

铝合金/镀锌钢板脉冲 MIG 电弧 熔 – 钎焊接头组织与性能 *

秦国梁 苏玉虎 王术军

(山东大学材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 济南 250061)

摘要 采用数字化脉冲 MIG 焊机, 以 ER4043 焊丝为填充材料, 实现了 6013-T4 铝合金薄板与镀锌钢板的熔 – 钎焊接, 研究了焊接热输入对接头组织和性能的影响. 结果表明, 在熔 – 钎焊接头熔化焊缝焊趾处存在主要由 Zn–Al 共晶体、富 Al 的 α 固溶体和 Fe_3Al 组成的富 Zn 区; 钎焊界面上的 Fe–Al 金属间化合物层厚度在 1.05—4.50 μm 之间, 且随焊接热输入的增加而增大. Fe–Al 金属间化合物呈“锯齿”或“舌”状向焊缝内生长, 主要为 FeAl_2 , Fe_2Al_5 和 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$. 随着焊接热输入的增大, 熔 – 钎焊接头的抗拉强度先增大而后减小, 在 850 J/cm 的热输入下达到 229 MPa, 拉伸后在铝合金焊接热影响区发生断裂, 为塑性断裂; 当焊接热输入较小时接头在钎焊界面断裂, 属于脆性断裂.

关键词 熔 – 钎焊接, 异种材料连接, 脉冲 MIG 焊, 组织与性能, 金属间化合物

中图分类号 TG457.1

文献标识码 A

文章编号 0412–1961(2012)08–1018–07

MICROSTRUCTURES AND PROPERTIES OF PULSED MIG ARC BRAZED–FUSION WELDED JOINT OF Al ALLOY AND GALVANIZED STEEL

QIN Guoliang, SU Yuhu, WANG Shujun

Key Laboratory for Liquid–Solid Structure Evolution and Processing of Materials, Ministry of Education, Shandong University, Jinan 250061

Correspondent: QIN Guoliang, associate professor, Tel: (0531)88395897, E-mail: glqin@sdu.edu.cn
Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50905099) and Specialized Research

Fund for the Doctoral Program of Higher Education (No.20090131120027)

Manuscript received 2012–02–06, in revised form 2012–05–21

ABSTRACT Because there are great differences in physicochemical properties and mechanical properties between Al alloy and steel, their joining with high quality and high efficiency is one of difficult problems in study of welding technology. According to their difference in melting point, the brazing–fusion welding technology of Al alloy to steel was developed based on MIG welding. In pulsed MIG arc brazing–fusion welding process, the molten filler metal and Al alloy base metal will form the fusion welded joint, and will form the brazed joint together with unmelted steel plate, which can efficiently prevent the intermetallic compounds (IMCs) from the formation. With the digital pulsed MIG arc welding machine, the brazing–fusion welding of 6013–T4 Al alloy plate to galvanized steel plate was realized with the filler metal of ER4043, and the effect of welding heat input on microstructures and properties of the joint was studied. The results showed that there is a zinc–rich zone in the weld toe of fusion weld in the brazed–fusion welded joint, which is composed of Zn–Al eutectic, Al–rich α solid solutions and Fe_3Al . Fe–Al IMCs layer on the brazed interface is 1.05—4.50 μm in thickness and become thicker with the welding heat input being increased. Fe–Al IMCs with sawtooth or tongue shape grow towards the weld, which mainly includes FeAl_2 , Fe_2Al_5 and $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$. With the welding heat input

* 国家自然科学基金项目 50905099 和教育部博士点基金资助项目 20090131120027 资助

收到初稿日期: 2012–02–06, 收到修改稿日期: 2012–05–21

作者简介: 秦国梁, 男, 1975 年生, 副教授, 博士

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00046

being increased, the tensile strength of the brazed-fusion welded joint firstly increases and then decreases. At the welding heat input of 850 J/cm, the tensile strength of the brazed-fusion welded joint can be up to 229 MPa and the ductile fracture appears in the HAZ of Al alloy. At the lower welding heat input, the brittle fracture easily occurs.

KEY WORDS brazing-fusion welding, welding of dissimilar metal, pulsed MIG welding, microstructure and property, intermetallic compound

Al 及铝合金与钢复合结构结合了 2 种金属的物理、化学和机械性能, 具有节省材料、降低成本和节约能源等方面的优势, 在汽车、船舶、石油化工、航空航天等行业具有很大的应用前景。

铝合金/钢复合结构的制备主要采用连接成形技术。传统的铆接、栓接等机械连接方法具有效率低、表面成形差等不足。然而, Al 与钢的物理化学性能差别很大, 且 2 者的固溶度很低, 使得 2 种金属的熔化焊接性极差, 其中最显著的特征是在接头内易形成脆硬的 Fe-Al 金属间化合物, 严重降低了接头的力学性能和使用性能。为了防止脆硬的 Fe-Al 金属间化合物的产生, 研究者采用摩擦焊、钎焊、爆炸焊、扩散焊、电阻焊、超声波焊等固态连接方法实现了铝合金/钢的连接^[1-8]。尽管固态连接方法可以得到性能良好的接头, 但这些方法存在一定的局限性, 只能针对特定的结构在一定条件下具有优势。因此, 开发 Al 及铝合金与钢异种金属的高效、优质和低成本焊接技术成为铝合金/钢复合结构推广应用迫切需要解决的问题。

熔-钎焊接技术充分利用铝合金与钢的熔点差异, 通过准确控制焊接热输入使高熔点的钢不熔化而低熔点的铝合金熔化, 填充的铝合金焊丝作为钎料与铝合金母材形成熔焊接头, 并一起与钢形成钎焊接头, 焊接过程兼具熔焊和钎焊的双重特性^[9]。铝合金与钢的熔-钎焊所用热源有 MIG 电弧^[10-13]、TIG 电弧^[14,15]、激光^[16-19]、电子束^[20]以及激光+电弧复合热源^[21]等。

MIG 焊和 TIG 焊是目前应用最广的低成本焊接工艺。常规 MIG 焊存在电弧稳定性较差、能量输出波动等不足, 其应用于铝合金/钢板熔-钎焊接易造成焊接过程及质量的不稳定。尽管 TIG 电弧的能量输出较 MIG 电弧要稳定的多, 但其需要额外填丝, 焊接效率要明显低于 MIG 焊。为了稳定 MIG 电弧的能量输出, 从焊接电源上做出改进, 开发了低热输入无飞溅的 CMT (cold metal

transfer) 焊接工艺^[22]。CMT 焊接工艺可以实现铝合金薄板与镀锌钢板的熔-钎焊接^[13], 因其热输入较低, 焊接效率也较低, 难以满足当今焊接生产对效率的要求。数字化、协调控制是目前 MIG 焊接电源最先进的控制技术, 给定焊丝材质和直径, 控制系统根据送丝速度自动匹配焊接电流和电弧电压, 实现一个脉冲过渡一个熔滴的稳定熔滴过渡模式, 因此可以提高焊接过程的稳定性, 实现电弧能量的稳定输出。

本工作采用数字化脉冲 MIG 焊接 (pulsed MIG welding, P-MIG) 系统成功实现了 6013-T4 铝合金与镀锌钢板的搭接连接, 并研究了焊接热输入对接头组织与性能的影响。

1 实验材料及方法

实验用铝合金母材为 6013-T4 铝合金, 尺寸为 200 mm×50 mm×1 mm; 钢板母材为 SGCC 热镀锌钢板, 尺寸为 200 mm×50 mm×2 mm; 填充材料为直径 1.2 mm 的 ER4043(AlSi5) 铝合金焊丝, 焊丝和铝合金母材的化学成分如表 1 所示。

实验用焊接系统为数字化 MIG 焊机及其送丝系统, 采用脉冲焊接模式, 熔滴过渡频率为 1 drop/pulse。送丝速度、焊接电流和电弧电压协调控制, 通过调节送丝速度来调节焊接电流, 从而与调节焊接速度一起调节焊接热输入, 保证铝合金母材熔化而钢板不熔化, 形成铝合金与镀锌钢板的熔-钎焊接头。焊前将铝合金板和镀锌钢板组成铝合金板在上钢板在下、搭接长度为 10 mm 的搭接接头。实验中, 焊丝偏向铝合金且距搭接边 0.6 mm, 实验用焊接工艺参数如表 2 所示。在实验获得的熔-钎接头中制取分析试样, 利用金相显微镜 (OM)、X 射线衍射仪 (XRD)、扫描电镜 (SEM) 及其附带的能谱仪 (EDS) 分析接头组织及成分分布, 并利用拉伸实验来评价接头的力学性能。

表 1 实验用铝合金母材和焊丝的化学成分

Table 1 Compositions of 6013-T4 Al alloy and ER4043 welding wire

Material	(mass fraction, %)								
	Cu	Si	Fe	Mg	Mn	Cr	Zn	Ti	Al
6013-T4	0.6—1.1	0.6—1.0	0.8	0.8—1.2	0.7—0.8	0.1	0.25	0.35	Bal.
ER4043	0.3	4.5—6.0	0.8	0.05	0.05		0.1	0.2	Bal.

表 2 P-MIG 电弧熔-钎焊接实验工艺参数
Table 2 P-MIG arc brazing-fusion welding parameters

Test	U , V	I , A	v_w , m/min	v , m/min	E , J/cm
No.1	16.5	40	2.0	0.6	660
No.2	16.6	45	2.2	0.6	747
No.3	16.5	40	2.0	0.5	792
No.4	17.4	57	2.7	0.7	850
No.5	16.5	40	2.0	0.4	990
No.6	16.5	40	2.0	0.3	1320

Note: U —arc voltage, I —welding current, v_w —wire feeding rate, v —welding speed, E —welding heat input

2 实验结果

铝合金/镀锌钢板熔-钎焊接头可分为熔焊接头和钎焊接头 2 部分, 如图 1 所示. 可见, 2 者的组织结构不同, 需要分别分析.

2.1 熔焊接头组织

图 2 为铝合金/镀锌钢板熔-钎焊接头不同区域的 SEM 像. 可见, 熔-钎焊接头铝合金熔化焊缝中心为均匀的等轴晶, 其组织为 Si 在 Al 中的 α 固溶体, 在 α 固溶体的晶界处分布着少量的低熔 Al-Si 共晶组织, 如图 2a 中白色网状区域; 而在熔合区中有柱状晶垂直熔合线向焊缝生长, 且晶粒较粗大 (图 2b).

铝合金与镀锌钢 P-MIG 电弧熔-钎焊接头中, 在熔焊缝焊趾处存在一个富 Zn 区 (图 1), 其组织形貌见图 3. 富 Zn 区的出现主要是由于在 P-MIG 电弧熔-钎焊接过程中, 电弧热流密度在垂直焊缝的横向上呈 Gauss 分布, 电弧边缘温度相对较低, 镀锌层未能气化而以液态薄膜的形式存在, 并在焊趾处形成了富 Zn 区. 为了确定该区域组织类型, 通过 EDS 分析不同部位的成分, 结果如表 3 所示.

根据 Zn-Al 二元合金相图^[23]和 EDS 分析结果可知, 富 Zn 区金属在凝固过程中, 先结晶形成富 Al 的 Al-Zn α 固溶体, 见图 3 中位置“1”处的黑色物质. 随着温度降低, α 固溶体进一步长大. 与此同时, 少量 Si 扩散至 α 固溶体晶界, 形成富 Al 的 Al-Si 固溶体, 随后多余的 Al 与 Zn 形成 Zn-Al 共析组织, 如图 3 中位置“2”处的灰白色物质, 而图中位置“3”处为 Zn-Al 共晶组织. 由图 3 中位置“4”处的 EDS 分析结果可知, 富 Zn 区与钢基体之间是一层很薄的富 Fe 化合物层, 该富 Fe 化合物为 Fe_3Al 金属间化合物及部分 Fe-Zn 相, 含有很少的 Al. 这是由于焊接过程中因液态 Zn 膜的存在, Al 原子不能直接与固态钢相互作用, 而是通过该液态膜后向钢基体扩散, 但此处温度较低, Al 扩散速率较慢. 因此, 富 Zn 区内扩散到钢基体的 Al 很少. 此外, Zn 与 Al 相互作用也是导致到达钢基体的 Al 原子很少的原因之一.

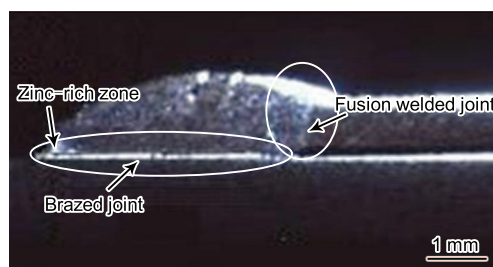


图 1 铝合金/镀锌钢板熔-钎焊接头形貌

Fig.1 Morphology of brazed-fusion welded joint of Al alloy and galvanized steel

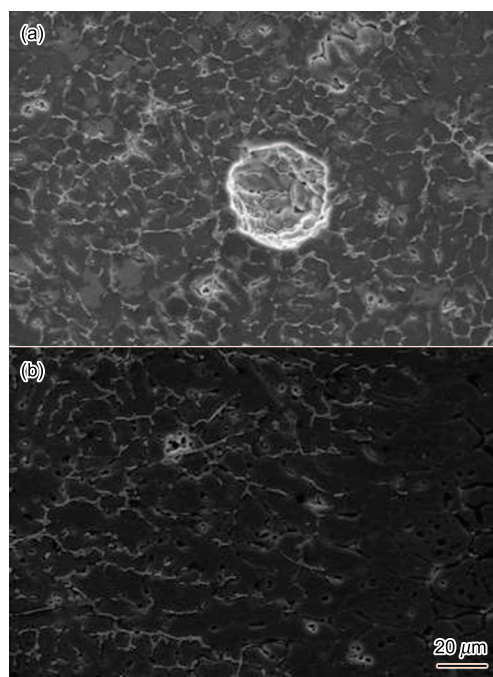


图 2 熔焊接头不同区域的 SEM 像

Fig.2 SEM images of weld zone (a) and fusion zone (b) in fusion welded joint of Al alloy

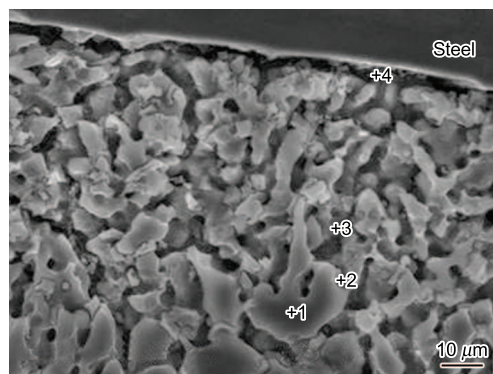


图 3 图 1 中熔焊接头焊趾处富 Zn 区的 SEM 像

Fig.3 SEM image of zinc-rich zone at weld toe of fusion welded joint in Fig.1

2.2 钎焊界面组织结构分析

铝合金/镀锌钢板熔-钎焊接过程中, 在钎焊界面上存在着以 Al 和 Fe 原子为主的扩散和反应, 从而形成了

一定厚度的 Fe-Al 金属间化合物层. 图 4 为焊接热输入 $E=990 \text{ J/cm}$ 条件下接头钎焊界面附近元素面分布图. 可知, 在钎焊界面处发生了以 Fe, Al 和 Si 3 种元素为主的元素扩散, Si 在界面有富集的现象, 而 Fe 和 Al 相互扩散较为充分.

焊接热输入对熔 - 钎焊接头钎焊界面金属间化合物层的厚度和组织形态都有重要影响. 图 5 为不同焊接热

输入下钎焊界面金属间化合物层的 SEM 像. 可见, 随着焊接热输入的变化, 金属间化合物层的厚度及形态都发生了变化. 当 $E=660 \text{ J/cm}$ 时, 金属间化合物呈“锯齿”状向焊缝生长, 且“齿”间距较大, 其厚度为 $1 \mu\text{m}$ 左右 (图 5a); $E=850 \text{ J/cm}$ 时, 金属间化合物呈“舌”状向焊缝生长, 其厚度增大到 $2.34 \mu\text{m}$ 左右 (图 5b); $E=990 \text{ J/cm}$ 时, 金属间化合物呈“锯齿”状向焊缝生长, “齿”间距较小, 而“齿”宽较大, 金属间化合物层厚度略有增加, 为 $2.6 \mu\text{m}$ 左右.

对图 5 中不同热输入钎焊界面层从钢侧向焊缝逐点进行 EDS 分析, 结果见表 4. 可知, Si 在钎焊界面处含量很少, 其不参与 Fe-Al 金属间化合物的形成, 而是固溶于其中. 有研究表明, 在平衡状态下, Si 在 Fe-Al 金属间化合物中的固溶度可达 6% [24,25], 而在 MIG 电弧熔 - 钎焊中, 液态焊缝凝固很快, Si 未能达到其平衡状态下的固溶度. 根据 Fe-Al 相图 [23] 并结合 EDS 分析可知, 图 5 中 A, B, C 点处金属间化合物可能为 FeAl , FeAl_2 和 Fe_2Al_5 ; D, E, F 点处的金属间化合物依次可能为 FeAl_2 ,

表 3 图 3 中富 Zn 区不同位置的 EDS 分析结果
Table 3 EDS analysis of different points on zinc-rich zone in Fig.3

Position	(atomic fraction, %)				Main microstructure
	Al	Zn	Si	Fe	
1	55.97	44.03	0	0	Al-Zn α solid solution
2	45.01	52.52	2.48	0	Zn-Al eutectoid
3	23.51	76.09	0	0	Zn-Al eutectic
4	14.50	28.67	3.24	53.59	Fe_3Al

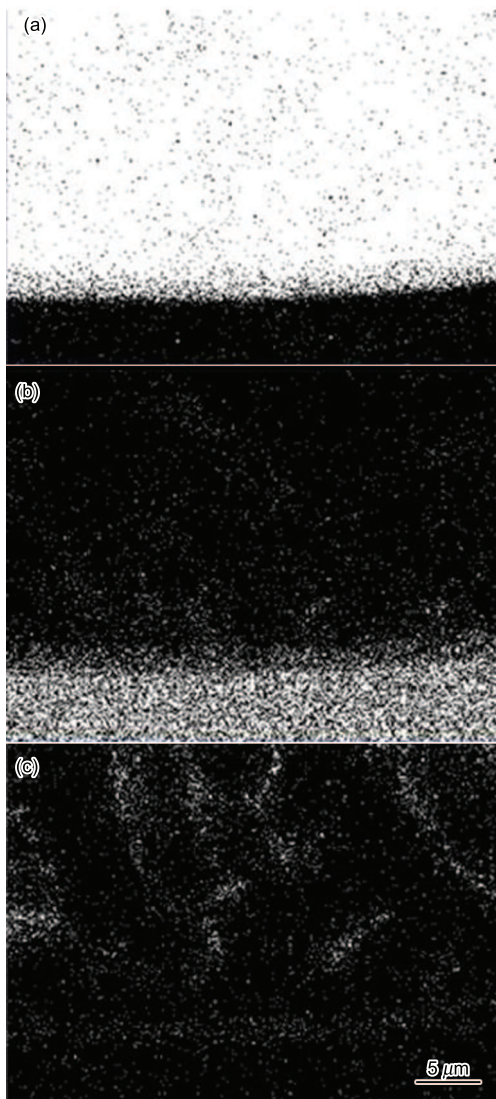


图 4 钎焊界面区附近元素面分布

Fig.4 Element scanning maps of Al (a), Fe (b) and Si (c) on brazed interface of No.5 sample ($E=990 \text{ J/cm}$)

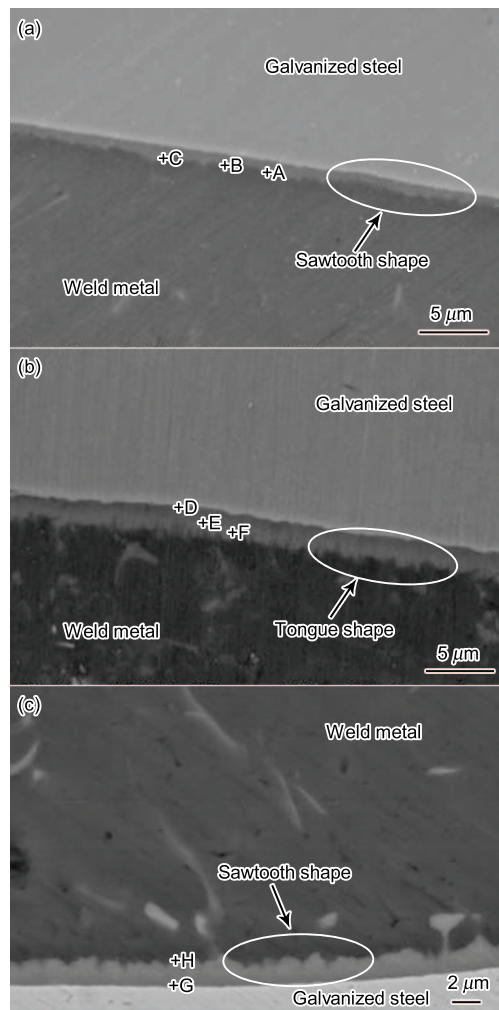


图 5 不同焊接热输入下熔 - 钎焊接头钎焊界面的 SEM 像

Fig.5 SEM images of brazed interface at $E=660 \text{ J/cm}$ (a), $E=850 \text{ J/cm}$ (b) and $E=990 \text{ J/cm}$ (c)

表 4 图 5 中钎焊界面不同点的 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of brazed interface at different points in Fig.5

Position	(atomic fraction, %)		
	Fe	Al	Si
A	49.34	50.66	0
B	33.27	62.27	4.45
C	25.84	70.80	3.36
D	29.24	66.69	4.06
E	30.48	67.70	1.82
F	20.68	79.32	0
G	30.87	65.26	3.87
H	21.23	72.98	5.89

Fe_2Al_5 和 $\text{FeAl}_3(\text{Fe}_4\text{Al}_{13})$; G, H 点金属间化合物可能为 Fe_2Al_5 和 $\text{FeAl}_3(\text{Fe}_4\text{Al}_{13})$.

利用 XRD 分析确定 Fe-Al 金属间化合物的相类型, 见图 6. 可以看出, 钎焊界面主要生成物相为富 Al 的 FeAl_2 , Fe_2Al_5 和 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$. 结合 EDS 分析结果可知, 近钢侧致密的金属间化合物为 FeAl_2 和 Fe_2Al_5 的混合组织, 而近焊缝为 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$.

P-MIG 熔 - 钎焊中钎焊界面 Fe-Al 金属间化合物的形成是液态填充金属与固态钢界面扩散反应的结果, 并且与其自由能有关. 在 MIG 电弧熔 - 钎焊过程中, 电弧与镀锌钢板接触的瞬间, 镀锌层气化, 同时大量 Fe 原子向固态界面扩散. 当过热液态 Al-Si 填充金属与钢接触时, 先形成自由能最低的 Fe_2Al_5 晶核. 由于 Fe_2Al_5 相具有斜方型晶体结构, 沿 c 轴具有较多原子空位 (约 30%), Al 原子容易占据这些空位, 使得 Fe_2Al_5 长大很快^[26,27], 消耗了较多的 Fe 原子, Al 原子的浓度也相对降低, 从而导致整个 Fe-Al 金属间化合物层厚度增大. 与此同时, Fe 原子穿过 Fe_2Al_5 晶界向界面前沿扩散, 当 Fe 原子在界面前沿浓度到达形成 FeAl_3 的浓度条件时, 由于 Al 原子在液态钎料中扩散很快, 此时界面前沿 Al 原子浓度已饱和, 二者迅速在 Fe_2Al_5 界面上形成 FeAl_3 化合物晶核. 随着温度的降低, 原子扩散速率变慢, 远离钢基体 Fe 原子较少, 而 Al 原子相对较多, 此时二者在 Fe_2Al_5 晶界形成 FeAl_2 晶核, 最终形成靠近钢基体的大量 Fe_2Al_5 和少量 FeAl_2 的混合组织. 随着温度的继续降低, FeAl_2 和 Fe_2Al_5 混合层继续长大, 而靠近焊缝的 FeAl_3 与富余的 Al 原子结合形成 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$.

图 7 为 Fe-Al 金属间化合物层厚度随焊接热输入变化的曲线. 可知, Fe-Al 金属间化合物层厚度在 1.05—4.50 μm 之间, 且随着焊接热输入的增大而近似呈线性增大. 金属间化合物层的厚度遵循扩散的一般规律, 其厚度受液态钎料与固态钢界面反应时间和温度控制, 而界面反应时间和温度都与焊接热输入有关. 当焊接热输入提高时, 熔池温度升高, 存在时间变长, Fe 原子与 Al 原子的扩散速度加快, 扩散距离也就越大, 因而 Fe-Al 金属间化合物

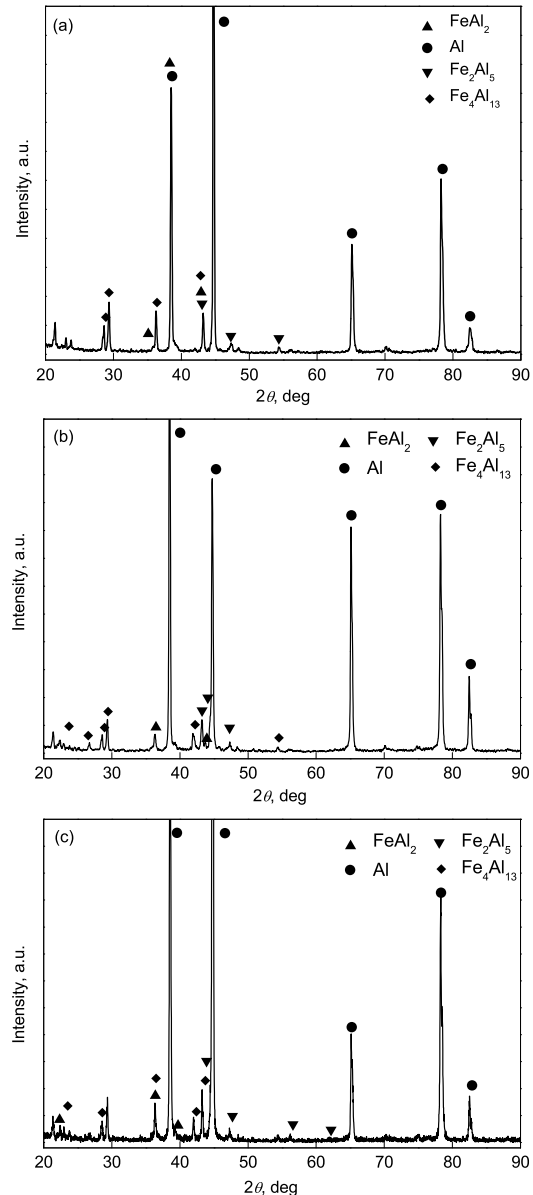


图 6 不同焊接热输入钎焊界面的 XRD 谱

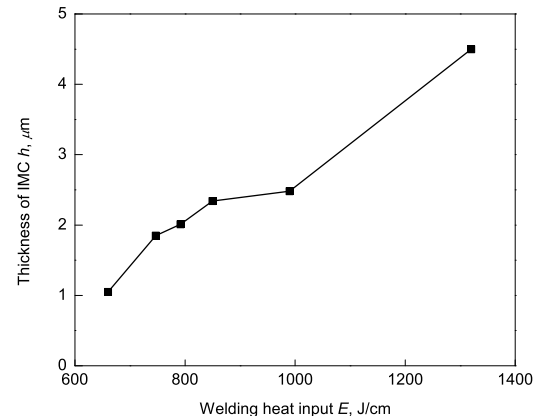
Fig.6 XRD patterns of brazed interface at $E=660$ J/cm (a), $E=850$ J/cm (b) and $E=990$ J/cm (c)

图 7 金属间化合物层厚度随焊接热输入的变化

Fig.7 Variation of thickness of intermetallic compound (IMC) layer with welding heat input

层厚度越大。反之, 焊接热输入较低, 则熔池温度相对较低, 存在时间较短, Fe 原子与 Al 原子扩散速度慢、扩散时间短, 因而 Fe-Al 金属间化合物层的厚度较小。

2.3 接头抗拉强度及断裂模式

图 8 为焊接热输入对铝合金/镀锌钢板 P-MIG 电弧熔 - 钎焊接头抗拉强度的影响。可知, 随着焊接热输入的增大, 熔 - 钎焊接头的抗拉强度先增大后减小, 在 850 J/cm 热输入下接头抗拉强度达到 229 MPa, 相当于同条件下 6013-T4 铝合金熔焊接头强度。热输入过大或过小, 铝合金/镀锌钢板 P-MIG 熔 - 钎焊接头的抗拉强度都达不到较高的水平。

图 9 和图 10 分别为不同焊接热输入下铝合金/镀锌

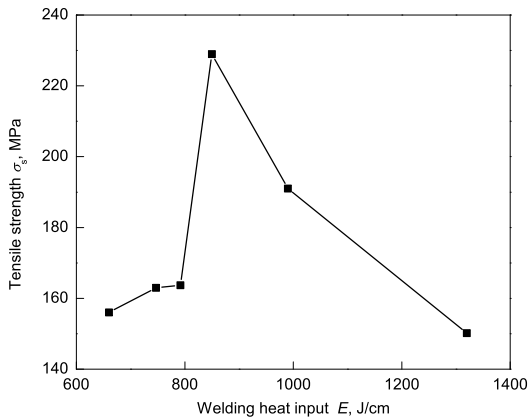


图 8 不同焊接热输入下的熔 - 钎焊接头抗拉强度

Fig.8 Tensile strength of brazed-fusion welded joint at different welding heat inputs

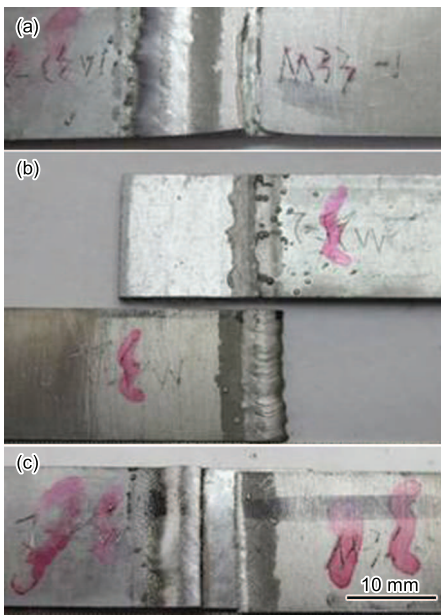


图 9 P-MIG 电弧熔 - 钎焊接头断裂位置

Fig.9 Fracture positions of P-MIG arc brazed-fusion welded joint

- (a) HAZ at Al alloy side at $E=850$ J/cm
- (b) brazed interface at $E \leq 792$ J/cm
- (c) fusion zone at Al alloy side at $E \geq 990$ J/cm

钢板 P-MIG 电弧熔 - 钎焊接头的拉伸断裂位置和对应的断口形貌。在 $E=850$ J/cm 时, 接头拉伸断裂在铝合金焊接热影响区 (图 9a), 其断口形貌见图 10a, 可见, 断口上分布着大量韧窝, 属典型韧性断裂。在较小焊接热输入 ($E \leq 792$ J/cm) 下, 熔 - 钎焊接头断裂于钎焊界面, 见图 9b。主要是由于在 P-MIG 电弧熔 - 钎焊过程中, 焊接热输入较小时, 界面反应温度相对较低、反应时间较短, Fe 原子与 Al 原子的扩散不够充分, 不能使二者达到良好的冶金结合。由图 10b 的断口形貌可知, 断口整体很光滑, 局部有撕裂的痕迹, 属于脆性断裂。图 10b 同时也说明, 较小热输入条件下, 铝合金与镀锌钢板未能达到有效的冶金结合。而当焊接热输入过大 ($E \geq 990$ J/cm) 时, 由于 6013-T4 铝合金属于热处理强化铝合金, 其焊接热

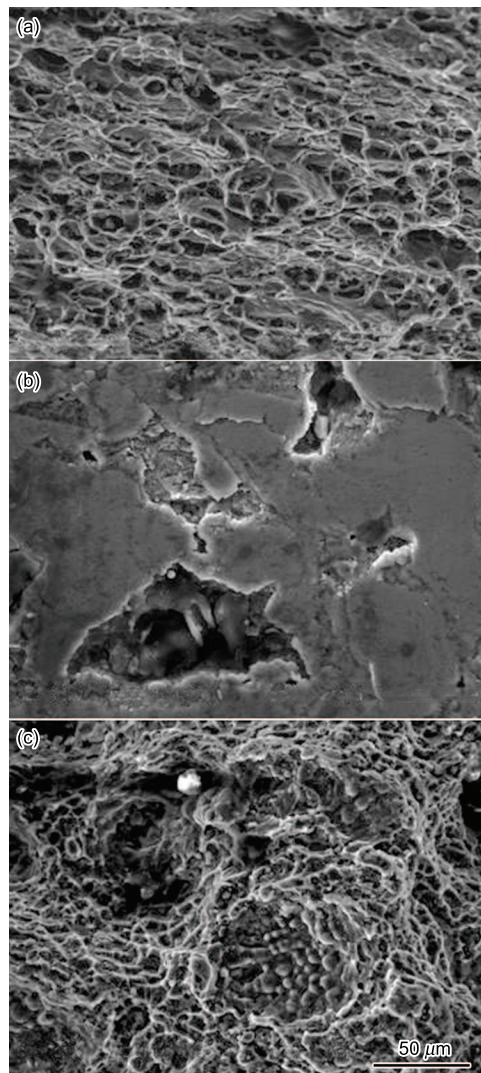


图 10 P-MIG 电弧熔 - 钎焊接头拉伸断口形貌

Fig.10 Tensile fracture appearances of brazed-fusion welded joint

- (a) HAZ at Al alloy side at $E=850$ J/cm
- (b) brazed interface at $E \leq 792$ J/cm
- (c) fusion zone at Al alloy side at $E \geq 990$ J/cm

影响区软化非常严重,因而在拉伸实验中接头断裂在铝合金熔合区,见图 9c;图 10c 的断口形貌表明,在断口上分布着大量较浅韧窝,也为塑性断裂。

拉伸实验结果表明,当 $E > 792 \text{ J/cm}$ 时,熔钎焊接头均断裂在铝合金熔合区附近,而非钎焊界面。这说明在此热输入条件下,熔-钎焊接头钎焊界面强度要高于 6013-T4 铝合金熔焊接头强度。可见,当焊接热输入达到一定水平时,铝合金/镀锌钢板 P-MIG 电弧熔-钎焊接头中钎焊界面并非整个接头的最薄弱环节,而铝合金热影响区严重的软化是导致铝合金/镀锌钢板熔-钎焊接头断裂于铝合金熔焊缝热影响区的主要原因。

3 结论

(1) 以 ER4043 焊丝为填充材料,实现了 6013-T4 铝合金与镀锌钢板 P-MIG 电弧熔-钎焊接,其接头分为铝合金熔焊缝和铝合金/镀锌钢钎焊缝 2 部分。铝合金熔焊缝中心为均匀的等轴晶,而熔合区则为垂直熔合线较粗大的柱状晶。在焊趾处存在一个主要由 Zn-Al 共晶体、富 Al 的 α 固溶体和 Fe_3Al 薄层组成的富 Zn 区。

(2) 熔-钎焊接头钎焊界面上的 Fe-Al 金属间化合物层厚度在 $1.05\text{--}4.50 \mu\text{m}$ 之间,其厚度随着焊接热输入的增加而增大。Fe-Al 金属间化合物层主要由 FeAl_2 , Fe_2Al_5 和 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 组成。靠近钢基体一侧为 FeAl_2 和 Fe_2Al_5 组成的致密混合组织,而靠近焊缝侧为“锯齿”状或“舌”状的 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 。

(3) 熔-钎焊接头的抗拉强度随着焊接热输入的增加先增大而后减小,在 850 J/cm 的热输入下熔-钎焊接头的抗拉强度达到 229 MPa,试样断裂在铝合金焊接热影响区,为韧性断裂。当焊接热输入较小时接头断裂于钎焊界面,属于脆性断裂;而当焊接热输入过大时,拉伸实验中接头断裂在铝合金熔化焊缝的熔合区,为塑性断裂。

参考文献

[1] Elliott S, Wallach E R. *Met Constr*, 1981; 13: 221
 [2] Elrefaey A, Takahashi M, Ikeuchi K. *Quart J Jpn Weld Soc*, 2005; 23: 186
 [3] Sedykh V S. *Weld Prod*, 1985; 32(2): 28
 [4] Calderon P D, Walmsley D R, Munlr Z A. *Weld J*, 1985; 64: 404

[5] Qiu R F, Iwamoto C, Satonaka S. *Mater Charact*, 2009; 60(2): 156
 [6] Tsujino J, Hidai K, Hasegawa A, Kanai R, Matsuura H, Matsushima K, Ueoka T. *Ultrasonics*, 2002; 40: 371
 [7] Czechowski M. *Mater Corros*, 2004; 55: 464
 [8] Liu S Y, Suzumura A, Ikeshoji T A, Yamazaki T. *JSME Int J*, 2005; 48A: 420
 [9] Lin S Y, Qin G L, Lei Z, Wang X Y. *Chin Pat*, 200610007614.8, 2008
 [10] Jácome L A, Weber S, Leitner A, Arenholz E, Bruckner J, Hackl H, Pyzalla A R. *Adv Eng Mater*, 2009; 11: 350
 [11] Vraňáková R, Füssel U, Zschetzsche J, Juttner S. *Weld World*, 2005, 49(9): 105
 [12] Murakami T, Nakata K, Tong H, Ushio M. *ISIJ Int*, 2003; 43(10): 159
 [13] Zhang H T, Feng J C, He P. *Mater Charact*, 2007; 58: 588
 [14] Dong H G, Yang L Q, Dong C, Kou S D. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 7151
 [15] Lin S B, Song J L, Yang C L, Ma G C. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 1211
 (林三宝, 宋建岭, 杨春利, 马广超. 金属学报, 2009; 45: 1211)
 [16] Laukant H, Wallmann E, Müller M, Korte W, Stirn B, Haldenwanger H G, Glatzel U. *Sci Technol Weld Join*, 2005; (2): 219
 [17] Dharmendra C, Rao K P, Wilden J, Reich S. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 1497
 [18] Torkamany M J, Tahamtan S, Sabbaghzadeh J. *Mater Des*, 2010; 31: 458
 [19] Mathieu A, Shabadi R, Deschamps A, Suery M, Mattei S, Grevey D, Cicala E. *Opt Laser Technol*, 2007; 39: 652
 [20] Bach F W, Beniyas A, Lau K, Versemann R. *Adv Mater Res*, 2005; (6-8): 143
 [21] Lei Z, Qin G L, Lin S Y, Wang X Y. *J Mech Eng*, 2009; 45(3): 94
 (雷 振, 秦国梁, 林尚扬, 王旭友. 机械工程学报, 2009; 45(3): 94)
 [22] Yang X R. *Mater Sci Technol*, 2006; 14: 236
 (杨修荣. 材料科学与工艺, 2006; 14: 236)
 [23] Shi C X, Li H D, Zhou L. *The Handbook of Materials Science and Engineering*, Vol.1. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 233
 (师昌绪, 李恒德, 周 廉. 材料科学与工程手册(上卷). 北京: 化学工业出版社. 2004: 233)
 [24] Maitra T, Gupta S P. *Mater Charact*, 2003; 49: 293
 [25] Gupta S P. *Mater Charact*, 2003; 49: 269
 [26] Heumann T, Dittrich N A. *Z Metallk*, 1959; 50: 617
 [27] Tomiad S, Nataka K. *Surf Coat Technol*, 2003; 174: 559

(责任编辑: 毕淑娟)