

# 界面互锁复合 Zn 层对厚板铝/镁 FSW 界面组织及力学性能的影响

孙既峰<sup>1</sup>, 柯黎明<sup>1,3</sup>, 徐洋<sup>2</sup>, 邢丽<sup>1,3</sup>

(1. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063)

(2. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(3. 浙江巴顿焊接技术研究院, 浙江 杭州 311215)

**摘要:** 对于铝/镁搅拌摩擦焊(FSW)接头, 当母材厚度过大时, 容易沿界面形成较厚的脆硬金属间化合物(IMCs), 导致接头成形极其困难。本研究创新地采用界面互锁复合 Zn 层, 研究了厚板铝/镁 FSW 接头界面 IMCs 演变和接头性能变化规律, 为后续实现铝/镁 FSW 接头的高强度连接提供了理论及实践依据。结果表明, 斜对接接头镁侧界面上部生成了平均厚度为 69.7  $\mu\text{m}$  的低熔点共晶层( $\text{Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ ), 中部和下部生成了平均厚度为 42.7 和 21.2  $\mu\text{m}$  的 IMCs, 该 IMCs 层由  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  和  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  组成。相比于斜对接接头, 当采用界面互锁复合 Zn 层时, 界面局部位置生成了 Al-Mg-Zn 相( $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$ )和 Mg-Zn 相( $\text{MgZn}_2$ 、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ )替代了原有的 Al-Mg IMCs, 最小 IMCs 厚度仅为 3.9  $\mu\text{m}$ 。拉伸结果表明, 接头抗拉强度由斜对接接头的 2.7 MPa 提高至界面互锁复合 Zn 层接头的 32.3 MPa, 这与界面互锁效应和 IMCs 厚度减薄有关。

**关键词:** 厚板铝/镁接头; 搅拌摩擦焊; 界面互锁; Zn 中间层; 力学性能

中图分类号: TG453.9; TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)11-3900-09

铝合金具有成形性好、强度高、耐腐蚀性好、质量轻等突出特点, 在电子、航空航天、造船、汽车等行业得到了广泛的应用。镁合金是结构金属中最轻的一种, 具有高的比强度、比刚度和良好的减振性能, 因此被广泛应用于电子和交通运输等行业<sup>[1]</sup>。铝/镁复合结构能进一步实现轻量化, 以及满足实际工况下的服役要求<sup>[2]</sup>。然而, 采用传统熔焊方式时, 易产生气孔、夹杂及热裂纹等缺陷<sup>[3]</sup>。搅拌摩擦焊(friction stir welding, FSW)作为一种固相焊接技术, 热输入小, 能耗低, 可有效避免熔焊产生的上述问题, 适用于铝/镁异种金属的焊接<sup>[4-5]</sup>。

目前, 针对铝/镁异种金属焊接, 薄板使用 FSW 焊接能够获得良好的焊接接头, 接头性能可达母材的 70%以上<sup>[6]</sup>。而对于 10 mm 以上厚板, 由于接头上下部温差大, 沿板厚方向极易形成厚薄不均的脆性 IMCs, 严重影响了接头的性能<sup>[7]</sup>。Pourahmad 等人<sup>[8]</sup>研究 10 mm 厚的铝/镁 FSW 接头抗拉强度仅为 20.62 MPa, Mclean 等人<sup>[9]</sup>焊接 12 mm 厚的铝/镁接

头, 在金相制备阶段接头就发生断裂, 这都与较厚的 IMCs 层密切相关。为减少或抑制 Al-Mg IMCs 的生成, Mofid 等人<sup>[10]</sup>对 3 mm 厚的铝/镁异种金属进行液氮浸没式 FSW 试验, 其试样由于较低的峰值温度, IMCs 的形成被抑制; Karimi-Dermani 等人<sup>[11]</sup>分别用 Sn 中间层对 AA7075/AZ31B 进行 FSW 搭接焊, 结果表明存在 Sn 中间层时, 焊缝质量得到改善, 隧道型缺陷被消除; Ji 等人<sup>[12]</sup>采用超声加 Zn 中间层辅助铝/镁 FSW 搭接焊, 细小和不连续的 Mg-Zn IMCs 取代了连续的 Al-Mg IMCs, 并且由于超声的作用, 均匀地分散在焊核区中, 接头的拉伸剪切载荷提高了 52.6%。以上学者的研究中, 冷却及超声主要使用范围是薄板, 在沿厚度方向可作用的区域有限; 添加中间层仅针对搭接焊等方式, 而直接添加中间层在对接面上, 中间层被搅拌针破碎带走, 无法保留在对接面抑制 Al-Mg IMCs 的生成。Yu 等人<sup>[13]</sup>则建立模型研究应变速率对铝/镁结合界面结构影响, 得出高应变速率将使得 IMCs 的生成加快。

收稿日期: 2023-02-20

基金项目: 国家自然科学基金(51874179)

作者简介: 孙既峰, 男, 1997 年生, 硕士, 南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063, E-mail: 1916119345@qq.com

综上所述，界面 IMCs 的形成与温度及成分相关，但对减少厚板铝/镁 FSW 接头 IMCs 的作用有限。除此之外，应变速率也会影响 IMCs 的形成，但目前调控应变速率的研究较为匮乏。基于此，采用界面互锁复合 Zn 层的方式，在控制界面反应温度与应变速率的同时，抑制原有的脆性 IMCs 生成，为厚板异种金属 FSW 界面 IMCs 调控提供新的思路。

1 实 验

试验采用的是 X53K 铣床改装的搅拌摩擦焊机，试验材料为 5A06 铝合金板材和 AZ31B 镁合金板材，试板的长为 150 mm，宽为 100 mm，厚度为 15 mm。图 1 是 2 种母材的微观组织。2 种材料的主要化学成分及抗拉强度如表 1 所示。根据 Al-Mg-Zn 相图，Zn 可与 Al 及 Mg 生成 Al-Mg-Zn 相和 Mg-Zn 相，由相图的 3 种元素相对含量关系，可选用厚度为 0.05 mm 的纯锌箔片。使用左螺纹搅拌针，针长为 14.6 mm，端部直径为 14 mm，根部直径为 8 mm，轴肩为内凹型，轴肩直径为 40 mm。轴肩材料选用 H13 钢，而搅拌针在焊接厚板时要承受较大的交变载荷及冲击，故搅拌针材料选

用高温强度及刚性更好的 GH4169 合金。  
为控制 Al 和 Mg 的相对含量，用搅拌针切到镁侧的距离  $d_{\text{offset}}$  来定义 Al 和 Mg 在厚度方向上的相对含量，同时倾角设为  $78.5^\circ$ ，与搅拌针外侧倾角保持一致，如图 2a 的斜对接接头(oblique butt

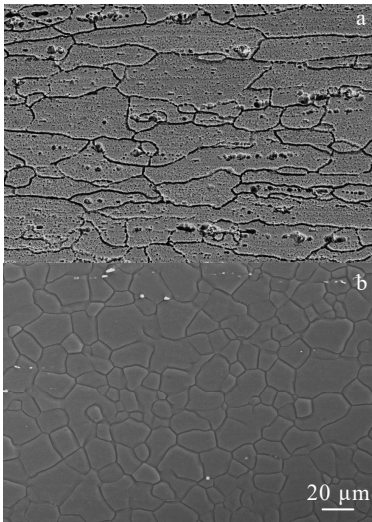


图 1 2 种母材微观组织  
Fig.1 Microstructures of base metal 5A06 Al (a) and AZ31B Mg (b)

表 1 5A06 Al 和 AZ31B Mg 主要化学成分与抗拉强度

| Alloy    | Chemical composition, $\omega/\%$ |         |            |         |              |            |             |          |             | Tensile strength/MPa |
|----------|-----------------------------------|---------|------------|---------|--------------|------------|-------------|----------|-------------|----------------------|
|          | Al                                | Mg      | Zn         | Mn      | Fe           | Si         | Cu          | Ti       | Ni          |                      |
| 5A06 Al  | Bal.                              | 5.8-6.8 | $\leq 0.2$ | 0.5-0.8 | $\leq 0.4$   | $\leq 0.4$ | $\leq 0.1$  | 0.02-0.1 | -           | $\geq 225$           |
| AZ31B Mg | 2.5-3.5                           | Bal.    | 0.6-1.4    | 0.2-1.0 | $\leq 0.005$ | $\leq 0.1$ | $\leq 0.05$ | -        | $\leq 0.05$ | $\geq 305$           |

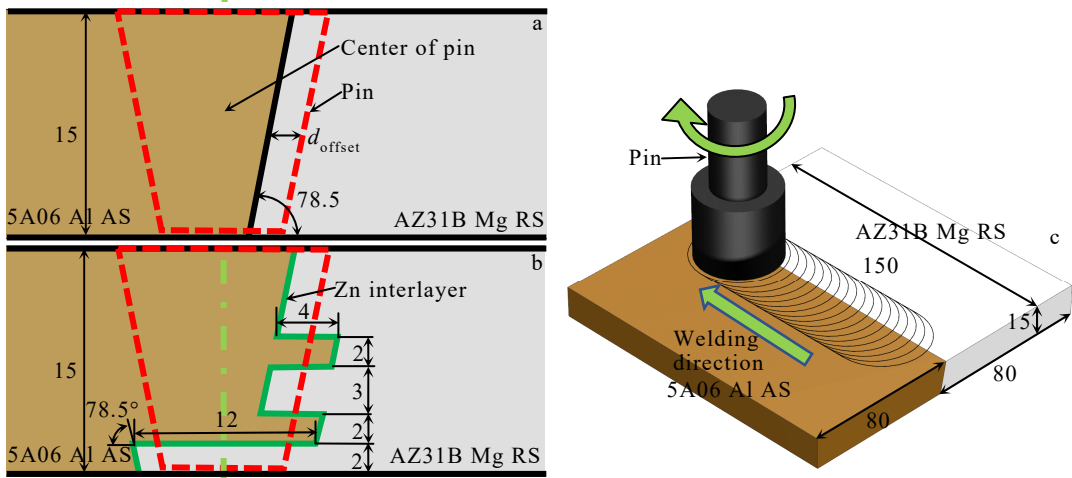


图 2 焊接接头及焊接示意图  
Fig.2 Welded joint and welding schematic diagram: (a) oblique butt joint, (b) composite butt joint, and (c) Al/Mg FSW process

joint)。为方便描述,将界面互锁复合 Zn 层形式的接头定义为复合接头(composite butt joint)。为确保铝合金和镁合金在一定的温度和应变速率下形成冶金反应,凹槽的宽度需要处于热力影响区(TMAZ)范围,设计一种带 2 个凹槽的界面互锁接头,凹槽倾角为  $78.5^\circ$  与搅拌针外缘保持一致,如图 2b 所示。凹槽的长皆为 4 mm,宽皆为 2 mm,2 个槽的间距为 3 mm,上部的第 1 个凹槽距离表面为 6 mm,为解决厚板底部未焊透问题,底部设计长度为 12 mm,厚度为 2 mm 的互锁结构。图 2b 的绿色部分为 Zn 中间层添加区域,可直接将 Zn 中间层嵌入至凹槽内部。铝合金作为前进侧(AS),镁合金作为返回侧(RS),搅拌针偏移量  $d_{\text{offset}}$  为 2 mm,采用 375 r/min 的转速和 23.5 mm/min 的焊接速度<sup>[7]</sup>。

采用 MR5000 型倒置金相显微镜(OM)和配有能谱(EDS)的 SU1510 扫描电子显微镜(SEM)对铝/镁 FSW 接头的界面组织进行分析。采用德国布鲁克 D8 advance 型 X 射线衍射仪(XRD)进行试样的物相分析。在 MTS 电子控制式万能试验机上对铝/镁接头在 0.1 mm/min 的加载速度下进行拉伸试验,图 3 是拉伸试样尺寸,其符合 ASTM E8/E8M-21 标准。

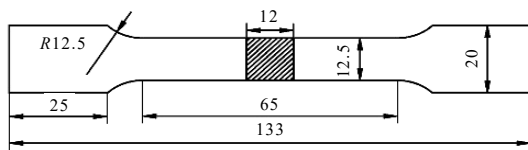


图 3 拉伸试样尺寸

Fig.3 Dimensions of tensile specimen

## 2 结果与讨论

### 2.1 接头宏观形貌

图 4 为斜对接接头与复合接头焊缝表面及接头界面宏观形貌,在斜对接接头焊缝表面,可以看到清晰的弧形纹路,除在接头的前半段焊缝中心线处有少量的“鳞片状”起皮,在焊缝表面的后半段无明显起皮现象。而加了中间层的接头焊缝表面只有细小的弧形纹路,纹路连续紧密,整个焊缝表面没有大规模起皮,如图 4a 和图 4b 所示。在 2 种不同情形下的焊缝表面末端匙孔位置,无中间层的表面带有反光透亮,加中间层的匙孔周边表面有白色糊状物,不呈现无中间层情形下的金属光泽。

图 4c 和图 4d 为 2 种不同情形下焊缝横截面的接头界面宏观形貌,焊核区整体表现为典型的上窄下宽“葫芦状”,且在焊核区的下部都有较为明显的“洋葱环”存在,2 种情形下焊核区的塑化金属流动性良好,无明显的宏观缺陷。因为采用的是带有螺纹的搅拌针,故沿搅拌针表面轴向流动的金属会在螺纹端部形成挤压区而观察到“洋葱环”<sup>[14]</sup>。2 种情形的焊核区与铝母材的结合面(铝侧界面)表面无明显裂纹等缺陷,复合接头的底部铝侧界面有一个圆弧尖角,是由于界面互锁接头是锁底形式,在塑性变形力作用下,产生了一定量的变形,由原来的整体水平变成端部的尖角,另外无中间层底部是铝带,加中间层底部是镁带。斜对接接头的焊核区与镁母材的结合面(镁侧界面)呈现的是延伸到底部的圆滑曲线,而复合接头的镁侧界面呈现出了较为复杂的“锯齿”形状,且镁带由于锁底延伸到铝

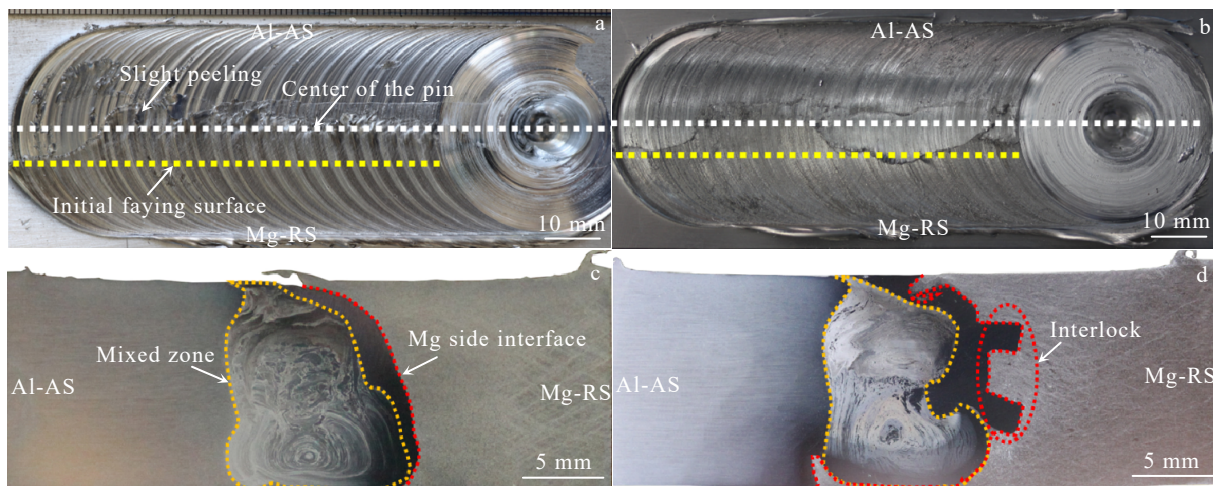


图 4 焊缝表面及接头界面宏观形貌

Fig.4 Morphologies of weld surface and joint interface: (a) weld surface of oblique butt joint, (b) weld surface of composite butt joint; (c) oblique butt joint interface, (d) composite butt joint interface



侧界面。因为塑性变形力的作用，对比设计的原始凹槽位置，会发现凹槽的位置发生了一定的迁移。界面互锁结构使得整个镁侧界面有效长度变长，同时凹槽内部不直接与搅拌针接触，以此尽量减少凹槽内部的 Zn 中间层流失。

## 2.2 接头微观组织

在铝/镁异种金属焊接接头中，常见的 IMCs 为  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  和  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ ，而在 437 和 450 °C 条件下，铝和镁会形成  $\text{Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  和  $\text{Al}+\text{Al}_3\text{Mg}_2$  2 种低熔点共晶组织<sup>[15]</sup>。对于厚板铝/镁 FSW，靠近焊核区的镁侧界面是比较薄弱的地方，因为其生成的低熔点共晶及脆性 IMCs 会严重影响接头的性能，甚至无法获得一个成形良好的接头，所以目前重点研究的区域就是镁侧界面的低熔点共晶及 IMCs。

图 5 为斜对接接头的镁侧接头界面微观组织，

图 5b~5d 分别代表镁侧界面沿厚度方向上的上中下 3 个位置微观组织。可看到 3 个位置都存在明显的连续层状分界面，且镁侧界面的平均厚度从上部的 69.7  $\mu\text{m}$  到中部的 42.7  $\mu\text{m}$ ，再到接近底部的 21.2  $\mu\text{m}$ 。由表 2 的 EDS 结果可知，图 5b 中的位置 1 和 2 主要为  $\text{Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  组成的低熔点共晶组织；图 5c 和图 5d 中，位置 3 和 5 成分为  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ，位置 4 和 6 成分为  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ ，即镁侧界面的中部和下部都生成了由  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  和  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  组成的 IMCs 层。可见斜对接接头在沿厚度方向上存在着厚度极其不均匀的 IMCs 层，且上部由于温度过高发生了局部液化生成了大量低熔点共晶<sup>[16]</sup>。而铝/镁焊接得到的厚度不均匀 IMCs 也与裂纹的形成密切相关，大量的低熔点共晶和 IMCs，再加上其厚度不均匀性，是导致厚板铝/镁接头性能差、可靠性弱的重要成因之一<sup>[17-18]</sup>。

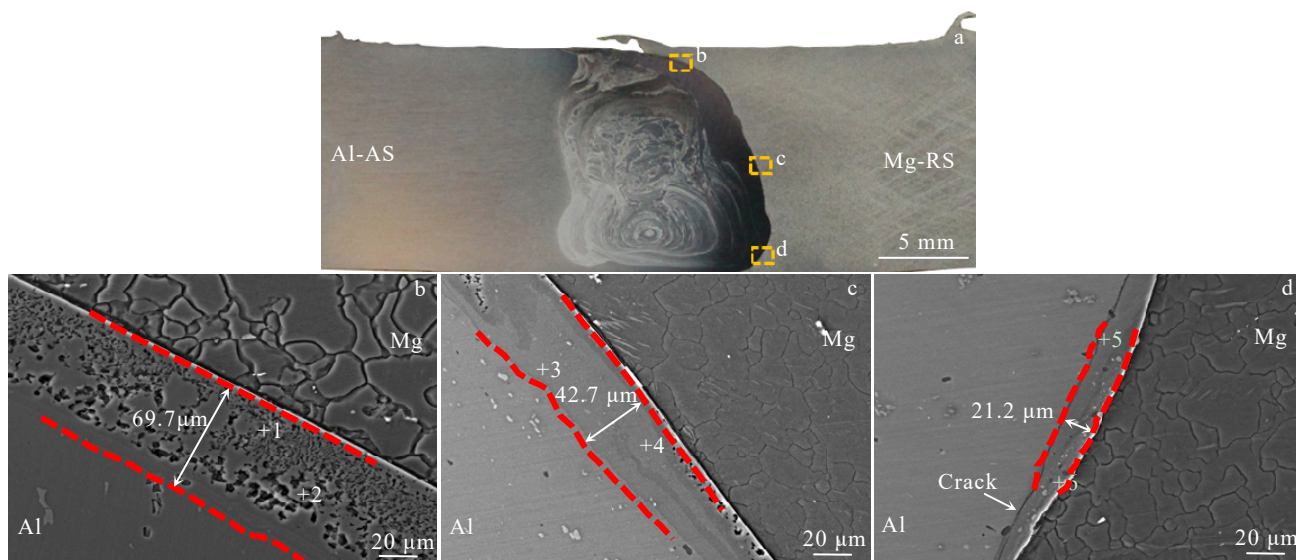


图 5 斜对接接头镁侧界面微观组织

Fig.5 Microstructures of interface on magnesium side of oblique butt joint: (a) macroscopic morphology of joint interface; (b-d) microstructures corresponding to locations “b-d” marked in Fig.5a

表 2 图 5 中各点 EDS 的分析结果

Table 2 EDS analysis results of points marked in Fig.5 (at%)

| Point | Al    | Mg    | Possible phases                          |
|-------|-------|-------|------------------------------------------|
| 1     | 35.43 | 64.57 | $\text{Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ |
| 2     | 37.55 | 62.45 | $\text{Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ |
| 3     | 58.91 | 41.09 | $\text{Al}_3\text{Mg}_2$                 |
| 4     | 44.37 | 55.63 | $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$           |
| 5     | 61.06 | 38.94 | $\text{Al}_3\text{Mg}_2$                 |
| 6     | 39.71 | 60.29 | $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$           |

图 6 为复合接头的镁侧界面微观组织，沿着镁侧界面分别标记 5 个典型的区域。图 6b 选取的是位于上部凹槽的右下角位置，可以比较清晰的细小的长条枝晶状组织，推断此处可能是 Zn 中间层被熔化而产生的局部液化现象。同样可见图 6d 区域选取的 6g 放大形貌，呈现出来的是金属液化而生成的相，相比于图 6b 初步形核的细小枝晶，此区域枝晶生长较为明显。根据表 3 的 EDS 分析可知在图 6b 与图 6g 的各点成分都含有 Al、Mg、Zn 3 元素。图 7 是选取图 6g 中的 h 区域进行 EDS 元素面扫描分



析, 可以看到 Al、Mg、Zn 3 种元素均匀的弥散分布于整个区域, 可以佐证在这个区域都是由 Al、Mg、Zn 3 种元素所构成的物相组织。图 8 为进一步确定界面互锁区域接头界面成分, 在图 6d 区域进行 XRD 物相分析, 可判断在界面 Zn 中间层存在的区域生成了  $\alpha$ -Mg、多孔蜂窝状的  $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$  等 Al-Mg-Zn 相, 同时也存在  $\text{MgZn}_2$ 、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$  等 Mg-Zn 相, 生成的物相替代了原有的斜对接接头界面的 Al-Mg IMCs。

图 6c 无明显的 Zn 中间层和铝/镁反应现象, 根

据在图 6b 和图 6d 中看到的积聚现象, 推断其是由于纯锌熔点为  $419.53\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 在焊接过程中, 纯锌达到熔点发生了部分液化, 加强了其流动性, 在巨大的塑性形变作用下, 导致其不能够保留在凹槽区域上部, 一部分液化的纯锌被带入到焊核区, 另外一部分向下集中在凹槽的右下角位置。图 6e 区域由于搅拌针可直接接触, Zn 中间层剧烈的塑性形变使其被搅碎带入到其他区域, 而不存在于底部区域; 图 6f 由于其靠近搅拌针搅拌区域, 也容易被挤压破碎而无法保留在其原有的位置上, 故其生成的还是 Al-Mg IMCs。

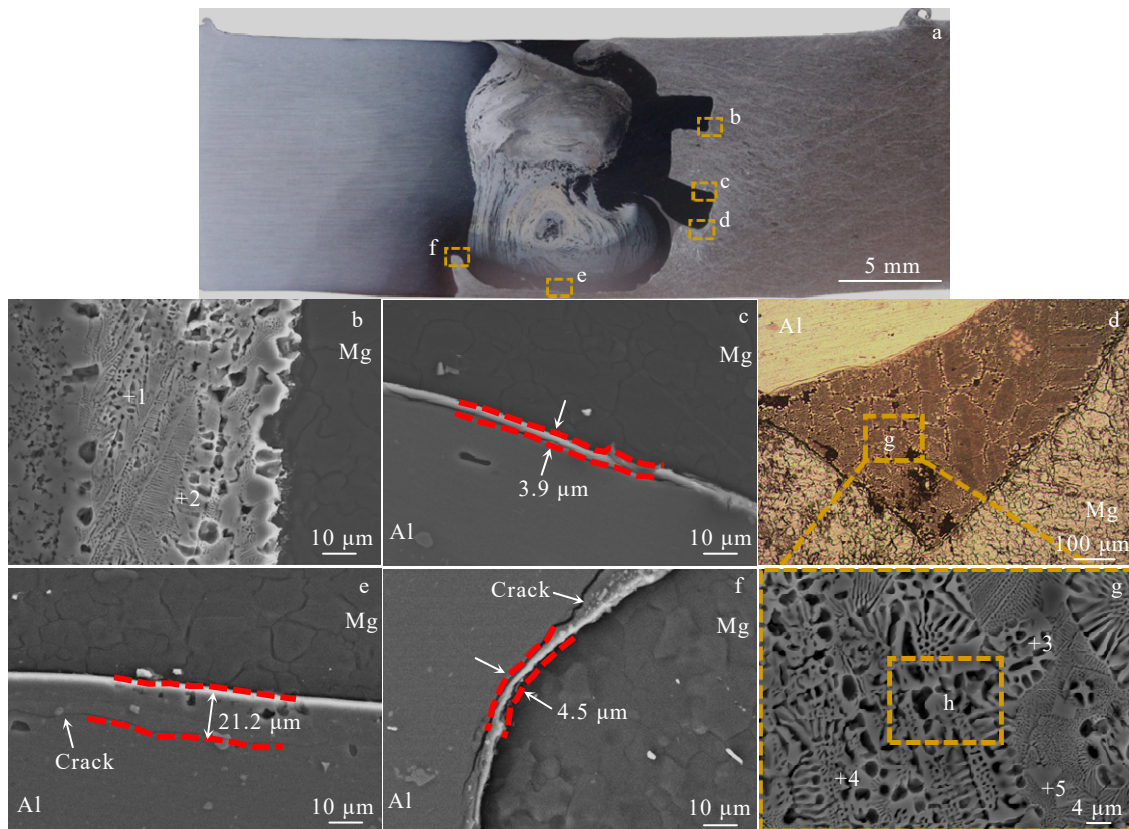


图 6 复合接头镁侧界面微观组织

Fig.6 Microstructures of interface on magnesium side of composite butt joint: (a) macroscopic morphology of interface on composite butt joint; (b-f) microstructures corresponding to locations “b-f” marked in Fig.6a; (g) magnified microstructures corresponding to location “g” marked in Fig.6d

表 3 图 6 中各点 EDS 的分析结果

Table 3 EDS analysis results of the points marked in Fig.6 (at%)

| Point | Al    | Mg    | Zn    | Possible phases                                          |
|-------|-------|-------|-------|----------------------------------------------------------|
| 1     | 20.98 | 55.57 | 23.45 | $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$ , $\text{MgZn}_2$ |
| 2     | 24.28 | 58.08 | 17.64 | $\alpha$ -Mg, $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$     |
| 3     | 20.15 | 54.97 | 24.87 | $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$ , $\text{MgZn}_2$ |
| 4     | 22.52 | 54.73 | 22.75 | $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$ , $\text{MgZn}_2$ |
| 5     | 13.72 | 48.77 | 37.51 | $\alpha$ -Mg, $\text{MgZn}_2$ , $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ |

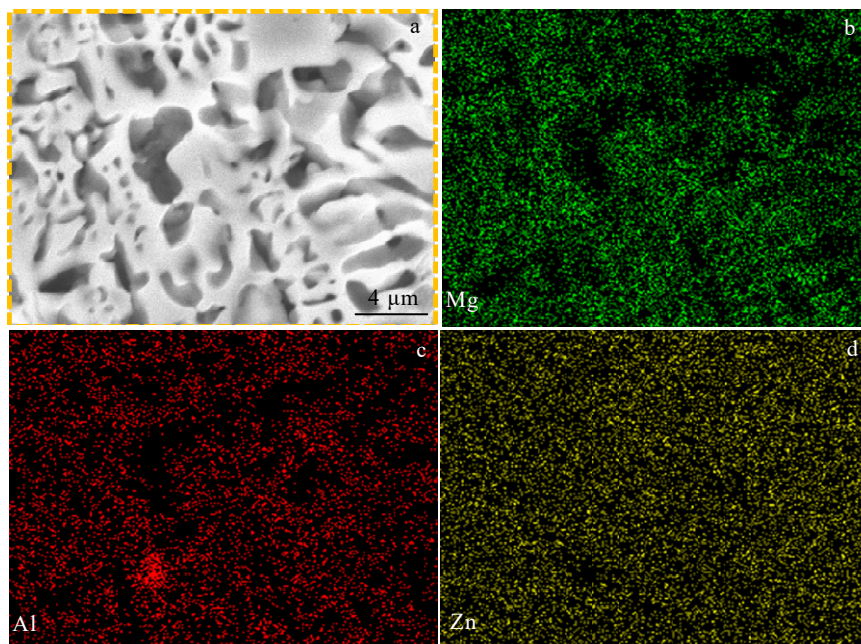


图 7 图 6g 的“h”界面互锁区域的 EDS 元素面扫描

Fig.7 Morphology (a) and EDS element mappings of Mg (b), Al (c), Zn (d) corresponding to area “h” marked in Fig.6g

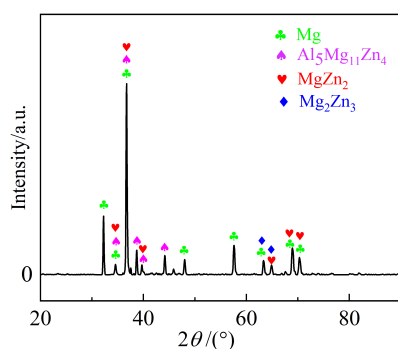


图 8 界面互锁区域 XRD 图谱

Fig.8 XRD pattern of interface interlocking area

厚板铝/镁 FSW 中，在同一厚度方向上，温度会随着距离焊缝中心线的距离增加而降低<sup>[19]</sup>。因此，在相同厚度的条件下，复合接头相对于斜对接接头的镁侧界面反应温度更低，这就导致了同一厚度方向上所生成的 IMCs 厚度会低于斜对接接头。另外应变速率也是影响 IMCs 厚度的重要因素，镁侧界面的金属在高应变速率下会发生大塑性变形。对于 2 种不同情况下的接头应变速率  $\dot{\varepsilon}$ ，可将其表示为式(1)<sup>[20]</sup>：

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{t} \quad (1)$$

式中， $\varepsilon$  和  $t$  分别为搅拌针移动  $R_p$  的距离所需要的应变和时间， $R_p$  表示搅拌针的半径。则  $t$  和  $\omega$  的关

系如式(2)<sup>[21]</sup>：

$$R_p/t = R_p\omega \quad (2)$$

式中， $\omega$  为搅拌头的旋转速度。Hoyos 等人<sup>[21]</sup>提出 FSW 期间的应变可表示为式(3)：

$$\varepsilon = \ln[(h + 2R_p)/h] \quad (3)$$

式中， $h$  为 TMAZ 的宽度 (mm)。则应变速率  $\dot{\varepsilon}$  可表示为式(4)：

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\omega}{60} \ln[(h + 2R_p)/h] \quad (4)$$

本试验中，可根据以上公式比较同一厚度位置的镁侧界面应变速率  $\dot{\varepsilon}$ 。以图 9 中部区域界面为例，此区域实际  $R_p$  和搅拌针转速  $\omega$  分别为 5.31 mm 和 375 r/min。再结合图 9 同一厚度上焊缝中心线与镁侧界面距离可算出斜对接接头和复合接头的  $h$  分别为 1.39 和 4.32 mm。将这些值代入到式(4)，可得到斜对接接头和复合接头的应变速率分别为 13.48 和 7.75 s<sup>-1</sup>，由此可知道，复合接头的应变速率明显低于斜对接接头。

在铝/镁 FSW 过程中，大塑性形变会引起大量的空位和位错，这些空位和位错与原子间的扩散密切相关<sup>[22]</sup>。大形变可导致更多的扩散空位与位错，并最终加剧铝/镁界面处的扩散。对于复合接头，在同一厚度的反应界面更加远离焊缝中心线，由于较低的应变速率，从而导致该界面上的空位及位错密



度更低,从而降低了铝原子和镁原子的扩散速率。由上述的分析,可以知道图 6c 和图 6f 的 IMCs 厚度仅为 3.9 与 4.5  $\mu\text{m}$ ,其相比于斜对接接头在界面反应位置的应变速率更低;而图 6e 的区域因为和底部的搅拌针直接接触,更加靠近焊缝中心线区域,应变速率更高,这与图 5d 斜对接接头镁侧界面底部 IMCs 厚度接近为 21.7  $\mu\text{m}$ 。

### 2.3 接头力学性能

图 10 是常规斜对接与复合接头应力-应变曲线,常规接头的抗拉强度仅为 2.7 MPa,复合接头其抗拉强度达到了 32.3 MPa,提升了 11.9 倍。斜对接接头在镁侧界面形成了厚度不均匀的低熔点共晶与硬脆 IMCs,整个镁侧界面是圆滑的曲线,由图 4c 测得其镁侧界面有效长度为 21.2 mm。而焊接的复

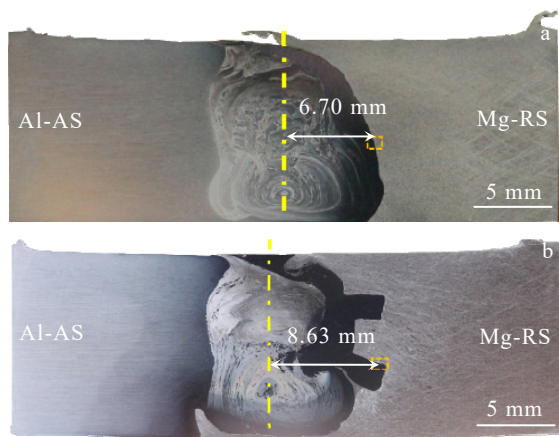


图 9 同一厚度的焊缝中心线与镁侧界面距离

Fig.9 Distance between weld centerline and magnesium side interface on the same thickness: (a) oblique butt joint and (b) composite butt joint

合接头镁侧界面互锁程度高,界面曲折复杂,由图 4d 测得其界面有效长度为 53.2 mm,且界面 IMCs 层较薄,且界面互锁区域的镁侧界面生成的  $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$  阻碍铝/镁间 IMCs 的生成。斜对接接头界面复杂程度明显低于复合接头,相同厚度的情况下,随着有效界面长度的增加,其有效承载面积也会增加,有利于提高铝/镁接头的强度。

值得一提的是,斜对接接头断裂位置在靠近焊核区镁侧界面区域,根据现有的研究,厚板铝/镁 FSW 接头薄弱位置就是在低熔点共晶及 IMCs 众多的镁侧界面<sup>[7]</sup>,而这里,复合接头则改变了这一结果,断裂位置在远离镁侧界面的另一端即为靠近焊核区的铝侧界面。

图 11 是 2 种不同情况下接头的上、中、下 3 个区域断口形貌,图 11a~11c 是斜对接接头的上、中、下 3 个区域的断口 SEM 形貌。在这 3 个位置都可看见呈台阶状的“河流花样”,图 11a 的台阶较

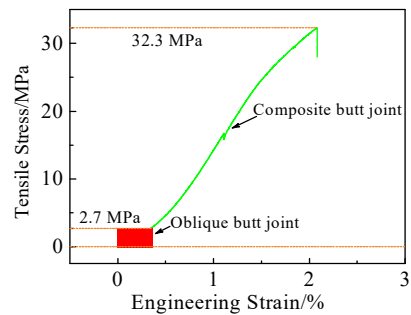


图 10 斜对接接头与复合接头应力-应变曲线

Fig.10 Stress-strain curves of oblique butt and composite butt joints

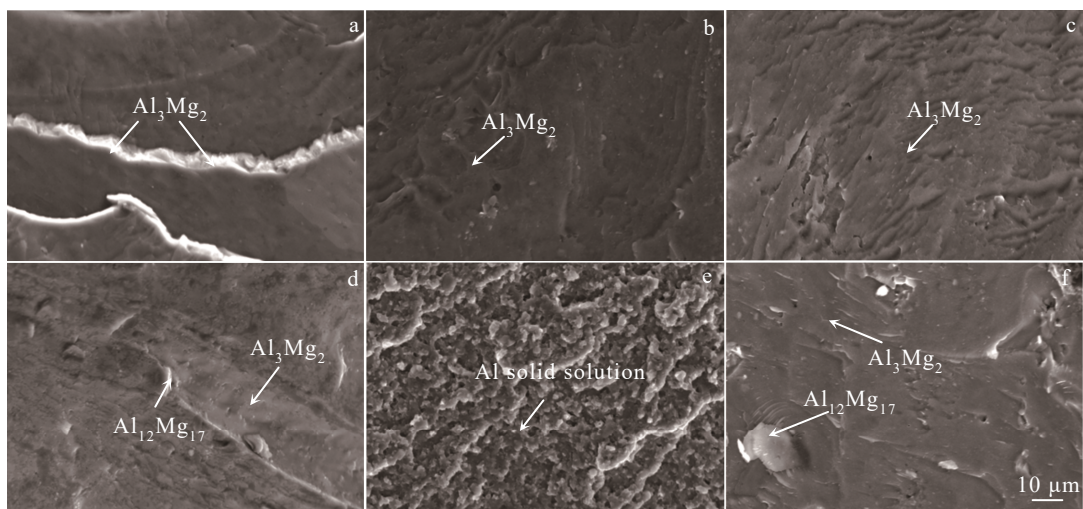


图 11 斜对接与复合接头断口微观形貌

Fig.11 Fracture morphologies in upper (a), middle (b) and lower (c) areas of oblique butt joint; fracture morphologies in upper (d), middle (e) and lower (f) areas of composite butt joint



为陡峭,中部和下部的断口是较为平缓的小平面,对其进行成分分析,可以得出表面为脆性  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  相。基本符合其断裂位置在靠近焊核区的镁侧界面,断裂类型为脆性断裂。图 11d~11f 是加中间层的接头的上、中、下 3 个区域的断口 SEM 形貌。在图 11d 与图 11f 中,断口整体看上去十分平坦,可以看到明显的“河流花样”,可以判断此处发生了解理断裂,这是一种脆性断裂,而图 11e 断口则是由 Al 固溶体组成的断裂面。以上的特征表明此接头发生的是脆性断裂。

### 3 结 论

1) 相对于无 Zn 中间层的斜对接接头,复合接头界面互锁区域 IMCs 层平均厚度得到明显的减小,IMCs 厚度最小仅为  $3.9\ \mu\text{m}$ 。其原因是在同一厚度方向上,复合接头相比于斜对接接头镁侧的反应界面更加远离焊缝中心,导致复合接头反应温度与应变速率低于斜对接接头。

2) 界面互锁的方式可有效保留镁侧界面的 Zn 中间层。复合接头的局部位置生成了 Al-Mg-Zn 相  $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$  和 Mg-Zn 相,原有的 Al-Mg IMCs 生成被抑制。

3) 相比于斜对接接头抗拉强 ( $2.7\ \text{MPa}$ ),复合接头抗拉强度( $32.4\ \text{MPa}$ )提升了 11.9 倍。界面区域形成的机械互锁,镁侧界面的 IMCs 平均厚度减小,Al-Mg IMCs 生成被抑制,以上因素共同作用增强了复合接头的力学性能,且断口位置由靠近焊核区的镁侧界面变为铝侧界面。界面互锁的方式可用于添加其他中间层或为其他厚板异种金属 FSW 提供思路。

#### 参考文献 References

- [1] Liu L, Ren D X, Liu F. *Materials*[J], 2014, 7(5): 3735
- [2] Esmacili A, Sbarufatti C, Hamouda A M S. *Metallography, Microstructure, and Analysis*[J], 2019, 8(4): 445
- [3] Zheng Yang(郑 洋), Su Zhenyu(宿振宇), Zhang Xuan(张璇). *Materials Reports(材料导报)*[J], 2021, 35(S2): 346
- [4] Xu Y, Ke L M, Mao Y Q et al. *Materials Science and Technology*[J], 2022, 38(9): 517
- [5] Gaurav S, Mishra R S, Zunaid M. *Journal of Adhesion Science and Technology*[J], 2023, 37(7): 1117
- [6] Raval S K, Judal K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 22: 2665
- [7] Xu Y, Ke L M, Ouyang S et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 64: 1059
- [8] Pourahmad P, Abbasi M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2013, 23(5): 1253
- [9] Mclean A A, Powell G L F, Brown I H et al. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2013, 8(6): 462
- [10] Mofid M A, Abdollah-Zadeh A, Gür C H. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2014, 71(5-8): 1493
- [11] Karimi-Dermani O, Abbasi A, Roen G A et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 68: 616
- [12] Ji S, Niu S Y, Liu J G. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(8): 1712
- [13] Yu J Q, Zhou W B, Zhao G G. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 65: 299
- [14] Ke Liming(柯黎明), Pan Jiluan(潘际銮), Xing Li(邢丽) et al. *Transactions of the China Welding Institution (焊接学报)*[J], 2008(7): 39
- [15] Chen B, Wang Y H, Xiao C Y et al. *Materials Science and Technology*[J], 2018, 34(6): 703
- [16] Xu Y, Ke L M, Mao Y Q et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 174: 111 022
- [17] Xu Yang(徐 洋), Ke Liming(柯黎明), Mao Yuqing(毛育青) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(12): 4209
- [18] Liu J W, Kou S. *Acta Materialia*[J], 2015, 100: 359
- [19] Xu Y, Ke L M, Mao Y Q et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2022(1): 007
- [20] Chang C I, Lee C J, Huang J C. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(6): 509
- [21] Hoyos E, Montoya Y, Fernández R et al. *Welding in the World*[J], 2021, 65(8): 1519
- [22] Yang C L, Wu C S, Zhao J J. *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2021, 34(10): 1375

## Effect of Interfacial Interlocking Composite Zn Interlayer on Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of Thick Plate Al/Mg FSW Joint

Sun Jifeng<sup>1</sup>, Ke Liming<sup>1,3</sup>, Xu Yang<sup>2</sup>, Xing Li<sup>1,3</sup>

(1. National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(3. Zhejiang E.O. Paton Welding Technology Research Institute, Hangzhou 311215, China)

**Abstract:** For Al/Mg friction stir welded (FSW) joints, when the thickness of base metal is too large, thicker brittle and hard intermetallic compounds (IMCs) are easily formed along the interface, which makes joint formation extremely difficult. In this research, the interface interlocking composite Zn interlayer was innovatively used to study the evolution of IMCs at the interface of thick plate Al/Mg FSW joint and the change rule of joint performance. The results show that a low melting point eutectic layer ( $\text{Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ ) with an average thickness of  $69.7\text{ }\mu\text{m}$  is formed at the upper part of the magnesium side interface of the oblique butt joint, and IMCs with an average thickness of  $42.7$  and  $21.2\text{ }\mu\text{m}$  are formed at the middle and lower part. The IMCs layer consists of  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  and  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ . Compared with oblique butt joints, when interfacial interlocking compound Zn interlayer is used, Al-Mg-Zn phase ( $\text{Al}_5\text{Mg}_{11}\text{Zn}_4$ ) and Mg-Zn phase ( $\text{MgZn}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ ) are generated locally at the interface, replacing the original Al-Mg IMCs with a minimum IMCs thickness of  $3.9\text{ }\mu\text{m}$ . The tensile strength of the joint is increased from  $2.7\text{ MPa}$  of oblique butt joint to  $32.3\text{ MPa}$  of interfacial interlocking composite Zn interlayer joint, which is related to interfacial interlocking effect and thickness reduction of IMCs.

**Key words:** thick plate Al/Mg joint; friction stir welding; interface interlock; Zn interlayer; mechanical property

---

Corresponding author: Ke Liming, Ph. D., Professor, National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: liming\_Ke@126.com