

# 三层复合板铝/镁合金/铝 FSW 接头的微观组织与抗拉强度

赵菲, 王康, 马立峰

(太原科技大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

**摘要:** 在不同焊接速度下进行了三层复合板 Al/AZ31/Al 搅拌摩擦焊接 (FSW) 工艺试验, 并观察分析其接头成形显微组织和拉伸性能。结果显示: 在实验优化的工艺参数下, 焊缝接头成形较好, 其内部呈层状分布且未发现缺陷; 焊核区 (NZ) 晶粒细化明显, 大角晶界 (HAGBs) 和再结晶晶粒占比达 80%; 在焊缝前进侧带状组织区 (BS) 和镁、铝界面处存在金属间化合物 (IMC), 主要为  $Al_3Mg_2$  和  $Al_{12}Mg_{17}$ ; 随焊速的增加, 焊接接头的抗拉强度先增大后减小, 在  $v=100$  mm/min 时焊核区铝层晶粒平均尺寸为  $1.75 \mu\text{m}$ , 接头抗拉强度达到最大 87.3 MPa, 是母材的 50.8%。

**关键词:** 三层复合板 Al/AZ31/Al; 搅拌摩擦焊接接头; 微观组织; 抗拉强度

中图分类号: TG406

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)03-1047-08

镁合金轻质高强, 符合国家轻量化规范, 在航空航天、军工等先进制造业中有广泛的应用前景<sup>[1-3]</sup>。但镁合金表面很容易锈蚀, 即使在室温下空气中也会发生氧化, 在潮湿和酸性环境中耐蚀性更差<sup>[4]</sup>。镁合金的局限性在一定程度上限制了其在装备制造业的应用, 而同为轻质材料的铝合金, 则可在表面形成高密度的抗氧化涂层, 故具有很强的耐蚀性能, 广泛应用于船舶舰艇、海洋工程的油气储罐和水下装备等制造业<sup>[5]</sup>。而将铝覆于镁合金上层, 轧制而成的镁/铝层合板, 同时具备轻质高强, 耐蚀性较好, 价格低廉等优点, 从而达到经济、环保、高效的特点<sup>[6-11]</sup>。

铝、镁合金的熔点较低, 使用熔焊方式连接时, 焊缝温度较高, 导致铝镁金属液化, 会发生共析反应, 产生大量的金属间化合物(IMC)和焊接缺陷<sup>[12,13]</sup>。然而, 属于固相焊接技术的搅拌摩擦焊接(FSW)方法则是利用搅拌头搅拌摩擦待焊母材使其产生热塑性变形, 在轴肩顶锻压力作用下形成焊缝, 可以有效避免熔焊缺陷的产生, 对于焊接轻合金具有独到的优势<sup>[14-20]</sup>。

目前镁合金、铝合金的 FSW 在装备制造业中得到了一定应用, 促进了装备制造的轻量化。但镁合金包铝结构具有更好的耐蚀性及更好的轻量化, 因此, 开展三层复合板 Al/AZ31/Al 搅拌摩擦焊接工艺试验研究, 对进一步促进装备制造的耐蚀性与轻量化具有重要意义。目前对于三层复合板 Al/AZ31/Al 的搅拌摩擦焊接鲜有

报道。本研究采用轧制复合工艺制备了 Al/AZ31/Al 三层复合板, 并进行了三层复合板 Al/AZ31/Al 的搅拌摩擦焊接工艺试验, 重点分析了其焊缝成形显微组织及抗拉强度。该研究成果将对 Al/AZ31/Al 层状复合板优质高效连接具有一定指导作用。

## 1 实验

轧制复合的 Al/AZ31/Al 层状复合板作为搅拌摩擦焊接工艺试验材料, 规格尺寸为  $200 \text{ mm} \times 60 \text{ mm} \times 2.4 \text{ mm}$ , 覆层为工业纯铝 1060, 基层为镁合金 AZ31, 复合板 Al/AZ31/Al 界面微观组织如图 1 所示。

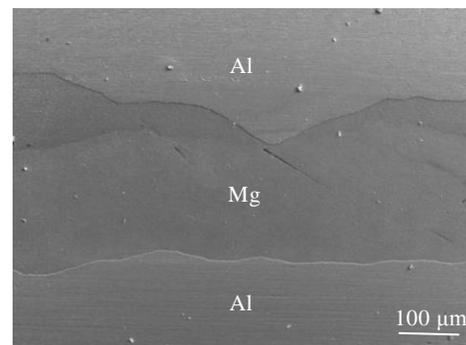


图 1 Al/AZ31/Al 层状复合板界面微观组织

Fig.1 Interface microstructure of Al/AZ31/Al laminated composite plate

收稿日期: 2021-03-18

基金项目: 山西省重点研发计划 (高新技术领域) (201903D121054); NSFC-山西煤基低碳联合基金 (重点支持项目) (U1910213); 山西省高等学校科技创新项目 (2019L0621)

作者简介: 赵菲, 女, 1982 年生, 博士, 副教授, 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 2012020@tyust.edu.cn

焊前用钢刷去除待焊区域氧化膜，并用丙酮清洗表面油脂。选用 FSM-TS1106-2D-6T 型焊机沿轧制方向对复合板进行搅拌摩擦焊对接工艺试验，焊接过程示意图如图 2 所示。搅拌头肩部直径为 12 mm，针长为 2.2 mm，轴肩压下量为 0.15 mm，固定转速 1600 r/min，焊接速度为 50~200 mm/min。垂直焊缝截取试样，经打磨、抛光、腐蚀后，采用通过超景深显微镜、蔡氏场发射扫描电镜 SIGMA300（配有牛津 EBSD 探头）、X 射线衍射仪对接头组织物相进行观测。垂直于焊缝中心切取拉伸试样，拉伸试样依据国家标准 GB/T16865-2003 制定，尺寸如图 3 所示，采用 AGS-X 型全能力学试验机进行力学试验，拉伸速度 0.1 mm/min，并用扫描电镜观察断口特征。

## 2 结果与分析

### 2.1 焊缝成形形态分析

图 4 为焊速为 100 mm/min 时焊缝表面成形及横截面形貌。图 4a 表明，该参数下接头成形良好，未发现缺陷，焊缝表面呈现较粗的波纹，这是因为覆层铝合金为 1060 工业纯铝，材料塑性较好，搅拌摩擦焊接时材料在搅拌头旋转的作用下被加热塑化，与轴肩

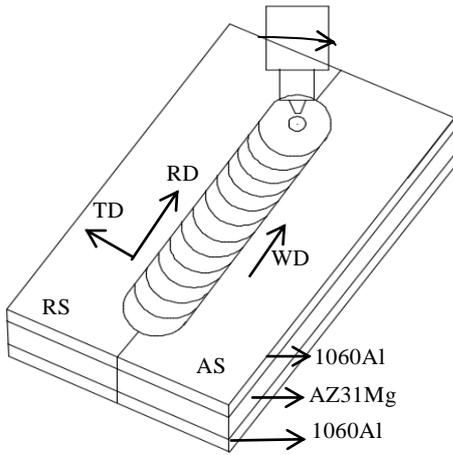


图 2 焊接过程示意图

Fig.2 Schematic diagram of the welding process

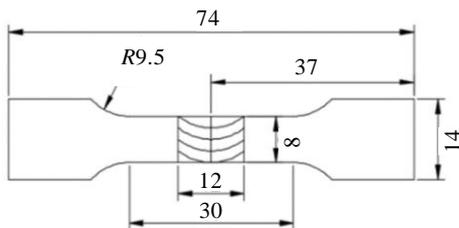


图 3 拉伸件示意图

Fig.3 Schematic diagram of drawing parts

发生了粘连。由图 4b 表明，Al/AZ31/Al 层合板焊缝金属呈层状分布；轴肩影响区 (SAZ) 组织呈扁平状；前进侧热机影响区 (TAMZ) 与焊核区 (NZ) 之间有明显的分界线；焊核中部材料流动复杂，呈现“洋葱环”形貌，其放大图如图 4c 所示。在 FSW 过程中 SAZ 受到轴肩向下顶锻力的作用，故其金属呈现扁平状。前进侧 TAMZ 与 NZ 之间形成的分界线，主要是因为塑化的金属不断从后退侧转移致前进侧，并占据了前进一侧空隙，从而产生了堆积，又因为 FSW 流程是在一个封闭环境下完成的，此过程中前进侧塑性金属的流动受到轴肩、搅拌针及未塑化母材共同影响，这导致前进侧上层塑化的铝向下侧镁合金层流动，故其形成了明显的界线。“洋葱环”特征的产生，主要是快速旋转搅拌头顺着焊缝行进时，塑性金属流不断被推向搅拌头后推侧的结果。

### 2.2 搅拌摩擦焊接头微观组织

搅拌摩擦焊接速度为 100 mm/min 时镁合金层各区域的微观组织形貌如图 5 所示，层合板母材 (BM) 微观组织形貌如图 5a 所示，镁合金层 NZ 组织如图 5b 所示，镁合金层前进侧 TAMZ 组织如图 5c 所示，镁合金层热影响区 (HAZ) 微观组织如图 5d 所示。

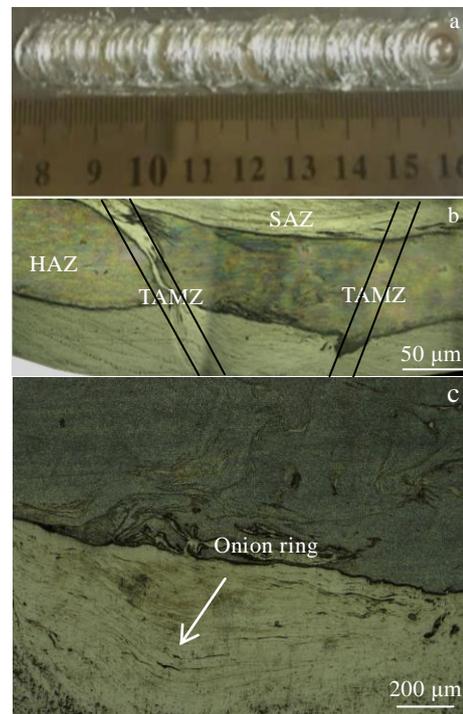


图 4 100 mm/min 焊速的焊缝成形及横截面形貌

Fig.4 Morphologies of weld forming shape at welding speed of 100 mm/min: (a) weld surface, (b) weld cross section, and (c) enlarged view of central NZ

由图 5a 看出, 母材各层组织均呈典型的热轧制态板条分布。图 5b 为镁层 NZ 组织, 可以看出晶粒明显细化, 均由等轴晶构成, 这是因为 NZ 晶粒在经历了严重的塑性变形和高温热循环后发生了动态再结晶。图 5c 为镁层 TMAZ 组织, 可以看出该区右上侧晶粒被斜向上拉长, 这是因为 TMAZ 组织位于搅拌针边缘受到了较大的剪切力, 晶粒易被拉长或扭曲。图 5d 为镁层 HAZ 组织, 可以看出该区由粗大晶粒和等轴晶构成, 这表明热影响区发生了静态再结晶和晶粒的长大, 这是因为热轧复合板有较高的储能, 再结晶温度变低, 故 HAZ 晶粒在无塑性变形的热循环作用下发生了静态再结晶。

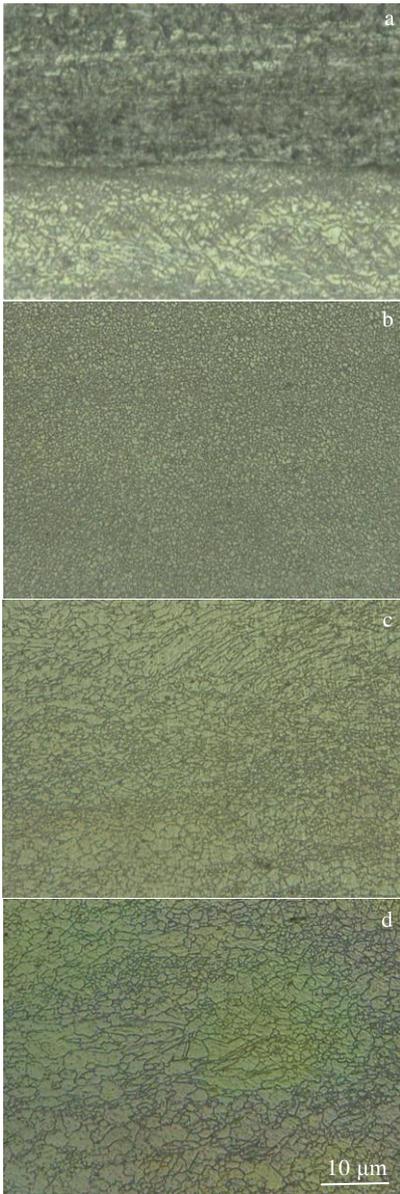


图 5 100 mm/min 焊速的镁合金层微观组织

Fig.5 Microstructures of magnesium alloy layer at welding speed of 100 mm/min: (a) BM, (b) NZ, (c) TAMZ, and (d) HAZ

对不同参数下复合板搅拌摩擦焊缝铝层组织进行了 EBSD 表征。 $v=50, 100, 200$  mm/min 时接头 NZ 的 IPF 图及其晶粒尺寸分布如图 6 所示, 每个晶粒的颜色代表其取向。

图 6a~6c 表明, 不同焊接速度下晶粒颜色主体不同。当焊接速度为 50 mm/min 时 NZ 晶粒主要以蓝色为主, 当焊接速度增加到 100 mm/min 时 NZ 晶粒以绿色为主, 随着焊接速度继续增加红色晶粒显著增多。这说明随着焊接速度的增加晶粒取向由  $\langle 111 \rangle$  向  $\langle 101 \rangle$  和  $\langle 001 \rangle$  转变。

由于动态再结晶的发生, NZ 在  $v=50\sim 200$  mm/min 时均形成了细小的等轴晶。由图 6a~6f 柱状图可知, 铝层 NZ 的平均晶粒尺寸随焊速的增大, 先减小后增大。当  $v=100$  mm/min 时, NZ 晶粒平均直径最小, 为  $1.75 \mu\text{m}$ , 这是 FSW 过程中适当的热输入和强烈的塑性变形共同作用的结果。焊接速度提高, 热输入减少, 导致焊缝峰值温度降低、应变速率下降, 这是决定晶粒尺寸的主要因素。一方面焊缝峰值温度的降低, 使得晶粒长大的驱动力下降; 另一方面, 根据再结晶的一般原理, 应变速率的下降, 导致晶粒尺寸的增大。因此在 FSW 过程中, 晶粒尺寸随速度的变化取决于那个因素起着主导作用。从  $v=50\sim 100$  mm/mim 焊区晶粒细化主要与单位焊缝长度的热输入减少有关, 晶粒生长的时间间隔缩短, 冷却周期加快。然而, 在焊接速度较高的( $v=100\sim 200$  mm/mim)情况下, 晶粒粗化主要与焊缝金属应变速率的降低有关, 焊接速度越高, 搅拌针搅拌作用越弱, 位错密度和动态再结晶形核位置变少, 晶粒越粗。

### 2.3 晶界表征与再结晶行为分析

晶界的分布可以反映接头各区域的再结晶程度, 再结晶程度影响晶粒尺寸和位错角分布。为了进一步研究 Al/AZ31/Al 层状复合板搅拌摩擦焊对接接头的微观组织演变, 对接头 NZ 晶界特征进行了分析。不同焊接速度下接头 NZ 的晶粒边界、位错取向角分布和晶粒形态图如图 7 所示。在晶界图中 LAGBs ( $2\sim 15^\circ$ ) 和 HAGBs ( $>15^\circ$ ) 分别用红细线和黑粗线表征。

由图 7 可知, 当  $v=50, 100, 200$  mm/min 时, NZ 的 HAGBs 比例分数分别为 84.9%、84.2% 和 79.6%, 再结晶晶粒比例分数分别为 84.8%、79.1% 和 77.3%。由数据可知在所选用的各焊接参数下, NZ 中均有较高比例的 HAGBs 和动态再结晶产生, 随着焊接速度的增大, NZ 中 HAGBs 和再结晶晶粒所占比例略有下降。FSW 过程中, NZ 晶粒经历了强烈的热塑性变形, 产生了大量的位错, 变形晶粒在摩擦热作用下开始动态再结晶, 位错逐渐被吸收, LAGBs 转变为 HAGBs。

与  $v=200\text{ mm/min}$  相比,  $v=50\text{ mm/min}$  时, NZ 塑性变形更为剧烈, 焊缝峰值温度更高, 接头焊后经历的热循环时间更长, 再结晶程度更高, 因此有更多的 LAGBs 吸收足够多的位错以转变为 HAGBs。然而, 有趣的是当焊接速度增大 2 倍, 从  $50\text{ mm/min}$  增加到  $100\text{ mm/min}$  时, HAGBs 所占比例几乎没有变化, 仅仅从 84.9% 降低到了 84.2%。这可能是因为在 FSW 过程中大量 Mg 固溶到了 Al 基体中, 使得固溶体效应增强, 导致位错迁移率和动态回复速率降低, 并且高含量 Mg 溶质降低了 Al 的层错能, 阻碍了位错滑移和动态回复, 这些共同作用使得焊速在  $50\sim 100\text{ mm/min}$  时 HAGBs 比例变化不大。

2.4 搅拌摩擦焊接头的 EDS 分析

$v=50\text{ mm/min}$  时搅拌摩擦焊对接接头横截面形貌如图 8a 所示, 其 EDS 元素面扫描结果如图 8b、8c 所示。由图可知, 铝、镁合金在搅拌针剧烈搅拌及高温热循环作用下, 在焊核界面区和前进侧, 发生了严重的机械混合和相互扩散。接头横截面 XRD 物相鉴定结果如图 9 所示。由图可知, 元素扩散区域生成了  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ 、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  等金属间化合物(IMC)。

图 10 为图 8a 中 A 区放大图, 该区域被称为前进侧带状组织区 (BS), 从图中可以看到明暗相间的条

带起源于顶面, 并沿大约  $45^\circ$  方向向下部延伸, 这是 BS 的典型特征。对其不同区域进行点扫描, 元素分布结果如表 1 所示。根据各点铝镁元素所占比例推测: 亮灰色致密条带(点 1)组织为  $\text{Al}_3\text{Mg}_2+\text{Al}$ ; 暗灰色连续条带(点 2)组织为  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ ; 灰色背景(点 3)组织为 Mg 基体。故 BS 为插入镁基体的铝合金条及其相互作用生成的 IMC 共同组成。

当焊速为  $100\text{ mm/min}$  时搅拌摩擦焊缝 NZ 下侧铝镁界面如图 11a 所示,  $v=50, 100, 200\text{ mm/min}$  时 NZ 铝镁界面组织的 EDS 元素线扫描如图 11b~11d 所示。

由图 11a 表明, 铝镁界面处可以观察到一条亮白色扩散层呈波浪状曲线分布, 界面连接较为良好, 没有缺陷产生。由图 11b~11d 可以看出, 随着焊接速度的提高, 扩散层的厚度逐渐减小, 分别为  $5.4\ \mu\text{m}$  ( $50\text{ mm/min}$ )、 $3.4\ \mu\text{m}$  ( $100\text{ mm/min}$ )、 $2.3\ \mu\text{m}$  ( $200\text{ mm/min}$ )。这表明铝镁界面扩散层的厚度随着热输入的降低下降明显。当焊接速度为  $50\text{ mm/min}$  时, 靠近镁侧的能谱线呈“X”状, 这意味这铝、镁元素之间的过渡由于距离而发生变化, 未生成成分固定的金属间化合物层, 而靠近铝侧的能谱线出现了元素固定的“平台”, 对其进行成分分析, 得其成分为 Al 47.7% 和 Mg 28.7%, 接近  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  的成分比例, 这意味着在靠近铝侧的区域

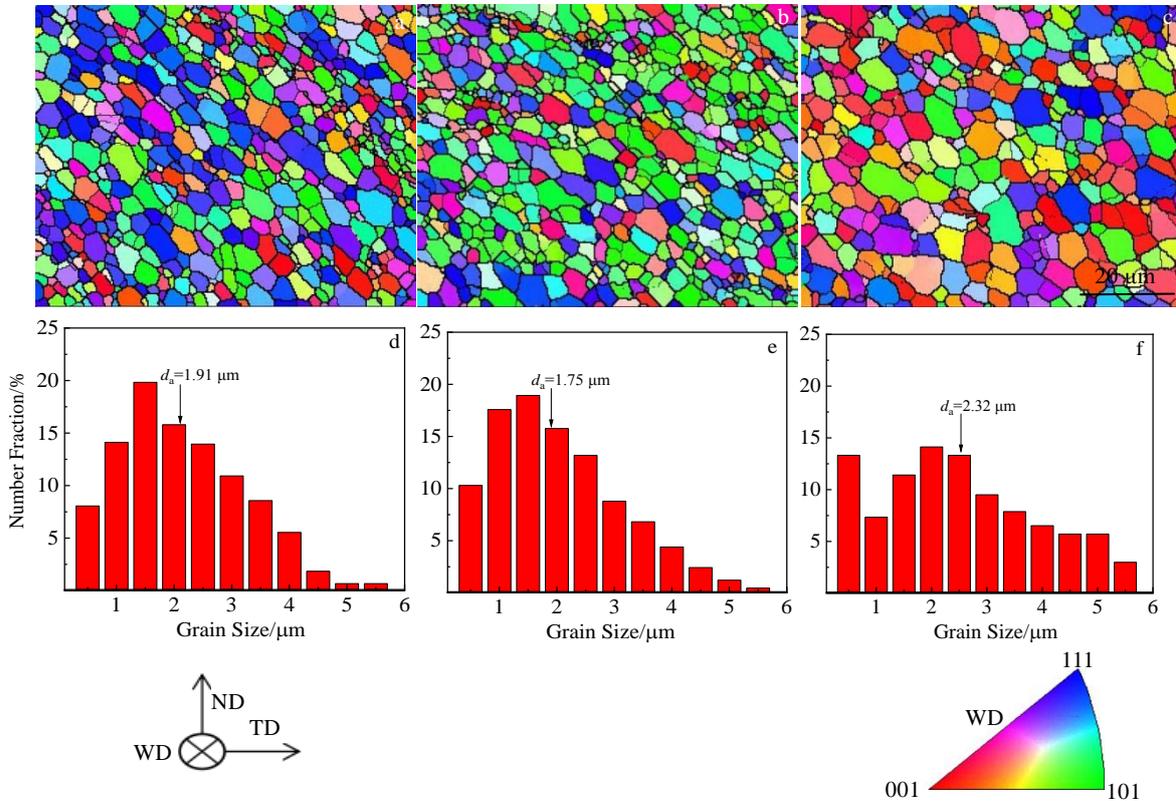


图 6 不同焊接速度下铝层 NZ 晶粒取向及平均晶粒尺寸

Fig.6 Grain orientation and average grain size of aluminum layer NZ at different welding speeds: (a, d)  $v=50\text{ mm/min}$ ; (b, e)  $v=100\text{ mm/min}$ ; (c, f)  $v=200\text{ mm/min}$

分布着  $Al_3Mg_2$  金属间化合物层。当焊接速度增加到 100 mm/min 时能谱线整体呈“X”状，并没有在铝侧生成平台，这可能因为当焊接速度为 50 mm/min 时，热输入较大，焊缝峰值温度较高，在铝侧发生了共析反应(L

$\rightarrow Al_3Mg_2 + Al$ )，而随着热输入的降低，这种反应在铝侧界面区弱化了。此外将白色亮层定义为扩散层是不合理的，因为从 EDS 元素线扫描的成分变化来看，亮层相对于扩散层来说是比较薄的。

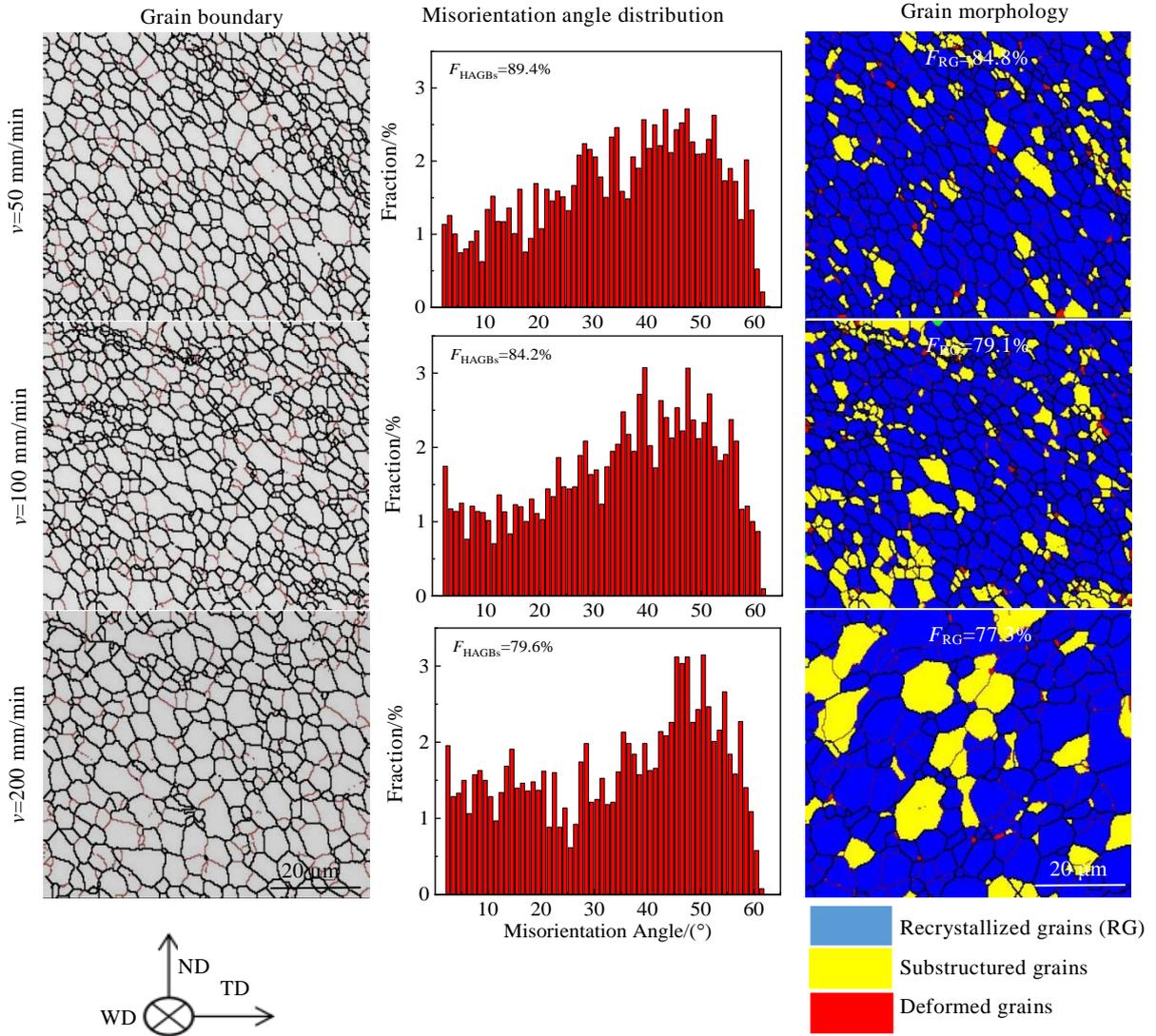


图 7 铝层 NZ 晶粒边界、取向角分布及晶粒形态图

Fig.7 Grain boundaries, misorientation angle distributions and grain morphologies of NZ

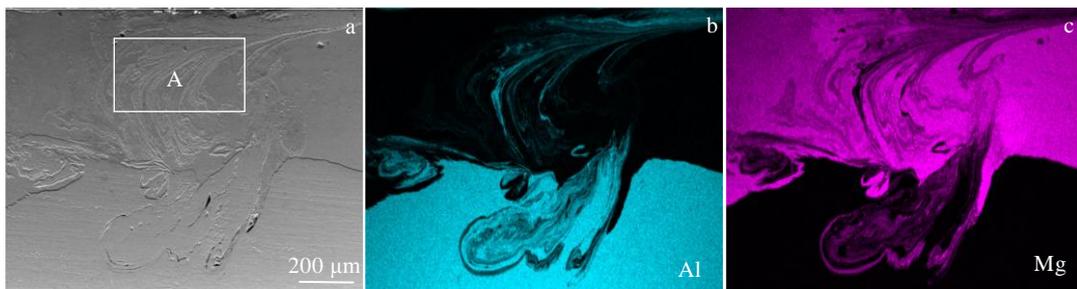


图 8 焊核区(HZ)微观组织形貌及 EDS 元素面扫描 ( $v=50$  mm/min)

Fig.8 Morphology (a) and EDS element mappings (b, c) of NZ at the welding speed of 50 mm/min: (b) Al and (c) Mg

### 3 搅拌摩擦焊接头力学性能分析

本试验所采用的 Al/AZ31/Al 层合板非轧制方向平均抗拉强度为 172 MPa, 不同参数下 Al/AZ31/Al 层合板搅拌摩擦焊对接接头的拉伸曲线如图 12 所示。

由图 12 表明, 当增大搅拌头前进速率时, 试样抗拉强度, 先增后降, 这与接头 NZ 晶粒大小变化趋势正好相反。当焊速为 100 mm/min 时接头抗拉伸性能最优, 达 87.3 MPa, 为母材的 50.8%。当焊速降为 50 mm/min 时, 试样抗拉强度为 62.3 MPa, 该参数下, 热输入偏高, 在铝镁界面区和前进侧形成了较厚的扩散层和带状组织, 其成分包括  $Al_3Mg_2$  和  $Al_{12}Mg_{17}$ , 这 2 种化合物都呈脆硬性, 故大尺寸的金属间化合物是致使接头力学性能下降的一个主要原因。与较低焊接速度相比, 当搅拌头速度增大到 200 mm/min 时, 焊核区金属间化合物明显减少, 接头强度理应增大, 然而事实却相反, 试样强度仅达 47.1 MPa。这是因为搅拌头行进速度过快时, 热输入不足, 导致镁层组织塑性流动能力变差, 在镁层侧形成了孔洞缺陷, 如图 13 所示。孔洞缺陷对接头强度的影响远大于金属间化合物, 故接头强度大幅下降。此外任何一个参数下的应力-应变曲线到达顶点后都出现了强度突降, 而后又缓慢降低, 这是因为中间镁层的塑性较差, 在拉长过程中率先形成了微裂纹而引起断裂, 而两侧的铝层塑性较好, 有更好的断后伸长率。

当焊速为 100 mm/min 时接头拉伸试样断口的 SEM 照片如图 14 所示。图 14a 表明, 焊接断口呈层状分布, 上侧镁合金层, 和下侧铝层, 断后伸长率不同, 这与拉伸曲线特征相对应, 在镁层侧发现了大量的解理台阶及河流花样, 这表明复合板接头在镁层侧发生了脆性断裂。图 14b 为铝层断口微观组织放大图, 在图中发现了大量的韧窝, 这表明复合板接头在铝层侧发生了韧性断裂, 故 Al/AZ31/Al 层合板 FSW 接头断裂模式为韧脆联合断裂。

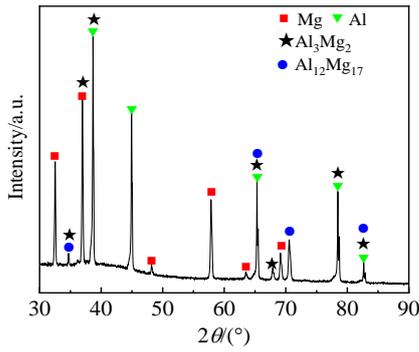


图 9 接头的 XRD 图谱  
Fig.9 XRD pattern of the joint

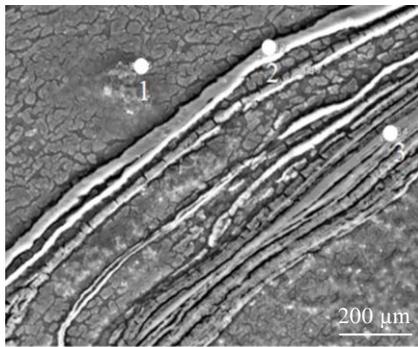


图 10 图 8a 中 A 区域放大带状组织 (BS) 照片  
Fig.10 BS microstructure of area A enlarged in Fig.8a

表 1 图 10 中标记点的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis results of marked points in Fig.10 (wt%)

Point	Al	Mg	Phase
1	60.5	22.5	$Al_3Mg_2$ +Al
2	40.5	46.8	$Al_{12}Mg_{17}$
3	4.0	78.5	Mg

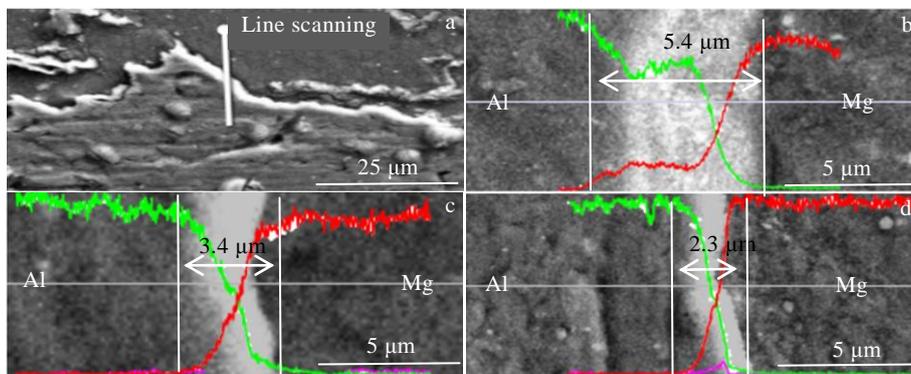


图 11 不同焊速的镁铝界面形貌及其 EDS 线扫描

Fig.11 Morphology (a) and EDS element scanning (b~d) of Mg/Al interface at different welding speeds: (b) 50 mm/min, (c) 100 mm/min, and (d) 200 mm/min

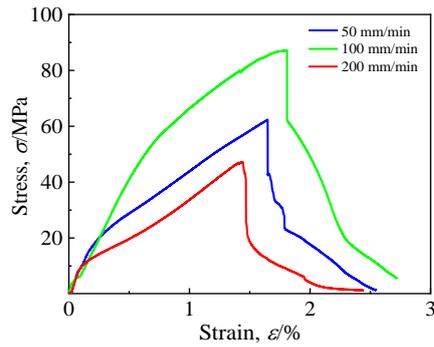


图12 不同焊速的搅拌摩擦焊接头的抗拉强度

Fig.12 Tensile strength of friction stir welded joints at different welding speeds

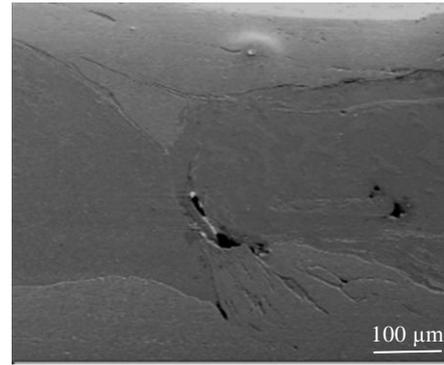


图13 200 mm/min 焊速的接头孔洞缺陷

Fig.13 Defect of hole for the joint at welding speed of 200 mm/min

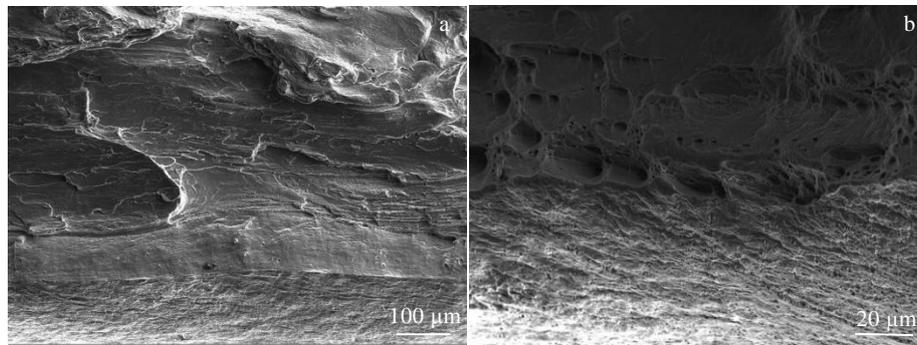


图14 100 mm/min 焊速的焊缝断口微观形貌

Fig.14 Microscopic morphologies of weld fracture at welding speed of 100 mm/min: (a) interface and (b) magnified view of aluminum layer

## 4 结论

1) 在试验优化的焊接工艺参数下焊接接头成形良好, 其内部呈层状分布且未发现缺陷。

2) 焊核区 (NZ) 有动态再结晶发生, 大角晶界 (HAGBs) 和再结晶晶粒占比达 80%。

3) 在焊缝前进侧带状组织区 (BS) 和铝、镁界面处存在金属间化合物 (IMC), 金属间化合物 (IMC) 主要为  $Al_3Mg_2$  和  $Al_{12}Mg_{17}$ 。

4) 随焊接速度的增加, 接头抗拉强度先增大后减小, 当  $v=100$  mm/min 时, NZ 晶粒平均尺寸为  $1.75 \mu m$ , 接头抗拉强度达到 87.3 MPa, 为母材的 50.8%。

### 参考文献 References

- [1] Liu J Z, Zhao Y H, Song L *et al. Advanced Materials Research*[J], 2012, 1896(535-537): 875  
 [2] Wang S F, Hu W W, Gao Z H *et al. Applied Mechanics and Materials*[J], 2013, 2659(395-396): 266

- [3] Li Yi(李轶), Cheng Peiyuan(程培元), Hua Lin(华林) *et al. Jiangxi Nonferrous Metals*(江西有色金属)[J], 2007(2): 30  
 [4] Bai N N, Tan C, Li Q *et al. Bio-medical Materials and Engineering*[J], 2017, 28(4): 339  
 [5] Hou Shizhong(侯世忠). *Aluminum Processing*(铝加工)[J], 2019(05): 4  
 [6] Chen Lijie(陈力捷), Fan Jianfeng(樊建峰), Dong Hongbiao(董洪标) *et al. Transactions of Materials & Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2014, 35(S1): 28  
 [7] Zhang N, Wang W X, Cao X Q *et al. Materials and Design*[J], 2015, 65: 1100  
 [8] Guo Miao(锅渺), Li Sha(李莎), Zhao Liping(赵利平) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2020, 34(22): 22 087  
 [9] Wu Qiong(吴琼), Yang Suyuan(杨素媛), Jiang Wen(蒋雯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1662  
 [10] Wang Xiaowei(王小伟), Yang Dongqing(杨东青), Li Xiaopeng(李晓鹏) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊

- 接学报[J], 2021, 42(5): 14
- [11] Yang Xia(杨霞), He Dongsheng(贺东升), Du Xiaozhong(杜晓钟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1223
- [12] Xu Y, Ke L M, Ouyang S *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 64: 1059
- [13] Zhao Fei(赵菲), Huang Qingxue(黄庆学), Jia Dengfeng(贾登峰) *et al. Welding Technology*(焊接技术)[J], 2018, 47(2): 1
- [14] Li Peiqi(李佩琪), You Guoqiang(游国强), Xu Xuanxi(徐轩曦) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1551
- [15] Ovchinnikov V V, Kurbatova I A, Fedorov A O *et al. Russian Metallurgy*[J], 2021(6): 678
- [16] Dewangan S K, Tripathi M K, Manoj M K *et al. Metals and Materials International*[J], 2021, 27: 1
- [17] Gagandeep S, Khushdeep G, Baljinder R *et al. Advanced Engineering Forum*[J], 2021, 40: 1
- [18] Wahid M A, Khan Z A, Siddiquee A N *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(2): 193
- [19] Yu Huan(于欢), Mao Yuqing(毛育青), Yang Ping(杨平) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2022(5): 32
- [20] Chen Hongsheng(陈洪胜), Wang Wenxian(王文先), Chen Wei(陈伟) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2020, 41(3): 38

## Microstructure and Tensile Strength of Aluminum/Magnesium Alloy/Aluminum FSW Joint of Three-Layer Composites

Zhao Fei, Wang Kang, Ma Lifeng

(School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** The friction stir welding (FSW) process tests of three-layer composite plate Al/AZ31/Al at different welding speeds were carried out, and the joint forming, microstructure and tensile properties were observed and analyzed. The results show that under the optimized process parameters, the welded joint is well formed, and its internal distribution is layered, and no defects are found. The grain refinement in nugget zone (NZ) is obvious, and the large angle grain boundaries (HAGBs) and recrystallized grains account for 80%. There is intermetallic compound (IMC) in the banded structure area (BS) on the forward side of the weld and the interface between magnesium and aluminum, which is mainly composed of  $Al_3Mg_2$  and  $Al_{12}Mg_{17}$ . With the increase of welding speed, the tensile strength of welded joint first increases and then decreases. When  $v=100$  mm/min, the average grain size of the aluminum layer in the weld nugget area is  $1.75\ \mu\text{m}$ , and the tensile strength of the welded joint reaches the maximum 87.3 MPa, which is 50.8% of the base metal.

**Key words:** three-layer composites Al/AZ31/Al; friction stir welded joint; microstructure; tensile strength

---

Corresponding author: Zhao Fei, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: 2012020@tyust.edu.cn