

7075 铝合金熔覆层的搅拌摩擦加工研究

张云龙, 李若琳, 朱 彬, 程 亮

(江苏理工学院材料工程学院, 江苏 常州 213001)

摘要: 7 系超硬铝合金广泛应用于航空航天以及汽车等领域, 钨极惰性气体保护 (tungsten inert-gas, TIG) 电弧焊可用于构件的修复, 但熔焊缺陷以及专用丝材的缺乏使得熔覆层的强度不足。采用 ER5356 铝合金焊丝对 7075-T6 合金进行熔覆修补, 并对 TIG 熔覆层进行搅拌摩擦加工 (friction stir processing, FSP), 以期改进熔覆层力学性能。固定 TIG 焊工艺参数和搅拌头行进速度, 研究了搅拌头转速对熔覆层组织、力学性能以及断裂行为的影响, 结果表明: TIG 熔覆区由粗大的树枝晶组成, FSP 消除了熔覆区的宏观缺陷, 显著细化晶粒并减小了搅拌区与母材的成分差异。TIG 熔覆试样拉伸断口位于硬度和强度最低的熔覆区中心。FSP 显著提高了熔覆层的硬度和强度, 拉伸断口位于前进侧的热机械影响区。随转速增大, 搅拌区平均晶粒尺寸降低, 热机械影响区和搅拌区的强度提高而塑性降低。

关键词: 7075; 铝合金; TIG 焊; 搅拌摩擦加工; 力学性能

中图分类号: TG453.9 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2023)02-0174-07

引用格式: 张云龙, 李若琳, 朱彬, 等. 7075 铝合金熔覆层的搅拌摩擦加工研究[J]. 中国材料进展, 2023, 42(2): 174-180.
ZHANG Y L, LI R L, ZHU B, *et al.* Friction Stir Processing on Fusion Welding Area of 7075 Aluminum Alloy[J]. Materials China, 2023, 42(2): 174-180.

Friction Stir Processing on Fusion Welding Area of 7075 Aluminum Alloy

ZHANG Yunlong, LI Ruolin, ZHU Bin, CHENG Liang

(School of Materials Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China)

Abstract: 7 series duralumin alloys are widely used in aerospace and automotive fields. Tungsten inert gas (TIG) welding can be used to repair components, but the welding defects and the lack of special wire make the strength of the welding layer insufficient. In this paper, ER5356 welding wire was used to 7075-T6 alloy fusion welding, and friction stir processing (FSP) was carried out on TIG welding layer to improve the performance. The effect of rotation speed on the microstructure, mechanical properties and fracture behaviors of the welding layer was studied, with the certain TIG welding processing parameters and traveling speed. The results show that the TIG welding zone (WZ) is composed of coarse dendrites, and FSP eliminates the macroscopic defects in the WZ, significantly refines the grain size and reduces the composition difference between the stirring zone (SZ) and the base metal. The tensile fracture of TIG overlaying sample is located in the center of WZ, which has the lowest hardness and strength. FSP significantly improves the hardness and strength of the welding layer, with the fracture located in the thermo-mechanically affected zone (TMAZ) on the FSP advancing side. With the increase of rotation speed, the average grain size of SZ decreases, the strength of TMAZ and SZ increases, while the plasticity decreases.

Key words: 7075; aluminum alloy; TIG welding; friction stir processing; mechanical properties

1 前 言

7075 铝合金是一种沉淀强化型 Al-Zn-Mg-Cu 系超硬

铝合金, 已在航空航天、汽车及电子产品等领域广泛应用^[1]。钨极惰性气体保护 (tungsten inert-gas, TIG) 电弧焊作为一种常用焊接技术, 也可用于增材制造以及金属构件的快速修复^[2, 3]。熔化焊易产生热集中和残余应力, 焊缝或熔覆层组织往往晶粒粗大, 伴有气孔、夹渣、裂纹和变形等缺陷^[4]。此外, 对于 7 系铝合金, 目前尚缺乏与之性能匹配的专用焊接丝材, 使用其他焊丝往往导致接头或熔覆层强度不足。因此, 关于焊接接头或增材熔覆层改性处理的研究很有必要。

收稿日期: 2022-09-01 修回日期: 2022-11-28

基金项目: 江苏省中以产业技术研究院开放课题 (JSITRI202108)

第一作者: 张云龙, 男, 1987 年生, 讲师,

Email: zylong@jsut.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202209002

作为脱胎于搅拌摩擦焊(friction stir welding, FSW)的加工方法, 搅拌摩擦加工(friction stir processing, FSP)通过搅拌头的旋转和摩擦热使金属软化并流动, 可以在较低的温度下通过高应变速率实现组织细化^[5, 6]。近20年来, 大量关于 FSW 和 FSP 的研究工作证明了搅拌摩擦过程中合金各个区域的组织演化和力学性能与搅拌头形状、转速和移动速度等因素相关^[7, 8]。此外, 由工艺参数决定的热输入对析出相的粗化和溶解有很大的影响, 从而影响接头的性能, 尤其是对于析出强化合金^[9]。Wang 等^[10]关于 FSP 对不同初始状态的 2A14 铝合金组织和性能影响的研究表明, 搅拌区析出相和位错的形态及分布与合金初始状态有显著关系, 铸态和均匀化处理态合金经过 FSP 得到强化, 而轧制态和 T6(固溶-人工时效)热处理态合金则强度降低。

近年来, FSP 被用于钛合金、镁合金及多种铝合金的电弧熔覆层或焊接接头的改性, 作为一种低成本技术而受到关注^[11-13]。对于 7 系铝合金熔焊修复层来说, 此方法有望提高熔覆层的表面质量和力学性能, 相关的组织-性能之间关系值得研究。综上, 本文将 FSP 应用于 7075-T6 铝合金 TIG 熔覆层改性, 在固定的 TIG 焊工艺参数和 FSP 行进速度下, 研究了 FSP 不同转速对熔覆层宏/微观组织特征、元素分布、显微硬度特征、拉伸性能以及断口形貌的影响, 并讨论了其中的机理。

2 实验

2.1 样品制备

选取 5 mm 厚的 7075-T6 态铝合金轧制板为母材, 垂直于轧制方向对母材进行深 2 mm、宽 4 mm 的铣削, 采用 TIG 焊对母材凹槽处进行熔覆, 所用丝材为直径 1.2 mm 的 ER5356 焊丝, 优选的工艺参数为: 电流 140 A、焊速 4 mm/s、送丝速度 40 mm/s。对熔覆层进行打磨和清洗, 在立式数控搅拌摩擦焊机(型号 FSW-LM-BM16)上

沿熔覆方向进行搅拌摩擦加工。采用轴肩外径为 15 mm 的 H13 钢搅拌头, 带螺纹的搅拌针长度和直径均为 4.5 mm。在 FSP 过程中, 搅拌头略微后倾 2°, 前进速度为 70 mm/min, 转速分别采用 600 和 1000 r/min。图 1 分别是 TIG 熔覆板材以及 TIG+FSP 板材的宏观形貌照片。

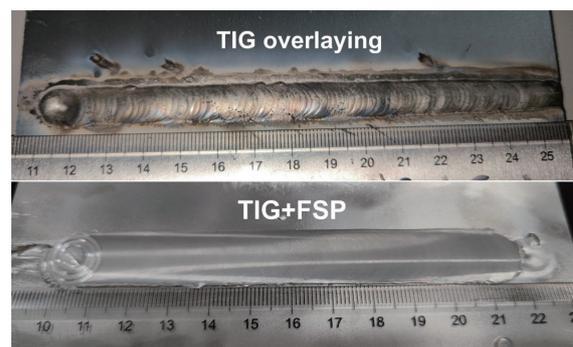


图 1 TIG 熔覆板材以及 TIG+FSP 板材的宏观形貌

Fig. 1 Macroscopic morphologies of the plate after TIG overlaying and FSP

2.2 组织表征与性能测试

横跨熔覆区取样, 对截面进行打磨、抛光和腐蚀(凯勒试剂)后, 采用蔡司光学显微镜和蔡司 Sigma 500 扫描电子显微镜(SEM)进行显微组织观察, 利用 ImageJ 软件采用线性截距法测量晶粒尺寸, 并采用能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)分析元素的分布。按照图 2 所示, 沿着加工方向和垂直加工方向分别进行平板拉伸试样的取样, 试样的厚度为 2 mm, 取自熔覆侧。在万能力学试验机上以 2.0 mm/min 的恒定速度进行拉伸性能测试, 得到应力-应变曲线和强度, 并测量断后伸长率。使用 HVS-1000A 维氏显微硬度计在距离上表面 2 mm 的位置沿水平方向进行显微硬度测试(如图 3 和图 4 中白色虚线所示), 测量间隔为 0.5 mm, 施加载荷为 200 g, 停留时间为 10 s。

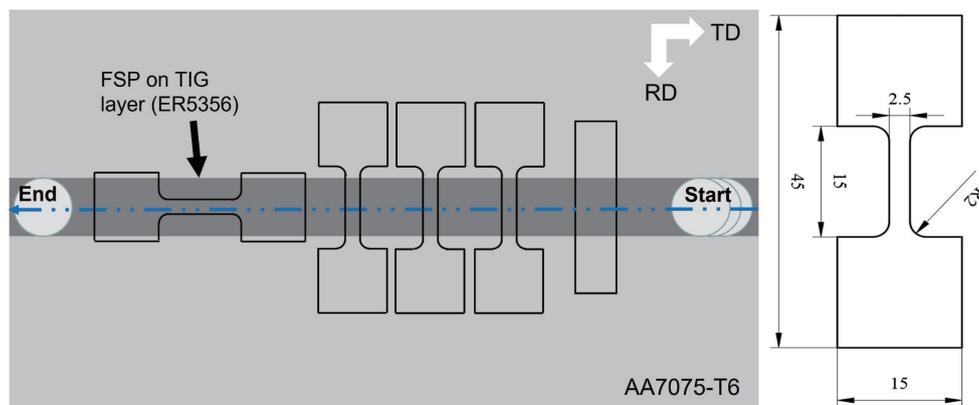


图 2 拉伸试样的取样位置和试样尺寸(mm)示意图

Fig. 2 Schematic of the sampling position and sample size (mm) for the tensile experiment

3 结果与讨论

3.1 显微组织与元素分布

图 3 是 TIG 熔覆样品纵截面的金相组织照片。由图 3a 可以看出, 焊缝余高约为 1 mm, 宏观组织可分为熔覆区(welding zone, WZ)、热影响区(heat affected zone, HAZ)和母材区(base metal, BM)。如图 3d 所示, 在熔覆区发现少量气孔、空隙和细小裂纹。这些缺陷是在熔化

和快速凝固过程中由于气流、热集中和高残余应力等因素引起的^[14]。如表 1 EDS 成分分析结果所示, 熔覆区中上部 1 点的成分接近 Al-Mg 系焊丝的成分, 而下部 2 点处 Al 和 Mg 含量降低, Zn 和 Cu 含量增加, 说明该区域在熔覆时与少量 7075 母材产生融合。图 3b 显示熔覆区为树枝晶组织, 晶粒尺寸为 40~60 μm 。图 3c 显示热影响区与母材相同的轧制组织。

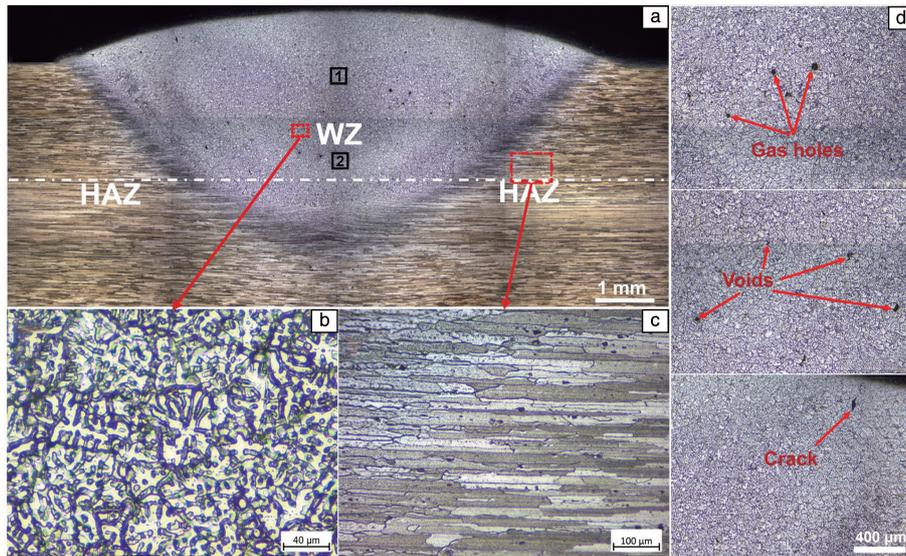


图 3 TIG 熔覆样品纵截面的金相组织照片

Fig. 3 Metallographs of the longitudinal section of the TIG overlaying sample

表 1 TIG 样品和 TIG+FSP 样品 EDS 成分分析结果

Table 1 Chemical composition results by EDS for TIG and TIG+FSP samples ($w/\%$)

Points	Al	Mg	Zn	Cu
Fig. 3a-1	94.8	4.8	0.2	0.2
Fig. 3a-2	92.6	3.8	2.6	1.0
Fig. 4a-1	91.0	3.5	4.2	1.3
Fig. 4a-2	89.6	2.7	6.0	1.7

以 600 r/min 的转速进行 FSP, 截面金相组织如图 4a 所示, 呈现出与熔覆层不同的搅拌区(stirring zone, SZ)和热机械影响区(thermo-mechanically affected zone, TMAZ)。SZ 上表面受轴肩的影响, 在上部两边形成楔形的细晶区, 中心有显著的“洋葱环”特征, 这与铝合金的析出响应和晶体结构有关^[15]。在 SZ 未观察到熔覆层存在的气孔、裂纹等缺陷。在前进侧(advancing side, AS), SZ 和 TMAZ 之间存在一个尖锐的界面, 而在回退侧(retreating side, RS)这种界面较为模糊, 这是由于前进侧和回退侧的物质流动是不对称的, 且前进侧具有较大的应变和温度梯度^[16]。如表 1 所示, SZ 中心 1 点处 Zn 含量达到 4.2%, 说明 FSP

过程将母材带入 SZ, 而 TMAZ 中 2 点处成分与母材基本相同。由图 4b 和 4d 可以看出, TMAZ 的晶粒尺寸不均匀且发生了扭曲, 这是由于温度梯度和搅拌引起的剪切应变速率存在差异, 导致 TMAZ 内少数晶粒发生动态再结晶, 大部分晶粒塑性变形不足^[17]。在机械搅拌和摩擦热的作用下, SZ 发生剧烈塑性变形, 通过动态再结晶形成细小的等轴晶, 如图 4c 所示。如图 5 所示, 转速为 1000 r/min 时所形成的 SZ 上方区域的形状与图 4a 有差异, 在更高的转速下, TMAZ 中晶粒扭曲变形程度更高, 这表明转速对 SZ 和 TMAZ 组织均有明显的影响。

图 6 对比了熔覆层 WZ 与 FSP 处理后 SZ 的显微组织, 可以看出 TIG 样品 SZ 粗大的树枝晶经过 FSP 转变为细小的等轴晶。Mehdi 等^[18]对 TIG+FSP 处理的铝合金的实验与计算结果表明, 随转速增大, 接头中心温度逐渐升高, 晶粒逐渐细化。图 6b 和 6c 显示, 在 600 和 1000 r/min 的转速下平均晶粒尺寸分别为 7.9 和 6.1 μm , 同样随转速增大晶粒细化。此外, 图 6c 中晶粒尺寸一致性更高, 这表明 1000 r/min 转速提供的搅拌作用和热输入使熔覆层动态再结晶更加充分, 有利于晶粒细化和提升组织均匀性^[19, 20]。

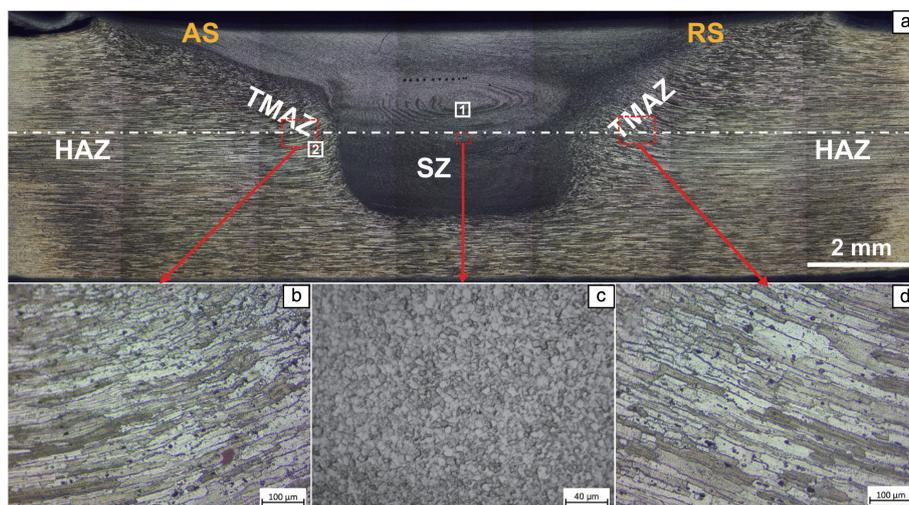


图 4 TIG+FSP-600 样品的金相组织照片

Fig. 4 Metallographs of the TIG+FSP-600 sample

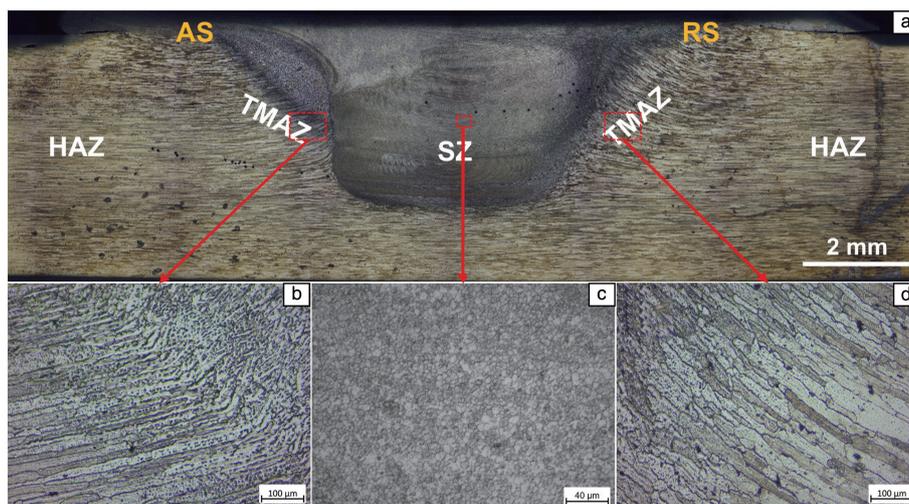


图 5 TIG+FSP-1000 样品的金相组织照片

Fig. 5 Metallographs of the TIG+FSP-1000 sample

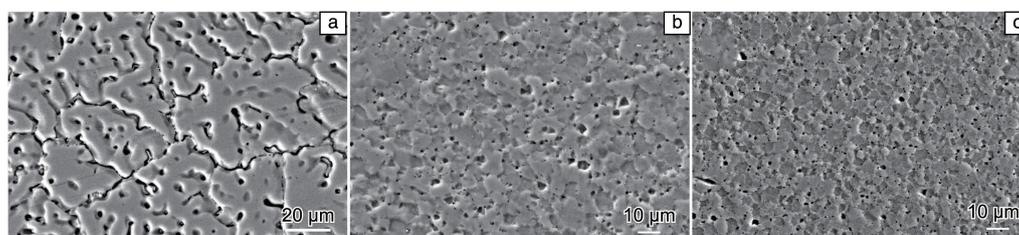


图 6 TIG 样品熔覆区(welding zone, WZ)SEM 照片(a), TIG+FSP 样品搅拌区(stirring zone, SZ)SEM 照片: (b) 600 r/min, (c) 1000 r/min

Fig. 6 SEM image of TIG WZ (a), SEM images of TIG+FSP SZ: (b) 600 r/min, (c) 1000 r/min

3.2 显微硬度与拉伸性能

图 7 为 TIG 熔覆样品和 TIG+FSP 样品截面硬度分布图。对于 TIG 熔覆样品, WZ 的硬度最低, 平均 865.34 MPa, 体现了使用 5 系铝合金焊丝时接头硬度不足。随着远离中心线, WZ 边缘的硬度升高, 这是由于成分向母材过

渡造成的。由于热效应会造成析出相的部分溶解和粗化^[21, 22], 使得 HAZ 的最低硬度低于 BM 的平均硬度 1052.52 MPa。TIG+FSP 样品表现出与前者相反的硬度分布规律, 且前进侧与后退侧不对称。经过 FSP, SZ 的硬度相比 WZ 提高了 411 MPa 以上。硬度最高值 1152.4 MPa 出

现在回退侧 SZ 与 TMAZ 的边界, 随后硬度值下降, 到达 HAZ 边缘时硬度值与母材相同。值得注意的是, 前进侧 TMAZ 的硬度整体低于回退侧, 说明前进侧受到的热影响更多, 产生了明显软化, 这可能也对拉伸性能造成了一定的影响。

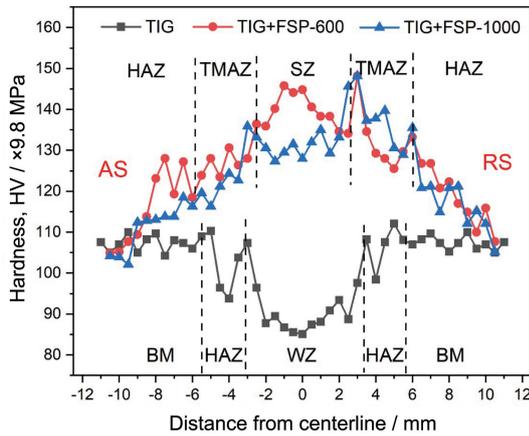


图 7 样品截面沿水平方向的硬度分布

Fig. 7 Hardness profiles of cross-section along the horizontal direction

图 8a 和 8b 分别给出了 TIG 样品和 TIG+FSP 样品垂直于加工方向拉伸试样的应力应变曲线及拉伸性能, 数据汇总于表 2。样品的应力应变曲线趋势相同, 均表现出明显的屈服平台。TIG 熔覆试样的屈服强度 (yield strength, YS) 和抗拉强度 (tensile strength, TS) 分别为 175.8

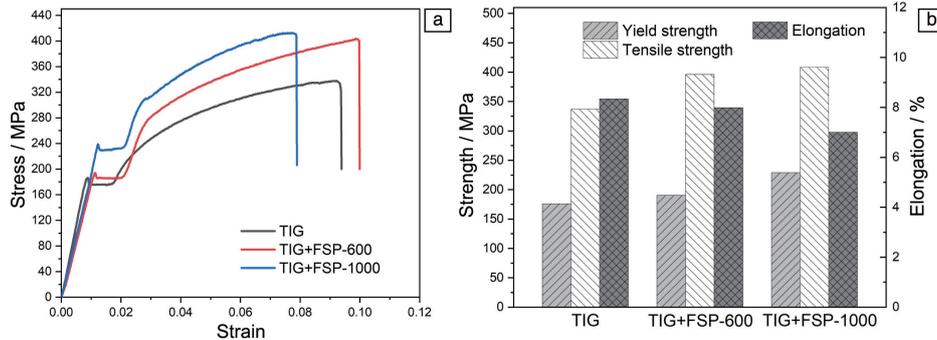


图 8 垂直于加工方向的拉伸试样的典型应力应变曲线 (a) 及拉伸性能 (b)

Fig. 8 Typical stress-strain curves (a) and tensile properties (b) of tensile specimens sampled perpendicularly to the machining direction

表 2 TIG 样品和 TIG+FSP 样品拉伸性能汇总

Table 2 Summary of tensile properties of TIG welding layer and after FSP

	Yield strength/MPa		Tensile strength/MPa		Elongation/%		Fracture location
	S1/S2/S3	Mean	S1/S2/S3	Mean	S1/S2/S3	Mean	
Across							
TIG	174.8/175.1/177.6	175.8	335.4/337.8/337.0	336.8	8.4/8.0/8.5	8.3	WZ
TIG+FSP-600	186.8/189.7/194.5	190.3	403.6/390.8/394.0	396.1	7.6/8.4/7.9	8.0	TMAZ-AS
TIG+FSP-1000	229.4/223.9/233.6	229.0	412.7/397.3/414.9	408.3	7.0/7.2/6.8	7.0	TMAZ-AS
Along							
TIG	196.8		329.7		9.3		WZ
TIG+FSP-600	309.4		458.7		16.1		SZ
TIG+FSP-1000	331.3		475.5		14.7		SZ

和 336.8 MPa。从图 9a 的断后试样的数码照片可以看出断裂位置始终在标距中心, 对应图 7 硬度最低的位置, 说明 WZ 是 TIG 熔覆样品的薄弱区域, 这是 5 系铝合金焊丝性能决定的。以 600 r/min 转速进行 FSP 后, YS 和 TS 分别提高至 190.3 和 396.1 MPa, 当转速提高至 1000 r/min, 强度进一步提高。与强度变化趋势相反的是, 断后伸长率 (elongation, EL) 从 8.3% 降低至 7.0%。从图 9b 和 9c 中可以看出, TIG + FSP 拉伸试样均断裂于前进侧的 TMAZ, 这与高应力集中、组织不均匀和热效应有关。如 3.1 节中提到, 有研究表明 FSP 前进侧的温度和应变高于回退侧, 使得前进侧的力学性能较低^[16, 23]。图 7 显示出前进侧 TMAZ 的硬度较回退侧低, 与此研究结论相符。另据报道^[21, 24], 析出相的大量溶解增加了沿晶断裂的倾向, 导致 2 系铝合金接头的强度和塑性低于母材, 这与本实验中接头性能低于 7075-T6 母材相一致。

表 2 给出了沿加工方向的拉伸性能。根据图 3~5 中的 WZ 和 SZ 尺寸可以得出, 沿加工方向拉伸试样的测量段完全位于 WZ 和 SZ 以内。结果表明, 沿 TIG 熔覆方向的拉伸性能与垂直方向的结果较为接近。TIG+FSP-1000 样品的 SZ 的强度为 331.3 MPa (YS) 和 475.5 MPa (TS), 较 TIG 样品的 WZ 分别提升了 68% 和 44%, 而 EL 提升 58%, 说明 FSP 可显著提高 TIG 熔覆层的力学性能。FSP 过程中的动态再结晶与 7075 母材的带入共同促使了力学性能的提高, 并且随转速增大, SZ 的强度提高而塑性降低。

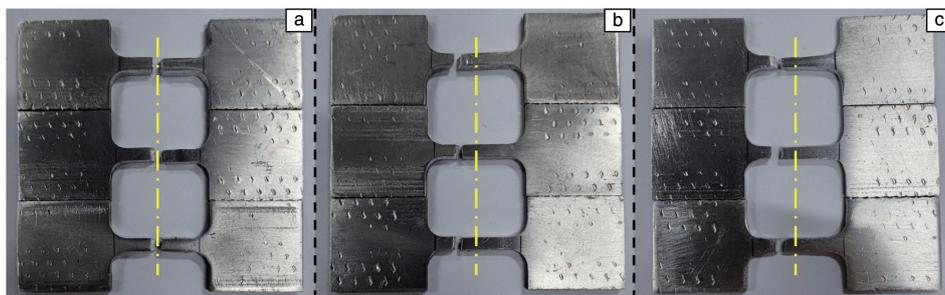


图 9 垂直于加工方向的拉伸试样断裂位置: (a) TIG, (b) TIG+FSP-600, (c) TIG+FSP-1000

Fig. 9 Fracture locations of tensile specimens perpendicular to the machining direction: (a) TIG, (b) TIG+FSP-600, (c) TIG+FSP-1000

图 10 给出了沿加工方向拉伸试样的断口形貌 SEM 照片。由图 10a 可以看出, TIG 熔覆样品位于 WZ 的断面微观形貌呈现小起伏, 放大观察可看到呈现岩石状花样的沿晶断裂, 有少量韧窝以及准解理面。此断面微观组织特征与熔覆层表现出的较低的塑性相一致。经过 FSP, 断口微观形貌变得复杂, 如图 10b 所示, 断口中部呈现层状撕裂特征(这与搅拌针的搅拌作用导致的“洋葱环”相关, 见图 4 和图 5), 有多条短裂纹, 其中分布着韧

窝; 断面两侧呈现微孔聚集和解理台阶特征, 韧窝数量较多, 表现为韧性-脆性混合断裂模式。FSP 过程中形成的细小等轴晶提高了变形抗力, 使变形更加分散, 并且能阻碍裂纹的扩展, 使强度和塑性得到改善。如图 10c 所示, 随搅拌头转速增大, 断口中部同样存在较多裂纹, 韧窝分布于各个区域, 沿晶断裂区的面积增大, 对应断后伸长率略微降低。

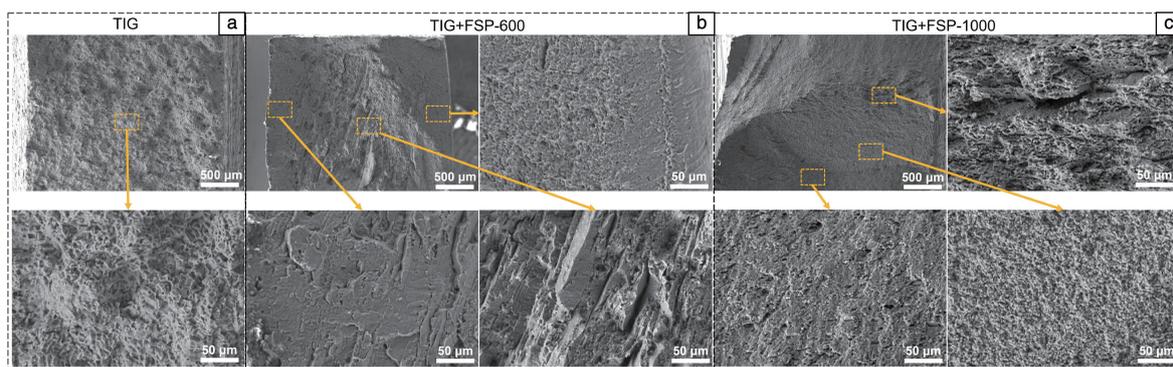


图 10 沿加工方向拉伸试样断口的 SEM 照片: (a) TIG, (b) TIG+FSP-600, (c) TIG+FSP-1000

Fig. 10 SEM images of fracture of specimens along the machining direction: (a) TIG, (b) TIG+FSP-600, (c) TIG+FSP-1000

4 结论

本文将搅拌摩擦加工(friction stir processing, FSP)应用于 7075-T6 铝合金钨极惰性气体保护(tungsten inert-gas, TIG)电弧焊加工的熔覆层, 在固定的 TIG 焊工艺参数和 FSP 行进速度下, 研究了搅拌头转速对熔覆层显微组织和力学性能的影响, 得到的主要结论如下:

(1) TIG 熔覆区为粗大的树枝晶组织, 在熔覆区发现少量气孔、空隙和细小裂纹, 熔覆区边缘成分与母材融合。FSP 消除了熔覆区的宏观缺陷, 显著细化了晶粒, 减小了搅拌区与母材的成分差异。FSP 前进侧和回退侧物质流动不对称导致组织形貌差异显著。随搅拌头转速增大, 搅拌区平均晶粒尺寸从 7.9 降低至 6.1 μm 。

(2) 5 系铝合金焊丝决定了 TIG 熔覆区中心的硬度

和强度最低, 成为拉伸试样测试时的断裂位置。FSP 使熔覆区的平均硬度提高了 411.6 MPa 以上, 前进侧热机械影响区的硬度低于回退侧的, 说明受到的热影响多, 软化明显。TIG+FSP 拉伸试样断口均位于前进侧的热机械影响区, 与此处的高应力集中、组织不均匀和热效应有关。

(3) FSP 显著提高了 TIG 熔覆层的力学性能。TIG+FSP-1000 搅拌区的屈服强度和拉伸强度分别为 331.3 和 475.5 MPa, 较加工前熔覆区分别提升了 68% 和 44%, 而伸长率提升 58%。FSP 过程中的动态再结晶和 7075 母材的带入共同促使了力学性能的提高。随转速增大, 热机械影响区和搅拌区的强度提高而塑性降低。本实验中, 搅拌头转速为 1000 r/min 的力学性能更佳。

(4) 经过 FSP, 拉伸试样断口中部呈现与搅拌区“洋

葱环”组织相关的层状撕裂特征,有多条短裂纹,断面两侧呈现微孔聚集和解理台阶特征,韧窝数量较多,塑性得到改善。FSP 过程中形成的细小等轴晶是改善塑性的主要原因。

参考文献 References

- [1] 霍望图,孙涛涛,雷诚心,等. 中国材料进展[J], 2020, 39(12): 924-933.
HUO W T, SUN T T, LEI C X, *et al.* Materials China[J], 2020, 39(12): 924-933.
- [2] 黄绍服,郭煜. 中国表面工程[J], 2021, 34(1): 121-128.
HUANG S F, GUO Y. China Surface Engineering[J], 2021, 34(1): 121-128.
- [3] 韩启飞,符瑞,胡锦涛,等. 材料工程[J], 2022, 50(4): 62-73.
HAN Q F, FU R, HU J L, *et al.* Journal of Materials Engineering [J], 2022, 50(4): 62-73.
- [4] 郭立祥,李小平,陈阳,等. 热加工工艺[J], 2023, 05: 7-12.
GUO L X, LI X P, CHEN Y, *et al.* Hot Working Technology[J], 2023, 05: 7-12.
- [5] 陈果,王新波,张仁晓,等. 金属学报[J], 2021, 57(6): 725-735.
CHEN G, WANG X B, ZHANG R X, *et al.* Acta Metallurgica Sinica [J], 2021, 57(6): 725-735.
- [6] 王贝贝,刘沿东,薛鹏,等. 材料研究学报[J], 2021, 35(5): 321-329.
WANG B B, LIU Y D, XUE P, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2021, 35(5): 321-329.
- [7] XIAO X, QIN D, MAO Y, *et al.* Journal of Manufacturing Processes [J], 2021, 68: 128-140.
- [8] SALIH OS, NEATE N, OU H, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2020, 275: 116366.
- [9] BARBINI A, CARSTENSEN J, dos SANTOS J F. Journal of Materials Science & Technology[J], 2018, 34: 119-127.
- [10] WANG J, YANG K, ZHOU D, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2021, 116: 3549-3560.
- [11] YANG X, LI W, LI H, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2018, 28(1): 55-65.
- [12] 李建伟,何智,龙建周,等. 机械工程学报[J], 2022, 58(4): 55-61.
LI J W, HE Z, LONG J Z, *et al.* Journal of Mechanical Engineering [J], 2022, 58(4): 55-61.
- [13] ALIAKBARI S, KETABCHI M, MIRSALEHI S E. Journal of Manufacturing Processes[J], 2018, 35: 226-232.
- [14] 熊斯,唐鑫,王春霞,等. 材料导报[J], 2019, 33(16): 2720-2724.
XIONG S, TANG X, WANG C X, *et al.* Materials Reports[J], 2019, 33(16): 2720-2724.
- [15] NADAMMAL N, KAILAS S V, SZPUNAR J, *et al.* Materials Characterization[J], 2018, 140: 134-146.
- [16] CHEN Y, DING H, CAI Z, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 650: 396-403.
- [17] SU X, HUANG P, FENG Z, *et al.* Materials Letters [J], 2021, 304: 130605.
- [18] MEHDI H, MISHRA R S. Defence Technology[J], 2021, 17: 715-727.
- [19] CHEN Y, DING H, LI J, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2015, 25(8): 2524-2532.
- [20] 高士康,周利,张欣盟,等. 焊接学报[J], 2022, 43(6): 35-42.
GAO S K, ZHOU L, ZHANG X M, *et al.* Transactions of the China Welding Institution[J], 2022, 43(6): 35-42.
- [21] QIN H, ZHANG H, WU H. Materials Science and Engineering: A [J], 2015, 626: 322-329.
- [22] 张昭,谭治军,李健宇,等. 机械工程学报[J], 2020, 56(6): 213-220.
ZHANG Z, TAN Z J, LI J Y, *et al.* Journal of Mechanical Engineering [J], 2020, 56(6): 213-220.
- [23] MA Y, ZHAO Z, LIU B, *et al.* Materials Science and Engineering: A [J], 2013, 569: 41-47.
- [24] DUAN S, WANG T, ZOU Y. Transactions of the Indian Institute of Metals[J], 2019, 72: 1733-1741.

(编辑 惠 琮)