase layer are formed at the interface between steel and aluminum after hot dip plating of pure zinc and Al-Zn alloy. The thickness of intermetallic compound layer increases with the extension of hot dip time. The maximum interfacial shear strength of steel is 64.6 MPa after hot dip zinc plating. The maximum interfacial shear strength is 83.2 MPa after hot dip Al-Zn alloy.

Key words: steel/aluminum; solid-liquid composite casting; hot-dip galvanizing; intermetallic compounds; mechanical property

当前, 汽车中使用的铝合金以铸造铝合金为主, 其用量约占铝合金总使用量的 80%^[1], 主要用于汽车发动机缸体、缸盖、发动机托架、发动机罩、车轮、汽车保险杠等。但是铝合金的低强度、低耐磨性、低硬度限制了其在车体结构中的广泛应用^[2]。铸铁、钢等金属材料拥有高强度、高耐磨性等特点, 为了既能降低汽车自重, 又能保障汽车车体的结构强度, 铁/铝、钢/铝复合材料被广泛应用于汽车制造中^[3]。目前, 铁/铝、

钢/铝复合材料主要应用在汽车变速箱、活塞、刹车盘、发动机缸体等部位。固-固复合法难以用于连接接触面较复杂的材料^[4], 如铝合金缸体与铸铁缸套之间柱型结合面、铝合金活塞体与铸铁活塞环的柱型结合面等。固-液复合法的制备工艺简单, 在材料选择方面要求较低, 是制备复合材料的常用方法。

为减轻发动机质量, 满足柴油发动机轻量化、高燃爆的需求, 通常采用铝合金作为柴油发动机的机体材料, 采用合金钢作为气缸套来制备柴油发动机。目前针对钢 / 铝复合铸造技术, 国内外已开展了大量相关研究。传统的发动机缸体与缸套通过沟槽、粗糙表面等方法进行复合铸造, 该方式难以获得冶金结合界面。Pan 等^[5]通过车床先对低碳钢表面进行洁净化处理后, 采用超声重力铸造技术制备了铝/低碳钢双金属复合材料。张跃、吴振卿等^[6]通过控制体积比、芯材预热温度、铝合金液的浇注温度和感应加热的频率等工艺参数, 设计了型内感应加热钢/铝双金

收稿日期: 2022-01-10

基金项目: 山西省高等学校科技创新项目(2020L0319); 山西省基础研究计划面上项目(202103021224179); 山西省重点研发计划国际科技合作项目(201903D421080)

作者简介: 夏建强(1970—), 硕士, 高工, 主要从事增材制造技术方面的工作。电话: 05537977900,

Email: jianqiangxia@126.com

通讯作者: 王 宇(1987—), 博士, 副教授, 研究方向: 金属叠层材料。电话: 15035198712, Email: wangyu@nuc.edu.cn

属复合成型工艺。然而,相关研究中的铸造钢/铝复合界面仍存在金属间化合物层厚度难以控制、界面结合强度低等问题。陈达、陈翌庆等^[7]研究了先电镀钢基体、后浇注工艺,采用电镀 Ni-Cu 复合镀层实现了 ZL109 铝合金和不锈钢的冶金结合。但该工艺由于镀层与熔体铝间熔点差异较大,在砂芯结构多,铝液在型内流动复杂的柴油发动机基体复合铸造中难以得到实际应用。因此,本研究提出将钢/铝复合界面的成型在砂箱外完成的想法,先对钢基体进行热浸镀预处理,改善钢、铝之间的润湿性,获得预制体后,将预制体置于砂型内浇注熔融的铝合金进行复合铸造,获得钢/铝复合铸件。

本研究采用 Al-Si-Cu-Mg 铸造铝合金和 38CrMoAl 合金钢作为基体材料进行复合。通过对钢基体进行热浸镀纯锌、铝锌合金预处理工艺来研究其对钢/铝界面显微组织、生长动力学和力学性能的影响。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

采用 Al-Si-Cu-Mg 铝合金、38CrMoAl 合金钢为钢/铝复合铸件的基体材料,采用纯锌、Al-25%Zn 铝锌合金为热浸镀材料,Al-Si-Cu-Mg 铝合金和钢基体的化学成分分别如表 1 和表 2 所示。

表 1 Al-Si-Cu-Mg 化学成分 w/%

Tab.1 Chemical compositions of Al-Si-Cu-Mg

硅	铜	镁	锰	钛	硼	铝
6.00~8.00	1.30~2.00	0.20~0.40	0.15~0.25	0.05~0.15	0.02~0.05	余量

表 2 38CrMoAl 合金化学成分 w/%

Tab.2 Chemical compositions of 38CrMoAl

碳	硅	锰	铬	钼	铝	铁
0.35~0.42	0.20~0.45	0.30~0.60	1.35~1.65	0.15~0.25	0.70~1.10	余量

1.2 复合试样制备过程

本实验采用砂型铸造制备复合试样。首先用砂纸打磨钢基体表面,去除钢基体表面的氧化膜,然后用质量分数 10% 的 NaOH 水溶液清洗去除表面的油污,用质量分数 10% 的盐酸水溶液清洗去除钢基体表面的铁锈,然后在 80 ℃ 的助镀剂中浸泡 10 min 后烘干。

对钢基体进行热浸镀处理的具体操作如下:

①热浸镀纯锌,使用石墨坩埚对纯锌进行熔炼,当熔体温度为 450 ℃ 时,将表面处理干净的钢基体在熔融纯锌中分别热浸镀 5、10、15、20 min。②热浸镀铝锌合金,将表面处理干净的钢基体在 720 ℃ 熔融的铝锌合金中分别热浸镀 5、10、15、20 min。

将 Al-Si-Cu-Mg 铝合金放入石墨坩埚中,使用电阻炉进行熔炼,当熔融铝合金加热至 720 ℃ 时,

用六氯乙烷对熔体进行除气,充分搅拌后撇渣,将熔融铝合金保温至 720 ℃。钢基体热浸镀处理后,快速取出放入砂型中并迅速浇注 Al-Si-Cu-Mg 铝合金。

1.3 显微组织分析

利用线切割从浇注完的铸锭上取样,然后进行打磨、抛光,制备金相试样。利用金相显微镜观察不同热浸镀处理后钢/铝界面反应层的显微组织变化。根据显微组织照片,测得反应层的面积 A 和长度 L ,从而获得反应层的平均厚度 $d=A/L$ 。利用 JSM-7900F 热场发射扫描电子显微镜对钢/铝界面进行点、线、面扫描分析,研究界面处各点元素含量及元素分布情况。

1.4 力学性能分析

采用 HV-1000A 型维氏硬度计对复合试样界面处、基体部位进行显微硬度测试。利用线切割制备剪切试样,通过 Instron3382 电子拉伸机进行剪切性能测试,压头的加载速度为 1 mm/min,剪切强度取 3 个试样测试结果的平均值,如图 1 所示。

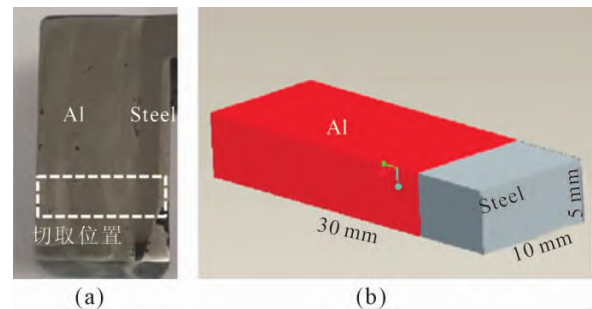


图 1 剪切试样切取位置和尺寸图

Fig.1 Diagram of cutting position and size of shear sample

2 结果与讨论

2.1 热浸镀纯锌对钢/铝界面微观组织及力学性能的影响

2.1.1 钢热浸镀纯锌界面组织和形貌分析

钢基体在纯锌熔体中热浸镀 10 min 后取出,在室温下冷却后其界面 SEM 组织如图 2 所示。可以看出钢基体在纯锌熔体中热浸镀 10 min 后界面处形成厚度约 150 μm 的扩散层。通过 EDS 对界面上各点进行成分分析,结果见表 3,结合 Fe-Zn 相图^[8]可以得出扩散层由 $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$ 、 FeZn_{10} 和 FeZn_{13} 相组成。

2.1.2 热浸镀纯锌钢/铝界面组织和形貌分析

钢基体在 450 ℃ 纯锌中热浸镀不同时间后,在 20 s 内浇注 720 ℃ 的铝合金形成的钢/铝复合试样的界面显微组织如图 3 所示。从图中看出,热浸镀不同时间后钢/铝界面显微组织差异较大。如图 3(a) 所示,当热浸镀时间为 5 min 时,界面处扩散层分为连续相层和颗粒相层,连续相层的厚度约为 3~5 μm ,

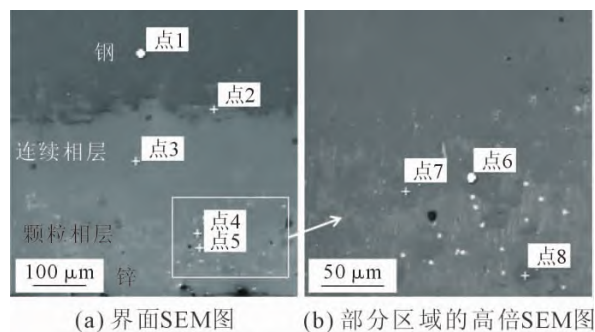


图2 钢热浸镀锌后的界面组织

Fig.2 Interface SEM image of hot-dip galvanized of steel SEM image of the enlarged box part of

表3 钢浸镀锌后界面成分分析

Tab.3 Composition analysis of points on the interface of steel after pure zinc dipping

位置	化学成分/at.%			组成相
	锌	铁	铝	
1	0.4	78.1	21.5	Fe
2	73.0	14.4	12.6	Fe ₂ Zn ₁₀
3	90.7	7.4	1.9	FeZn ₁₀
4	90.6	7.9	1.5	FeZn ₁₀
5	100.0	0	0	Zn
6	93.0	7.0	0	FeZn ₁₃
7	93.3	6.7	0	FeZn ₁₃
8	98.0	2.0	0	Zn

颗粒相层的厚度约为 130 μm; 随着热浸镀时间的延长, 钢/铝界面显微组织越来越复杂, 如图 3(b) 所示, 当热浸镀时间为 10 min 时, 界面处连续相层的厚度基本不变, 颗粒状相层的厚度增加到 160 μm; 当热浸镀时间为 15 min 时, 颗粒相层的厚度约为 220 μm; 当热浸镀时间为 20 min 时, 界面处颗粒状

相层长大并且团聚在一起, 厚度为 289 μm。可以看出, 随着热浸镀时间的延长, 反应层的厚度逐渐增大, 这是因为随着热浸镀时间延长, 铝、铁元素之间的扩散更加充分。

图 4 为钢在纯锌中热浸镀 15 min 后获得的钢/铝界面 SEM 图。对界面上不同位置进行 EDS 点扫描成分分析, 结果见表 4。结合 Fe-Al-Zn 三元相图可知, 钢/铝界面由靠近钢基体的 Fe₂Al₃ 连续相层和靠近铝合金基体侧 FeAl₃ 颗粒相层组成。钢基体热浸镀锌后, 浇注 Al-Si-Cu-Mg 铝合金, 铁、铝、锌原子之间发生互扩散, 由于 Fe₂Al₃ 相和 FeAl₃ 相的活化能较低, 它们是铁-铝反应最常见的金属间化合物。铁、铝原子在 Fe₂Al₃ 相中的扩散速率较快, 因此 Fe₂Al₃ 相优先生成。

表4 图4中钢基体热浸纯锌 15 min 界面各点的成分

Tab.4 Chemical composition of the interface points of steel hot-dip galvanizing for 15 min in Fig. 4

位置	化学成分 /at.%					组成相
	锌	铁	铝	硅	铬	
1	8.4	19.8	63.6	3.8	4.40	Fe ₂ Al ₃
2	2.7	16.1	68.6	4.8	2.20	Fe ₂ Al ₃
3	4.7	15.7	70.3	5.7	3.60	FeAl ₃
4	4.5	16.0	71.2	6.2	2.10	FeAl ₃
5	3.6	14.9	73.3	6.8	1.40	FeAl ₃
6	1.03	0.2	83.8	14.9	0.07	铝合金

2.1.3 铝合金/热浸纯锌钢界面反应层生长动力学分析

当热浸镀温度一定时, 在不考虑其他因素的影响下, 按照经典的金属间化合物生长动力学模型^[9],

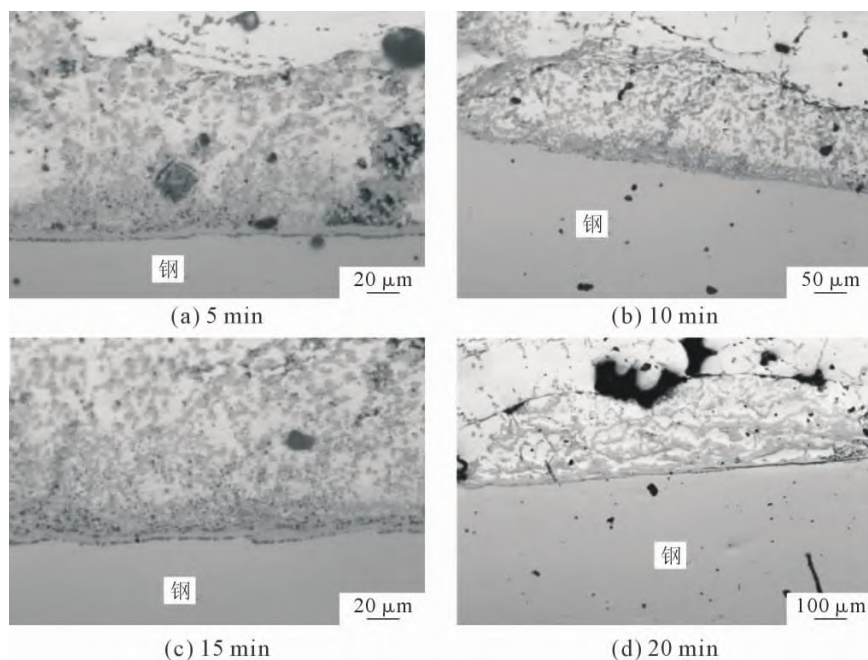
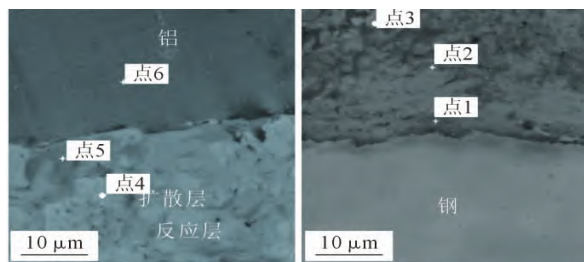


图3 热浸镀锌不同时间后的钢/铝界面显微组织图

Fig.3 Microstructures of steel/aluminum interface after hot-dip galvanized for different times



(a) 反应层与铝合金界面图 (b) 反应层与钢界面图

图4 热浸镀锌15 min后的钢/铝界面 SEM图

Fig.4 SEM images of steel/aluminum interface after hot-dip galvanized for 15 min

反应层的生长厚度与反应时间的关系可由下式表示:

$$\Delta x = kx^n \quad (1)$$

式中, Δx 为金属间化合物层厚度; t 为反应时间; k 为反应速率; n 为反应动力学指数。

将公式(1)两边同时取自然对数,得到公式(2)。根据反应层厚度的对数 $\ln(\Delta x)$ 与反应时间的对数 $\ln(t)$ 的线性关系即可反映出该反应层的动力学指数 n (斜率),同时该直线的截距即为反应速率的对数 $\ln k$ 。

$$\ln \Delta x = n \ln t + \ln k \quad (2)$$

将不同热浸镀时间下金属间化合物层的厚度和相应的反应时间代入式(2)中进行拟合,得到反应层厚度与热浸镀时间的关系,如图5所示。由此得出曲线的斜率 $n = 0.56038$, 截距 $\ln k = -12.20804$, 将数据代入公式(2)中,得到拟合方程:

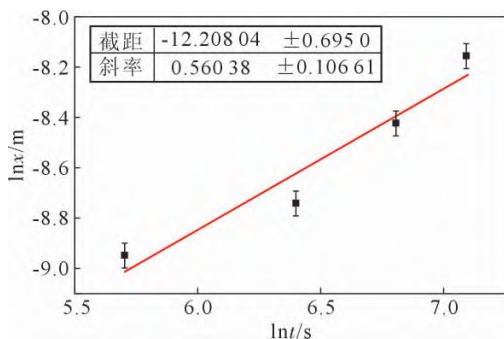


图5 热浸镀锌反应层厚度对数 $\ln(\Delta x)$ 与热浸镀时间对数 $\ln(t)$ 关系

Fig.5 The relationship between the logarithm of the thickness of the intermetallic compound layer $\ln(\Delta x)$ and the logarithm of the hot-dip time $\ln(t)$ after hot-dip galvanized

$$\ln \Delta x = 0.56038 \ln t - 12.20804 \quad (3)$$

对式(3)进行整理,即可得到铝合金/热浸镀锌钢界面反应层厚度 Δx 随热浸镀时间 t 的生长动力学方程:

$$\Delta x = 4.99017 \times 10^{-6} t^{0.56038} \quad (4)$$

式中,动力学指数 $n = 0.56$, 反应速率 $k = 4.99017 \times 10^{-6}$ 。 n 值介于 $0.5 \sim 1.0$ 之间,生长动力学符合“混合

生长动力学模型”,其中体扩散占主导地位,Fe、Al、Zn 元素以置换方式克服初生金属间化合物相的点阵阻力进行扩散。

2.1.4 铝合金/热浸镀锌钢界面硬度分析

为了研究热浸镀锌后钢/铝复合界面力学性能变化,对不同热浸镀时间下钢/铝界面显微硬度进行测试,结果如图6所示。图中从左向右分别是铝合金、扩散层、钢基体的显微硬度值。由图6可知,钢基体的显微硬度约为 250 HV,铝基体的显微硬度约为 70 HV;扩散层的显微硬度为 425~640 HV,高于钢基体与铝基体的硬度,并且连续相的显微硬度高于弥散相的显微硬度。从图6中看出,随着热浸镀时间的延长,界面反应层宽度增大,这是因为随时间增加,Fe、Al、Zn 原子之间的扩散更加充分。

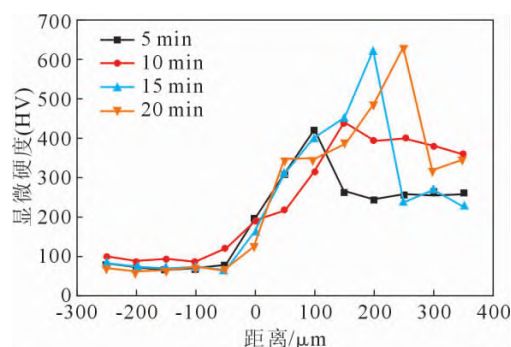


图6 热浸镀锌不同时间后铝/钢界面显微硬度

Fig.6 Microhardness of aluminum/steel interface after hot-dip galvanized for different time

2.1.5 铝合金/热浸镀锌钢界面剪切强度

图7为热浸镀锌不同时间下钢/铝界面的剪切强度。可以看出,随着热浸镀时间的延长,钢/铝界面的剪切强度逐渐提高,并在热浸镀时间为 10 min 时达到最高值 64.6 MPa。此后,随热浸镀时间继续延长,界面剪切强度下降,在热浸镀时间为 20 min 时剪切强度最低为 48.9 MPa。在热浸镀 5 min 时已经形成了完整的冶金结合界面,且生成了大量弥散的颗粒状 FeAl_3 相,提高了界面结合强度。热浸镀时间达到 15 min 时,弥散相开始团聚,扩散层厚度达

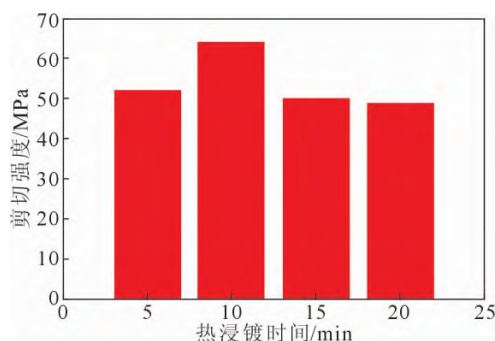


图7 热浸镀锌不同时间下钢/铝界面剪切强度

Fig.7 Shear strength of steel/aluminum interface after hot-dip galvanized for different time

到 220 μm , 界面的结合强度降低。

2.2 热浸镀铝锌合金对钢/铝界面微观组织及力学性能的影响

2.2.1 热浸镀铝锌合金后钢/铝界面显微组织

钢基体在铝锌合金中分别热浸镀 3、5、10、15、20 min 后取出, 在 20 s 内浇注铝合金, 冷却后钢/铝界面处微观组织如图 8 所示。可以看出, 钢在铝锌合金中热浸镀不同时间后钢/铝界面处均产生了反应层。当热浸铝锌合金 3 min 时, 界面反应层以连续相层为主, 厚度为 16~23 μm 。当热浸铝锌合金 5 min 时, 钢/铝界面处形成了与钢基体相连的连续相层和与铝基体相连的颗粒状相层, 连续相层的厚度为 15~23 μm , 颗粒状相层的厚度为 6~12 μm 。当热浸铝锌合金 10 min 时, 连续相层的厚度为 17~26 μm , 颗粒状相层的厚度为 6~12 μm , 同时在铝锌合金基体中出现颗粒状相; 这是由于连续相层阻碍了铁、铝原子的扩散, 导致反应层靠近钢基体一侧铁原子含量多, 靠近铝锌合金一侧铝、锌原子含量过多。热浸铝锌合金 15 min 时, 铝锌合金基体中存在大量的颗粒相; 热浸铝锌合金 20 min 时, 铝锌合金基体中大量的颗粒相团聚在一起, 扩散层总厚度为 216.93 μm 。随着热浸镀时间的增加, 反应层的厚度逐渐增大, 这是因为保温时间越长, 铁、铝原子之间的扩散越充分, 因此界面处反应层的厚度也越厚。随着热浸镀时间的增加, 连续相层的厚度在热浸镀 5 min 后变化不大, 颗粒状相层的厚度逐渐增长并不断团聚在一起。

钢基体在铝锌合金中热浸镀 15 min 后浇注, 钢

/铝界面处反应层 SEM 和 EDS 线扫描、点扫描元素分布如图 9 所示, 图 9(c) 中各点成分分析见表 5。通过分析可知, 钢基体热浸镀铝锌合金后, 界面处形成了靠近钢基体的 Fe_2Al_5 连续相层和靠近铝锌合金基体的 FeAl_3 弥散相层。

表 5 图 9 中钢/铝界面各点的化学成分
Tab.5 Chemical composition of the points of steel/aluminum interface Fig. 9

位置	化学成分 /at%				组成相
	铝	铁	铬	锌	
1	68.69	22.23	5.17	3.92	Fe_2Al_5
2	72.50	21.36	1.48	4.66	FeAl_3
3	76.33	0.78	0.30	22.59	铝锌合金

热浸镀时界面反应层中相的形成过程为: 首先, 在钢基体与熔融铝锌合金的界面附近, 铁、铝、锌原子之间发生互扩散, 在界面处通过 $2\text{Fe}+5[\text{Al}]\text{Zn}\rightarrow\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 的反应形成 Fe_2Al_5 连续相层并逐渐生长^[10]。随着热浸镀时间的延长以及 Fe_2Al_5 相层厚度的增加, 反应层中靠近钢基体侧的铁原子含量增多, 靠近铝锌合金基体侧的铝、锌原子含量增多, 从而形成了 FeAl_3 颗粒状相^[11], 并且部分铁原子发生长程扩散进入铝锌合金中形成 FeAl_3 相并团聚长大。锌原子均匀分布在反应层中。反应层中相的形成和生长主要是通过铝原子和铁原子的互扩散控制的^[12], 随着热浸时间的增加, 扩散层的厚度随之增加。

2.2.2 铝合金/热浸铝锌合金钢界面反应层生长动力学分析

由 2.1.3 所述方法得到钢热浸镀铝锌合金界面反应层厚度与热浸镀时间的拟合曲线, 如图 10 所示。

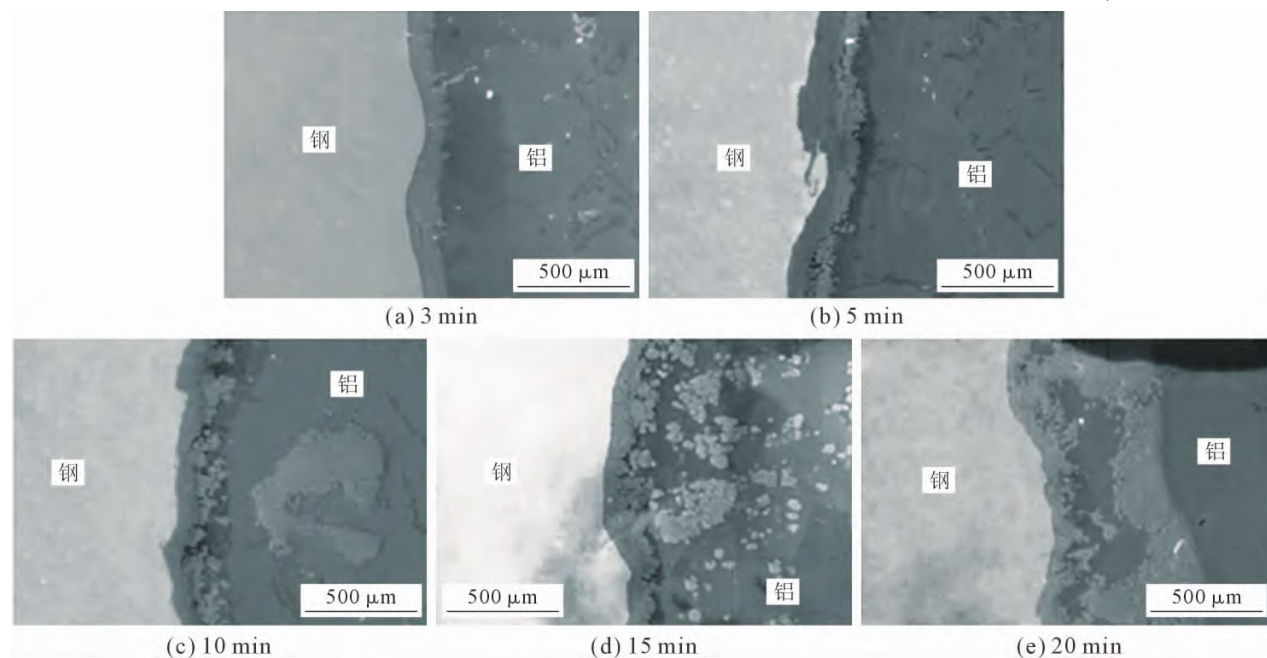


图 8 热浸镀 Al-Zn 合金不同时间的界面微观组织

Fig.8 Microstructure of steel/aluminum interface after hot-dip Al-Zn alloy for different times

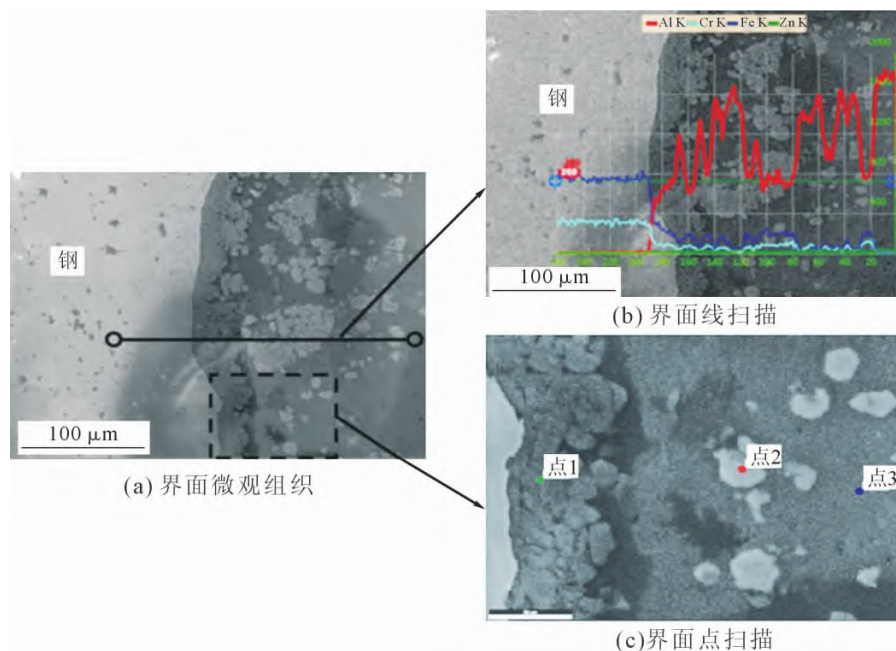


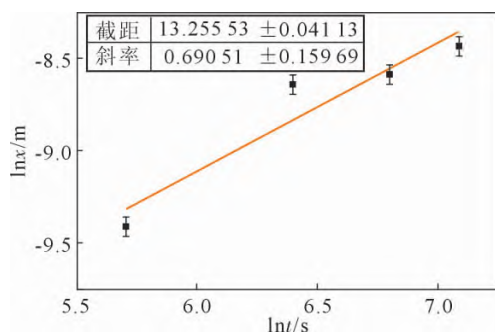
图9 钢/铝界面放大后的 SEM 和 EDS 扫描分析

Fig.9 Magnified SEM images and EDS scanning analysis of steel/aluminum interface

图中曲线的斜率为该温度下化合物层生长动力学指数 n , 截距为反应速率 k 的对数, 得到拟合方程:

$$\ln \Delta x = 0.69051 \ln t - 13.25553 \quad (5)$$

式中, 动力学指数 $n=0.6905$, 反应速率 $k=1.75064 \times 10^{-6}$ 。

图10 热浸镀铝锌合金反应层厚度对数 $\ln(\Delta x)$ 与热浸镀时间对数 $\ln(t)$ 关系Fig.10 The relationship between the logarithm of the thickness of the intermetallic compound layer $\ln(\Delta x)$ and the logarithm of the hot-dip time $\ln(t)$ after hot-dip Al-Zn alloy

由图10及式(5)可知, 拟合得到的指数 n 介于 0.5~1.0 之间, 生长动力学符合“混合生长动力学模型”, 扩散层的生长由晶内扩散和界面反应控制, 其中体扩散占据主导地位, Fe、Al、Zn 元素以置换的方式克服初生金属间化合物相的点阵阻力进行扩散。

2.2.3 铝合金/热浸铝锌合金钢界面显微硬度

钢基体在熔融铝锌合金中热浸镀不同时间后, 界面反应层的厚度随着热浸镀时间的增加明显加大, 界面处形成了靠近钢基体的 Fe_2Al_5 连续相层和靠近铝基体的 FeAl_3 弥散相层。此外, Fe 原子发生长程扩散至 Al 基体内, 说明 Zn 元素明显增强了 Fe、

Al 原子的扩散能力^[13]。图11为热浸镀不同时间后钢/铝界面处的显微硬度, 反应层的硬度明显高于钢基体和铝基体的硬度, 连续相层的显微硬度为 520~540 HV, 弥散层的显微硬度为 280~485 HV。 Fe_2Al_5 是硬脆相, 由于 Zn 的加入, 降低了 Fe_2Al_5 的硬度, 缓解了 Fe_2Al_5 与 FeAl_3 相之间的硬度差, 减少了脆性断裂, 结合性能良好。Zn 与 Al 有较大的固溶度, 从而抑制 Fe_2Al_5 金属间化合物的生长, 提高铝合金与钢互溶能力及改善润湿性, 缓和钢与铝合金由于膨胀系数的差异而造成的应力集中。

2.2.4 热浸镀铝锌合金后钢/铝界面剪切强度

图12为热浸镀铝锌合金不同时间下钢/铝界面的剪切强度。随着热浸时间的增加, 钢/铝界面的剪切强度逐渐提高, 热浸镀铝锌 15 min 时剪切强度达到最大值。剪切强度最高为 83.2 MPa, 最低为 68.9 MPa。

3 结论

(1)对 38CrMoAl 合金钢分别进行热浸镀纯锌、铝锌合金预处理并浇注 Al-Si-Cu-Mg 铝合金熔体, 可以获得复合铸造的钢/铝复合铸件。

(2)在钢/铝复合铸件的界面处均形成了靠近钢基体的 Fe_2Al_5 连续相层和靠近铝合金基体侧 FeAl_3 弥散相层。其中, Fe_2Al_5 连续相层随着时间的变化厚度基本保持不变, FeAl_3 弥散层的厚度随着热浸时间的延长而增大。热浸镀纯锌产生的弥散相层均匀分布, 热浸镀铝锌合金界面的弥散相层逐渐团聚。

(3)当热浸镀纯锌时, 钢/铝复合铸件的钢/铝界面上扩散层厚度与热浸镀时间的生长动力学满足方

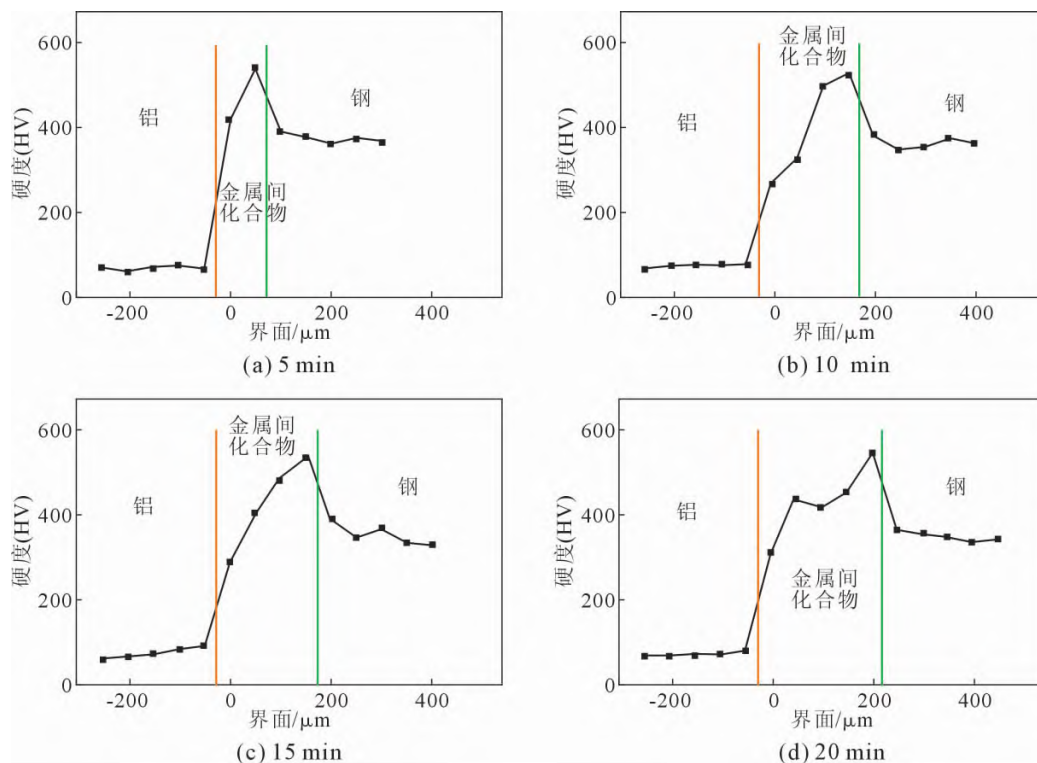


图 11 热浸镀铝锌合金不同时间后钢/铝界面显微硬度

Fig.11 Microhardness of steel/aluminum interface after hot-dip Al-Zn alloy for different time

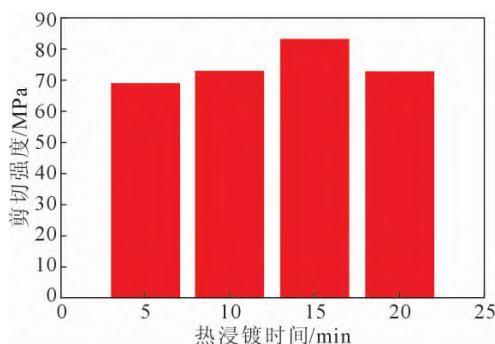


图 12 热浸镀铝锌合金不同时间下钢/铝界面剪切强度

Fig.12 Shear strength of steel/aluminum interface after hot-dip Al-Zn alloy for different time

程 $\Delta x = 4.99017 \times 10^{-6} t^{0.56038}$, 金属间化合物层按“混合动力学生长机制”生长, 生长速率 $k = 4.99 \times 10^{-6}$; 当热浸镀铝锌合金时, 界面扩散层厚度与热浸镀时间的生长动力学满足方程 $\Delta x = 1.75064 \times 10^{-6} t^{0.6905}$, 反应速率 $k = 1.75 \times 10^{-6}$ 。

(4) 钢热浸镀纯锌后, 钢/铝复合铸件的界面剪切强度最大为 64.6 MPa; 钢热浸镀铝锌合金后, 界面剪切强度最大为 83.2 MPa。

参考文献:

- [1] 郭兆松, 刘静, 谢剑. Si 含量对汽车发动机铸造铝合金性能的影响[J]. 铸造技术, 2017, 38(12): 2829-2831.
- [2] 官鑫, 薛林涛. Mg 和 Cu 对铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金组织与性能的影响[J]. 铸造技术, 2018, 39(3): 543-545.
- [3] JIANG W M, LI G Y, WU Y, et al. Effect of heat treatment on

bonding strength of aluminum/steel bimetal produced by a compound casting [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 258: 239-250.

- [4] 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.
- [5] PAN J, YOSHIDA M, SASAKI G, et al. Ultrasonic insert casting of aluminum alloy[J]. Scripta Materialia, 2000, 43(2): 155-159.
- [6] 张跃, 杨秀伦, 古朝阳, 等. 型内感应加热铝-钢双金属复合界面的研究[J]. 热加工工艺, 2007, 9: 61-63.
- [7] 陈达, 陈翌庆, 徐光晨, 等. ZL109/Q235 液-固复合工艺及其界面组织性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2013(7): 665-668.
- [8] ZOU T P, YU G Y, CHEN S H, et al. Effect of Si content on interfacial reaction and properties between solid steel and liquid aluminum[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(9): 2570-2584.
- [9] TANAKA Y, KAJIHARA M. Kinetics of isothermal reactive diffusion between solid Fe and liquid Al[J]. Journal of Materials Science, 2010, 45(20): 5676-5684.
- [10] 苗鹏, 李元东, 王慧, 等. A356 浇覆温度对铝/钢复合板界面组织及力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(4): 728-738.
- [11] GUO Z, LIU M, BIAN X, et al. An Al-7Si alloy/cast iron bimetallic composite with super-high shear strength[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8(3): 3126-3136.
- [12] RAGHAVAN V. Al-Fe-Zn (Aluminum-Iron-Zinc)[J]. Journal of Phase Equilibria, 2013, 34(1): 32-34.
- [13] BHUPINDER D, BROWN T W, KULKARNI 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.