

铝合金/镁合金搅拌摩擦焊接界面处 Mg/Al 反应 及接头力学性能 *

王 东¹⁾ 刘 杰²⁾ 肖伯律¹⁾ 马宗义¹⁾

1) 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016

2) 中航工业黎明公司, 沈阳 110043

摘 要 采用搅拌针置中 (M4A4)、向镁合金侧偏置 2 mm (M6A2) 和向铝合金侧偏置 2 mm (A6M2) 3 种焊接方式, 研究了 6 mm 厚 6061-T651 铝合金和 AZ31 镁合金轧制板材的搅拌摩擦焊接. SEM 及 XRD 分析表明, 3 种焊接方式均在焊接界面处发现 $Mg_{17}Al_{12}$ 相的生成和由于共晶相熔化和随后冷却所形成的孔洞. 在 M4A4 和 M6A2 样品中, 少量的 Al 搅入到镁合金侧形成金属间化合物 $Mg_{17}Al_{12}$, 而在 A6M2 样品中, 少量的 Mg 搅入到铝合金中也形成金属间化合物 $Mg_{17}Al_{12}$, 在 $Mg_{17}Al_{12}$ 与基体的界面处存在微小孔洞. 由于焊接区仅有少量的 $Mg_{17}Al_{12}$ 生成, 其硬度变化并不显著. 焊接界面处生成的金属间化合物及孔洞显著降低接头的拉伸性能.

关键词 搅拌摩擦焊, 异种材料焊接, 6061 铝合金, AZ31 镁合金, 显微组织

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2010)05-0589-06

Mg/Al REACTION AND MECHANICAL PROPERTIES OF Al ALLOY/Mg ALLOY FRICTION STIR WELDING JOINTS

WANG Dong¹⁾, LIU Jie²⁾, XIAO Bolü¹⁾, MA Zongyi¹⁾

1) Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

2) Shenyang Liming Corporation, Aviation Industry Corporation of China, Shenyang 110043

Correspondent: MA Zongyi, professor, Tel: (024)83978908, E-mail: zyma@imr.ac.cn

Supported by National Outstanding Young Scientist Foundation (No.50525103) and Hundred Talents Program of Chinese Academy of Sciences

Manuscript received 2009-12-01, in revised form 2010-03-01

ABSTRACT Mg alloys are increasingly used in aerospace, aircraft and automotives structures due to the low density and good damping properties, especially, the welding of Mg alloy to Al alloys is of practical importance for widening the application of Mg alloys. Although friction stir welding (FSW) has been used to join Mg and Al alloys, defect free joints are achieved only in the thin plate (less than 4 mm). In this paper, three ways of FSW of 6 mm thick 6061-T651 Al alloy and AZ31 Mg alloy plates, offsetting the pin to the seam between the two plates (M4A4), to the Mg alloy side 2 mm (M6A2) and to the Al alloy side 2 mm (A6M2), were studied. The aim is to examine the effects of the relative position between tool and plate on the microstructure and mechanical properties of FSW Mg/Al alloys joint. SEM and XRD analyses revealed the formations of intermetallics $Mg_{17}Al_{12}$ and voids in the interface between Mg and Al alloy plates in the three FSW samples. The voids are resulted from the melting and subsequent solidification of eutectic. In the M4A4 and M6A2 samples, some Al are stirred into the Mg alloy side during FSW, forming the $Mg_{17}Al_{12}$,

* 国家杰出青年科学基金项目 50525103 及中国科学院百人计划研究项目资助

收到初稿日期: 2009-12-01, 收到修改稿日期: 2010-03-01

作者简介: 王 东, 男, 1980 年生, 助理研究员, 硕士

DOI:10.3724/SP.J.1037.2009.00802

whereas in the A6M2 sample, some Mg stirred into the Al alloy side are also transformed to the $Mg_{17}Al_{12}$. Some fine pores are observed around the $Mg_{17}Al_{12}$. The hardness of the nugget zone exhibits a slight increase due to the formation of a small amount of $Mg_{17}Al_{12}$. The intermetallics and pores at the jointed interface decrease the strength of the joints significantly.

KEY WORDS friction stir welding, dissimilar alloy welding, 6061 Al alloy, AZ31 Mg alloy, microstructure

镁合金作为最轻的结构材料, 具有较低密度及较高的强度, 成为目前研究的热点, 并逐渐应用于航天、汽车、电器等领域^[1]. 而铝合金作为传统的轻质、高强合金, 应用非常广泛, 已成为国民经济发展和国防安全领域的重要结构材料^[2]. 随着轻量化要求的不断提高, 在实际应用过程中, 经常会涉及到镁合金与铝合金的连接问题. 因此, 研究镁合金与铝合金的连接不仅可以解决实际应用中的连接问题, 并且可以推动镁合金在国民经济各领域的应用.

Mg 和 Al 均属于较活泼元素, 并且 Mg 极易与 Al 反应生成金属间化合物, 这给镁合金与铝合金的焊接带来了困难. Liu 等^[3] 研究了纯镁 Mg1 与纯铝 1060 的钨极惰气保护焊 (TIG). 结果表明, 在焊缝处形成大量的脆性金属间化合物, 同时在焊缝处出现由氢导致的气孔. 另外, Liu 等^[4] 添加 Ce 作为中间层, 采用激光-TIG 复合焊搭接 6061 铝合金和 AZ31 镁合金. 研究发现, 在焊核区 Ce 的加入可以减少焊核区裂纹的产生, 虽然不能阻碍金属间化合物生成, 但可以使其分布更均匀, 从而提高焊缝的剪切强度.

搅拌摩擦焊 (FSW) 是由英国焊接研究所于 1991 年发明的新型固态连接技术, 是一种连续的、纯机械的连接技术. 焊接时高速旋转的搅拌头与待焊工件接缝处摩擦产生温升使材料软化, 接缝两侧材料在搅拌头带动下产生剧烈塑性流变和混合, 搅拌头沿接缝移动形成均匀致密的焊缝, 由此形成的焊缝具有锻态组织特点^[5]. 正因为搅拌摩擦焊的这种特性, 使得其成为实现铝合金、镁合金等工程材料高质量连接的理想选择^[6-8].

目前的铝合金与镁合金的 FSW 研究主要集中在 4 mm 以下的板材, 结果表明 FSW 不产生孔洞及其它宏观缺陷. Khodir 和 Shibayanagi^[9] 研究了 3 mm 厚 2024 铝合金与 AZ31 镁合金的 FSW, 在焊核区未发现孔洞及缺陷, 但在焊缝区生成大量的金属间化合物, 导致焊核的硬度远高于母材. Somasekharan 和 Murr^[10] 在 6061 铝合金与 AZ31 及 AZ91 镁合金的 FSW 研究中也发现了类似的现象, 但没有报道接头的强度. Yan 等^[11] 在进行 4 mm 厚的 1060 纯 Al 与 AZ31 镁合金的 FSW 时发现, 偏置搅拌针可以减缓焊核区金属间化合物的生成, 消除焊接产生的裂纹, 焊缝的强度可达 82.4 MPa. Kostka 等^[12] 在进行 1.5 mm 厚的 6040 铝合金与 AZ31 镁合金的 FSW 时发现, 焊接界面处存在 1 μm 厚的 $Mg_{17}Al_{12}$ 反应层, 同时 $Mg_{17}Al_{12}$ 相附近发现纳米结构的 Al_3Mg_2 .

然而, Sato 等^[13] 在进行 6 mm 厚 1050 纯 Al 与 AZ31 镁合金的 FSW 时, 发现焊核区发生熔化, 形成大量的由 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物和 Mg 固溶体组成的共晶结构, 及共晶结构凝固时产生的孔洞. 这表明, 较厚 Mg/Al 异种金属板的 FSW 与薄板是完全不同的. 因此有必要对较厚 Mg/Al 异种金属板的 FSW 进行更深入的研究, 以增进对异种金属板 FSW 过程中的材料流变、界面反应等机理的理解. 本文选择 6 mm 厚 6061-T651 铝合金及 AZ31 镁合金进行 FSW, 研究焊接工具不同偏置量及板材相对位置对接头 Mg/Al 反应的影响, 进而研究其对接头微观结构和力学性能的影响.

1 实验方法

实验所用原材料为 6 mm 厚的 6061Al-T651 铝合金与 AZ31 镁合金轧制板材, 化学成分 (质量分数, %) 分别为: Mg 0.9, Si 0.6, Fe 0.7, Cu 0.27, Zn 0.25, Mn 0.15, Al 余量; Al 3.0, Zn 0.9, Mn 0.3, Mg 余量. 采用 24 mm 直径的轴肩及 8 mm 直径的搅拌针进行焊接. 焊接转速为 300 r/min, 行进速度为 100 mm/min. 采用 3 种焊接方式: 方式 I 为镁合金在前进侧, 搅拌针中心在焊缝的中心, 记为 M4A4; 方式 II 为镁合金在前进侧, 搅拌针中心向 Mg 合金侧偏离 2 mm, 记为 M6A2; 方式 III 为铝合金在前进侧, 搅拌针中心向 Al 合金侧偏离 2 mm, 记为 A6M2.

采用 ZEISS Axiovert 200 MAT 金相显微镜 (OM) 及 Quanta 600 扫描电子显微镜 (SEM) 观察样品的微观组织, 使用能谱仪 (EDS) 分析样品中第二相的化学成分. 试样沿垂直于焊接方向切取, 利用 3 g $(\text{NO}_2)_3\text{C}_6\text{H}_2\text{OH}$ + 20 mL CH_3COOH + 50 mL $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ + 20 mL H_2O 的浸蚀剂进行浸蚀. 采用 Leco LM 247 AT 显微硬度仪, 在垂直于焊接方向横截面上, 沿板材中线测量接头的硬度分布, 零点为焊缝的中心. 采用 Zwick/Roell Z050 拉伸试验机测量接头的拉伸性能, 样品长度方向垂直焊接方向, 试样平行段长 40 mm、宽 10 mm、厚 6 mm, 拉伸应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. 使用 SEM 观测样品的断口形貌.

2 实验结果与讨论

图 1a 为 M4A4 样品 FSW 接头的背散射电子像. 与 6 mm 厚 1050Al/AZ31 的 FSW 接头^[13] 不同, M4A4 样品底部出现明显的缩孔, 在接头的中下部, 两种合金的界面处出现明显的孔洞. 在焊核区底部, 大量的 Mg 被搅

入到铝合金侧，另外在镁合金侧出现少量白色条状相，EDS 分析为富 Al 相。在焊核的中上部，在镁合金侧出现较小的条状富 Al 相，而在铝合金侧没有发现富 Mg 相。在 FSW 过程中，由于搅拌针的作用，前进侧的材料更容易被带入到后退侧^[14,15]，因此前进侧的 Mg 被带入到后

退侧的铝合金中，同时由于搅拌针螺纹的作用导致焊核区材料向底部运动^[14,15]，因此在焊核底部出现大块的 Mg 进入到铝合金侧的现象。另外，铝合金比镁合金具有更高的强度和更好的流动性^[16,17]，因此在焊核的中上部，Al 更容易被破碎成小块混入镁合金中，从而在镁合金侧出现白色的条状富 Al 相，而在铝合金侧没有富 Mg 相出现。图 1b 为 M6A2 样品的背散射电子像。工具偏置到镁合金侧后，接头底部出现的缩孔消失，但在界面处仍出现较大的孔洞。同时与无偏置的 M4A4 样品相似，镁合金侧也出现了条状富 Al 相，而在铝合金侧没有明显的富 Mg 相。图 1c 为 A6M2 样品的背散射电子像。焊接工具偏向铝合金侧后，被搅入铝合金中的 Mg 含量较少，主要集中在焊核的底部。与 M6A2 样品相似，在界面处也出现了较大的孔洞。这些结果表明，偏置焊接工具并调整镁合金板和铝合金板的相对位置不能消除 Mg/Al 两种合金界面处的孔洞。

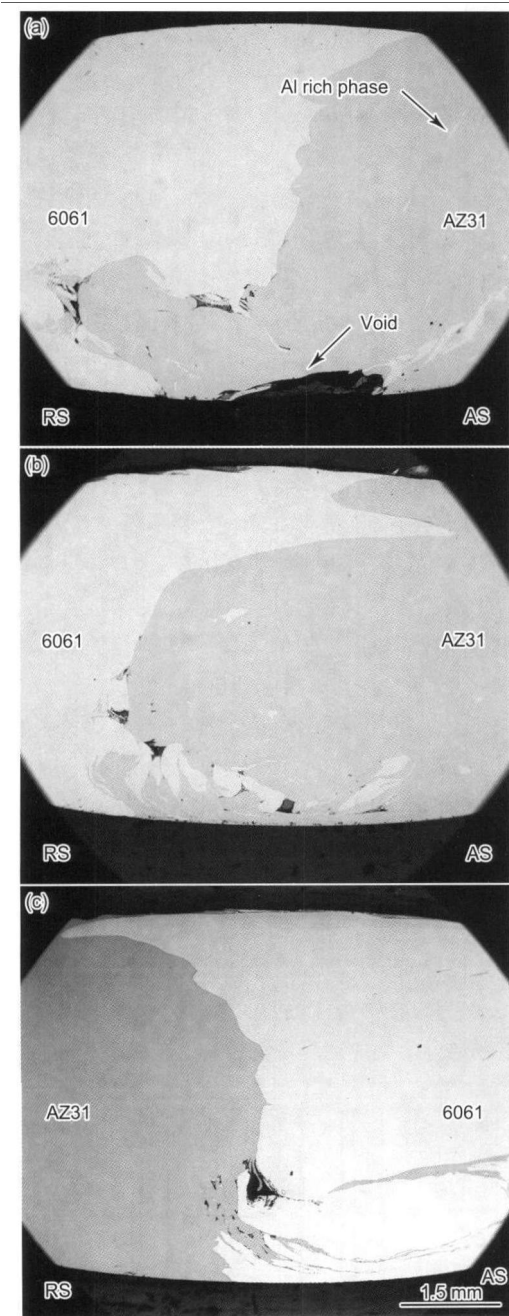


图 1 6061 铝合金及 AZ31 镁合金 FSW 接头的背散射电子像
Fig.1 Backscattered electron images of FSW 6061Al alloy plate and AZ31 Mg alloy plate under three welding ways (AS—advancing side, RS—retreating side)
 (a) M4A4, offsetting the pin to the seam between the two plates
 (b) M6A2, offsetting the pin to the Mg alloy side 2 mm
 (c) A6M2, offsetting the pin to the Al alloy side 2 mm

图 2 为 M6A2 样品界面孔洞的典型背散射电子像。分别选择孔洞周围靠近镁合金侧的区域 C 及靠近铝合金侧的区域 D 进行 EDS 分析。结果表明，C 区域的成分（原子分数，下同）为 83.6%Mg, 15.9%Al 和 0.5%Zn；而 D 区域的成分为 13.6%Mg, 81.3%Al 和 5.1%Si。由此可知，孔洞处靠近镁合金的区域含有较多的 Al，而靠近铝合金侧的区域含有较多的 Mg。由 Al-Mg 二元相图可知，这两个区域的成分分别接近 Al 和 Mg 在对方中的最大溶解度。对 M4A4 和 A6M2 样品进行的 EDS 分析也得到类似的结果。

图 3a 为 M4A4 样品中白色条状富 Al 相的背散射电子像。可见，在富 Al 相的周围出现微小的孔洞。EDS 结果表明，该富 Al 相的成分为 54.4%Mg, 44.4%Al, 0.7%Si, 0.5%Zn，接近 $Mg_{17}Al_{12}$ 相的成分，与文献报道^[9,10] 相似。另外，在焊核中镁合金侧出现较多的白色的点状析出

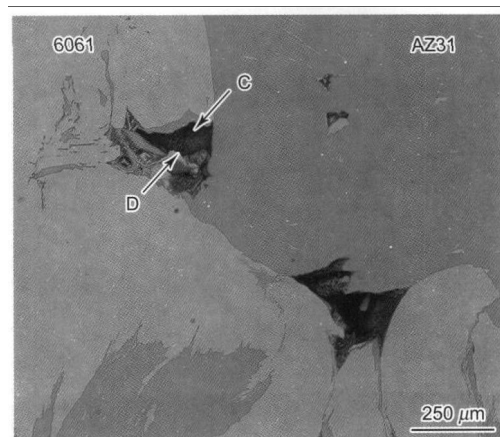


图 2 M6A2 样品界面处孔洞的背散射电子像
Fig.2 Backscattered electron image of the pores at the interface of M6A2 sample (EDS measured composition of C zone (atomic fraction, %): Mg 83.6, Al 15.9, Zn 0.5; D zone: Mg 13.6, Al 81.3, Si 5.1)

相, EDS 测试的成分为 40.2%Mg, 42.5%Al, 3.9%Si 和 13.4%Mn, 表明这些粒子是富 Mn 相. 文献 [18] 报道, 在 AZ 系列铝合金中, 富 Mn 相经 FSW 后并没有溶解. 图 3b 为 M6A2 样品富 Al 相的背散射电子像. 与 M4A4 样品相似, 搅入镁合金侧的富 Al 相周围也出现微小的孔洞. 图 3c 为 A6M2 样品铝合金侧富 Mg 相的背散射电子像. 可见, 富 Mg 相呈条状分布, 在其周围出现微小孔洞, EDS 结果表明, 富 Mg 相成分接近 $Mg_{17}Al_{12}$ 相.

图 4 为 3 种实验样品焊核区的 XRD 谱. 图中较高



图 3 焊核区金属间化合物的背散射电子像

Fig.3 Backscattered electron images of intermetallics in nugget zone

- (a) Mg alloy side of M4A4
- (b) Mg alloy side of M6A2
- (c) Al alloy side of A6M2

的衍射峰为 Al 及 Mg 的衍射峰. 与文献报道 [16] 相似, 在 M4A4 样品中, 存在 $Mg_{17}Al_{12}$ 衍射峰, 表明在该样品中的富 Al 相为 $Mg_{17}Al_{12}$ 相. M6A2 样品与 M4A4 样品相同, 其中也存在 $Mg_{17}Al_{12}$ 衍射峰. 而在 A6M2 样品中, 由于焊核区 Al 含量较高, 在该样品中不仅出现了 $Mg_{17}Al_{12}$ 相, 也存在 Al_3Mg_2 的衍射峰.

由 Al-Mg 二元相图可知, 在富 Mg 侧共晶相的熔化温度为 437 °C, 在富 Al 侧共晶相的熔化温度为 450 °C. Mahoney 等 [19] 在搅拌摩擦焊接 7075Al-T651 样品时, 测定邻近焊核区域的温度为 420—470 °C. 通常认为焊核区温度要高于其它区域的温度, 因而 Mg/Al 两种合金的 FSW 焊核区温度可能高于 Mg-Al 共晶相的熔化温度. 在 FSW 过程中, 两种金属发生剧烈的塑性变形并搅拌在一起, 很容易发生反应. 由于焊核区最高温度高于两者的共晶相熔化温度, 在界面生成的共晶相发生熔化, 在焊后冷却过程中, 导致在焊接界面处形成缩孔. 由于 Al 和 Mg 容易发生反应, 因此改变搅拌针的偏置量及两种板材的放置位置, 均不能有效阻止 Al 和 Mg 之间的反应, 因而在焊接界面处均会出现孔洞 (图 1). 由 Al-Mg 二元相图可知, $Mg_{17}Al_{12}$ 相的熔化温度约为 460 °C, 而焊核区的温度应略高于此温度. 因此焊接时焊核区剧烈的塑性变形与温度共同作用导致焊核区生成的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相边缘发生部分熔化, 焊后冷却时在其周围形成孔洞 (图 3).

图 5a—c 为 3 种焊接方式下镁合金侧焊核区的金相组织. 与 AZ31 镁合金的 FSW 焊核组织 [20] 相似, 焊核区由细小的再结晶晶粒组成 (图 5a), 晶粒尺寸小于 AZ31 母材的晶粒尺寸 (图 5d), 并且在焊核区出现一些条状的富 Al 相. 而在偏置搅拌针的 M6A2 和 A6M2 样品中 (图 5b, c), 镁合金侧的晶粒尺寸与 M4A4 相似, 表明焊接工具偏置及板材的相对位置对焊核区晶粒尺寸无明显影响.

图 6 为焊接接头横截面的硬度分布曲线. M4A4 样品焊核区铝合金侧的硬度低于母材, 随距焊核中心的距离

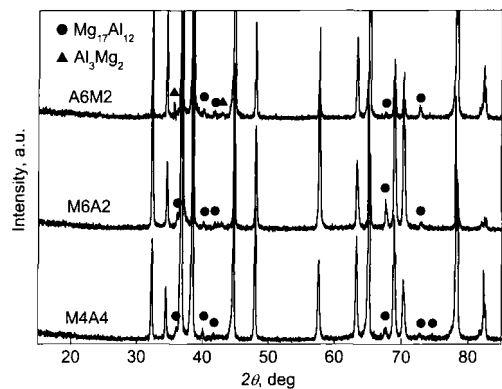


图 4 6061 铝合金及 AZ31 镁合金 FSW 接头焊核区的 XRD 谱

Fig.4 XRD patterns of the nugget zones in FSW joints of 6061 Al alloy and AZ31 Mg alloy under three welding ways (diffraction peaks of Al and Mg solid solutions are not indexed)

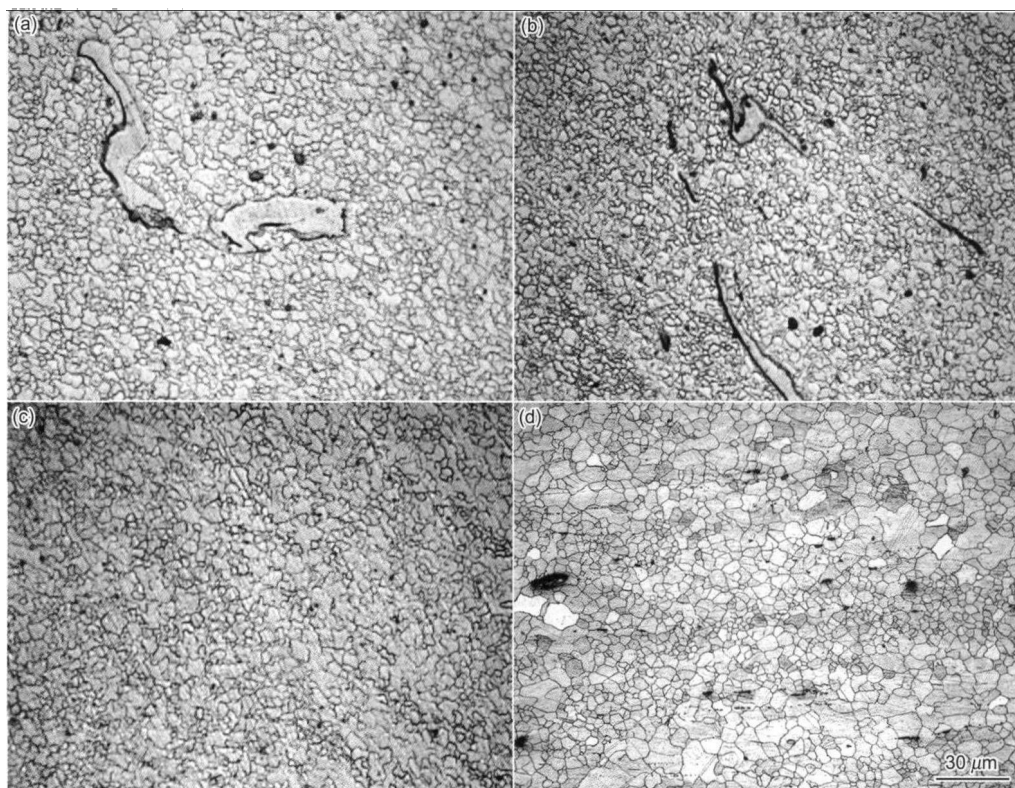


图 5 6061 铝合金及 AZ31 镁合金 FSW 接头镁合金侧的金相组织

Fig.5 Optical micrographs of Mg alloy side of FSW joints of 6061 Al alloy and AZ31 Mg alloy under welding ways M4A4 (a), M6A2 (b) and A6M2 (c), and AZ31 basic material (d)

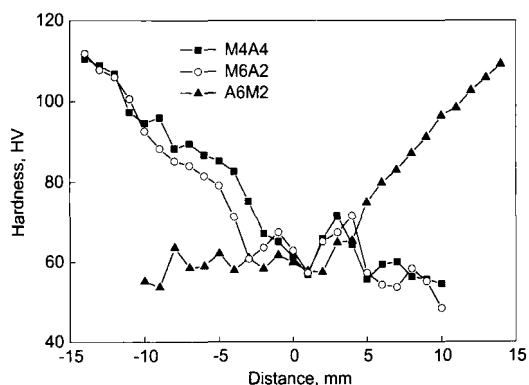


图 6 6061 铝合金和 AZ31 镁合金 FSW 接头垂直焊接方向的硬度曲线

Fig.6 Hardness profiles along cross sections of FSW joints of 6061 Al alloy and AZ31 Mg alloy under three pin offsetting ways (the advancing side is on the right and the zero point is the center of the nugget)

增加, 硬度逐渐升高, 当距离达到 14 mm 时, 硬度与母材硬度相当, 这与 6061Al-T651 的 FSW 接头的硬度分布 [21] 一致. M4A4 样品中焊核区镁合金侧的硬度与母材相比略有升高, 这是由于焊接时部分 Al 搅入镁合金中, 形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物 (图 3), 提高了样品的硬度. 由于混入的 Al 的含量较少, 形成的化合物数量较少, 因此与文献 [9,13] 不同, 硬度提高并不明显. 在镁合金侧随距

焊核中心距离的增加, 硬度变化并不明显, 这与 AZ31 搅拌摩擦焊接接头的硬度变化相似 [20]. M6A2 硬度曲线的变化趋势与 M4A4 相似, 由于搅拌针偏置, 因此硬度曲线与 M4A4 相比略有偏离. A6M2 样品的变化趋势与 M4A4 相似, 由于铝合金在前进侧, 因此前进侧的硬度较高.

拉伸实验表明, M4A4, M6A2 和 A6M2 接头的拉伸强度分别为 70, 12 和 73 MPa. 远低于 6061Al 和 AZ31 镁合金的强度. 接头均断在界面处, 表明界面是 Mg/Al 两种合金接头的薄弱区. 图 7a 为 M4A4 接头的断口 SEM 像. 可见, 断口较光滑, 没有明显的韧窝及撕裂棱, 呈脆性断裂特征. M6A2 及 A6M2 样品的断口与 M4A4 样品相似, 均呈脆性断裂特征. 前文已讲到, 焊接时, 在两种合金的界面处, Al 与 Mg 发生反应, 生成脆性 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物层, 同时, 在界面处存在的明显的孔洞 (图 1), 使之成为接头的薄弱区域. 在拉伸时, 裂纹在孔洞处萌生, 沿界面扩展导致脆性断裂, 因而明显降低接头的强度. M6A2 接头的强度最低, 可能与更多的界面孔洞有关.

目前的研究表明, 由于 FSW 过程中 Mg 与 Al 的反应和共晶熔化及由此产生的界面孔洞, 实现较厚 Mg/Al 两种合金板材的无缺陷连接比薄板更困难. 为克服这些问题, 需要在设置界面阻挡层或控制过程温度等方面进行更多、更细致的研究工作.

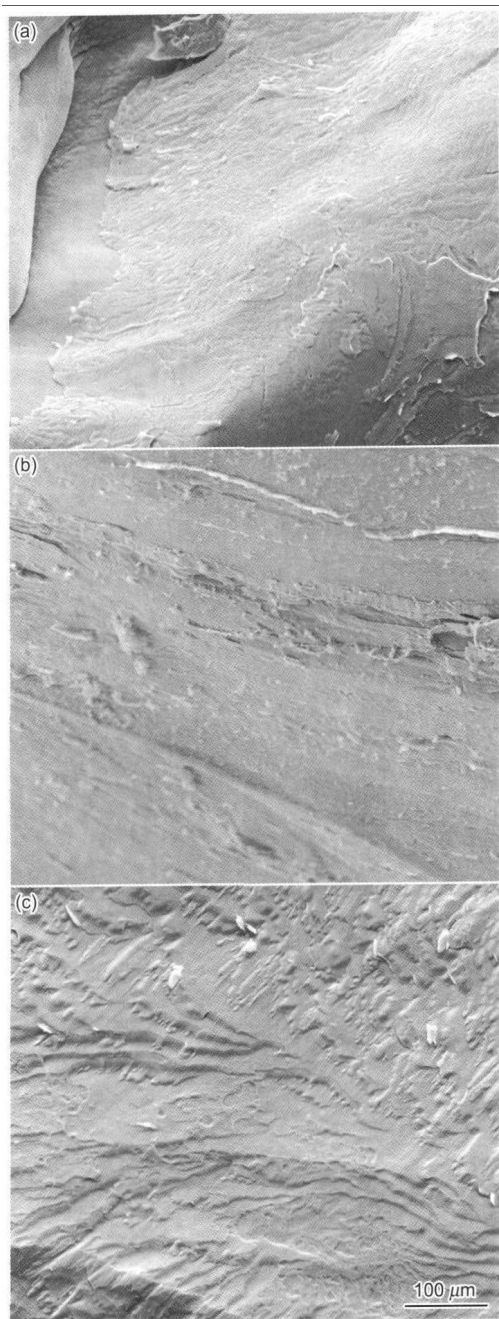


图 7 6061 铝合金和 AZ31 镁合金 FSW 接头的断口形貌
Fig.7 Tensile fractographs of the FSW joints of 6061 Al alloy and AZ31 Mg alloy under welding way M4A4 (a), M6A2 (b) and A6M2 (c)

3 结论

(1) 采用搅拌针置中 (M4A4)、向镁合金侧偏置 2 mm (M6A2) 和向铝合金侧偏置 2 mm (A6M2) 3 种焊接方式, 进行了 6061 铝合金与 AZ31 镁合金的搅拌摩

擦焊. 在 Mg/Al 两种合金界面处均发现 $Mg_{17}Al_{12}$ 相的生成和由于共晶相熔化和随后冷却所形成的孔洞.

(2) 在 M4A4 和 M6A2 样品中, 少量的 Al 搅入到镁合金侧形成金属间化合物 $Mg_{17}Al_{12}$, 而在 A6M2 样品中, 少量的 Mg 搅入到铝合金中也形成金属间化合物 $Mg_{17}Al_{12}$. $Mg_{17}Al_{12}$ 相在高温下的熔化和随后的冷却凝固导致 $Mg_{17}Al_{12}$ 与基体的界面处形成孔洞.

(3) 在焊核区形成的少量 $Mg_{17}Al_{12}$ 略微提高了焊核区的硬度. 界面处形成的金属间化合物及产生的孔洞, 使之成为接头薄弱区, 显著降低了接头的拉伸强度.

参考文献

- [1] Mordike B L, Ebert T. *Mater Sci Eng*, 2001; A302: 37
- [2] Hatch J E. *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*, Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1984: 1
- [3] Liu P, Li Y J, Geng H R, Wang J. *Mater Lett*, 2007; 61: 1288
- [4] Liu L M, Liu X J, Liu S H. *Scr Mater*, 2006; 55: 383
- [5] Mishra R S, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*, 2005; R50: 1
- [6] Ren S R, Ma Z Y, Chen L Q. *Acta Metall Sin*, 2007; 42: 225
(任淑荣, 马宗义, 陈礼清. 金属学报, 2007; 42: 225)
- [7] Xie G M, Ma Z Y, Geng L. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 655
(谢广明, 马宗义, 耿林. 金属学报, 2008; 44: 655)
- [8] Xie G M, Ma Z Y, Geng L. *J Mater Sci Technol*, 2009; 25: 351
- [9] Khodir S A, Shibayanagi T. *Mater Trans*, 2007; 48: 2501
- [10] Somasekharan A C, Murr L E. *Mater Charact*, 2004; 52: 49
- [11] Yan J C, Xu Z W, Li Z Y, Li L, Yang S Q. *Scr Mater*, 2005; 53: 585
- [12] Kostka A, Coelho R S, Santos J D, Pyzallac A R. *Scr Mater*, 2009; 60: 953
- [13] Sato Y S, Park S H C, Michiuchi M, Kokawa H. *Scr Mater*, 2004; 50: 1233
- [14] Chen Z W, Cui S. *Scr Mater*, 2008; 58: 417
- [15] Prangnell P B, Heason C P. *Acta Mater*, 2005; 53: 3179
- [16] Fatemi-Varzaneh S M, Zarei-Hanzaki A, Haghshenas M. *Mater Sci Eng*, 2008; A497: 438
- [17] Wang Z T, Tian R Z. *Handbook of Aluminum Alloy and Processing*. 3rd, Changsha: Central South University Press, 2005: 317
(王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册 (第 3 版). 长沙: 中南大学出版社, 2005: 317)
- [18] Feng A H, Ma Z Y. *Scr Mater*, 2007; 56: 397
- [19] Mahoney M W, Rhodes C G, Flintoff J G, Spurling R A, Bingel W H. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 1955
- [20] Yang J, Xiao B L, Wang D, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*. 2010; A527: 708
- [21] Liu F C, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2008; 39A: 2378