

不同焊后热处理的铝/镁管件电磁脉冲焊接接头的微观组织和失效模式

朱聪聪¹, 崔俊佳², 李光耀², 高文理³

(1. 中国矿业大学机电工程学院, 江苏 徐州 221116; 2. 湖南大学整车先进设计制造技术全国重点实验室, 湖南 长沙 410082; 3. 湖南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410082)

摘要: 采用电磁脉冲焊接 (EMPW) 技术对 5052 铝合金和 AZ31 镁合金管材进行了焊接, 利用扫描电镜 (SEM)、能谱分析 (EDS) 和万能试验机研究了焊后热处理温度对铝/镁管材 EMPW 接头微观组织和力学性能的影响。结果表明: 焊后热处理会使接头界面形成金属间化合物 (IMCs), 焊后热处理温度为 200 °C 时, 铝/镁界面处仅形成 $Al_{12}Mg_{17}$ IMC 层, 焊后热处理温度达到 250 和 300 °C 时, 界面处形成 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 Al_3Mg_2 IMCs 层, 靠近 Mg 合金侧的为 $Al_{12}Mg_{17}$ 层, 靠近 Al 合金侧的为 Al_3Mg_2 层; IMCs 的形成会严重影响接头的力学性能, 随着焊后热处理温度的升高, 焊接接头在拉伸-剪切测试中由铝管母材失效转变焊缝失效; 焊后热处理温度 ≥ 150 °C 时, 铝/镁 EMPW 接头均在焊缝处失效, 但发生开裂的位置并不相同, 可分为沿着靠近 Al 合金侧焊缝开裂的韧性断裂模式、沿 $Al_{12}Mg_{17}$ 层开裂的脆性断裂模式和沿着 Al_3Mg_2 层开裂的脆性断裂模式 3 种。

关键词: 铝/镁异种金属; 电磁脉冲焊接; 焊后热处理; 微观组织; 失效模式

中图分类号: TG457 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2025)11-0223-11

Microstructure and failure modes of electromagnetic pulse welded joints of Al/Mg tubes under different post-weld heat treatments

ZHU Cong-cong¹, CUI Jun-jia², LI Guang-yao², GAO Wen-li³

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China; 2. State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing Technology for Vehicle, Hunan University, Changsha 410082, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: Electromagnetic pulse welding (EMPW) technology was used to weld 5052 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy tubes. The effects of post-weld heat treatment temperature on microstructure and mechanical properties of EMPW joints of the Al/Mg tubes were studied using scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) analysis, and universal testing machine. The results show that the post-weld heat treatment leads to the formation of intermetallic compounds (IMCs) at the interface of the joints. When the post-weld heat treatment temperature is 200 °C, only the $Al_{12}Mg_{17}$ IMC layer is formed at the Al/Mg interface. When the post-weld heat treatment temperature reaches 250 °C and 300 °C, $Al_{12}Mg_{17}$ and Al_3Mg_2 IMC layers are formed at the interface, with the $Al_{12}Mg_{17}$ layer near the Mg alloy side and the Al_3Mg_2 layer near the Al alloy side. The formation of intermetallic compounds (IMCs) can seriously affect the mechanical properties of the joints. With the increase of post-weld heat treatment temperature, the failure model of the welded joints changes from the failure of the Al tube base metal to the failure of the weld in the tensile-shear test. When the post-weld heat treatment temperature exceeds 150 °C, the Al/Mg EMPW joints fail at the weld, but the location of cracking is not the same. It can be

收稿日期: 2024-12-01 **修订日期:** 2025-02-17

基金项目: 中央高校基本业务费(2024QN11016)

作者简介: 朱聪聪(1994—),女,讲师,博士,主要从事异种金属焊接、铝合金开发制备等研究,发表论文 10 余篇,E-mail: zhu_congcong@cumt.edu.cn。

通信作者: 高文理(1964—),男,教授,博士,主要从事高强铝合金相关研究,发表论文 80 余篇,E-mail: wenligaohd@163.com。

引用格式: 朱聪聪,崔俊佳,李光耀,等. 不同焊后热处理的铝/镁管件电磁脉冲焊接接头的微观组织和失效模式[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(11):223-233.

ZHU Cong-cong, CUI Jun-jia, LI Guang-yao, et al. Microstructure and failure modes of electromagnetic pulse welded joints of Al/Mg tubes under different post-weld heat treatments[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2025, 46(11):223-233.

divided into three types: ductile fracture mode along the weld near the Al alloy side, brittle fracture mode along the $Al_{12}Mg_{17}$ layer, and brittle fracture mode along the Al_3Mg_2 layer.

Keywords: Al/Mg dissimilar metals; electromagnetic pulse welding; post-weld heat treatment; microstructure; failure mode

随着节能减排和“双碳”目标的要求不断提高,轻量化是汽车、轨交、航空航天等行业的必然趋势^[1]。异种材料或多材料连接的复合结构不仅可以减轻重量,还可以充分发挥不同合金在各自性能方面的优势。铝合金和镁合金由于其低密度、高比强度、易加工成形等特点,是汽车结构轻量化的首选材料。而铝/镁复合结构则结合了铝合金和镁合金的优点,是减轻零部件重量、提高零部件性能的有效方法^[2-3]。宝马公司在跑车发动机中采用铝/镁复合材料结构减轻了约 10 kg 的重量,并且越来越多的赛车、跑车等采用铝/镁复合的框架式车身来实现轻量化,提高车辆的燃油效率^[4-5]。

焊接工艺是制备铝/镁复合结构的关键技术之一,由于铝合金和镁合金的物理、化学性质差异较大,采用传统的焊接方法进行连接时,焊缝处会产生气孔、裂纹等缺陷,且会形成脆硬的金属间化合物 (Intermetallic compounds, IMCs),难以获得性能优良的复合结构^[6-8]。电磁脉冲焊接 (Electromagnetic pulse welding, EMPW) 是一种固相焊接技术,是利用洛伦兹力驱动一金属高速撞击另一金属从而实现冶金结合的焊接方法,适用于铝/铝、铝/镁、铝/钢、铝/铜、铝/钛等同种或异种金属的焊接^[9-11]。已有较多研究人员对铝/镁异种金属电磁脉冲焊接展开研究,采用电磁脉冲焊接方法连接铝/镁异种金属时可通过优化工艺参数尽可能避免 β 相 (Al_3Mg_2) 和 γ 相 ($Al_{12}Mg_{17}$) 等 IMCs 相的生成^[12-13]。虽然电磁脉冲焊接接头不需要进行焊后热处理,但是在实际生产中工序多、工况环境复杂,铝/镁异种金属焊接接头不可避免地需经过退火、热处理、涂装等过程。焊后热处理工艺会影响界面 IMCs 的生成和长大,界面 IMCs 会直接影响焊接接头的力学性能,特别是界面存在较大的残余应力时^[14-15]。为了减小 IMCs 对接头力学性能的有害影响,必须了解焊后热处理过程中 IMCs 的形成和演变及其对接头力学性能的作用机制。Zhang^[16] 和张婷婷^[17] 等研究了退火对铝/镁爆炸焊接复合板界面微观组织演变和力学性能的影响,结果表明随着退火温度的升高,铝/镁复合材料的抗拉强度先升高后急剧降低,退火温度达到 250 °C 后,铝/镁接头出现裂纹扩展和界面分层的现象。张振等^[18]

研究了退火温度对 5052/AZ31B 爆炸复合板组织与性能的影响,也获得相似的结论。Mojtaba 等^[19] 探究了焊后热处理温度对 AZ31/6061 扩散焊界面组织和力学性能的影响,研究结果表明焊后热处理可以改善焊接接头的组织和性能,但是当退火温度升高或退火时间增加时将会增加铝/镁焊接界面金属间化合物的厚度,降低铝/镁焊接接头的力学性能。

目前,对铝/镁异种金属焊接接头焊后热处理的研究已有,但焊后热处理对铝/镁管件电磁脉冲焊接界面微观组织演变和力学性能的影响还缺乏系统研究,因此有必要对相关内容开展研究。本文基于上述铝/镁异种金属焊接接头在实际应用中会遇到的情况,分析了不同焊后热处理温度对铝/镁管件电磁脉冲焊接接头微观组织和力学性能的影响,探究了不同热处理温度下接头的界面元素扩散及接头失效机制,为铝/镁异种金属管件复合构件的实际应用提供参考。

1 试验材料与方法

焊接所用材料为 5052 铝合金和 AZ31 镁合金,其化学成分如表 1 所示。

表 1 5052 铝合金和 AZ31 镁合金的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of the 5052 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy (mass fraction, %)							
	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Cr
5052	2.2-2.8	Bal.	0.1	0.1	0.25	0.1	0.15-0.3
AZ31	Bal.	2.5-3.5	0.5-1.5	0.5-1.5	0.1	-	-

采用电磁脉冲放电系统和管焊线圈对 5052 铝合金管和 AZ31 镁合金管进行搭接焊。5052 铝合金和 AZ31 镁合金管材的放置位置示意图及相应尺寸如图 1 所示。5052 铝合金为外管(动管),AZ31 镁合金为内管(基管),外管与内管形成的焊接间隙为 1.5 mm。为了防止内管变形严重,在其内部放置橡胶垫块作为支撑。在进行焊接前,采用无水乙醇对铝管内表面和镁管外表面进行清洗,去除灰尘和油污。

铝/镁管件 EMPW 的原理图如图 2 所示。管件电磁脉冲焊接系统主要由储能电容器组、高压充电电源、工作线圈、集磁器和放电电路组成。电磁脉冲管件焊接原理是高压电源给电容器组充电,高压开关控制电容器组放电,当开关闭合,高强度电流通过线缆流入线圈,线圈内的高频电流将产生强大的瞬态

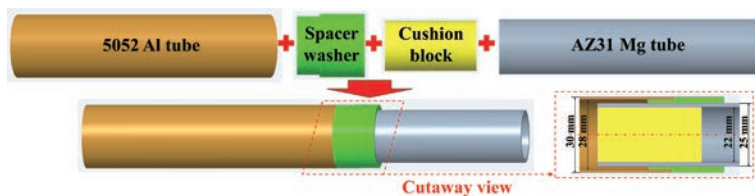


图 1 铝合金和镁合金管件的搭接示意图

Fig. 1 The lap welding schematic diagram of Al alloy and Mg alloy tubes

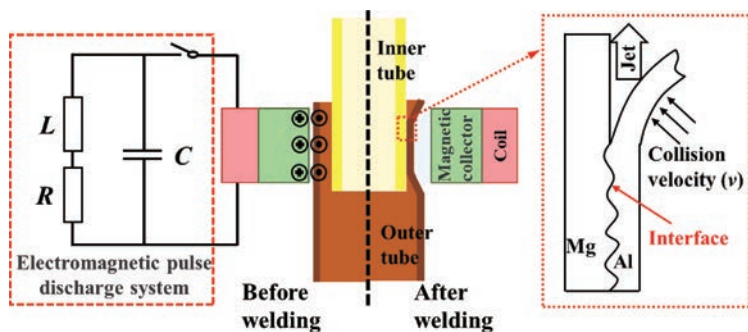


图 2 铝/镁管件的 EMPW 原理示意图

Fig. 2 Schematic diagram of EMPW for the Al/Mg tube joints

磁场,外管在电磁场中由于电磁感应作用产生涡流,在变化的磁场中产生巨大的洛伦兹力,推动外管加速远离线圈和集磁器,以非常高的速度与内管发生碰撞,在巨大的冲击力作用下,两个材料表面处形成射流,射流帮助清除材料表面的氧化层和杂质,促进焊接界面的结合,实现两个金属材料的冶金结合。本研究在焊接能量为 35 kJ,焊接间隙为 1.5 mm 的工艺参数下获得铝/镁管件电磁脉冲焊接接头,用于后续的焊后热处理工艺研究。

对 Al/Mg 管件电磁脉冲焊接接头进行焊后热处理,分别在 100、150、200、250 和 300 °C 下保温 2 h,焊后热处理采用随炉升温的加热方法,并在空气中冷

却,观察和测试不同温度热处理后铝/镁管件电磁脉冲焊接接头界面微观组织和力学性能的变化规律。采用线切割的方法垂直于焊缝加工获得焊接后和热处理后铝/镁接头微观组织观察试样,取样示意图如图 3 所示。将加工好的试样进行研磨和抛光,利用配备有能谱探测器(EDS)的环境扫描电镜(SEM)对焊接界面处的形貌和元素扩散情况进行观察和分析。采用万能试验机(INSTRON 5985)对焊接后和热处理后的铝/镁接头进行拉伸-剪切测试,拉伸-剪切速率为 2 mm/min,取 3 次试验结果的平均值作为最终结果,并采用 SEM 和 EDS 对接头的拉伸-剪切断口进行观察和分析,分析其失效机理。

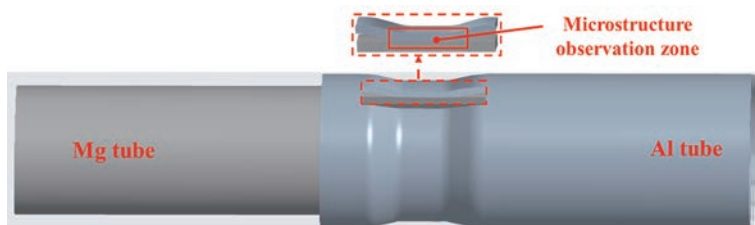


图 3 铝/镁管件 EMPW 接头界面微观观察取样位置示意图

Fig. 3 Schematic diagram of sampling location for microscopic observation of EMPW joint interface of the Al/Mg tubes

2 结果与讨论

2.1 热处理温度对铝/镁焊接接头界面形貌的影响

根据之前的研究结果可知^[20-21],EMPW 接头的

结合界面形貌通常有 3 种形式:波形界面、平直界面和熔化区界面,其中波形界面结合区是焊接结合良好的典型形貌。本研究中主要对波形界面的形貌、组织

和元素扩散情况进行观察和分析。图4为焊接后和不同温度热处理后铝/镁管件 EMPW 接头波形界面照片。从图4(a)中可以看出,铝/镁焊接接头界面存在典型的波形界面,且波形界面呈不对称结构,这是铝合金和镁合金管材的硬度存在明显差异造成的^[22]。图4(b)~4(f)分别是接头在100、150、200、250和300℃热处理2h后的界面形貌。经不同温度热处理后,接头结合界面仍呈不对称的波形形貌,未发生明显变化。经过150℃热处理后,焊接界面没有明显的变化,也没有形成明显的扩散层。当热处理温度达到200℃时,界面处出现明显的扩散层,如图4(d)所示。铝/镁焊接界面在不同温度和保温时间下会形成不同结构的扩散层^[23]。随着温度的升高,界面扩散层的厚度逐渐增加。从图4(e)和(f)的局部放大图中可以看到,热处理温度达到250和

300℃时,铝/镁焊接界面扩散层厚度不仅逐渐变厚,且出现了分层现象,靠近Al侧的扩散层较厚,靠近Mg侧的扩散层较薄。为了更清楚地看出界面处元素扩散和扩散层的不同,分别对100、200和300℃热处理后的铝/镁接头波形界面处进行元素分布面扫描,结果如图5所示。图5(a)为热处理温度为100℃时,铝/镁焊接界面处的元素分布情况,从图中可以看到界面处存在一定程度的元素扩散现象。当热处理温度升高至200℃时,界面处Al和Mg元素有一定的重叠区域,表明元素发生了明显扩散,且形成了成分稳定的化合物层,如图5(b)所示。当热处理温度达到300℃,界面处形成两个成分不同的扩散层,靠近Al侧的扩散层Al含量较高且宽度较宽,靠近Mg侧的扩散层Mg含量较高而宽度较窄,如图5(c)所示。

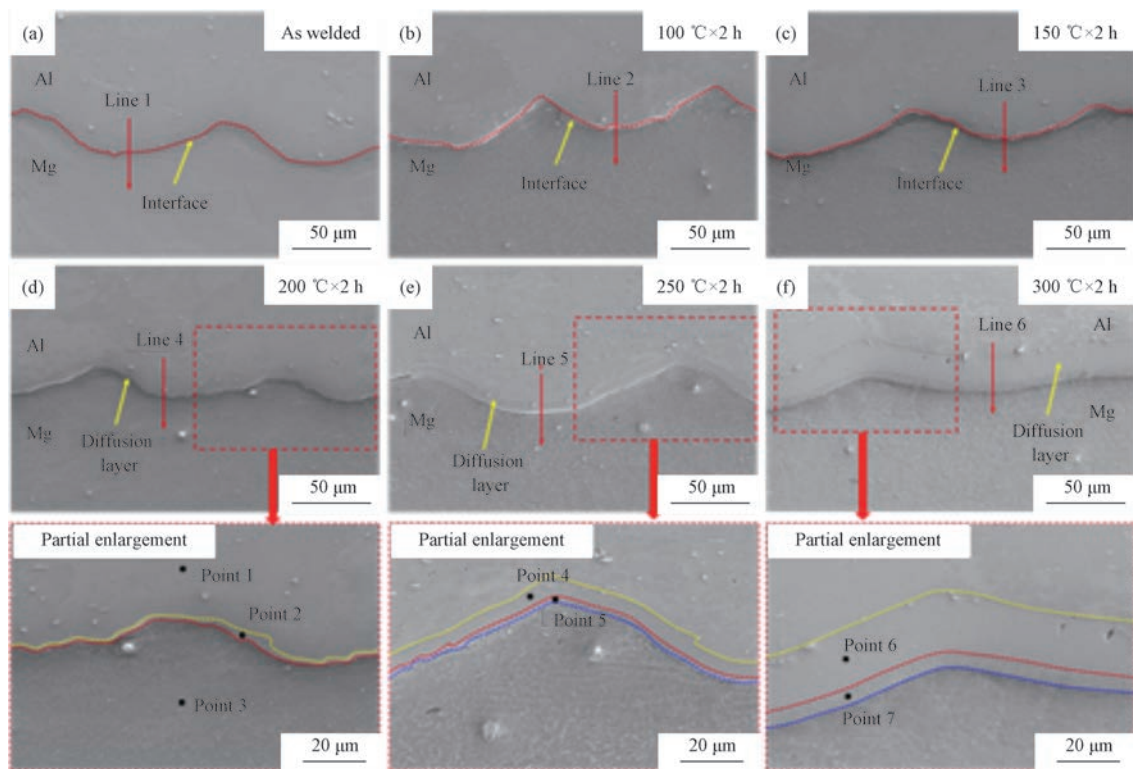


图4 不同温度热处理后铝/镁 EMPW 接头界面的微观组织

(a) 未热处理; (b) 100℃; (c) 150℃; (d) 200℃; (e) 250℃; (f) 300℃

Fig. 4 The interface microstructure of the Al/Mg EMPW joints after heat treatment at different temperatures

(a) without heat treatment; (b) 100℃; (c) 150℃; (d) 200℃; (e) 250℃; (f) 300℃

图6是对应图4中线1~6的线扫描成分分析结果。图6(a)为未经热处理的铝/镁焊接界面处的元素线扫描分析结果,可以看出电磁脉冲焊接过程中Al元素和Mg元素在界面发生了一定的扩散,界面处具有一个宽度约4μm的元素扩散区。电磁脉冲焊

接过程中的元素扩散主要是由于焊接过程中存在剧烈的塑性变形,且高速碰撞后界面处存在短暂的高温高压区域,这也是电磁脉冲焊接可以实现冶金结合的关键因素之一^[24-25]。图6(b)和6(c)为分别为经100和150℃热处理2h后的铝/镁焊接界面处元素线

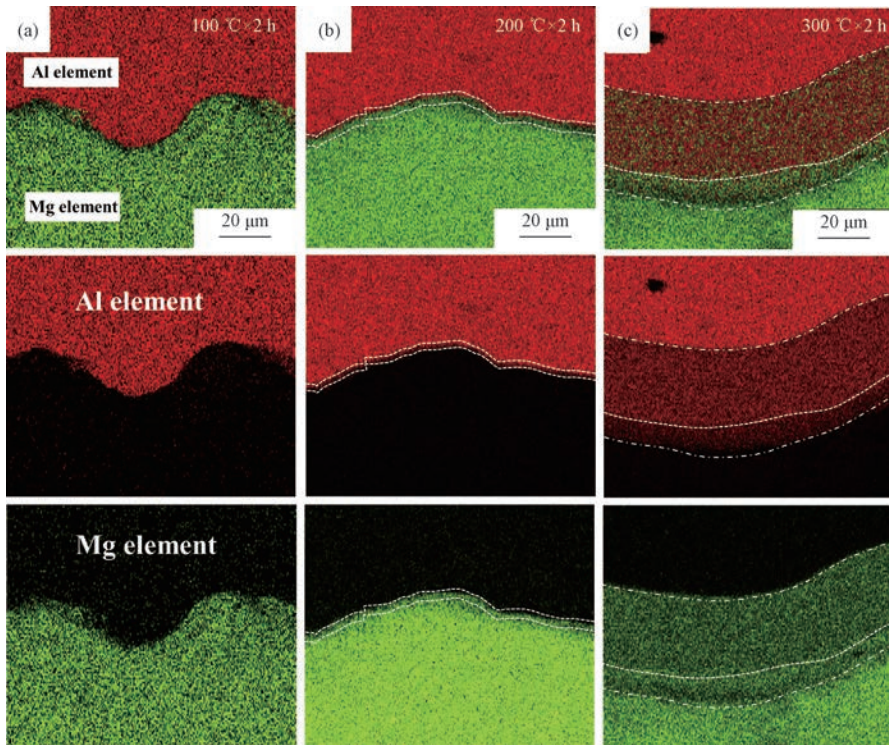


图 5 不同温度热处理后铝/镁 EMPW 接头界面处的元素分布图 (a) 100 °C ; (b) 200 °C ; (c) 300 °C

Fig. 5 Element distribution at interface of the Al/Mg EMPW joints after heat treatment at different temperatures (a) 100 °C ; (b) 200 °C ; (c) 300 °C

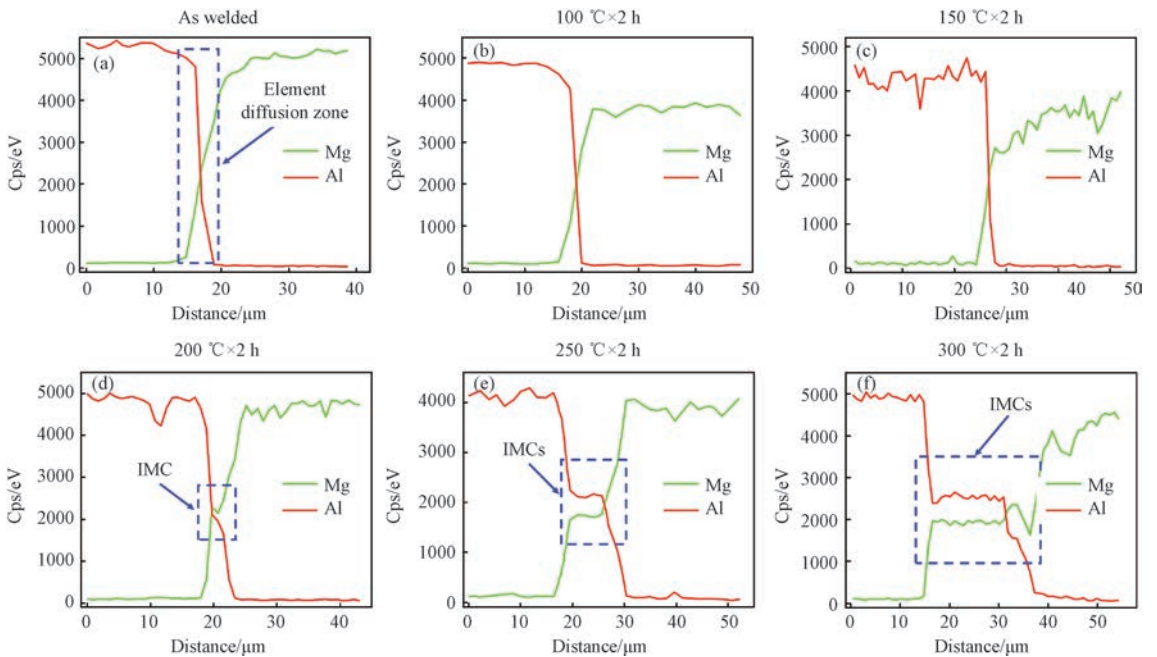


图 6 不同温度热处理后铝/镁 EMPW 接头界面元素线扫描结果

(a) 未热处理; (b) 100 °C ; (c) 150 °C ; (d) 200 °C ; (e) 250 °C ; (f) 300 °C

Fig. 6 Line scanning results of interface elements of the Al/Mg EMPW joints after heat treatment at different temperatures (a) without heat treatment; (b) 100 °C ; (c) 150 °C ; (d) 200 °C ; (e) 250 °C ; (f) 300 °C

扫描结果,经过热处理后界面处元素发生了进一步的扩散,与未热处理的铝/镁焊接接头相比,界面处元素扩散的宽度略有增加。图6(d)为铝/镁焊接接头经200℃热处理2h后界面处的元素线扫描结果,在界面处Al、Mg元素扩散区域出现一个成分稳定的平台,与Al母材和Mg母材的成分不同,表明界面处形成了金属间化合物层。图6(e)和6(f)分别为铝/镁焊接接头经250和300℃热处理2h后界面处的元素线扫描结果,从图中均可看到两个不同的扩散平台,表明界面处形成了两个成分不同的

扩散层。

为了确定扩散层的具体成分,对经过不同温度热处理后的铝/镁焊接接头界面处不同位置处进行了EDS元素点扫描分析,结果见表2所示。根据原子比例可知,经200℃热处理2h后铝/镁焊接接头界面形成的扩散层成分为 $Al_{12}Mg_{17}$ (γ)相,经250和300℃热处理2h后铝/镁焊接接头界面形成了两层扩散层,靠近Al侧的成分为 Al_3Mg_2 (β)相,靠近Mg侧的成为 $Al_{12}Mg_{17}$ (γ)相,其中 Al_3Mg_2 层比 $Al_{12}Mg_{17}$ 层的厚度大得多,这与前人的研究结果一致^[26]。

表2 图4中各点的EDS成分分析结果(原子分数,%)

Table 2 EDS component analysis results of each point marked in Fig. 4 (at%)

	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4	Point 5	Point 6	Point 7
Al	97.28	39.13	3.45	58.83	41.72	61.43	43.59
Mg	2.72	60.87	96.55	41.17	58.28	38.57	56.41

电磁脉冲焊接过程中由于存在瞬时高温高压情况使界面处发生一定的元素扩散。若将铝/镁管件电磁脉冲焊接接头进行焊后热处理,界面处的原子在受热后被激活,在界面浓度梯度的作用下,发生不同程度的扩散。根据不同温度热处理后界面扩散层的厚度不同可知,不同温度下界面的元素扩散情况不同。影响元素扩散过程的两个重要的参数为扩散系数 D 和扩散激活能 Q ,扩散系数、扩散激活能与温度之间满足Arrhenius指数关系^[27]:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中: D 和 D_0 分别是扩散系数和扩散常数,单位为 m^2/s ; Q 是原子扩散激活能,单位为 kJ/mol ; R 是玻尔兹曼常数,一般取 $8.314 J/(mol \cdot K)$; T 是加热温度,单位为 K 。根据文献^[28]可知,Al原子和Mg原子的扩散系数 D_0 的取值分别为 1.7×10^{-4} 和 $1.5 \times 10^{-4} m^2/s$,扩散激活能 Q 的取值分别为 1.42×10^5 和 $1.35 \times 10^5 kJ/mol$ 。Mg原子的自扩散系数大于Al原子的自扩散系数,由式(1)可知,相同温度下Mg原子的扩散速率大于Al原子的扩散速率,Mg原子向Al基体扩散的速率远大于Al原子向Mg基体扩散的速率。因此,大量的Mg原子在Al界面处迅速富集,Al原子与大量的Mg原子发生共晶反应,在界面处形成 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 Al_3Mg_2 。随着Mg原子继续向Al基体扩散, $Al_{12}Mg_{17}$ 和 Al_3Mg_2 沿着界面横向生长,厚度逐渐均匀增大,形成连续的 $Al_{12}Mg_{17}$ 层和 Al_3Mg_2 层。

根据文献可知^[29],初始铝/镁界面上每单位面积的吉布斯自由能变化 ΔGd 可以近似为:

$$\Delta G(\gamma)d = (G_\gamma - 12/29G_{Al} - 17/29G_{Mg})d + \gamma_{(\gamma/Al)} + \gamma_{(\gamma/Mg)} - \gamma_{(Mg/Al)} = \Delta G_{vol}(\gamma)d + \gamma_{(\gamma/Al)} + \gamma_{(\gamma/Mg)} - \gamma_{(Mg/Al)} \quad (2)$$

式中: d 为金属间化合物层的厚度; G_γ 、 G_{Al} 、 G_{Mg} 分别为 $Al_{12}Mg_{17}$ 相、富Al相和富Mg相的吉布斯自由能; $\gamma_{(\gamma/Al)}$ 、 $\gamma_{(\gamma/Mg)}$ 和 $\gamma_{(Mg/Al)}$ 分别表示 γ/Al 、 γ/Mg 和Al/Mg界面的界面自由能。当界面处存在两种金属间化合相时,吉布斯自由能变化的表达式为:

$$\Delta G(\gamma, \beta)d = \Delta G_{vol}(\gamma, \beta)d + \gamma_{(\beta/Al)} + \gamma_{(\gamma/Mg)} + \gamma_{(\gamma/\beta)} - \gamma_{(Mg/Al)} \quad (3)$$

式中: $\gamma_{(\beta/Al)}$ 和 $\gamma_{(\gamma/\beta)}$ 分别是Al/ β 和 γ/β 界面的界面自由能, $\Delta G_{vol}(\gamma, \beta)$ 是由两个金属间化合物相的形成引起的金属间化合物层中的体积平均自由能变化。在相同条件下,形成 $Al_{12}Mg_{17}$ 相所需的吉布斯自由能低于形成 Al_3Mg_2 相所需的吉布斯自由能^[30],因此 $Al_{12}Mg_{17}$ 相比 Al_3Mg_2 相先形成,铝/镁焊接接头在200℃热处理2h后形成的扩散层为 $Al_{12}Mg_{17}$ 层。随着热处理温度的升高,元素扩散程度增大, Al_3Mg_2 相开始形成。当 Al_3Mg_2 相与 $Al_{12}Mg_{17}$ 相同时存在时, Al_3Mg_2 相的生长速率远大于 $Al_{12}Mg_{17}$ 相的生长速率。因此在250和300℃热处理2h后的铝/镁焊接界面处形成的扩散层中,靠近Al合金侧的 Al_3Mg_2 层比靠近Mg合金侧的 $Al_{12}Mg_{17}$ 层厚度大得多。

2.2 热处理温度对铝/镁焊接接头力学性能的影响

图7为不同温度热处理后的铝/镁接头在拉伸-剪切测试中的典型载荷-位移曲线图。从图7中可以看出,在100℃热处理2h后,铝/镁接头经拉伸-剪切测试后失效发生在铝管母材上,但是铝管母材的抗拉

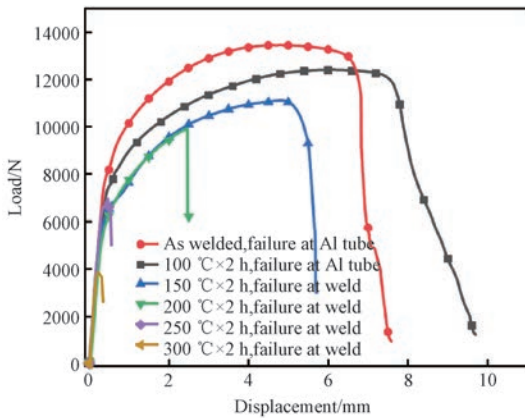


图 7 不同温度热处理后铝/镁接头在拉伸-剪切测试中的典型载荷-位移曲线

Fig. 7 Typical load-displacement curves of Al/Mg joints after heat treatment at different temperatures during tensile shear tests

强度略有降低,伸长率略有增加,这是低温退火后 5052 铝管自身的性能发生了变化,铝/镁接头的性能并未发生明显变化。铝/镁接头在 150 °C 及以上的温度热处理后均在焊缝处发生失效,且随着热处理温度的升高,接头的力学性能呈显著下降的趋势。当热处理温度为 200 °C 时,铝/镁焊接接头的力学性能显著

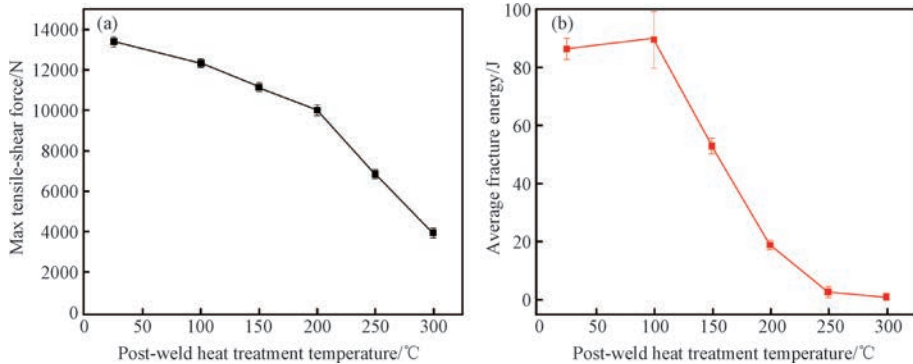


图 8 不同温度热处理后铝/镁接头的最大拉伸-剪切力(a)和平均断裂能(b)

Fig. 8 Max tensile-shear forces (a) and average fracture energy (b) of the Al/Mg joints after heat treatment at different temperatures

2.3 热处理温度对铝/镁焊接接头失效机制的影响

根据前面热处理温度对铝/镁接头界面微观组织和力学性能的影响分析可知,热处理温度会影响铝/镁 EMPW 接头界面扩散层的形成,从而影响铝/镁 EMPW 接头的力学性能。经不同温度热处理后铝/镁 EMPW 接头在拉伸-剪切测试中的失效形式有两种:未热处理或在较低温度下热处理(≤ 100 °C)后铝/镁接头的界面组织和力学性能未发生明显变化,

下降,从载荷-位移曲线中可以看出接头发生了瞬断。经 250 和 300 °C 热处理 2 h 后的铝/镁接头力学性能与未热处理的铝/镁接头力学性能相比分别下降了 49% 和 71%。

图 8 为不同温度热处理后铝/镁接头在拉伸-剪切测试中可承受的最大拉伸剪切力和平均断裂能的统计图。未经过热处理的铝/镁接头的平均最大拉伸-剪切力为 13.4 kN。铝/镁接头的平均最大拉伸-剪切力随着热处理温度的升高呈明显降低的趋势。通过对铝/镁接头拉伸-剪切测试中的载荷-位移曲线积分后可得到接头的平均断裂能,结果如图 8(b) 所示。从图 8(b) 中可以看出,铝/镁接头可承受的平均断裂能随着热处理温度的升高呈先略微增大后迅速减小的趋势。经 100 °C 热处理后铝/镁接头的断裂能与未热处理的铝/镁接头相比略有增加,随着热处理温度的升高,接头的断裂能逐渐下降。当热处理温度为 200 °C 时,铝/镁接头可承受的断裂能仅为未热处理时的 23% 左右,虽此时接头的最大拉伸-剪切载荷还高达 10 kN,但接头已不能正常使用。当热处理温度达到 250 和 300 °C 时,铝/镁接头的断裂能非常小,此时接头几乎没有任何承受载荷的能力。

经拉伸-剪切测试后均在铝管母材上发生失效;在较高温度下热处理后(150~300 °C)铝/镁接头的界面处形成硬脆的金属间化合物层,接头力学性能下降,经拉伸-剪切测试后均在焊缝处失效。本研究主要对焊缝处失效的断口进行观察和分析。

图 9 为经 150、200、250 和 300 °C 热处理 2 h 后的铝/镁接头经拉伸-剪切后的 Al 侧、Mg 侧的断口形貌。表 3 是对应图 9 中 Al 侧和 Mg 侧断口上选区的

EDS点扫描分析结果。从图9(a)~9(d)中可以看出,Al侧断面上均未有明显的剪切韧窝,随着热处理温度的升高,Al侧断面整体的平整度越来越好,断面上裂纹数量也明显增多。从图9(e)~9(h)中可以看出,Mg侧断面上撕裂脊的特征越来越不明显,随着热处理温度的升高,Mg侧断面上出现气孔,层片状分离等现象。图9(a)和9(e)分别是150℃热处理2h后接头经拉伸-剪切后的Al侧和Mg侧断面形貌,从图中可以看出断面上分布着少量的剪切韧窝,是韧性断裂和脆性断裂相结合的混合断裂模式,结合EDS点扫描分析结果可知,Al侧断面的主要成分是Al,也有少部分Mg的存在,Mg侧断面上存在大量的Al,表明接头在拉伸-剪切测试中沿着焊缝靠近Al侧发生开裂。图9(b)和9(f)分别是200℃热处理2h后接头拉伸-剪切后的Al侧和Mg侧断面形貌,从图中未观察到剪切韧窝的存在,Al侧断面相对平坦,放大后可观察到细小的裂纹,Mg侧断面呈撕裂脊形貌。根据EDS分析结果可知,Mg侧断面撕裂脊上有少量Al粘附,但大多数还是Mg基体,表明接头是沿着焊缝发

生开裂的。结合前面界面微观组织分析可知,经200℃热处理2h后接头的界面上生成一层较薄的 $Al_{12}Mg_{17}$ 金属间化合物层,可推断出接头在拉伸-剪切测试中裂纹在金属间化合物层出萌生扩展,沿着 $Al_{12}Mg_{17}$ 金属间化合物层发生开裂,因此在断面上观察到细小的裂纹。图9(c)和9(g)分别是经250℃热处理2h后接头的Al侧和Mg侧断面形貌,Al侧和Mg侧的断口形貌均呈较平坦的层片状,是明显的脆性断裂特征。在Al侧断面上可以看到大量的裂纹分布,在Mg侧断面上可以看到一些小的孔洞。根据EDS点扫描分析结果可知,Al侧断面和Mg侧断面的成分均为金属间化合物 Al_3Mg_2 ,表明铝/镁接头在拉伸-剪切测试中沿着 Al_3Mg_2 金属间化合物层发生开裂。图9(d)和9(h)分别是经300℃热处理2h后接头的Al侧和Mg侧断面形貌。在300℃热处理后的铝/镁接头经拉伸-剪切测试断裂后的断面更加平坦,且断面明显被氧化。根据EDS点扫描结果分析可知,铝/镁接头也是沿着 Al_3Mg_2 金属间化合物层发生开裂。

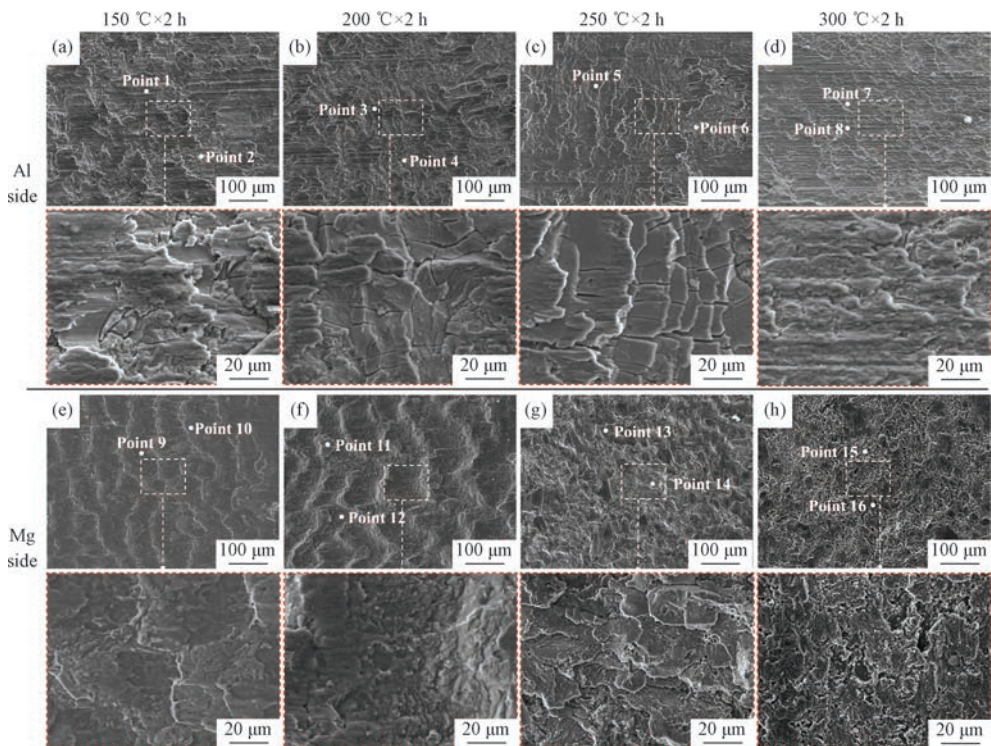


图9 不同温度热处理后铝/镁接头的失效断口形貌

(a~d) Al侧断口形貌; (e~h) Mg侧断口形貌; (a,e) 150℃; (b,f) 200℃; (c,g) 250℃; (d,h) 300℃

Fig. 9 Failure fracture surface morphology of the Al/Mg joints after heat treatment at different temperatures

(a-d) fracture morphology of Al side; (e-h) fracture morphology of Mg side;

(a,e) 150℃; (b,f) 200℃; (c,g) 250℃; (d,h) 300℃

表 3 图 9 中各点的 EDS 成分分析结果(原子分数, %)

Table 3 EDS component analysis results of each point marked in Fig. 9(at%)

	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4	Point 5	Point 6	Point 7	Point 8	Point 9	Point 10	Point 11	Point 12	Point 13	Point 14	Point 15	Point 16
Al	87.36	94.23	64.39	89.69	62.34	59.78	82.32	53.58	86.22	14.93	5.16	25.91	38.93	39.94	35.93	30.8
Mg	12.35	5.31	33.16	7.58	32.32	35.03	17.31	40.18	13.47	84.65	91.36	69.44	52.61	50.79	52.37	44.68
O	0.29	0.46	2.45	2.73	5.34	5.19	0.37	6.24	0.31	0.42	3.48	4.65	8.46	9.27	11.7	24.52

综上所述,经不同温度热处理后的铝/镁管件电磁脉冲焊接接头的拉伸-剪切失效模式可分为两大类:铝管母材失效和焊缝处失效。本研究主要针对焊缝处失效进行分析,又将其分为 3 类:沿靠近 Al 侧界面的混合断裂模式、沿 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 层开裂的脆性断裂模式和沿 Al_3Mg_2 层开裂的脆性断裂模式,失效模式示意图如图 10 所示。经 $150\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后的铝/镁焊接接头界面并未形成金属间化合物层,在拉伸-剪切测试中沿靠近 Al 侧界面处发生失效,如图 10(a) 所示。经 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后的铝/镁焊接接头界面处形成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 金属间化合物层,在拉伸-剪切测试中沿

$\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 层发生开裂失效,如图 10(b) 所示。经 250 和 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后的铝/镁焊接接头在拉伸-剪切测试中沿 Al_3Mg_2 层发生开裂失效,如图 10(c) 所示。经 250 和 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后的铝/镁焊接接头中有 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 和 Al_3Mg_2 两层金属间化合物,由于 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相的热导率与 Mg 合金的热导率比较接近, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相与 Mg 合金之间的应力集中相对较小,而 Al_3Mg_2 金属间化合物层和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 金属间化合物层分别是富铝层和富镁层,热导率相差较大,接头在拉伸-剪切测试中 Al_3Mg_2 金属间化合物层中最易引发裂纹^[31]。

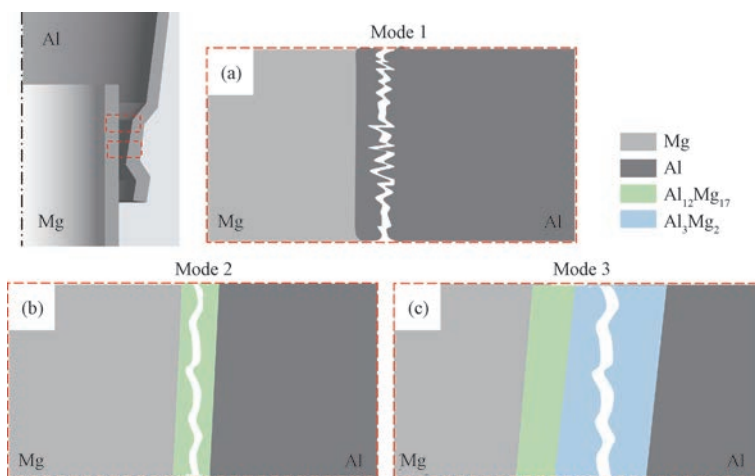


图 10 铝/镁接头在焊缝处失效的多种模式示意图

(a) 沿着 Al 侧失效; (b) 沿着 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 层失效; (c) 沿着 Al_3Mg_2 层失效

Fig. 10 Schematic diagram of multiple failure modes of Al/Mg joints at welds

(a) failure along the Al side; (b) failure along the $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ layer; (c) failure along the Al_3Mg_2 layer

3 结论

1) 焊后热处理会影响铝/镁 EMPW 接头的微观组织,焊后热处理温度较低时,铝/镁界面仅发生一定程度的元素扩散;焊后热处理温度达到 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 时,铝/镁界面处形成由 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 组成的金属间化合物层;焊后热处理温度升高到 250 和 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 时,界面处生成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 和 Al_3Mg_2 两层不同的金属间化合物层;焊后热处理时,铝/镁界面处先形成靠近 Mg 合金侧的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 层,再形成靠近 Al 合金侧的 Al_3Mg_2 层,但

Al_3Mg_2 层的厚度要比 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 层厚度大得多;

2) 铝/镁界面金属间化合物的形成导致接头的力学性能大幅下降,未热处理和 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后的铝/镁 EMPW 接头在拉伸-剪切测试时在铝管母材处发生失效;热处理温度 $\geq 150\text{ }^\circ\text{C}$ 时,铝/镁 EMPW 接头在拉伸-剪切测试时均在焊缝处失效,但开裂位置并不相同:经 $150\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后铝/镁接头的断裂模式为沿着靠近 Al 合金侧焊缝发生开裂的韧性断裂模式;经 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后铝/镁接头的断裂模式为沿

$\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 层的脆性断裂模式;热处理温度超过 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,接头界面存在 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 和 Al_3Mg_2 两种金属间化合物层,接头的断裂模式为沿着 Al_3Mg_2 层发生失效的脆性断裂模式。

参 考 文 献

- [1] Zhang W, Xu J. Advanced lightweight materials for automobiles: A review[J]. *Materials & Design*, 2022, 221: 110994.
- [2] 庄志国, 丁云龙, 张恩诚, 等. $\text{Mg}_1/\text{Al1060}$ 真空扩散焊接接头微观组织演变及性能分析[J]. *焊接学报*, 2024, 45(3): 99-106.
ZHUANG Zhi-guo, DING Yun-long, ZHANG En-cheng, et al. Microstructure evolution and property analysis of $\text{Mg}_1/\text{Al1060}$ vacuum diffusion welded joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2024, 45(3): 99-106.
- [3] 李永兵, 马运五, 楼铭, 等. 轻量化多材料汽车车身连接技术进展[J]. *机械工程学报*, 2016, 52(24): 1-23.
LI Yong-bing, MA Yun-wu, LOU Ming, et al. Advances in welding and joining processes of multi-material lightweight car body[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2016, 52(24): 1-23.
- [4] Xu Y, Ke L M, Mao Y Q, et al. An innovative joint interface design for reducing intermetallic compounds and improving joint strength of thick plate friction stir welded Al/Mg joints[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 11(9): 3151-3160.
- [5] Liu B, Yang J, Li J, et al. Research on welding deformation control technology of battery electric vehicle framed aluminum body[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2024, 34(1): 108-121.
- [6] 王恒, 刘黎明, 柳绪静. 镁铝异种材料 TIG 焊接接头扩散行为分析[J]. *焊接学报*, 2005(7): 5-8.
WANG Heng, LIU Li-ming, LIU Xu-jing. Diffusion behaviour analysis of TIG welded joint between dissimilar materials Mg and Al[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2005(7): 5-8.
- [7] Shi H, Chen K, Liang Z Y, et al. Intermetallic compounds in the banded structure and their effect on mechanical properties of Al/Mg dissimilar friction stir welding joints[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017, 33: 359-366.
- [8] 张婷婷, 王文先, 魏屹, 等. 钛/铝/镁爆炸焊复合板波形界面及力学性能[J]. *焊接学报*, 2017, 38(8): 33-36.
ZHANG Ting-ting, WANG Wen-xian, WEI Yi, et al. Waveform interface and mechanical properties of Ti/Al/Mg explosive welded composite plate[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(8): 33-36.
- [9] Raoelison R N, Sapanathan T, Buiron, et al. Magnetic pulse welding of Al/Al and Al/Cu metal pairs: Consequences of the dissimilar combination on the interfacial behavior during the welding process[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2015, 20: 112-127.
- [10] Wang X M, Li C X, Zhou Y, et al. Electromagnetic-mechanical response mechanism and microstructure evolution during Al-Mg electromagnetic pulse welding[J]. *Materials Characterization*, 2024, 215: 114174.
- [11] Watanbe M, Kumai S, Aizama T. Interfacial microstructure of magnetic pressure seam welded Al-Fe, Al-Ni, and Al-Cu lap joints[J]. *Materials Science Forum*, 2006, 519: 1145-1150.
- [12] Zhu C C, Xu S W, Gao W L, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of Al/Mg joints manufactured by magnetic pulse welding[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 11: 2366-2375.
- [13] Chen S J, Jiang X Q. Microstructure evolution during magnetic pulse welding of dissimilar aluminium and magnesium alloys[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2015, 19: 14-21.
- [14] Avettand-fenoel M N, Khalil C, Tailard R, et al. Effect of steel galvanization on the microstructure and mechanical performances of planar magnetic pulse welds of aluminum and steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(7): 2721-2738.
- [15] Dang H Q, Yu H P. Effect of the post-weld heat treatment temperature on the mechanical properties and microstructure of magnetic pulse welded Al/Fe tubes[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15: 4554-4563.
- [16] Zhang N, Wang W X, Cao X Q, et al. The effect of annealing on the interface microstructure and mechanical characteristics of AZ31B/AA6061 composite plates fabricated by explosive welding[J]. *Materials & Design*, 2015, 65: 1100-1109.
- [17] 张婷婷, 王玢, 张杰, 等. 热处理对铝/镁合金复合板连接界面组织和性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2019, 40(2): 77-82.
ZHANG Ting-ting, WANG Bin, ZHANG Jie, et al. Effect of heat treatment on interfacial microstructure and properties of Al/Mg alloy cladding plate[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2019, 40(2): 77-82.
- [18] 张振, 丁旭, 田晓东, 等. 退火温度对 5052/AZ31B 爆炸复合板组织与性能的影响[J]. *材料导报*, 2022, 36(15): 147-152.
ZHANG Zhen, DING Xu, TIAN Xiao-dong, et al. Effect of annealing temperature on microstructure and properties of 5052/AZ31B

- explosive composite plate[J]. *Materials Reports*, 2022, 36(15):147–152.
- [19] Mojtaba J, Mohsen S R, Morteza J, et al. Effect of thermal tempering on microstructure and mechanical properties of Mg-AZ31/Al-6061 diffusion bonding[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 666:372–379.
- [20] 朱聪聪, 蒙奕帆, 柳泉潇潇, 等. Al/Mg 异种金属板材电磁脉冲焊接工艺及力学性能研究[J]. *精密成形工程*, 2021, 13(4):45–51.
- ZHU Cong-cong, MENG Yi-fan, LIU Quan-xiao-xiao, et al. Study on process and mechanical properties of Al/Mg dissimilar metal sheet joints by magnetic pulse welding[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2021, 13(4):45–51.
- [21] Zhu C C, Sun L Q, Gao W L, et al. The effect of temperature on microstructure and mechanical properties of Al/Mg lap joints manufactured by magnetic pulse welding[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(3):3270–3280.
- [22] Cui J J, Sun G Y, Li G Y, et al. Specific wave interface and its formation during magnetic pulse welding[J]. *Applied Physics Letters*, 2014, 105(22):2588.
- [23] Henryk P, Paweł P, Robert C, et al. Effect of impact loading and heat treatment on microstructure and properties of multi-layered AZ31/AA1050 plates fabricated by single-shot explosive welding[J]. *Materials & Design*, 2022, 214:110411.
- [24] 耿辉辉. Al-Fe 磁脉冲焊接及其接头失效机制研究[D]. 长沙:湖南大学, 2019.
- GENG Hui-hui. Magnetic pulse welding and fracture behavior of Al-Fe joint[D]. Changsha:Hunan University, 2019.
- [25] Mousavi A A A, Al-Hassani S T S. Numerical and experimental studies of the mechanism of the wavy interface formations in explosive/impact welding[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2005, 53(11):2501–2528.
- [26] 金玉花, 甘瑞根, 邵庆丰, 等. 焊后退火 Al-Mg 界面金属间化合物生长行为[J]. *焊接学报*, 2017, 38(8):68–72.
- JIN Yu-hua, GAN Rui-gen, SHAO Qing-feng, et al. Growth behavior of intermetallic compounds at Al-Mg interface after post-weld annealing[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(8):68–72.
- [27] Macwan A, Jaing X Q, Li C, et al. Effect of annealing on interface microstructures and tensile properties of rolled Al/Mg/Al tri-layer clad sheets[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 587:344–351.
- [28] Du Y, Chang Y A, Huang B Y, et al. Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: Critical evaluation and correlation [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 363:140–151.
- [29] Qiao X G, Li X, Zhang X Y, et al. Intermetallics formed at interface of ultrafine grained Al/Mg bi-layered disks processed by high pressure torsion at room temperature[J]. *Materials Letters*, 2016, 181:187–190.
- [30] Wang L, Wang Y, Prangnell P, et al. Modeling of intermetallic compounds growth between dissimilar metals[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(9):4106–4114.
- [31] 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, 338:44–53.