

钢/铝管磁脉冲辅助半固态钎焊界面行为

杨正, 胡建华, 王跃申, 杨凌志
(武汉理工大学, 武汉, 430070)

摘要:结合电磁成形技术和半固态钎焊技术,提出了一种钢/铝管磁脉冲辅助半固态钎焊工艺,利用电磁脉冲产生的洛伦兹力使铝外管高速碰撞半固态钎料,通过半固态钎料中固相颗粒对母材表面径向压缩和轴向剪切作用去除母材表面氧化膜,实现钢铝异种管材的无钎剂钎焊。在不同工艺参数下进行了钢/铝管磁脉冲半固态钎焊试验,研究了钎焊接头界面元素的扩散行为和金属间化合物的生长机理。结果表明,焊缝组织主要为 α -Al 以及富锌相,铝侧界面处的 Al_2O_3 氧化膜破碎与去除情况良好,钢侧界面处有薄层 FeAl_3 金属间化合物形成,各部位均获得较好的冶金结合。

创新点: (1)结合磁脉冲成形和钎焊的组合优势,探索一种钢铝异种金属无钎剂钎焊的新工艺。
(2)采用的低温钎焊可以有效抑制钎焊接头金属间化合物的产生。
(3)利用半固态钎料的固相颗粒去除金属表面氧化膜。

关键词: 电磁成形; 钢/铝管; 半固态钎焊; 界面行为

中图分类号: TG 454 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20201217002

0 序言

铝合金因其特有的质量轻、塑性好、耐腐蚀性强等优点,被普遍应用于各种加工制造和船舶、航空、航天等领域。而钢是一种最常用的金属材料,在制造行业中的霸主地位不可动摇。随着越来越多的铝合金结构件在制造业中的广泛应用,钢与铝的异种材料连接成了人们目前所关心的焦点问题。由于钢/铝两种材料之间的热物理性能差异巨大,铝在钢中的溶解度非常低,且钢/铝焊接过程中极易产生金属间化合物 (intermetallic compounds, IMCs),都会降低钢/铝接头的综合力学性能^[1-3]。近几年来,很多焊接研究学者专注于焊接材料、焊接工艺和界面层方面的研究,并取得较为明显的进步,推动了钢/铝异种金属焊接^[4]在许多行业领域上的应用。邱哲睿等人^[5]提出钢/铝异种焊接是实现汽车与船舶轻量化的有效措施,具有很高的研究意义与价值,但是目前常用的爆炸焊、搅拌摩擦焊等焊接方式得到的焊接接头中 IMCs 含量高,导致接头性能不佳。Matteis 等人^[6]提出采用过渡接头的方式焊接铝合

金和钢板从而提高焊缝组织的质量与接头性能,减少 IMCs 的生成,为钢/铝异种焊接提供了新思路,但是接头强度还有待提高。钢/铝组合构件除用于汽车轻量化中,在制冷行业也应用广泛,制冷行业中铝管和钢制供液管等不能直接焊接,而使用法兰连接会导致密封性较差,因此寻求一种有效连接铝管和钢管的过渡接头尤为重要^[7]。

将半固态钎焊技术和电磁脉冲成形技术相结合,提出一种钢/铝管磁脉冲辅助半固态钎焊工艺,该工艺的焊接时间短 (数百微妙到几毫秒),焊接过程中温度低 (钎料半固态温度),可以有效控制钎焊扩散过程,减少界面上产生金属间化合物的种类以及厚度。文中主要研究工艺参数对钢/铝钎焊界面行为的影响,分析焊接界面处元素的扩散行为及金属间化合物的生长机理。

1 试验方法

采用外径 $\phi 14$ mm、壁厚 2 mm 的 Q235 镀锌钢管作为试验内管,外径 $\phi 17$ mm、壁厚为 1 mm 的 1060 铝合金挤压管作为试验外管。为使铝合金管在电磁力的作用下易于塑性成形且避免变形过程中的表面龟裂,需对铝管进行软化退火,退火工艺为

350 °C 保温 2 h 后随炉冷却。焊前需要钢管表面电镀锌处理。钎料为带状 Zn-15Al，尺寸规格为 42 mm × 5 mm × 0.4 mm，化学成分如表 1 所示。由 Zn-Al 合金相图可知该钎料固相线为 380 °C，液相线为 450 °C^[8]。

表 1 Zn-15Al 钎料的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of Zn-15Al solder

Al	Cu	Fe	Si	Mg	Pb	Zn
14.95	0.521	0.012	0.031	0.01	0.002	余量

钢/铝管磁脉冲辅助半固态钎焊工艺大致分为以下步骤：①清理试验管待焊表面；②截取适当长度的钎料带，将内管、外管、钎料带按图 1 所示进行安装；③通过电磁成形机的线圈对内外管件所形成的重叠区域进行电磁脉冲预成形，获得机械套接；④加热内外管件的套接区域至不同的半固态温度 (390 °C 固相体积分数为 80%，410 °C 固相体积分数为 60%，425 °C 固相体积分数为 40%^[7])；⑤采用适当的工艺参数 (放电电压 7 kV，充电电容 550 μF) 进行电磁脉冲成形，使半固态钎料中的固体颗粒对母材表面进行径向和轴向剪切，从而去除铝合金母材表面致密的氧化膜，且能提高钎料在母材表面的润湿性，利于元素之间的相互扩散。

利用线切割机在钎焊接头处沿着轴向切取一定长度和宽度的圆弧状试样，镶嵌后打磨、抛光，硝酸酒精腐蚀后制得金相试样。采用 JSM-7500F 型扫描电镜 (scanning electron microscopy, SEM) 研究其界面处组织形态、界面结合情况以及焊缝处组织分布情况。采用 JXA-8320 型电子探针显微分析仪和 INCA X-Act 型能谱仪进一步分析组织成分以及扩散层的厚度，探究界面间金属化合物形成机理，分析其界面行为。在 NSTRON1341 型电液伺服材料试验机上进行拉伸试验。

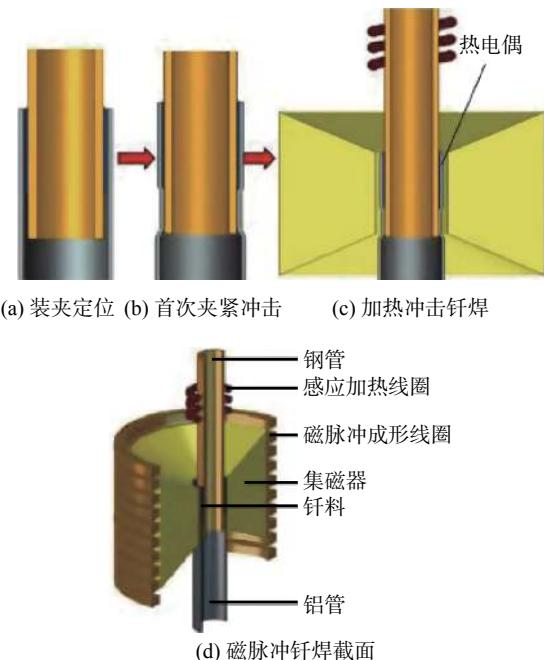


图 1 钢/铝管件的电磁脉冲搭接钎焊原理

Fig. 1 schematic diagram of EMP lap brazing for steel and aluminum pipe fittings. (a) fixing and positioning; (b) first clamping shock; (c) heating shock brazing; (d) magnetic pulse brazing cross-section view

2 试验结果及分析

2.1 整体界面分析

在放电电压 7 kV、充电电容 550 μF 的电磁脉冲工艺参数下，分别进行了不同温度下的钎焊试验 (390, 410, 425 °C)，其扫描电子显微形貌如图 2 所示，其中最左侧处颜色较深是铝母材，最右侧处是钢母材。焊接温度为 390 °C 时，焊缝的晶粒细小，铝合金母材与焊缝界面区域有明显的扩散层，如图 2a 所示。而钢侧母材与焊缝界面部分区域可见扩散层，但部分位置存在未结合缝隙 (孔洞)。焊接温度 410 °C 时，焊缝区的晶粒明显长大，铝侧与钢侧均

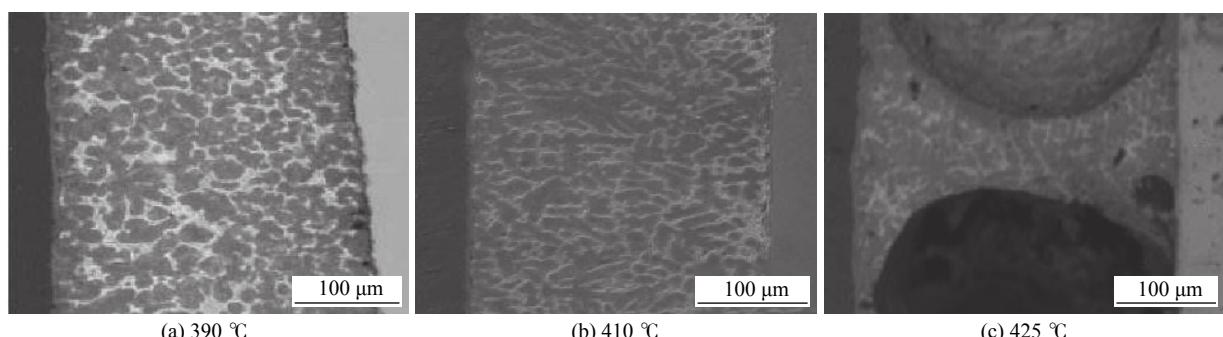


图 2 不同焊接温度下焊缝 SEM 形貌

Fig. 2 SEM microstructure at solder joint under different soldering temperature. (a) 390 °C; (b) 410 °C; (c) 425 °C

有明显的扩散层, 整个焊缝焊接情况较好, 如图 2b 所示。当温度继续升高到 425 °C 时, 由于此时钎料的固相率为 40%, 60% 的液相使钎料具有非常好的流动性^[7], 在电磁力和铝合金外管的强烈挤压作用下, 大部分钎料被挤出焊缝区, 造成焊缝缺少钎料, 如图 2c 所示。此时晶粒严重长大呈树枝状, 并垂直于铝母材向钢侧生长。

2.2 铝侧界面分析

图 3 为不同焊接温度下获得的铝侧界面组织

形貌。在 390, 410, 425 °C 的情况下, Al 侧均有明显扩散层, 实现了冶金结合。 α -Al 晶粒在温度升高的过程中, 也逐渐长大, 由 390 °C 时的近球状晶(图 3a)长大到 425 °C 时的粗大树枝晶(图 3c), 主要原因是 425 °C 时提供了较大的过冷度, 促进了 α -Al 晶粒的生长。界面处扩散层也随温度的增加而不断变厚, 390 °C 时扩散层厚度为 2 μm , 410 °C 时扩散层厚度增加到 3 μm , 当温度达到 425 °C 扩散层的厚度增加到 6 μm 。

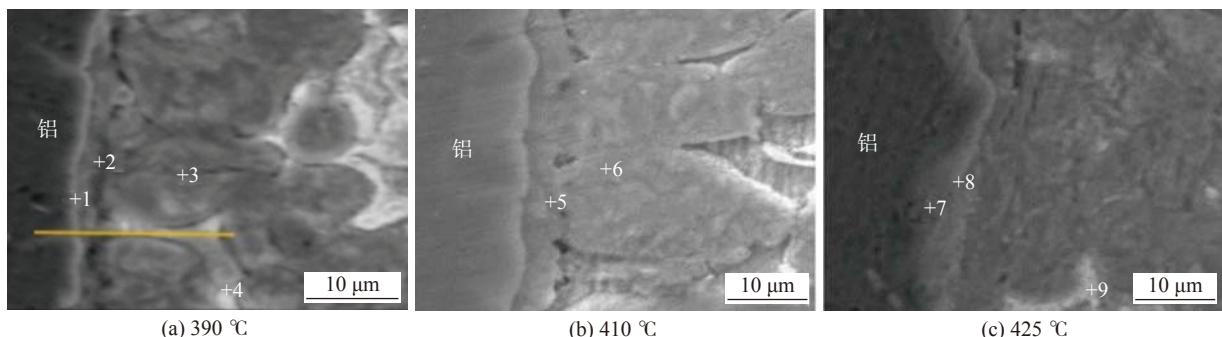


图 3 不同焊接温度下铝侧的 SEM 组织形貌

Fig. 3 SEM microstructure at Al side at different soldering temperatures. (a) 390 °C; (b) 410 °C; (c) 425 °C

分析 Al 侧母材与焊缝界面处成分, 线扫描的结果如图 4 所示, 从 Al 母材到焊缝内部, Al 元素浓度在焊缝界面处并没有陡降, 而是随着距离的增加逐渐降低, 形成明显的浓度梯度, 说明铝侧母材与钎料已形成一定厚度的扩散层, 实现了冶金结合。

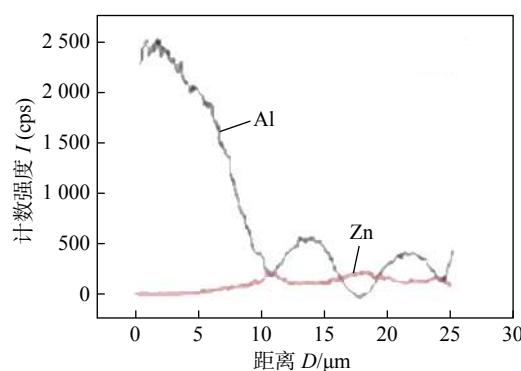


图 4 390 °C 铝侧线扫描

Fig. 4 Line scan position of Al side at 390 °C

为了进一步确定扩散层的组成, 对试样不同位置(图 3)进行能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)点扫描, 各点成分如表 2 所示。根据相关的文献研究成果, 结合各点的成分可推测出, 铝母材与焊缝界面层组织主要为 α -Al, 焊缝中的灰色球状颗粒为溶解了一定 Zn 原子的 α -Al, 球状颗粒周

围白色相为富锌相^[9-10], 富锌相分布于 α -Al 晶粒之间。对 3 种不同温度扩散层处各点扫描分析发现, 不同温度下的扩散层中氧元素很少, 与 Al 元素均不成比例, 可以确定没有大片的 Al_2O_3 氧化膜存在, 而残存的氧元素主要是破碎后 Al_2O_3 残留或焊后空气氧化导致。说明放电电压 7 kV, 加热温度为 390, 410, 425 °C 时均可以有效地去除铝母材表面的氧化膜。在电磁力的作用下, 半固态的固相颗粒对氧化膜表面的挤压促使氧化膜破碎, 液相潜入破碎氧化膜, 在流动中对母材表面进行轴向剪切, 有效去除了氧化膜。同时, 钎料具有良好的流动性, 能够在固相颗粒去除母材表面氧化膜后液相润湿新鲜 Al 母材, 促进扩散实现冶金结合。

2.3 钢侧界面分析

选取钢侧界面中存在明显扩散层划线位置进行 EDS 线扫描, 如图 5 所示。分析研究 Al, Fe, Zn 3 种元素在垂直界面层方向上的浓度分布, 发现该位置存在 Fe, Al 原子的浓度梯度变化(图 6), 钎料与母材钢发生反应生成了一定厚度且连续分布的 Fe-Al 系 IMCs 层^[11-12], IMCs 层厚度约为 3 μm 。上端 A 位置的 IMCs 层的厚度较薄仅为 1 μm 。钢侧界面不均匀, 部分位置扩散明显, 而有些位置 IMCs 层较薄, 甚至存在明显的间隙(孔洞), 主要是由于

表 2 不同温度下铝侧特征点能谱分析成分与相组成

Table 2 Compositions and phase compositions of marked points on aluminum side at different soldering temperatures

温度 $T/^\circ\text{C}$	位置	元素含量(原子分数, %)			相组成
		Al	Zn	O	
390	1	79.33	16.68	3.99	α -Al
	2	73.81	22.53	3.66	α -Al
	3	60.35	36.13	3.53	富锌相
	4	70.56	26.66	2.78	α -Al
410	5	52.07	43.76	3.89	α -Al
	6	55.12	39.18	5.7	α -Al
425	7	51.09	45.82	3.09	α -Al
	8	55.58	42.34	2.09	α -Al
	9	10.81	84.87	4.71	富锌相

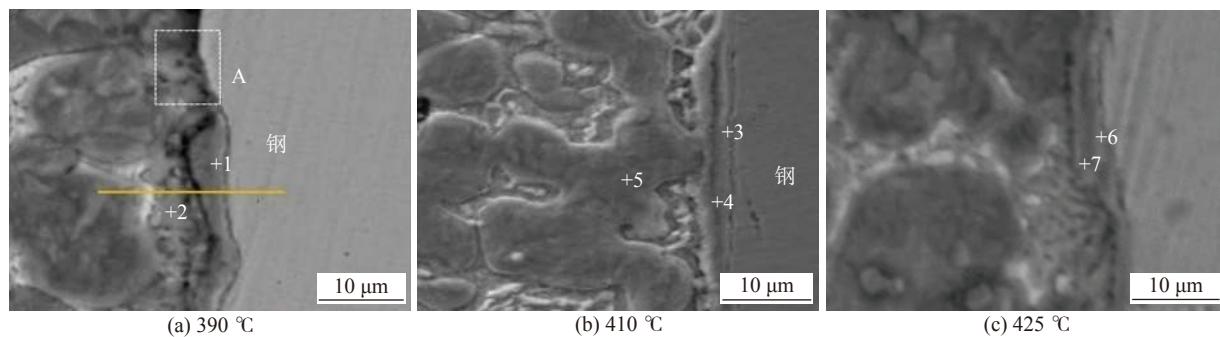


图 5 不同焊接温度下钢侧的 SEM 组织形貌

Fig. 5 SEM microstructure at Fe side at different soldering temperatures. (a) 390 °C; (b) 410 °C; (c) 425 °C

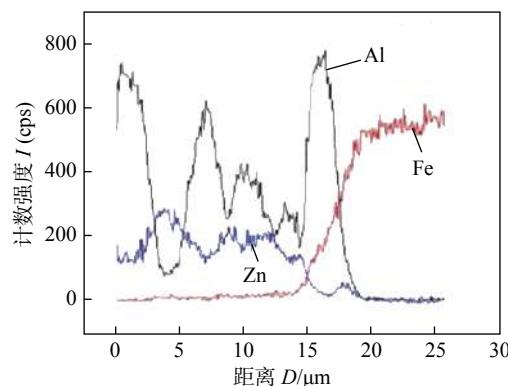


图 6 390 °C 钢侧线扫描

Fig. 6 Line scan position of steel side at 390 °C

390 °C 时温度较低, Fe-Al 之间的原子运动并不剧烈, 不利于原子间的相互扩散。

从表 3 可知, 点 1、点 3、点 4、点 6、点 7 处 Fe 和 Al 原子比基本为 1:3, 由于 Fe_2Al_5 一般依附于表层向焊缝中生长且呈针状, 而 FeAl_3 不呈现明显的针状组织且比较致密, 因此结合金相形貌与点的位置

可以确认该处组织为 FeAl_3 。

钢侧镀锌层经过各种温度焊接后均消失, 由于 390, 410 °C 的焊接温度, 并未达到锌的熔点 (419 °C), 不足以使镀锌层熔化或蒸发。镀锌层消失主要是镀锌层的 Zn 元素与焊缝中的 Zn-15Al 钎料之间存在明显的浓度梯度, 在加热的过程中, 镀锌层中的 Zn 原子会大量向焊缝中发生扩散。O 元素主要来源于 ZnO 。镀锌层在空气中加热会发生氧化成 ZnO , 且在扩散层内 Zn 与 O 元素的比例接近 1:1(点 1), 说明 Zn 氧化会变成 ZnO , 而 Fe, Al 也相互结合生成金属间化合物。

根据钢/铝结合界面的金属间化合物生成情况, 对加热温度为 410 °C、放电电压为 7 kV、镀层厚度为 5 μm 时得到的钎焊接头进行拉伸试验, 并用直接冲击得到的机械咬合接头进行对比, 结果表明磁脉冲半固态钎焊接头试样的抗剪强度为 119 MPa, 与铝合金母材的强度 (120 MPa) 相当, 机械咬合接头的抗拉强度为 34 MPa。

表 3 不同温度钢侧特征点能谱分析成分与相组成

Table 3 Composition and phase composition of marked points on steel side at different soldering temperatures

温度 $T/^\circ\text{C}$	位置	元素含量(原子分数, %)				相组成
		Al	Zn	Fe	O	
390	1	68.97	5.08	21.7	4.25	FeAl ₃
	2	61.18	23.52	1.47	13.21	α -Al
410	3	58.5	15.87	22.1	3.53	FeAl ₃
	4	55.69	14.01	21.5	6.99	FeAl ₃
425	5	65.72	27.15	0.99	6.14	α -Al
	6	63.69	10.01	19.5	5.89	FeAl ₃
	7	61.28	14.36	16.23	7.01	FeAl ₃

2.4 界面 Fe/Al 扩散行为以及 IMC 生长机理

Fe-Al 金属间化合物的种类大致分为 FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₅, FeAl₃ 等. 根据图 7 中 Fe-Al 金属间化合物的吉布斯自由能 (ΔG) 变化^[13], 可以看出, 形成 FeAl 相所需要的吉布斯自由能最大, 当温度在 300~1 500 K 时, $\Delta G_{\text{FeAl}} > 0$. 所以在试验条件下未发现 FeAl 金属间化合物, 但其它 Al-Fe 金属间化合物则可能存在. FeAl₂ 是一种不稳定的亚稳相, 这种相在文中铝/钢焊接试验过程中也未发现. Fe₃Al 则是在温度介于 900 K 左右时 (温度范围很小接近于 0) 才可能在界面处形成 Fe₃Al. 由于试验温度大致为 390~425 °C, 所以只需要分析 Fe₂Al₅ 以及 FeAl₃ 这两种金属间化合物的形成. 从图 7 可知, 生成 Fe₂Al₅ 的自由能比 FeAl₃ 的小很多, 由于吉布斯自由能值的绝对值越大, 说明反应的自发性越强, 一般而言 Fe₂Al₅ 在吉布斯自由能上可以看出比 FeAl₃ 更容易生成.

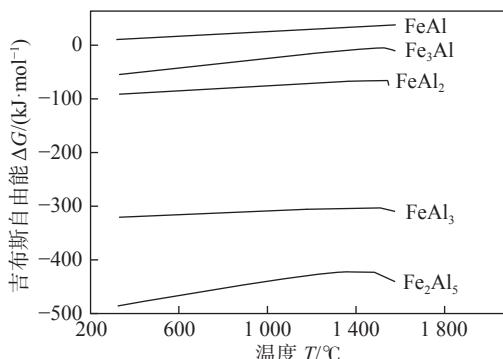


图 7 Fe-Al 金属间化合物的吉布斯自由能变化

Fig. 7 Gibbs free energy change of Fe-Al intermetallic compounds

陈云等人^[14]的试验研究发现, Fe/Al 的低熔共

晶点为 655 °C, Al 的熔点为 660 °C, 试验温度在 600 °C 以下时, Fe/Al 焊接所产生的金属间化合物为 FeAl₃; 试验温度在 700 °C 以上时, 所得到的金属间化合物为 Fe₂Al₅. 这说明试验温度在 600 °C 以下时, Fe/Al 之间的扩散状态基本为固相扩散, 并且由于 Fe 原子在此温度下的扩散速率远小于 Al 原子, 导致 Fe/Al 焊接界面处主要是通过 Al 原子向 Fe 晶界进行扩散, 并与 Fe 反应生成 FeAl₃ 金属间化合物, 且金属间化合物的厚度随着保温时间的增加而变宽, Al 原子由所形成的金属间化合物通过晶界向 Fe 晶粒进行扩散并与晶粒内的 Fe 原子反应生成金属间化合物, 最后得出 Al 扩散示意图, 如图 8 所示.

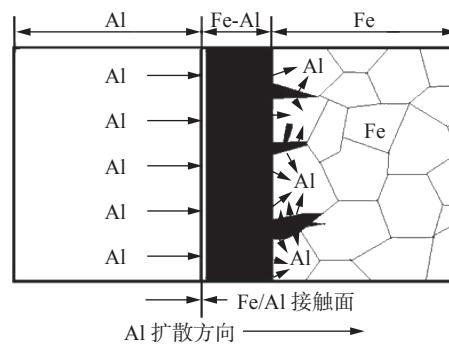


图 8 Al 扩散示意图
Fig. 8 Schematic diagram of Al diffusion

虽然 Fe₂Al₅ 的吉布斯自由能高于 FeAl₃, 但是不能证明 Fe₂Al₅ 生成的优先级高于 FeAl₃, 具体先生成哪种金属间化合物取决于试验温度, 当温度在 600 °C 以下时, 会先生成 FeAl₃ 金属间化合物. 由于试验温度为 390~425 °C, 远低于 600 °C, 所得到的金属间化合物产物为 FeAl₃, Fe/Al 为固相扩散状

态, 由 Al 原子向 Fe 界面进行扩散并产生 FeAl_3 金属间化合物。试验结果也较好地证实了金属间化合物的种类只有 FeAl_3 , 未检测到产生 Fe_2Al_5 。

3 结论

(1) 钢/铝管磁脉冲辅助半固态 Zn-15Al 钎料钎焊, 在 410 °C(相应的固相率为 60%) 温度下的铝/钢焊缝钎料填充完美, 焊缝组织密集细小呈颗粒状, 并且焊缝两侧界面处冶金结合情况良好, 钢侧金属间化合物厚度较薄(平均 3 μm), 不容易产生应力集中现象。

(2) 焊缝组织主要为 α -Al 以及富锌相, 铝侧界面处的冶金结合好, Al_2O_3 氧化膜破碎与清除良好。

(3) 不同条件下界面元素的分布情况不同, 焊缝组织中由于 α -Al 组织的生长而变得粗大从而抑制富锌相的生长, 即界面处的 Zn 元素减少, Al, Fe 元素在界面处集中并形成扩散层。钢侧界面处钎料中 Al 原子向钢基体进行扩散, 且只生成 FeAl_3 金属间化合物。

参考文献

- [1] Tisza M, Czinege M. Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts[J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2018, 1(4): 229 – 238.
- [2] 吴杰, 薛松柏, 费文潘, 等. 铝/钢异种材料钎焊研究现状与发展趋势 [J]. *材料导报*, 2019, 33(21): 3533 – 3540.
Wu Jie, Xue Songbai, Fei Wenpan, et al. Research status and development trend of aluminum/steel dissimilar material brazing[J]. Materials Guide, 2019, 33(21): 3533 – 3540.
- [3] Cheepu M, Che W S. Friction welding of titanium to stainless steel using Al interlayer[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2019, 72(6): 1563 – 1568.
- [4] Zhang Changqing, Lü Guangming, Jin Xin, et al. Study of joining mechanism of ABS polymer and steel/aluminum by resistance spot welding[J]. China Welding, 2018, 27(2): 57 – 62.
- [5] 邱哲睿, 邓永芳, 刘赣华, 等. 铝/钢异种材料搅拌摩擦焊接研究现状及发展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(5): 512 – 518.
Qiu Zherui, Deng Yongfang, Liu Ganhua, et al. Research status and development of friction stir welding of aluminum / steel dissimilar materials[J]. Special Casting and Nonferrous Alloy, 2020, 40(5): 512 – 518.
- [6] Matteis A, Gullino F, Aiuto C, et al. Welding between aluminum alloy and steel sheets by using transition joints[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29(8): 4840 – 4853.
- [7] Schubert E, Klassen M, Zerner I, et al. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 115(1): 2 – 8.
- [8] 高远. 铜铝异种金属管磁脉冲-半固态复合辅助钎焊温度条件研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2019.
Gao Yuan. Study on temperature conditions of magnetic pulse-semi-solid composite assisted brazing of copper and aluminum dissimilar metal tubes[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2019.
- [9] 崔佃忠, 芦笙, 崔晴晴, 等. 焊接热输入对铝/镀锌钢 CMT 熔-钎焊接头组织与性能的影响 [J]. 焊接学报, 2014, 35(9): 82 – 86.
Cui Dianzhong, Lu Sheng, Cui Qingqing, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of CMT welding-brazing joint between 5052 aluminum alloy and galvanized Q235 steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(9): 82 – 86.
- [10] 张满, 张军, 蒋腾, 等. Fe-Al 金属间化合物对铝/钢钎焊接头力学性能的影响 [J]. 焊接学报, 2018, 39(1): 61 – 64.
Zhang Man, Zhang Jun, Jiang Teng, et al. Effect of Fe-Al intermetallic compound on mechanical property of aluminum/steel brazed joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(1): 61 – 64.
- [11] Agudo L, Eyidi D, Schmaranzer C H, et al. Intermetallic Fe_xAl_y -phases in a steel/Al-alloy fusion weld[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(12): 4205 – 4214.
- [12] Peyre P, Sierra G, Deschaux-Beaume F, et al. Generation of aluminium–steel joints with laser- induced reactive wetting[J]. Materials Science & Engineering A, 2007, 444(1-2): 327 – 338.
- [13] 黄健康, 何翠翠, 石玗, 等. 铝/钢异种金属焊接接头界面 Al-Fe 金属间化合物生成及其热力学分析 [J]. 吉林大学学报(工学版), 2014, 44(4): 1037 – 1041.
Huang Jiankang, He Cuicui, Shi Yu, et al. Formation and thermodynamic analysis of Al-Fe intermetallic compound at the interface of aluminum / steel dissimilar metal welded joint[J]. Journal of Jilin University(Engineering and Technology Edition), 2014, 44(4): 1037 – 1041.
- [14] 陈云, 包晔峰, 蒋永峰. 铁铝焊接界面组织与性能的研究 [J]. *材料开发与应用*, 2010, 25(2): 34 – 36.
Chen Yun, Bao Yefeng, Jiang Yongfeng. Research on the microstructure and properties of iron-aluminum welding interface[J]. Material Development and Application, 2010, 25(2): 34 – 36.

第一作者: 杨正, 硕士研究生; 主要研究方向为钢铝管磁脉冲钎焊连接; Email: 2361994862@qq.com.

通信作者: 胡建华, 副教授; Email: hujianhua@whut.edu.cn.

(编辑: 戴红)