

焊后时效对 Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 高强铝合金 搅拌摩擦焊接头组织和性能的影响

胡莎莎, 邱诚, 张大童

(华南理工大学, 国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广州, 510640)

摘要: 采用搅拌摩擦焊 (friction stir welding, FSW) 对 3.2 mm 厚度的 Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 铝合金挤压板材进行焊接, 并对焊接接头进行焊后时效热处理, 即人工时效 (artificial ageing, AA) 120 °C × 24 h. 采用扫描电子显微镜 (scanning electron microscopy, SEM)、透射电子显微镜 (transmission electron microscopy, TEM)、硬度试验和拉伸试验等对焊后接头和时效接头进行研究. 结果表明, Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 高强铝合金 FSW 接头抗拉强度为 470 MPa, 焊接系数为 80.0%, 断后伸长率为 10.1%. 采用焊后 AA 能有效提高接头的强度, 其抗拉强度为 525 MPa, 相比焊态接头提高 11.8%, 达到母材 (base material, BM) 的 89.6%, 断后伸长率为 8.5%. FSW 过程中受摩擦热影响热力影响区 (thermo-mechanically affected zone, TMAZ) 和焊核区 (nugget zone, NZ) 的析出相溶解随后冷却再析出, 其中析出相主要是 η' 相, 在热影响区 (heat-affected zone, HAZ) 主要发生 GP 区 (Guinier-Preston zone) 的溶解和 η' 相的粗化, 在不同热输入下析出相逐渐由溶解转变为粗化. 焊后时效使得 GP 区析出和发生 GP 区向 η' 相的转变, 在 HAZ 处已存的 η' 相转变成粗大的 η 相. 接头硬度曲线呈明显 W 形, FSW 接头断裂在 NZ, 焊后时效接头断裂在 HAZ.

创新点: (1) 对 BM 抗拉强度大于 580 MPa 的 Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 铝合金板材进行了 FSW 研究.

(2) 通过焊后 AA 处理调控接头组织, 显著提高了接头抗拉强度达到了 525 MPa, 比焊态接头提高了 11.8%.

关键词: 搅拌摩擦焊; Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 铝合金; 焊后热处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG 453.9 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20231029001

Effect of post-welding aging on the microstructure and mechanical properties of high-strength Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu aluminum alloy joints prepared by friction stir welding

HU Shasha, QIU Cheng, ZHANG Datong

(National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials,
South China University of Technology, Guangzhou 510641, China)

Abstract: Friction stir welding (FSW) is used to weld Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu aluminum alloy sheet with 3.2 mm thickness, and the welded joint is subjected to post-welding aging heat treatment, and that is artificial ageing (AA) 120 °C × 24 h. The welded and aged joints are studied by scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), hardness test and tensile test. The results show that the tensile strength of the joint is 470 MPa, the welding coefficient is 80.0%, and the elongation is 10.1%. AA could effectively improve the tensile strength of the joint, which is 525 MPa, 89.6% of the base material (BM). Compared to as-welded joint increases 11.8%. And the elongation is 8.5%. In the FSW process, the precipitated phases in thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and nugget zone (NZ) are dissolved and then precipitated after cooling, in which the precipitated phase is mainly η' phase, and the dissolution of GP zone (Guinier-Preston zone) and coarsening of η' phase mainly occurred in the heat-affected zone (HAZ), and the precipitated phase gradually changed from dissolution to coarsening under different heat input. After welding ageing, GP zone precipitates and GP zone transforms to η' phase, and the existing η' phase at

HAZ transforms into coarse η phase. The hardness curve of the joint is obviously W-shaped, the fracture of the FSW joint is in the NZ, and the fracture of the post-welding aging joint is in the HAZ.

Highlights: (1) The FSW of Al-6.8Zn-1.7Mg-0.2Cu aluminum alloy sheet with tensile strength of BM more than 580 MPa is studied.

(2) By adjusting the structure of the joint through AA treatment after welding, the joint strength is significantly improved to 525 MPa, and compared to as-welded joint increases 11.8%.

Key words: friction stir welding; Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu aluminum alloy; post-welding heat treatment; microstructure; mechanical property

0 序言

FSW 过程中焊接温度低, BM 不熔化, 是一种可以避免常规熔化焊接难熔合金缺陷的固态连接成形技术^[1]. 采用 $7 \times \times \times$ 系高强铝合金的常规熔化焊易出现裂纹倾向大、气孔、夹渣和残余变形大等问题^[2-4]. 焊接性能很差, 特别是 $7 \times \times \times$ 系主合金元素 Zn 熔点低, 容易烧损严重、出现偏析和降低强度. 采用 FSW 焊接 $7 \times \times \times$ 系高强铝合金能获得成形良好接头. 目前, 对 $7 \times \times \times$ 系铝合金的 FSW 研究主要集中在 400 ~ 550 MPa. 张香云等人^[5]研究了不同焊接速度对 7075 铝合金 FSW 性能的影响, 随着焊接速度增加, NZ 和 TMAZ 的晶粒尺寸变小, 焊接速度为 120 mm/min 时, 抗拉强度最大为 382.7 MPa, 达到 BM 的 70%. 张兵宪等人^[6]在不同焊接工艺参数下对厚度为 3.5 mm 的 7050-T7451 铝合金进行了搅拌摩擦对接. 结果表明, 当转速为 600 r/min, 焊接速度为 150 mm/min 时, 接头的拉伸性能最好, 抗拉强度为 475 MPa, 断后伸长率为 5.7%. 目前 $7 \times \times \times$ 系高强铝合金 FSW 接头强度系数通常在 60% ~ 80% 之间, 将接头强度系数提高到 90% 以上成为研究重点^[5-7].

$7 \times \times \times$ 系高强铝合金随着 BM 强度的提高, 在焊接过程中金属塑性流动性低, 要成形良好的接头会更加困难. 对于抗拉强度大于 550 MPa 的高强铝合金 FSW 的研究比较少. 孟瑶等人^[7]对 BM 强度为 570 MPa 的 7085-T7452 铝合金进行了焊接工艺参数研究. 结果表明, 在转速为 600 r/min、焊接速度为 200 mm/min 的条件下接头强度为 420 MPa, 焊接系数达到 73.7%. 当强度提高, 通过焊接实现其优质连接变得更为困难.

$7 \times \times \times$ 系铝合金是可热处理强化铝合金, 主要通过强化相获得高的强度^[8]. 其中 GP 区和 η' 相等

亚稳相起到主要的强化效果, η 稳定相的强化效果较差. 当合金中析出大量细小均匀的 GP 区和 η' 相时能够大幅度提高合金的强度^[9]. 因此对 FSW 接头进行焊后热处理是一种有效提高接头力学性能的方法. 目前, 很多学者对高强铝合金 FSW 的焊后热处理进行了研究, 结果表明, 焊后热处理能有效提高接头强度^[10-13]. 廖泽鑫等人^[11]研究了焊后时效对 7046 铝合金 FSW 接头力学性能的影响. 结果表明, 时效前的硬度分布呈 W 形, 时效后接头各区域硬度显著提高, 大致呈一字形, 抗拉强度大幅度提高到 490 MPa, 焊接系数达到 96%. Jiang 等人^[12]研究了 7046 铝合金 FSW 的热处理工艺, 接头通过 T6 热处理后力学性能有较大提高, 抗拉强度达到 521 MPa, 断后伸长率为 11.4%. 与 T6 热处理工艺相比, 焊后直接 AA 省却了固溶处理环节, 不仅节约能源, 还可以避免固溶后淬火时导致的工件变形, 提高生产效率. 文中试验的 Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 高强铝合金板材 BM 强度为 587.5 MPa, 对其进行 FSW, 并对 FSW 接头进行 AA 热处理, 对焊后时效接头的组织和力学性能进行研究.

1 试验方法

试验选用厚度为 3.2 mm 的 Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 铝合金挤压态板材, BM 主要化学成分, 如表 1 所示. 使用的轴肩直径为 9 mm 的带螺纹的搅拌头, 搅拌头材料为钨含量高、不含钨且韧性优异的高耐热模具钢, 搅拌针长度为 3 mm. BM 使用砂纸进行打磨处理备用, 焊接前用丙酮清洗工件表面的油污. 焊接下压量为 0.2 mm, 垂直于挤压方向进行焊接, 焊接参数包括, 转速为 1800 ~ 2200 r/min, 焊接速度为 25 ~ 100 mm/min, 各个参数下的力学性能对比, 选取最佳参数下的 FSW 试样进行热处理, AA 热处理设备为 HH-S1 型数显恒温油浴炉

表 1 Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 铝合金的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu aluminum alloy

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	V	Al
0.07	0.11	0.24	0.28	1.77	0.01	6.72	0.03	0.15	0.01	余量

(120 °C × 24 h).

垂直于焊接方向切取金相试样,使用不同梯度砂纸对金相试样进行研磨并抛光,采用凯勒试剂腐蚀 30s,在 DM15000M, Leica 光学显微镜下进行金相观察和拍摄.观察金相后对试样再进行打磨抛光,使用布氏硬度计进行测量,测试载荷为 1.96 N,保压时间为 15 s,硬度点测试范围为距离焊缝中心 -10 ~ 10 mm,每隔 0.5 mm 的间距测量 1 个点,距焊缝中心 10 mm 外每个点以 1 mm 的间距测量, BM 试样取截面 3 个位置进行测量并取平均值作为结果.参照国家标准 GB/T228.1—2010《金属材料拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》切取试样并进行试验,以 1.5 mm/min 的速度进行拉伸.采用 ZeissGemini300 场发射 SEM 进行断口形貌分析和电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD).使用 JEM-2100F, JEOL TEM 进行沉淀相特征和分布分析,试样在接头焊缝各个区域进行切取直径为 3 mm、厚度为 1 mm 的圆片,使用砂纸打磨减薄至 0.1 mm 以下,使用电解双喷双面减薄.

2 试验结果与分析

2.1 接头组织

2.1.1 宏观组织

接头截面宏观形貌,如图 1 所示.图 1(a)为 Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 铝合金 FSW 接头的截面宏观形貌,图 1(b)为 AA 接头的宏观形貌,可以看出两种接头组织形貌相似,都具有分层现象,整体焊缝呈盆状.接头横截面根据组织特征可划分为 5 个区域, NZ 位于焊缝中心,该处组织晶粒在搅拌头机械搅拌作用下破碎发生再结晶,形成了细小的等轴晶组织. NZ 左右两侧宽度较窄的 TMAZ,该处组织形貌为拉长变形的纤维状晶粒,可以看出两侧 TMAZ 组织形貌并不对称,接头前进侧 (advancing side, AS) 较为明显,接头后退侧 (retreating side, RS) 不明显,产生这种现象的原因是搅拌头两侧的金属流动性不同, AS 金属受到强烈的搅拌头旋转裹挟作用流动,而 RS 金属随着流动惯性向后填充.

HAZ 是靠近 TMAZ 的区域, HAZ 和 BM 的组织形态相同,在焊接热循环的影响下晶粒略微长大粗化,与更远处的 BM 区域区别开来.同时可以在 NZ 观察到类似于洋葱环的组织形貌,产生的原因是金属与搅拌头直接的剧烈摩擦作用,金属间软化程度不同使其累积叠加.宏观上呈现一层一层的洋葱环形貌.

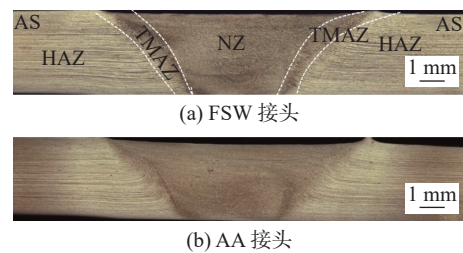


图 1 接头截面宏观形貌

Fig. 1 Macroscopic appearance of cross section of joints. (a) FSW joint; (b) AA joint

2.1.2 微观组织

不同接头 NZ 的微观组织,如图 2 所示.图 2(a)为 FSW 接头 NZ 金相组织,采用截线法测得 FSW 接头平均晶粒尺寸为 5.34 μm ,图 2(b)为时效后 NZ 的金相组织,平均晶粒尺寸为 6.29 μm ,与时效前相比晶粒发生轻微长大. BM 沉淀相的 TEM 及衍射斑点图像,如图 3 所示. BM 状态为 T4 态,根据高分辨图结合衍射斑点分析可知 BM 中分布的主要强化相为大量的尺寸较小的纳米级强化相 GP 区和少量 η' 相,同时在晶界处分布较大尺寸的棒状沉淀 η 相.

接头不同区域的 TEM 形貌,如图 4 所示.图 4(a)中的 HAZ 在晶界处存在较大的 η 析出相,晶内存在细小的 GP 区和 η' 相; TMAZ 处的晶粒在塑性变形下被拉长和弯曲,如图 4(b)所示; NZ 晶内有大量黑色细小点状物 GP 区,如图 4(c)所示.由 FSW 接头各区域析出相和 BM 对比可发现,沉淀相在 FSW 过程中由于温度升高发生溶解,在冷却过程中重新析出 GP 区和 η' 相,但由于冷却时间短,析出相数量与 BM 相比仍大大减少,同时由于高温影响,越靠近焊缝中心,晶界处的 η 相变得越粗大.

图 4(d) ~ 图 4(f)为 AA 接头不同区域的 TEM 像,从图 4(d)可以看出晶界处仍存在无晶界

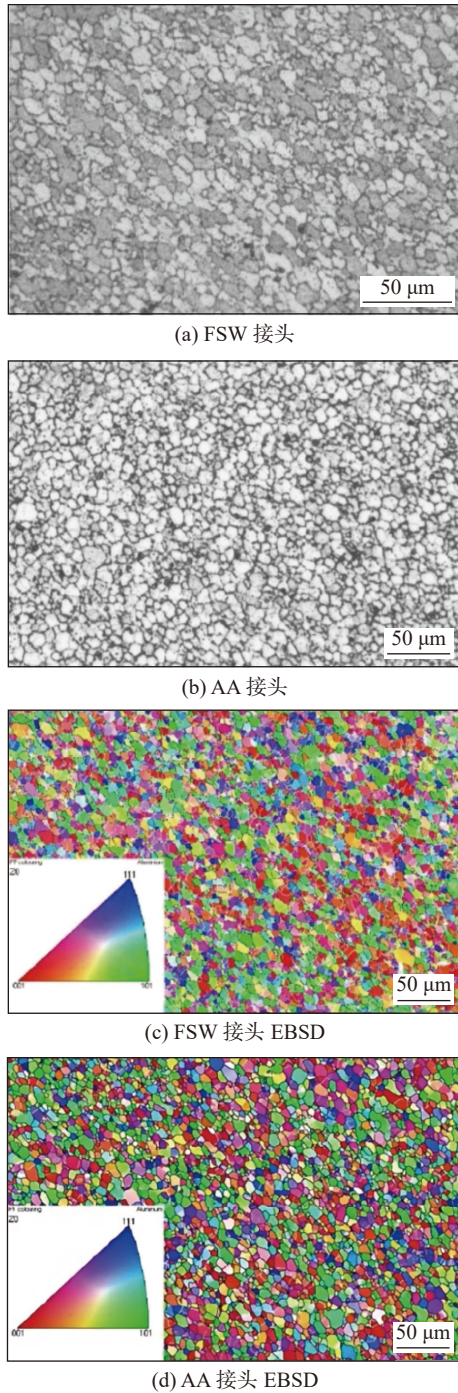


图 2 不同接头 NZ 微观组织

Fig. 2 Microstructure of NZ of different joints. (a) FSW joint; (b) AA joint; (c) EBSD of FSW joint; (d) EBSD of AA joint

析出带, 晶粒内部均有大量细小弥散强化相, 主要是 η' 相和少量 η 相. 由于 FSW 过程中 NZ 溶解的沉淀相在 AA 过程中重新析出强化相, η' 相的数量相比焊态接头显著增多.

2.2 试验结果

各个参数下的力学性能对比, 如表 2 所示. FSW 接头的显微硬度分布, 如图 5 所示. 与焊态接头相比, AA 接头的硬度明显提高, 这是因为在焊接

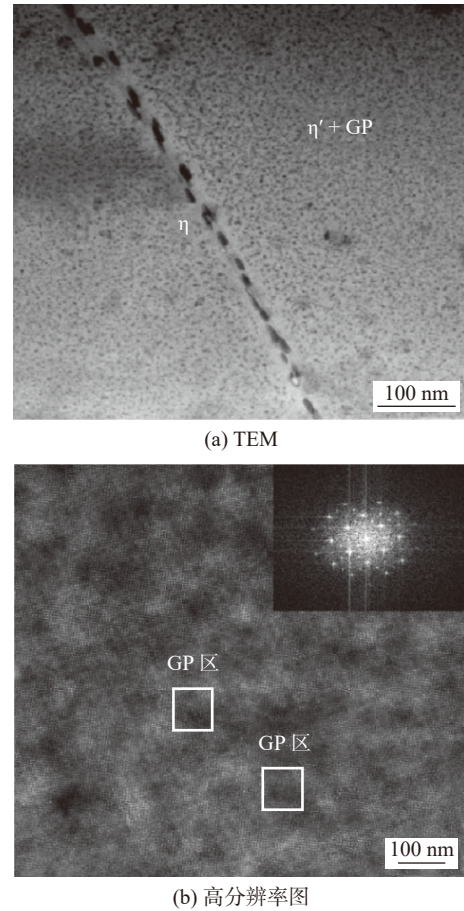


图 3 BM 沉淀相的 TEM

Fig. 3 TEM of precipitated phases in BM. (a) TEM; (b) high-resolution image

过程中溶解的沉淀相在时效过程中重新析出大量 η' 亚稳相, 使硬度大幅度提高. AA 接头仍然存在软化区, 该软化区位于两侧距离焊缝中心 5 ~ 15 mm 范围, 这是该区域预先存在的 η' 相和 η 相进一步粗化, 重新析出的强化相数量少导致的.

BM 与不同接头的工程应力应变曲线, 如图 6 所示. Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 铝合金的抗拉强度为 587 MPa, 断后伸长率为 13.1%. 焊态接头抗拉强度为 470 MPa, 断后伸长率为 10.1%, 焊接系数为 80%. 焊后时效接头抗拉强度为 525 MPa, 焊接系数达到了 89.6%, 抗拉强度比焊态接头提高了 11.7%, 断后伸长率略降低为 8.5%. 焊态接头由于沉淀相发生溶解或粗化导致强度下降, 时效后溶解的沉淀相重新析出强度有所提高, 同时预先存在的沉淀相发生长大和粗化, 强度均小于 BM.

不同接头的拉伸断裂位置, 如图 7 所示. FSW 接头断裂位置位于 NZ, 如图 7(a) 所示. Tao 等人^[14]研究了 2198-T8 Al-Li FSW 接头的断裂行为, 结果表明, 搅拌区处不同位置的取向差和晶界处元

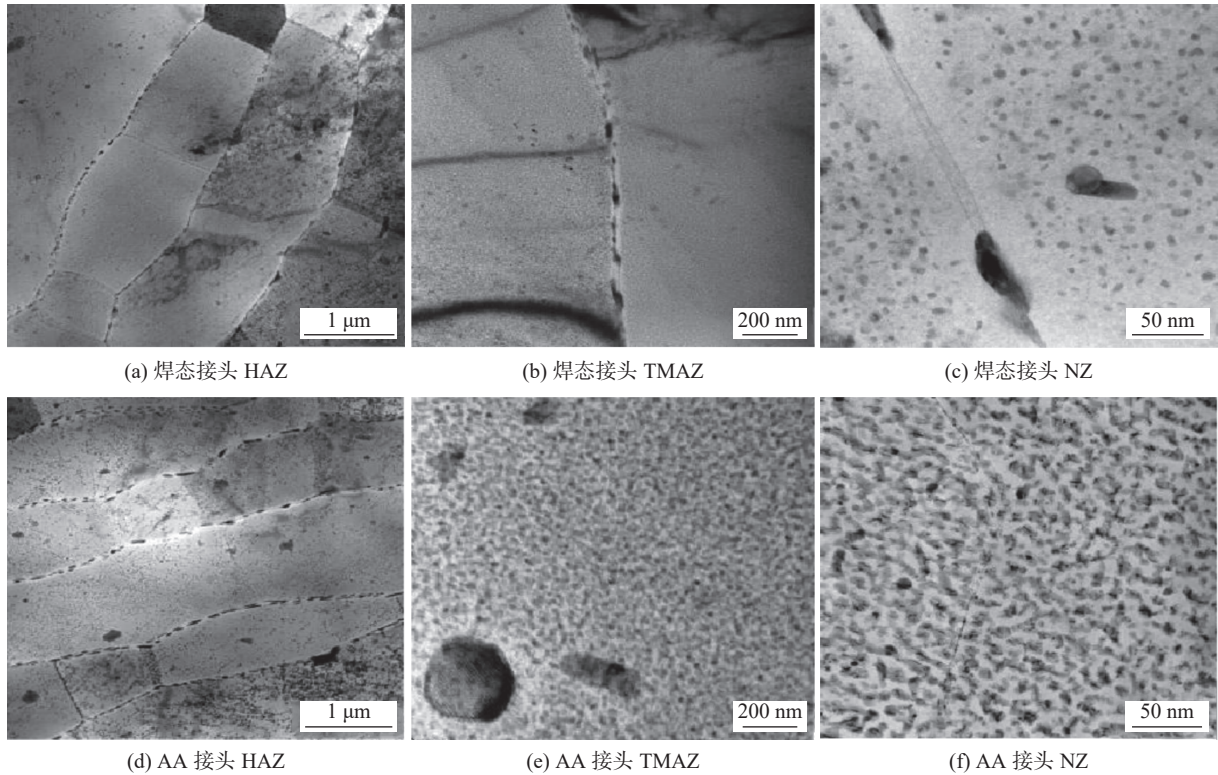


图 4 接头不同区域的 TEM

Fig. 4 TEM of different regions of joints. (a) HAZ of FSW joints; (b) TMAZ of FSW joints; (c) NZ of FSW joints; (d) HAZ of AA joints; (e) TMAZ of AA joints; (f) NZ of AA joints

表 2 不同焊接参数接头力学性能

Table 2 Mechanical properties of joints with different welding parameters

转速 $n/(r \cdot \text{min}^{-1})$	焊接速度 $v/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	抗拉强度 R_m/MPa	屈服强度 R_{e1}/MPa	焊接系数 $\varphi(\%)$	断后伸长率 $A(\%)$
2000	25	438	294	74.6	8.8
2000	50	462	323	78.7	11.6
2000	100	470	334	80.0	10.1
1800	100	457	316	77.8	13.0
2200	100	455	296	77.5	8.5

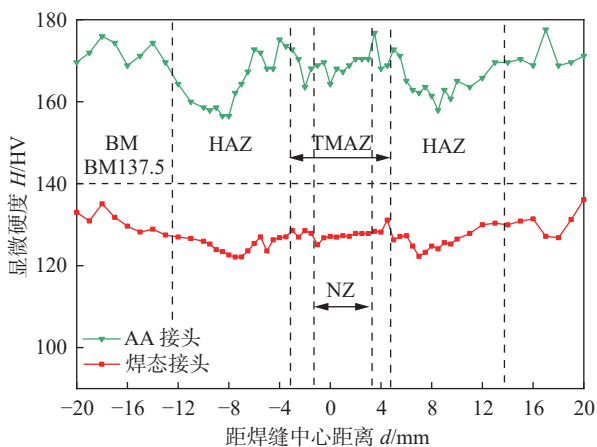


图 5 接头横截面的显微硬度分布

Fig. 5 Microhardness distributions of cross-sectional of joints

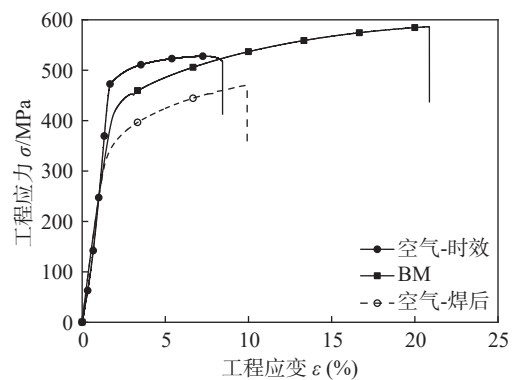


图 6 工程应力-应变曲线

Fig. 6 Engineering stress-strain curves

素偏析是断裂发生在 NZ 处而非低硬度值的 HAZ 处的原因. AA 热处理使得在 HAZ 处原有的

η' 相转变为粗大的 η 相^[15], 因此焊后时效薄弱区在 HAZ, 同时薄弱区的强度差异比上述取向差等原因造成的差异大, 因此在此处发生断裂, 如图 7(b) 所示.

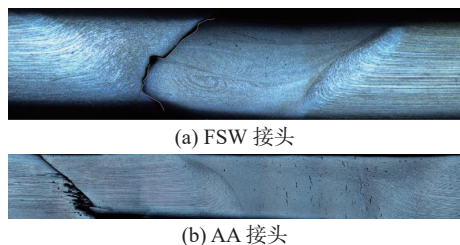


图 7 不同接头的断裂位置

Fig. 7 Fracture locations of different joints. (a) FSW joint; (b) AA joint

3 结论

(1) Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 高强铝合金挤压板材在 FSW 下, 可以获得表面光洁、没有明显缺陷的优质焊接接头.

(2) Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 高强铝合金在参数为转速为 2000 r/min, 焊接速度为 100 mm/min 的条件下接头达到最佳抗拉强度为 470 MPa, 焊接系数为 80.0%, 经焊后直接 AA 后, 抗拉强度与焊态接头相比提高了 11.8%, 为 525 MPa, 焊接系数达到 89.6%, 断后伸长率从 10.1% 降至 8.5%. FSW 接头断裂位置在 NZ, 焊后时效后接头的断裂发生在 HAZ.

(3) Al-6.7Zn-1.8Mg-0.2Cu 的 BM 中的主要强化相是 GP 区以及少量 η' 相, FSW 接头中由于强化相的溶解, 以及转化为 η 相, 强度降低. 焊后时效使 GP 区重新析出及向 η' 相的转变, 从而提高了接头的强度和硬度.

参考文献

- [1] Dai Y X, Yan L M, Hao J P. Review on micro-alloying and preparation method of 7xxx series aluminum alloys: progresses and prospects[J]. *Materials*, 2022, 15(3): 1216.
- [2] Mehdi H, Mishra R S. Effect of friction stir processing on mechanical properties and heat transfer of TIG welded joint of AA6061 and AA7075[J]. *Defence Technology*, 2021, 17(3): 715 – 727.
- [3] 胡秀华, 李龙, 夏承东, 等. 高强铝合金 TIG 和 MIG 焊接接头组织与耐腐蚀性能的研究 [J]. *热加工工艺*, 2020, 49(13): 24 – 27 + 31.
- [4] Hu Xiuhua, Li Long, Xia Chengdong, *et al.* Microstructure and corrosion resistance property of welded joint of high-strength aluminum alloy welded by TIG and MIG[J]. *Hot Working Technology*, 2020, 49(13): 24 – 27 + 31.
- [5] Zhou B, Liu B, Zhang S G. The advancement of 7xxx series aluminum alloys for aircraft structures: a review[J]. *Metals*, 2021, 11(5): 718.
- [5] 张香云, 刘通, 耿家源. 7075 铝合金搅拌摩擦焊工艺及性能研究 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2024, 44(8): 1114 – 1118.
- Zhang Xiangyun, Liu Tong, Geng Jiayuan. Process and performance of 7075 aluminum alloy friction stir welding[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloy*, 2024, 44(8): 1114 – 1118.
- [6] 张兵宪, 陈聪, 刘丰刚, 等. 7050-T7451 铝合金搅拌摩擦焊接头组织和性能 [J]. *材料导报*, 2023, 37(24): 187 – 191.
- Zhang Bingxian, Chen Cong, Liu Fenggang, *et al.* Microstructure and properties of friction stir welding 7050-T7451 aluminum alloy[J]. *Materials Reports*, 2023, 37(24): 187 – 191.
- [7] 孟遥, 夏佩云, 尹玉环, 等. 7085-T7452 铝合金搅拌摩擦焊接头组织及性能研究 [J]. *电焊机*, 2019, 49(8): 55 – 59.
- Meng Yao, Xia Peiyun, Yin Yuhuan, *et al.* Research on microstructure and properties of friction stir welding welded joint for 7085-T7452 aluminum alloy[J]. *Electric Welding Machine*, 2019, 49(8): 55 – 59.
- [8] Heidarzadeh A, Mironov S, Kaibyshev R, *et al.* Friction stir welding/processing of metals and alloys: a comprehensive review on microstructural evolution[J]. *Progress in Materials Science*, 2021, 117: 100752.
- [9] El-Moayed M H, Shash A Y, Rabou M A, *et al.* A detailed process design for conventional friction stir welding of aluminum alloys and an overview of related knowledge[J]. *Engineering Reports*, 2021, 3(2): e12270.
- [10] Hoyos E, Serna M C. Basic tool design guidelines for friction stir welding of aluminum alloys[J]. *Metals*, 2021, 11(12): 2042.
- [11] 廖泽鑫, 李承波, 刘胜胆, 等. 焊后时效对 7046 铝合金搅拌摩擦焊接头力学性能的影响 [J]. *材料研究学报*, 2021, 35(7): 543 – 552.
- Liao Zexin, Li Chengbo, Liu Shengdan, *et al.* Effect of post aging on mechanical properties of friction stir welded 7046 aluminum alloy[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2021, 35(7): 543 – 552.
- [12] Jiang F Q, Huang J W, Jiang Y G, *et al.* Effects of quenching rate and over-aging on microstructures, mechanical properties and corrosion resistance of an Al-Zn-Mg(7046A) alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 854: 157272.

- [13] Hammad A S, Ahmed M M Z, Lu H, *et al.* An investigation on mechanical and microstructural evolution of stationary shoulder friction stir welded aluminum alloy AA7075-T651[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 2022, 236(12): 6665 – 6676.
- [14] Tao Y, Ni D R, Xiao B L, *et al.* Origin of unusual fracture in stirred zone for friction stir welded 2198-T8 Al-Li alloy joints[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 693: 1 – 13.
- [15] 董家亮. 7003/6060 异种铝合金搅拌摩擦焊接头的组织特征与力学性能研究 [D]. 广州: 华南理工大学, 2020.
- Dong Jialiang. Microstructure characteristics and mechanical properties of dissimilar friction stir welded 7003/6060 aluminum alloy joints[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2020.
-
- 第一作者: 胡莎莎, 硕士; 主要研究方向为超高强铝合金搅拌摩擦焊; Email: 827318601@qq.com.
通信作者: 张大童, 博士后, 教授; Email: dtzhang@scut.edu.cn.

(编辑: 汤明日)

(上接第 40 页)

- [15] Yu Z R, Guo C, Han S, *et al.* The effect of Hf on solidification cracking inhibition of IN738LC processed by selective laser melting[J]. Materials Science & Engineering A, 2021, 804: 140733.
- [16] Megahed S, Kramer K M, Heinze C, *et al.* Influence of build orientation on the creep behavior of IN738LC manufactured with laser powder bed fusion[J]. Materials Science & Engineering A, 2023, 878: 145197.
- [17] Marquez J A, Rodrigue C M, Herrera C M, *et al.* Effect of surface morphology of ZnO electrodeposited on photocatalytic oxidation of methylene blue dye part I: analytical study[J]. International Journal of Electrochemical Science, 2011, 6(9): 4059 – 4069.
- [18] Sui S, Tan H, Chen J, *et al.* The influence of Laves phases on the room temperature tensile properties of Inconel 718 fabricated by powder feeding laser additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2019, 164: 413 – 427.
-
- 第一作者: 李明川, 博士研究生; 主要从事金属增材制造方面的科研工作; Email: 15317538065@163.com.
通信作者: 常帅, 博士, 副教授; Email: changshuai@hit.edu.cn.

(编辑: 汤明日)