

基于 Ti 中间层的 AZ31B 镁合金/6061 铝合金 电阻点焊研究

胡 浩, 刘 飞, 侯庆磊, 陈 韬

(合肥工业大学, 安徽 合肥 230009)

摘 要: 通过添加钛箔中间层, 研究了镁/铝合金异种金属电阻搭接接头的微观组织与力学性能。结果表明, 添加 0.2 mm 厚度钛箔中间层可以大幅提高镁/铝异种金属电阻点焊(RSW)接头的结合强度, 接头的最大拉剪力随焊接电流的增大先增大后减小; 当焊接电流为 14 kA 时, 最大抗拉剪切力达到 2.3 kN。铝钛界面处有 Al_3Ti 生成, 接头断裂在镁侧热影响区上, 经过换算接头的最大抗剪切强度能够达到 156 MPa。通过 SEM 和 EDS 分析, 添加钛中间层阻断了镁合金和铝合金的相互扩散, 钛中间层阻碍了 Mg-Al 金属间化合物的生成, 从而大大提高接头的结合强度。

关键词: 镁合金; 铝合金; 电阻点焊; 钛中间层

中图分类号: TG453+.9

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2209-06

镁合金具有密度小, 比强度和比刚度高, 尺寸稳定性好, 阻尼减震性能优良, 易于机械加工和回收利用等优点, 被誉为“21 世纪绿色工程金属结构材料”^[1,2]。同时, 铝合金也是有色金属中用途最广泛的轻金属材料之一, 它具有密度小、比强度和比刚度大、导热性与导电性好、耐腐蚀性强等优点^[3,4]。镁合金和铝合金由于其优良的性能, 广泛应用于汽车工业、航天航空、国防军工、电子通信等领域^[5]。

当今, 电阻点焊技术是汽车制造中被广泛应用的焊接方法, 据统计, 一辆轿车上约有 5000 个电阻点焊焊点^[6]。电阻点焊具有成本低、效率高以及易实现机械自动化的优点。随着汽车轻量化的快速发展, 镁合金和铝合金作为优质的轻质金属材料, 会越来越广泛地应用到汽车构件中^[7,8]。镁合金和铝合金的交叉应用必将遇到它们的连接问题, 但是结合 Mg-Al 二元相图可知, 镁/铝异种金属焊接时, 界面中会不可避免地产生 Al_3Mg_2 和 $Al_{12}Mg_{17}$ 金属间化合物, 这些金属间化合物属于脆硬相, 大大降低了焊接接头的强度, 直接电阻点焊, 接头的强度不高于 26 MPa^[9,10]。因此, 使用电阻点焊技术对镁合金和铝合金进行异种连接的研究不仅具有重要的科学意义, 还具有很高的实际应用价值。

本研究使用 AZ31B 镁合金和 Al6061 铝合金作为母材, 添加工业纯钛作为中间层进行电阻点焊搭接焊接, 对焊接接头进行拉剪力学性能测试和显微硬度测试, 采用 SEM 技术对焊接接头铝/钛、钛/镁界面

以及镁/钛结合断面进行微观组织表征, 使用 EDS 技术检测了界面处元素分布和扩散的特点, 从而归纳了钛中间层对镁/铝电阻点焊接头焊接性的影响, 为后续的镁/铝异种焊接研究提供科学的参考。

1 实 验

本试验采用的镁合金母材为 AZ31B 镁合金, 铝合金母材为 6061 铝合金, 中间层钛箔为纯度 99% 的工业纯钛。母材尺寸为 100 mm×25 mm×1 mm, 添加的钛箔尺寸为 25 mm×25 mm×0.2 mm。表 1 为 AZ31B 镁合金和 6061 铝合金的化学成分。表 2 为 AZ31B 镁合金和 6061 铝合金母材的拉伸性能。

本试验采用的电阻点焊机型号为 DTN75 中频电阻点焊机, 使用 TCW-32H 微机控制器。上电极头为圆台形, 上底面直径为 6 mm, 下底面直径为 16 mm, 下电极头为圆柱形, 直径为 16 mm, 如图 1 所示。由于镁合金和铝合金具有较高热导率, 并且板材和电极之间易发生合金反应及飞溅, 故采用铬钴铜作为电极头材料, 以提高电极头使用寿命。焊接采用搭接接头, 由于铝合金的热导率大于镁合金的热导率, 铝侧散热较快, 所以焊接时将铝合金板置于上侧, 镁合金置于下侧^[11], 见图 2。焊前使用砂纸打磨去除镁合金和铝合金表面氧化膜, 然后将母材放入乙醇中进行超声波清洗去除油污等杂质, 再使用乙醇擦拭后晾干。中间层钛箔为纯度 99% 的工业纯钛, 焊接前对钛箔进行超声

收稿日期: 2021-06-02

基金项目: 国家自然科学基金青年基金(51704092)

作者简介: 胡 浩, 男, 1996 年生, 硕士, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009, E-mail: 17755342847@163.com

波清洗，并且使用乙醇擦拭后晾干备用。

经过前期试验优化，1 mm 厚 6061 铝合金和 AZ31B 镁合金加 0.2 mm 钛箔的最佳焊接工艺参数为：中频电阻点焊电极压力为 0.2 MPa，预压时间为 500 ms，维持时间为 200 ms，焊接电流为 10~18 kA，焊接时间为 200 ms。试样焊接后，采用 GB/T26957 金属材料焊缝破坏性试验十字形和搭接接头拉伸试验方法标准进行拉伸试验^[12]。使用显微硬度计对接头进行硬度测试，加载载荷为 200 g，加载时间为 10 s，相邻测试点间距为 0.1 mm。使用扫描电子显微镜观察接头各界面的微观形貌，并使用扫描电子显微镜上配备的能谱 (EDS) 分析仪对接头各区域进行化学元素分析。

2 结果与分析

表 1 镁合金 AZ31B 和铝合金 6061 的化学成分

Table 1 Chemical composition of the AZ31B and Al6061 alloy (ω/%)

Material	Mg	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Else
AZ31B	Bal.	2.5~3.5	0.6~1.4	0.2~1.0	0.003	0.08	0.01	0.03
Al6061	0.8~1.2	Bal.	0.25	0.15	<0.7	0.4~0.8	0.15~0.4	0.15

表 2 镁合金 AZ31B 和铝合金 6061 的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of the AZ31B and Al6061

Material	Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa	Elongation/ %
AZ31B	155	265	10
Al6061	275	305	12

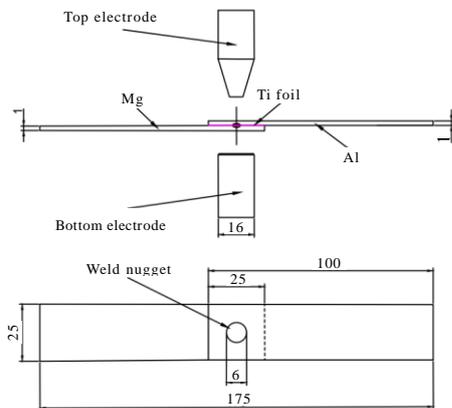


图 1 焊接装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of welding device (mm)

大量的凸起，说明界面处铝原子和钛原子发生了相互扩散，并且铝/钛界面处无明显的焊接缺陷存在。图 3c 为铝/钛界面及沿箭头的 EDS 元素线扫描结果，可以看出从铝侧到钛侧，铝原子的含量逐渐减少，向钛侧扩散，钛原子在铝侧母材上基本没有，仅在界面处钛原子向铝侧扩散。这是由于电阻点焊时电极头产生的

2.1 界面组织分析

图 2 是添加钛中间层 AZ31B 镁合金和 6061 铝合金电阻点焊 (RSW) 焊接接头熔核横截面形貌。从图中可以看到，由于钛的熔点远大于镁合金和铝合金的熔点，在电阻点焊中钛未完全熔化，只在界面处发生熔化。0.2 mm 厚度的钛箔有效地隔离了镁原子、铝原子的直接接触，将接头熔核区分为上下 2 个区域，I 区域为铝/钛界面，II 区域为钛/镁界面。

2.1.1 铝/钛界面分析

图 3 为 RSW 焊接接头熔核区铝/钛界面的微观组织以及 EDS 元素线扫描，表 3 为图 3c 中所示 1、2、3 位置的 EDS 点扫描分析结果。从图 3a 可以看出，铝/钛界面结合性较好，界面呈波浪状。图 3b 为图 3a 中 III 区域的放大图，可以发现，铝/钛界面处出现了

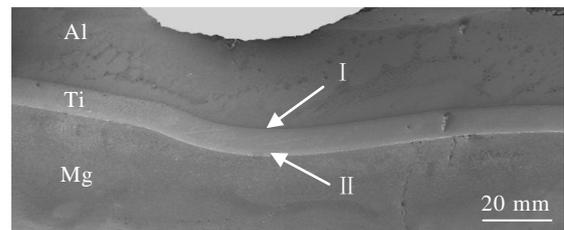


图 2 基于钛中间层的焊接接头熔核横截面形貌

Fig.2 Cross section morphology of nugget of welded joint with Ti interlayer

接触电阻热高于铝和钛的熔点，但是钛的熔点较高，热量向钛侧继续传导时逐渐减弱，使得钛原子仅在界面处熔化扩散。结合 Al-Ti 二元相图可知，在液态条件下铝钛可以无限固溶，在界面处铝原子和钛原子发生扩散互溶，由图 3c 和表 3 EDS 成分分析结合 Al-Ti 二元相图可初步推断界面处有 Al_3Ti 反应层生成。陈玉华^[13]、Li^[14]等人研究发现铝/钛焊接时，界面处会生成针状的 Al_3Ti 化合物，大量的针状化合物可能会增加与铝母材的接触面积，从而提高界面的结合力。

2.1.2 钛/镁界面分析

图 4 为 RSW 焊接接头熔核区钛/镁界面的微观组织以及 EDS 元素线扫描。从图 4a 可以看到，钛/镁界面较为平整，结合性较好，无明显的凸起。图 4b 为图 4a 中 IV 区域的放大图，图中钛/镁界面虽较为平

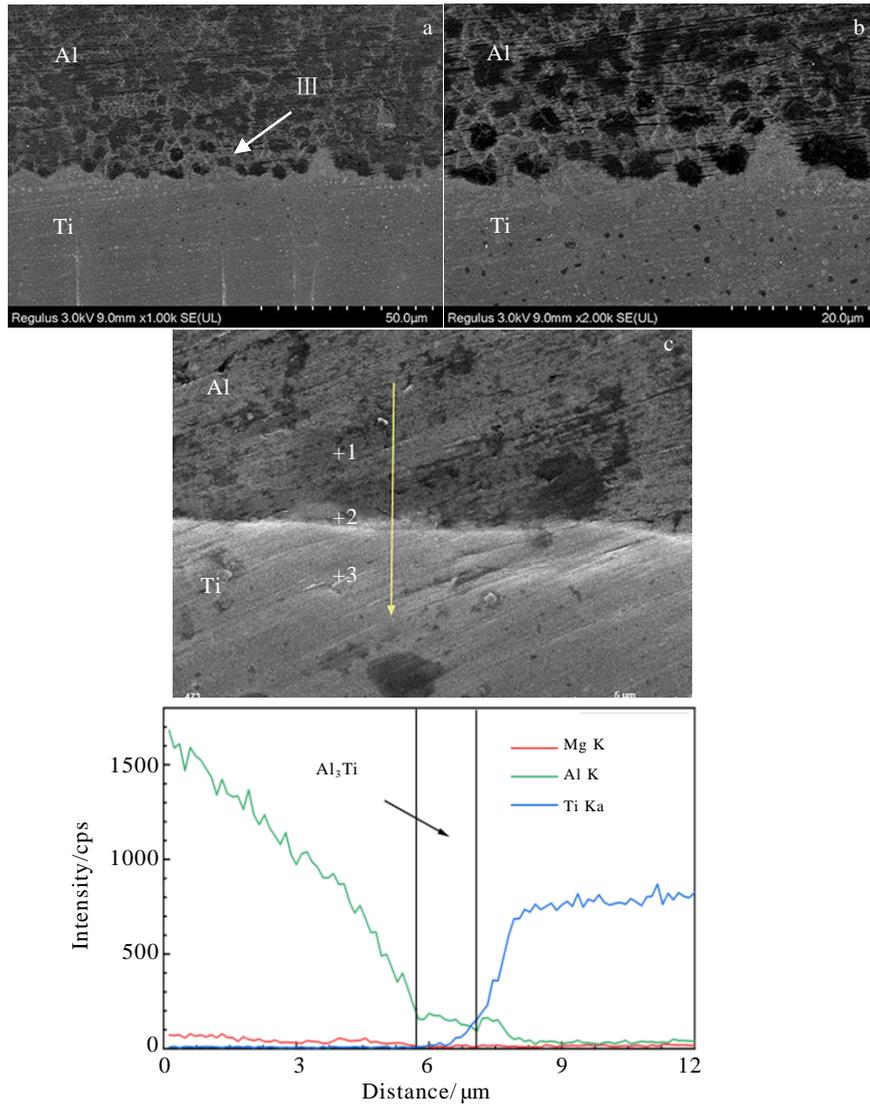


图 3 RSW 焊接接头熔核区铝/钛界面的微观组织及 EDS 元素线扫描

Fig.3 Cross section SEM microstructures (a, b) and EDS element line scanning along marked arrows (c) of RSW Al/Ti interface in fusion zone of welded joint: (a) interface of Al/Ti and (b) enlarged view of zone III of Fig.3a

表 3 图 3c 中不同区域的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of the different positions in Fig.3c (at%)

Position	Mg	Al	Ti
1	1.74	98.26	-
2	1.96	74.83	23.21
3	-	-	100

整，但是界面处 V 区域存在着气孔等焊接缺陷，从而降低了界面的结合性。这是由于镁合金沸点较低，只有 1107 °C，电阻点焊时，焊接电流较大，焊接时间较短，界面处的部分镁合金气化来不及逸出而导致。为了进一步探究钛/镁界面处原子的扩散情况，沿钛/镁界面处（箭头方向）进行了 EDS 线扫描，见图 4c。可以看到，钛元素和镁元素界面处发生突变，钛

原子和镁原子未发生扩散；结合镁/钛二元相图，镁和钛不产生固溶体，也不生成化合物，因此判断钛/镁界面未发生扩散，钛/镁界面处为固相连接。

结合铝/钛结合和钛/镁界面综合分析，可以得出铝/钛界面的结合性要强于钛/镁界面的结合性。这是由于铝/钛界面处铝原子和钛原子发生了相互扩散固溶，界面处生成了 Al₃Ti，使得界面呈波浪形，这种交错的结构大大地提高了与母材的接触面积，从而提高熔核界面的强度，并且铝/钛界面无明显的焊接缺陷产生；而钛/铝界面虽较为平整，但是钛原子和镁原子未发生扩散，并且界面处还有焊接缺陷气孔产生，使得界面强度不如铝/钛界面强度，这是接头断裂在镁侧的主要原因。

2.2 接头断面分析

图 5 为 AZ31B 镁合金和 6061 铝合金电阻点焊焊接接头拉剪测试后的宏观断口。可以发现，接头断裂在熔核区边缘镁侧热影响区，断口呈折线锯齿状。由 2.1 节界面组织分析可知，铝/钛界面结合性强于镁/钛界面结合性，故断裂发生在镁/钛界面一侧，与之前的界面分析相符合。虽然镁/钛界面结合性较差，但是由于电极头产生的电阻热向镁/钛熔合区外扩散，导致热影响区镁合金组织晶粒长大，降低了此区域的塑性，使得断裂发生在镁侧热影响区。

为了进一步探究镁钛界面断口形貌特征，将镁/钛接合面断开，图 6 和图 7 分别为镁侧和钛侧断面形貌。从图 6 和图 7 可以看出，断裂发生在镁侧，呈纽扣状，镁母材会熔化粘连在钛侧上。图 6b 中，VII 区域存在韧窝和撕裂棱，为韧性断裂，VIII 区域出现河流

花样和解理面，为解理断裂，故整个镁侧断口为准解理断裂。图 7b 中，存在大量的韧窝和撕裂棱，钛侧断口为韧性断裂。

2.3 接头力学性能分析

在电极压力为 0.2 MPa，焊接时间为 200 ms 的条件下，测试 5 组每种焊接电流下对应的焊接接头的最大抗拉剪切力，取平均值；发现焊接接头的最大抗拉剪切力随着焊接电流的增大而先增大减小，当焊接电流为 14 kA 时，接头的最大抗拉剪切力达到峰值 2.3 kN，经换算接头的最大抗剪切强度能够达到 156 MPa，见图 8。可以发现，熔核直径随焊接电流的增大先增大，后基本保持在一定范围内。这是因为焊接时，当焊接温度达到镁合金和铝合金的熔点后，母材开始熔化进行结合。当焊接电流增大时，焊接热量随之增大，使得母材

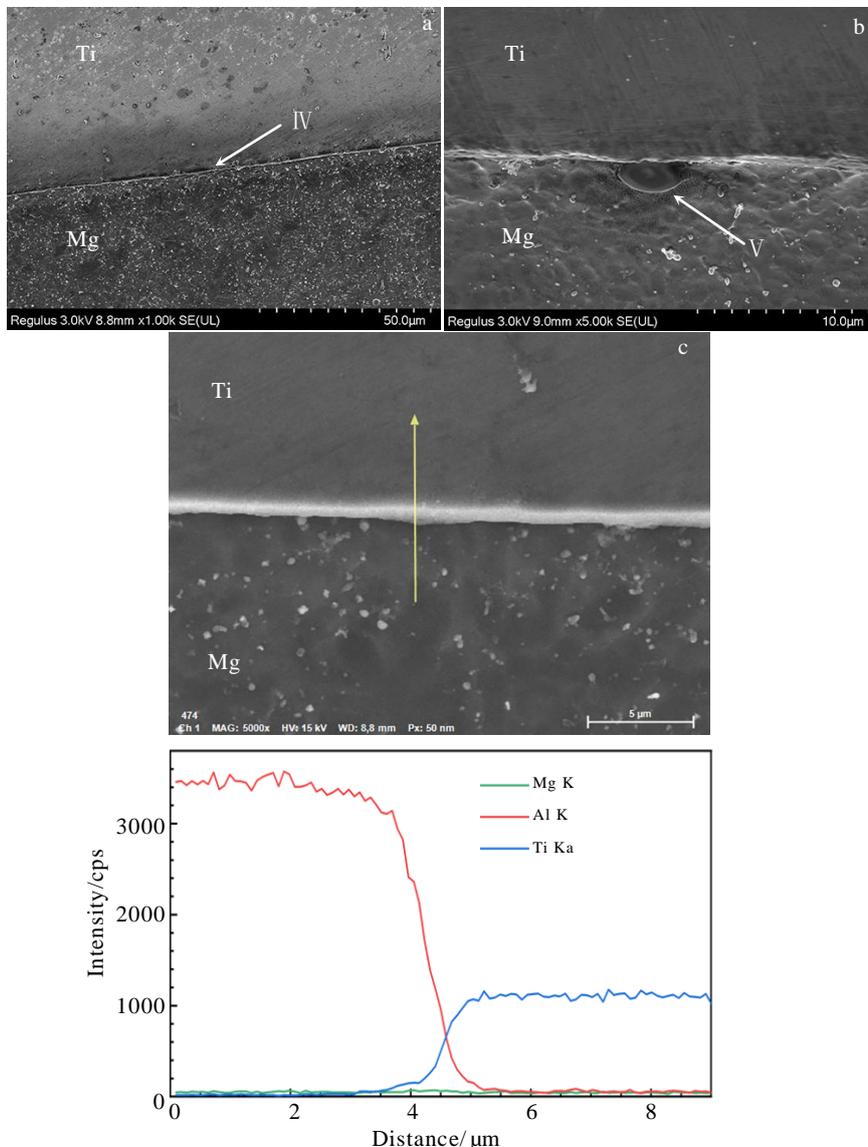


图 4 RSW 焊接接头熔核区钛/镁界面的微观组织及 EDS 元素线扫描

Fig.4 Cross section SEM microstructures (a, b) and EDS element line scanning along marked arrows (c) of RSW Ti/Mg interface in fusion zone of welded joint: (a) interface of Ti/Mg and (b) enlarged view of zone IV of Fig.4a

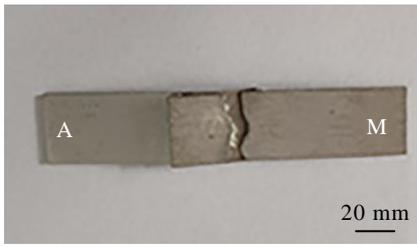


图 5 接头宏观断口

Fig.5 Macro fracture of the joint

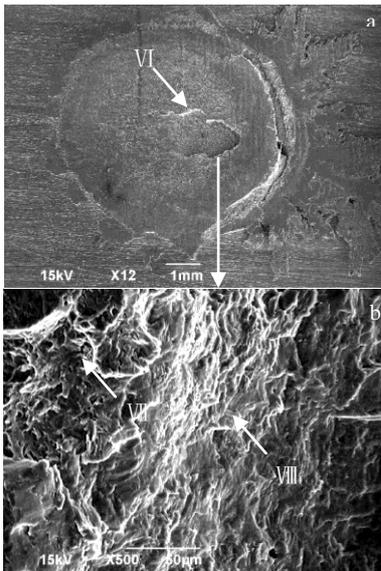


图 6 镁侧断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies at Mg side

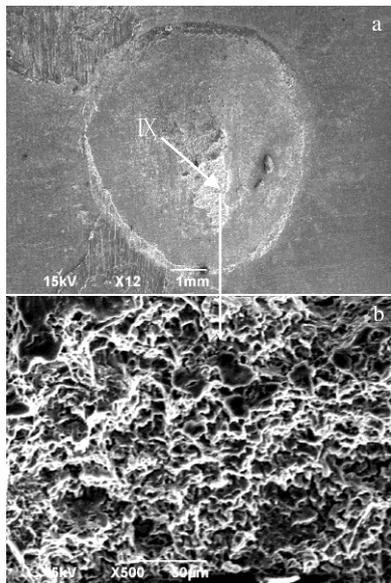


图 7 钛侧断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies at Ti side

熔化更加充分，从而使得熔核直径随之增大。由于电极头尺寸一定，当焊接电流继续增大时，虽然焊接时产生

的接触电阻热继续增大，向电极头接触外热影响区扩散，但是温度不足以到达镁/铝合金母材的熔点。所以熔合直径增加到一定程度后不会随着焊接电流的增大而继续增大，会保持在一个基本不变的范围内。

图 9、图 10 分别为无中间层和添加 Ti 中间层电阻点焊 AZ31B 和 Al6061 焊接接头显微硬度分布。镁合金和铝合金直接电阻点焊时，焊接接头铝侧硬度(HV)为(650±50) MPa，镁侧硬度(HV)为(550±50) MPa，接头熔核区硬度明显高于两侧母材硬度，平均硬度为

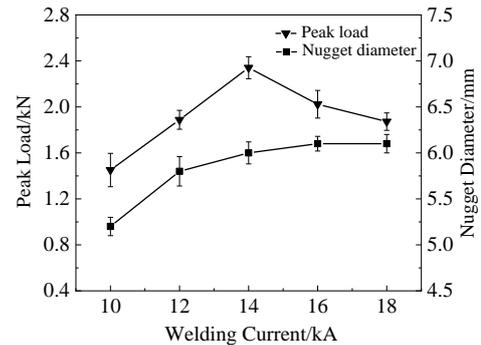


图 8 焊接电流对最大抗拉剪切力和熔核直径的影响

Fig.8 Effects of welding current on peak load and nugget diameter

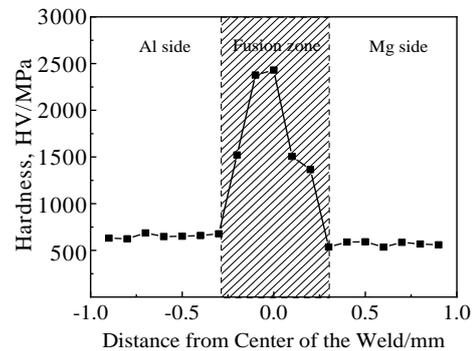


图 9 无中间层焊接接头显微硬度分布

Fig.9 Microhardness distribution of welding joint without interlayer

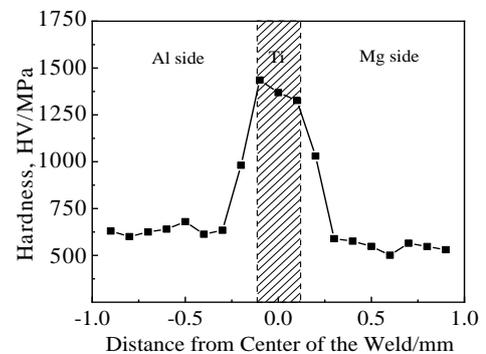


图 10 加钛中间层焊接接头显微硬度分布

Fig.10 Microhardness distribution of welding joint with Ti interlayer

(2200±100) MPa。这是由于镁/铝直接焊接时,会产生脆硬的金属间化合物,从而大大降低了接头的强度和力学性能。当添加钛中间层时,焊接接头铝侧硬度为(650±50) MPa,镁侧硬度为(550±50) MPa,钛中间层平均硬度为(1350±50) MPa。与直接焊接的硬度对比可知,添加钛中间层,熔核区无明显的硬化现象,说明钛中间层有效地隔绝了母材镁合金和铝合金的冶金反应,无脆硬的金属间化合物生成。

3 结 论

1) 在电极压力 0.2 MPa,焊接时间 200 ms 的条件下,添加钛作为中间层电阻点焊 1 mm 厚的 AZ31B 和 Al6061 薄板,当焊接电流为 14 kA 时,可以得到强度较好的焊接接头,接头的最大抗拉剪应力可以达到 2.3 kN。

2) 熔核分为上下 2 个区域,即存在铝/钛和钛/镁 2 个界面,铝/钛界面的结合性强于钛/镁界面。铝/钛界面处会生成 Al₃Ti 反应层,形成交错的互锁结构,增大与母材基体的接触面积,提高了界面的结合性;钛/镁界面处无反应物生成,为固相连接。

3) 接头断裂在镁侧热影响区,断口类型为准解理断裂,最大抗拉剪强度可以达到 156 MPa。

参考文献 References

- [1] Fan Zijie(范子杰), Gui Liangjin(桂良进), Su Ruiyi(苏瑞意). *Journal of Automotive Safety and Energy*(汽车安全与节能学报)[J], 2014, 5(1): 1
- [2] Li Da(李 达), Sun Minghui(孙明辉), Cui Zhanquan(崔占全). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2011, 32(8): 97
- [3] Wang Dong(王 东), Liu Jie(刘 杰), Xiao Bolv(肖伯律) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(5): 589
- [4] Dai Wei(戴 玮), Xue Songbai(薛松柏), Jiang Shiqin(蒋士芹) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2012, 33(6): 105
- [5] Zhao Limin(赵丽敏), Liu Liming(刘黎明), Xu Rongzheng(徐荣正). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2007, 10: 9
- [6] Zhang Jian(张 健), Yan Sijie(严思杰). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(5): 231
- [7] Thakur A G, Rao T E, Mukhedkar M S *et al. Journal of Engineering & Applied Science*[J], 2010, 5(11): 22
- [8] Jiang Chao(姜 潮), Han Xu(韩 旭), Zhong Zhizhua(钟志华). *Journal of Mechanical Engineering*(机械学报)[J], 2009, 45(4): 192
- [9] Yang Xia(杨 霞), He Dongsheng(贺东升), Du Xiaozhong(杜晓钟) *et al. Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4):1223
- [10] Liu F, Zhang Z D, Liu L M. *Materials Characterization*[J], 2012, 69: 84
- [11] Sun M, Niknejad S T, Zhang G *et al. Material & Design* [J], 2015, 87(12): 905
- [12] Chen Ying(陈 影), Fu Ningning(付宁宁), Shen Changbin(沈长斌) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2012(6): 24
- [13] Chen Yuhua(陈玉华), Li Shuhan(李树寒), Liu Dongya(刘东亚) *et al. Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 36
- [14] Li Z, Yu M R, Zhao H Y *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 48(12):119

Research on Resistance Spot Welding of AZ31B Magnesium Alloy/6061 Aluminum Alloy Based on Ti Interlayer

Hu Hao, Liu Fei, Hou Qinglei, Chen Tao
(Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of Mg/Al alloy dissimilar metal resistance lap joints were studied by adding an interlayer of titanium foil. The results show that adding a 0.2 mm thick titanium interlayer can greatly improve the strength of Mg/Al dissimilar metal resistance spot welding (RSW) joints. The maximum tensile shear force of the joint first increases and then decreases with the increase of welding current; the maximum tensile shear force reaches the maximum of 2.3 kN while the welding current is 14 kA. Al₃Ti is formed at the aluminum-titanium interface, and the joint fractures in the heat-affected zone on the magnesium side. After conversion, the shear strength of the joint can reach 156 MPa. SEM and EDS analysis shows that the addition of titanium interlayer blocks the mutual diffusion of magnesium alloy and aluminum alloy, and the titanium interlayer hinders the formation of Mg-Al intermetallic compounds, thereby greatly improving the bonding strength of the joint.

Key words: magnesium alloy; aluminum alloy; resistance spot welding; titanium interlayer

Corresponding author: Liu Fei, Ph. D., Associate Professor, School of Material Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, E-mail: liufei@hfut.edu.cn