



1060 铝/AZ31B 镁异种金属 FSW 接头的组织演化与力学性能

赵亚东^{1,2,3}, 路尧文^{1,2}, 何洋洋^{1,2}, 崔红保², 王曙光^{1,3}, 郭学锋²

(1. 安阳工学院 机械工程学院, 安阳 455000;

2. 河南理工大学 材料科学与工程学院, 焦作 454000;

3. 安阳工学院 安阳市先进航空材料与加工技术重点实验室, 安阳 455000)

摘要: 采用电子背散射衍射(EBSD)研究了1060铝/AZ31B镁异种金属搅拌摩擦焊(FSW)接头的晶粒组织、组织演化和力学性能。结果表明: 接头组织中从热影响区(HAZ)至焊核区(NZ), 低角度晶界(LAGBs)百分比和平均晶粒粒径均逐渐减少。在HAZ, 晶粒组织与母材相似, 热机械影响区(TMAZ)则发生了动态再结晶, 形成了粗晶粒和细小等轴晶粒共存的显微组织, 而NZ由均匀细小的等轴晶组成。HAZ组织与母材相似, 铝侧NZ形成了{001}⟨100⟩再结晶立方织构, 在NZ中心, 镁晶粒取向从⟨0001⟩||ND向⟨0001⟩||WD偏转, 而在镁侧NZ, 晶粒的取向为⟨0001⟩||TD。接头的抗拉强度为96.1 MPa, 伸长率为13.2%, 分别达到1060铝合金母材抗拉强度的95%和伸长率的65%。铝侧HAZ位错密度减小导致的材料软化以及铝侧HAZ与TMAZ之间晶粒粒径的差异促使接头从铝侧HAZ/TMAZ界面附近断裂。

关键词: 铝/镁异种金属搅拌摩擦焊; 晶粒组织; 组织演化; 力学性能; 断裂机理

文章编号: 1004-0609(2022)-10-3071-14

中图分类号: TG453.9

文献标志码: A

引文格式: 赵亚东, 路尧文, 何洋洋, 等. 1060 铝/AZ31B 镁异种金属 FSW 接头的组织演化与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(10): 3071-3084. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42135

ZHAO Ya-dong, LU Yao-wen, HE Yang-yang, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welded dissimilar metal joints of 1060 aluminum and AZ31B magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(10): 3071-3084. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42135

日益严重的环境问题将汽车轻量化推入发展的快车道, 迫切需要使用轻质铝合金和镁合金以减轻汽车的质量。因此, 通过焊接工艺连接2种材料成为必须面对的问题^[1-3]。搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)具有热输入低、焊接缺陷少等优点, 已被证明非常适合铝/镁异种金属的焊接^[4-5]。

在FSW过程中, 焊缝金属在高温下发生塑性变形和动态再结晶, 由于不同区域变形程度和温度

的差异, 接头显微组织并不均匀^[6]。此外, 在塑性变形的同时, 接头中往往会出现晶粒择优取向, 这对接头力学性能产生重要影响^[7]。DONG等^[8]报道了在AA7003-T4/AA6060-T4的FSW过程中, 热影响区(Heat affected zone, HAZ)和热机械影响区(Thermo-mechanical affected zone, TMAZ)分别发生了静态回复和部分动态再结晶, 而在焊核区(Nugget zone, NZ), 通过连续动态再结晶形成了均

基金项目: 河南省科技计划资助项目(182102210019); 河南省高等学校青年骨干教师培养计划资助项目(2020GGJS236); 安阳工学院博士后创新实践基地启动经费资助项目(BHJ2019005)

收稿日期: 2021-08-03; **修订日期:** 2021-09-09

通信作者: 赵亚东, 副教授, 博士; 电话: 13503728866; E-mail: zhaoyd@ayit.edu.cn

匀细小的等轴晶组织, HAZ 的组织与母材几乎相同, NZ 形成了 $\{112\}\langle 110\rangle$ 简单剪切织构。LIU 等^[9]研究了 AA1050 铝合金的 FSW, 认为接头搅拌区中不同位置的微观组织存在差异, 而这是搅拌区力学性能不均匀的主要原因。LI 等^[10]研究了铝合金 FSW 接头的力学性能, 发现 HAZ 是接头的最薄弱位置, 轴向拉伸时接头常常从该位置断裂。ZHANG 等^[11]在研究镁合金 FSW 时发现, 温度分布不均匀造成接头不同区域的晶粒粒径和再结晶程度存在差异, 而焊缝金属中镁晶粒 $\{0001\}$ 基面大致平行于搅拌针的表面, 且表现出对称分布的特征, 特殊的织构分布导致接头呈现出明显的拉伸各向异性。LI 等^[12]认为 NZ/TMAZ 界面的位错密度、晶粒取向和晶粒粒径是导致镁合金 FSW 接头断裂的主要因素。近年来, 许多学者针对铝合金或镁合金 FSW 接头的微观组织和力学性能开展了大量探索工作, 但关于铝/镁异种金属 FSW 接头的晶粒组织、织构演化和断裂行为的相关研究却鲜有报道, 对这些方面的研究有助于深入揭示接头微观组织与力学性能之间的复杂关系, 进而为改善铝/镁异种金属 FSW 接头的力学性能提供一定的理论参考。

因此, 为了突出接头组织的动态再结晶特性, 避免其他元素影响, 本文作者以 4 mm 厚的 1060 铝和 AZ31B 镁异种金属 FSW 接头为研究对象, 采用

电子背散射衍射 (Electron backscatter diffraction, EBSD) 技术研究了接头不同区域的晶粒组织和织构演化, 焊后测试了接头的拉伸性能。此外, 还借助数字图像相关 (Digital image correlation, DIC) 系统记录了接头原位拉伸过程中的位移分布, 研究了铝/镁异种金属 FSW 接头微观组织与力学性能的关系, 并深入探讨了接头的断裂机理。

1 实验

将 4 mm 厚 1060 铝合金和 AZ31B 镁合金轧制板作为母材 (Base metal, BM) 开展铝/镁异种金属 FSW 试验, 母材的化学成分见表 1。焊接设备采用 HT-JM16×8/1 型龙门式一维搅拌摩擦焊机, 搅拌针轴肩直径为 14 mm, 搅拌针上带有右旋螺纹, 其根部直径、端部直径和长度分别为 4 mm、3.5 mm 和 3.8 mm。图 1(a) 所示为 FSW 示意图, 搅拌针逆时针旋转, 铝合金和镁合金分别放置于后退侧和前进侧, 焊接方向 (Welding direction, WD) 平行于母材的轧制方向 (Rolling direction, RD)。在焊接过程中, 轴肩下压 0.2 mm, 搅拌头倾斜 2.5°, 旋转速度和焊接速度分别设置为 1200 r/min 和 150 mm/min。

图 1(b) 所示为取样示意图, 经 FSW 后, 参照 ASTM E8/E8M—09 标准从接头上切取小尺寸拉伸

表 1 母材化学成分

Table 1 Chemical composition of base metals

Material	Mass fraction/%							
	Al	Mg	Zn	Cu	Mn	Si	Be	Fe
1060 Al	Bal.	0.03	0.05	0.05	0.03	0.25	0.1	0.35
AZ31 Mg	3.19	Bal.	0.81	0.05	0.33	0.02	0.1	0.005

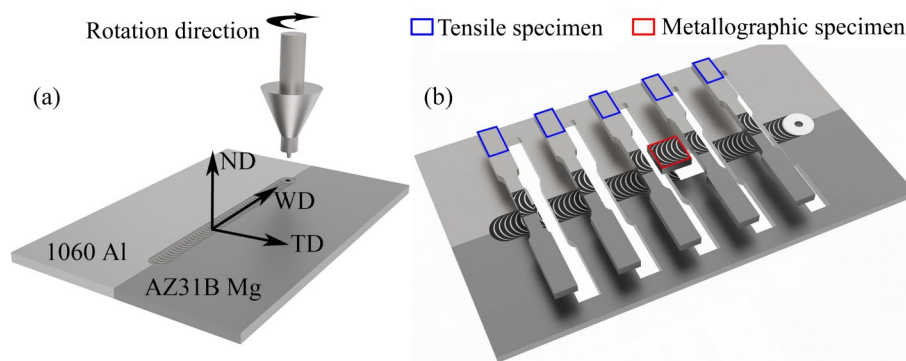


图 1 FSW 示意图和取样示意图

Fig. 1 Diagrams of (a) FSW and (b) cutting specimens

试样和金相试样。使用砂纸研磨金相试样并抛光, 随后采用 3 mL 醋酸+14 mL 苦味酸+20 mL 酒精的溶液腐蚀 15 s。使用 Zeiss Axio Scope.A1 型光学显微镜观察接头横截面的宏观形貌。采用 Leica EMRES 102 型氩离子抛光仪在 5 kV 电压下抛光金相试样 140 min, 用于 EBSD 表征。EBSD 测试是在装配有 HKL 系统的 Zeiss Sigma 550 FEG 型扫描电子显微镜上进行的, 加速电压为 20 kV, 样品倾转角为 70°, 工作距离为 9.8 mm, 利用商业软件包 AZtecCrystal 对采集的数据进行处理分析, 定义取向差为 2°~15° 的晶界为低角度晶界 (Low angle grain boundary, LAGBs), 取向差超过 15° 的晶界为高角度晶界 (High angle grain boundary, HAGBs), LAGBs 和 HAGBs 分别用红线和黑线表示, 通过等效圆直径法计算晶粒粒径。使用 CRIMS DNS300 型电子万能试验机测试接头的抗拉强度和伸长率, 室温拉伸速率为 0.5 mm/min, 测量 5 个试样后去除测试结果中的最大和最小值, 取剩余试验结果的平均值以确定接头的拉伸性能指标。通过 Corelated solution vic3d 型全场应变分析系统记录拉伸过程中试样沿法向 (Normal direction, ND) 位移分布。采用 Nano SEM450 型扫描电子显微镜观察试样的断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 母材

图 2 所示为 1060 铝合金和 AZ31B 镁合金母材

的反极图和极图, 反极图中不同颜色表示晶粒平行于 RD 的取向。从图 2(a) 中可以看出, 铝合金母材由高度扁平的长条状晶粒组成, 晶粒的长度方向近似平行于横向 (Transverse direction, TD), 其平均晶粒粒径为 16.08 μm 。如图 2(b) 所示, 镁合金母材主要由粗大的变形晶粒和少量再结晶晶粒组成, 显微组织不均匀, 平均晶粒粒径为 19.99 μm 。铝合金母材的组织组成为 S 织构 $\{123\}\langle 634\rangle$ 、铜型织构 $\{112\}\langle 111\rangle$ 和黄铜织构 $\{110\}\langle 112\rangle$ (见图 2(c)), 这是高层错能面心立方金属的典型织构特征^[13]。镁合金母材呈现出很强的 $\{0001\}$ 基面织构, 且晶粒的 $\langle 0001\rangle$ 晶向近似指向 ND (见图 2(d))。

2.2 晶粒组织

图 3 所示为接头横截面的宏观形貌图 and 不同区域的反极图。从图 3 可以看出, 接头成形良好, 无缺陷形成, 图 3 中, 区域 b 和 c 分别位于铝侧 HAZ 和 TMAZ, 区域 d~g 均位于 NZ, 其中区域 d 位于铝侧 NZ, 区域 e 位于铝/镁界面处 (界面左、右两侧分别为铝合金和镁合金), 区域 f 位于 NZ 中心, 区域 g 位于镁侧 NZ, 区域 h 和 i 分别位于镁侧 TMAZ 和 HAZ。图 4 所示为接头不同区域的晶粒粒径和取向差分布, 并统计了不同区域的平均晶粒粒径和 LAGBs 百分比。从图 3 和 4 可以看出, 铝侧 HAZ 的晶粒组织与铝合金母材相比没有明显变化, 但平均晶粒粒径略有增大和 LAGBs 百分比略有升高。镁侧 HAZ 的显微组织与镁合金母材相似, 均由粗大变形晶粒和部分细晶粒组成 (见图 3(i))。与铝侧

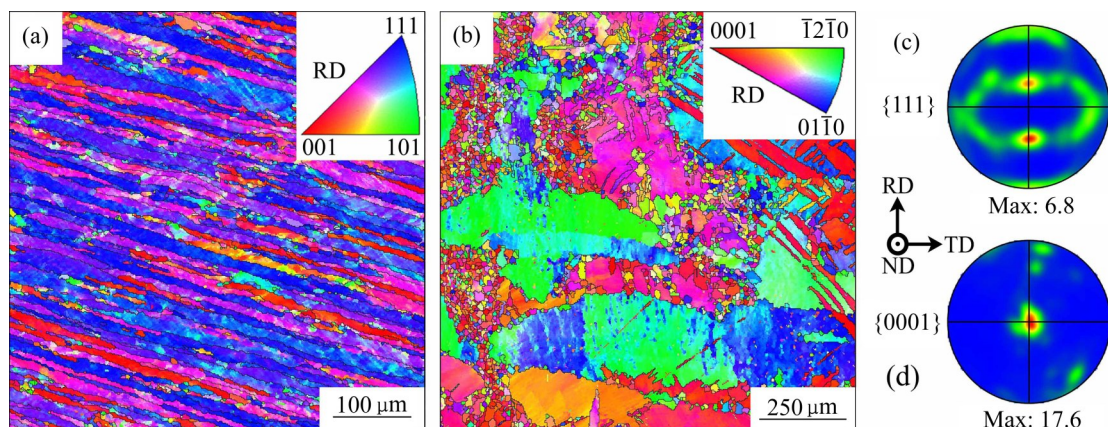


图 2 1060 铝合金和 AZ31B 镁合金母材的反极图和极图

Fig. 2 Inverse pole figures((a), (b)) and pole figures((c), (d)) of base metals: (a), (c) 1060 aluminum alloy; (b), (d) AZ31B magnesium alloy

HAZ一样, 镁侧HAZ的LAGBs百分比相较镁合金母材也有所升高(见图4(b))。由于仅受到摩擦热影响, 没有发生塑性变形, 所以HAZ的晶粒组织相较母材并没有发生显著变化。从图2~3以及图4(a)中可以看出, 接头HAZ和母材的显微组织并不均

匀, 而这可能是导致接头HAZ和母材的平均晶粒粒径及LAGBs百分比存在差异的原因。

从图3(c)可以看出, 铝侧TMAZ不仅存在粗大的条状晶粒, 还有部分细小的等轴晶粒, 且在粗晶粒内部, 形成了大量由LAGBs组成的胞状亚结构。

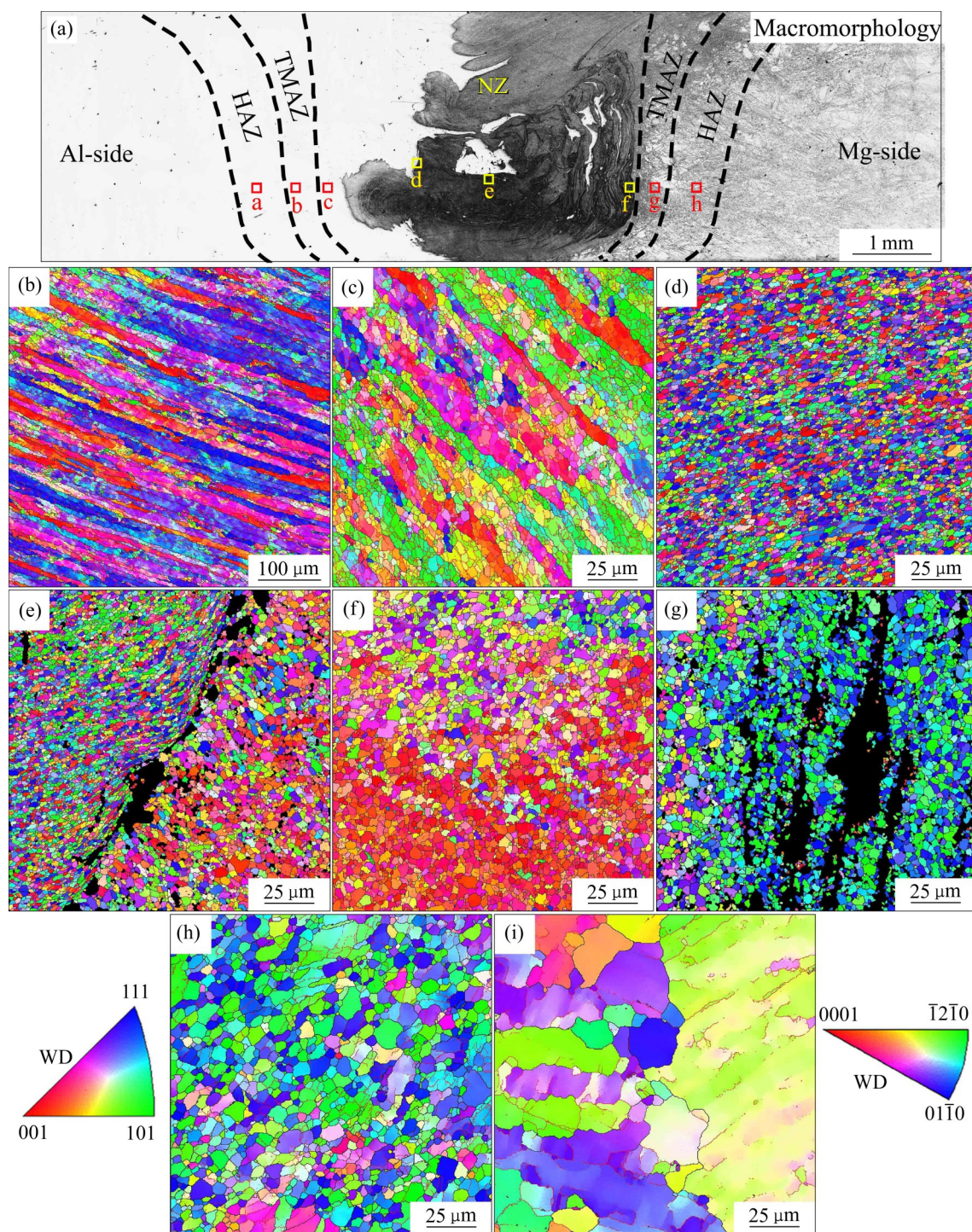


图3 接头横截面的宏观形貌图和不同区域的反极图

Fig. 3 Macromorphologies(a) of cross-section of joint and inverse pole figures((b)–(i)) at different regions: (b) Al-side HAZ; (c) Al-side TMAZ; (d) Al-side NZ; (e) Al/Mg interface; (f) NZ center; (g) Mg-side NZ; (h) Mg-side TMAZ; (i) Mg-side HAZ

铝侧 TMAZ 的平均晶粒粒径和 LAGBs 百分比分别为 $5.76\ \mu\text{m}$ 和 74.9%, 相较铝合金母材均明显减小。从图 3(h) 可以看出, 镁侧 TMAZ 呈现出粗晶粒和细小等轴晶共存的混合组织, 相较镁合金母材, 其平均晶粒粒径和 LAGBs 百分比分别降低为 $4.96\ \mu\text{m}$ 和 38.6%。与 HAZ 不同, TMAZ 不仅受摩擦热的影响, 还在搅拌针的作用下发生塑性变形, 导致 TMAZ 发生动态再结晶, 部分 LAGBs 转化为 HAGBs, 从而使得 TMAZ 的 LAGBs 百分比降低, 晶粒细化。

从图 3(e)~(i) 和图 4 中可以看出, 在 NZ, 均匀细小的等轴晶粒几乎完全取代了原始晶粒组织, 平均晶粒粒径和 LAGBs 百分比相较母材大幅度减小。与 TMAZ 相比, NZ 的塑性变形程度和温度更高, 这使得 NZ 的再结晶驱动力更充足, 发生了更充分的动态再结晶; 大量 LAGBs 转变为 HAGBs, 所以 LAGBs 百分比大幅度降低, 晶粒显著细化。

2.3 组织演化

图 5 所示为接头不同区域的极图。从图 5(a) 中可以看出, 铝侧 HAZ 的组织与铝合金母材相比没有发生明显变化。同样地, 镁侧 HAZ 晶粒的 $\langle 0001 \rangle$ 晶向近似平行于 ND, 这与镁合金母材的组织近乎一致(图 5(i))。因为 HAZ 仅受热循环影响, 并没有发生塑性变形, 显微组织也未发生明显变

化, 所以 HAZ 的组织相较母材变化不大^[14]。与铝合金母材相比, 铝侧 TMAZ 的 $\{111\}$ 极图沿 WD-TD 平面偏转了一定角度(见图 5(b)), 这种结果可能是铝侧 TMAZ 的晶粒在搅拌针作用下重新定向而导致的。从图 5(c)、(d) 可以看出, NZ 铝晶粒的组织与铝合金母材完全不同, 而是非常接近 $\{001\}\langle 100 \rangle$ 立方织构, 这是 NZ 经历了剧烈的热塑性变形, 发生了动态再结晶的缘故^[15]。

从图 5(e)~(h) 可以看出, 铝/镁界面区和 NZ 中心的镁晶粒具有 $\langle 0001 \rangle$ 晶向朝 WD 方向偏转的倾向, 而在镁侧 NZ 和 TMAZ, 形成了 $\langle 0001 \rangle \parallel \text{TD}$ 的基面织构。KRISHNAN^[16] 认为 FSW 可以看作一个简单的挤压过程, 搅拌头的每次旋转都会挤出一个半圆形剪切层。PARK 等^[17] 在研究 AZ61 镁合金微观组织时提出, 组织是因为剪切层的重复叠加而形成的, 当搅拌针在待焊材料中旋转并进给时, 搅拌针周围的材料会受到剪切力作用, 不同位置材料受到的剪切力方向有所不同。在 NZ 中心, 剪切力方向近似平行于 TD, 而在镁侧 NZ 和 TMAZ, 剪切力方向大致与 WD 对齐。此外, PARK 等^[17] 还认为, 在镁合金 FSW 过程中, $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 基面滑移是优先开动的滑移系, 这最终导致搅拌针附近的镁晶粒呈现出 $\{0001\}$ 基面近似与搅拌针表面对齐的取向分布。本试验结果与 PARK 等^[17] 的研究结果几乎一致, 应该注意的是, 与镁合金的 FSW 相比, 铝/镁

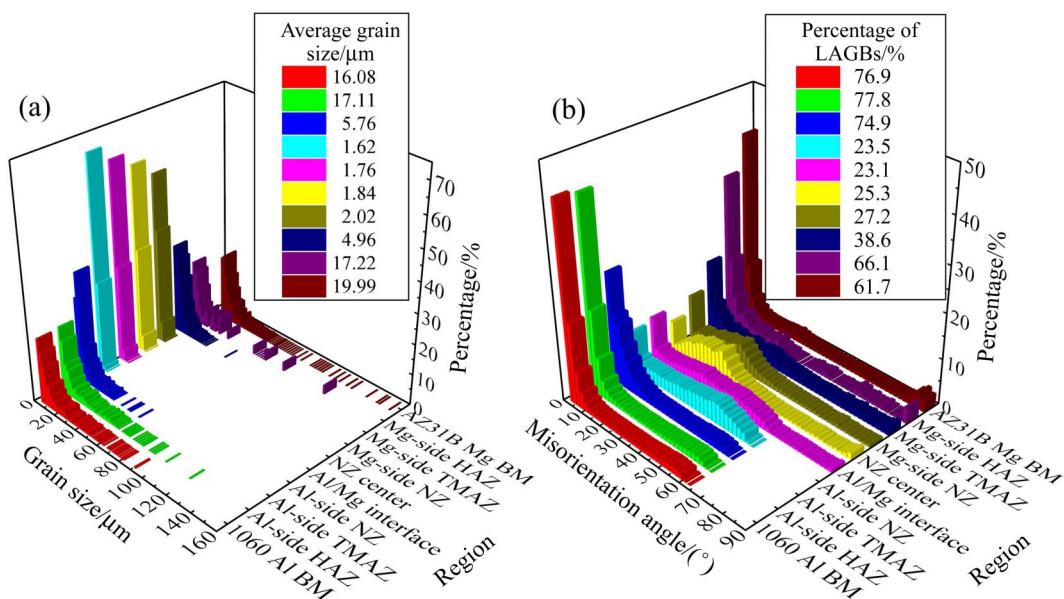


图4 母材和接头不同区域的晶粒粒径和取向差分布

Fig. 4 Distribution(a) of grain size and misorientation angle(b) of base metal and different regions of joint

异种金属 FSW 接头中镁晶粒的取向更加复杂, 这可能与异种 FSW 过程中更复杂材料流动行为有关。

2.4 拉伸性能与断裂行为

图 6 所示为沿 TD 拉伸时母材和 FSW 接头的应力-应变曲线和接头断裂后的宏观形貌所示。从图 6(a) 可以看出, FSW 接头的抗拉强度低于母材, 而伸长率则介于两种母材之间。拉伸试验结果表明,

1060 铝合金和 AZ31B 镁合金母材的抗拉强度分别为 101.2 和 201.9 MPa, 伸长率分别为 20.2% 和 10.1%。FSW 后, 接头的抗拉强度为 96.1 MPa, 伸长率为 13.2%, 分别达到铝合金母材抗拉强度的 95% 和伸长率的 65%。从图 6(b) 可以观察到, 接头的断裂位置大致处于铝侧 HAZ/TMAZ 界面附近。图 7 所示为拉伸试样沿 ND 的原位拉伸位移分布图, 图例中的不同颜色表示试样在拉伸过程中沿 ND 的位移, 其中正值表示与 ND 同向, 负值表示与 ND

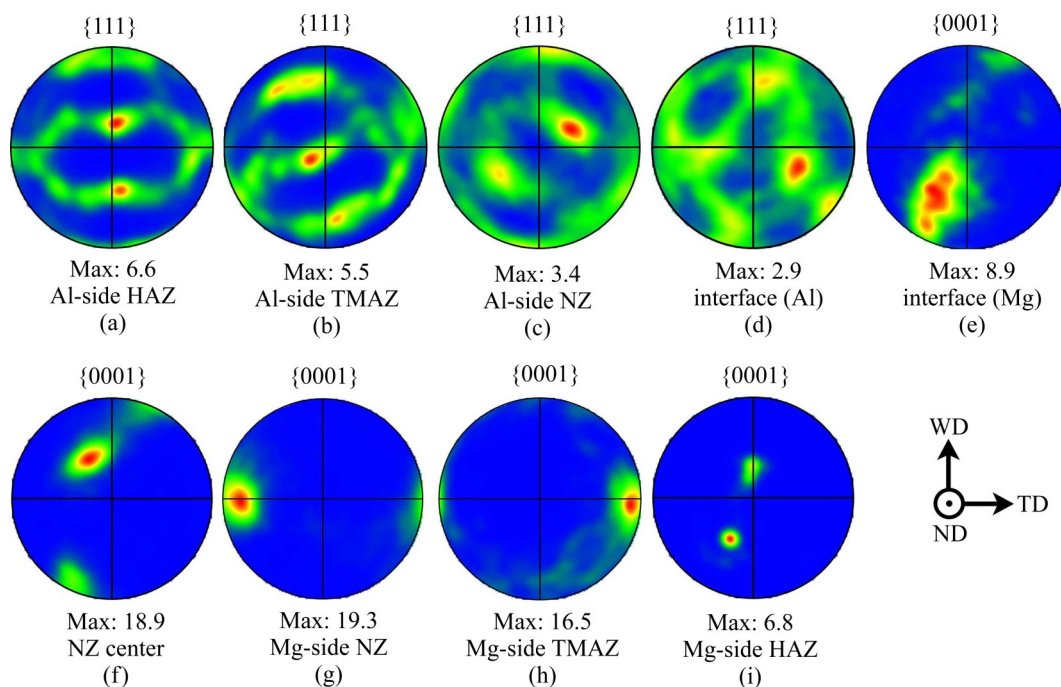


图 5 接头不同区域的极图

Fig. 5 Pole figures at different regions of joint: (a) Al-side HAZ; (b) Al-side TMAZ; (c) Al-side NZ; (d) Al/Mg interface (Al-side); (e) Al/Mg interface (Mg-side); (f) NZ center; (g) Mg-side NZ; (h) Mg-side TMAZ; (i) Mg-side HAZ

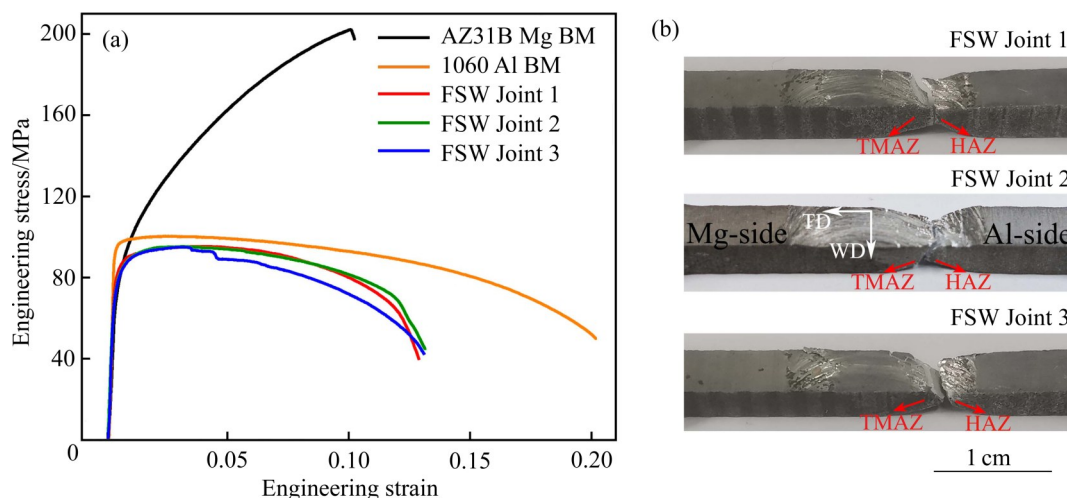


图 6 沿 TD 拉伸时母材和接头的应力-应变曲线和断后宏观形貌

Fig. 6 Stress-strain curves(a) of base metals and joints and macro-morphologies(b) after fracture in tensile along TD

反向, 红色虚线表示NZ中心。图7可以反映拉伸过程中接头的局部应变分布情况。从图7(a)、(b)中可以观察到, 在拉伸前和拉伸初始阶段, 局部应变在WD-TD平面上大致均匀分布, 根据之前的研究^[18], 这个阶段属于弹性变形阶段。随着拉伸过程的进行, 铝侧HAZ/TMAZ界面附近出现应变集中(见图7(c))。在拉伸最终阶段, 应变集中程度不断增加, 接头出现了明显的颈缩现象, 直至断裂(见图7(d)、(e))。

铝/镁异种金属FSW接头的织构类型、分布和强度对接头的各向异性有重要影响, 而各向异性与接头的断裂行为之间具有密切联系^[11]。通常采用施密特因子描述织构与拉伸方向对屈服强度的影响^[19]。铝晶体具有面心立方结构, 其滑移面为 $\{111\}$ 晶面, 滑移方向为 $\langle 110 \rangle$ 晶向。镁晶体为密排六方结构, 其滑移方式包括基面滑移和非基面滑移。据报道, 室温下镁单晶基面滑移的临界分切应力较低, 而非基面滑移(柱面滑移和锥面滑移)的临界分切应力比基面滑移高2个数量级, 这使非基面滑移很难被激活, 因此, 基面滑移是镁合金室温下的主要滑移变形机制^[20-22]。此外, $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$ 拉伸孪生是镁和镁合金室温下的重要孪生变形方式, 但值得注意的是, 当拉伸孪生激活时, 晶格因发生旋转而转变为硬取向, 这会限制进一步的塑性变

形, 因此拉伸孪生所贡献的塑性应变十分有限^[23-24]。

综上所述, 文中计算了沿TD拉伸时接头不同区域铝合金 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移和镁合金 $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 基面滑移的施密特因子图, 结果如图8所示, 计算出的平均施密特因子值也显示在图中。从图8(a)~(d)中可以看出, 在沿TD拉伸时, 大量铝晶粒位于 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移的软取向, 经计算, 铝侧HAZ、TMAZ、NZ和铝/镁界面区铝晶粒 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移的平均施密特因子值均较高, 意味着这些区域的铝晶粒因 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移而发生塑性变形的倾向较高, 这可能是接头在铝侧产生颈缩并最终断裂的原因之一。而从图8(d)~(h)中可以看出, 绝大多数镁晶粒处于基面滑移的硬取向, 经计算其平均施密特因子值均较小。LI等^[12]在研究镁合金FSW接头的组织与性能时发现, 由于特殊的晶粒取向分布, 接头TMAZ/NZ界面区域的晶粒倾向于 $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 基面滑移的软取向, 而这成为接头在拉伸过程中在该处产生颈缩并最终断裂的重要诱因。本次试验结果与LI等^[12]研究结果不同, 文中镁侧NZ和TMAZ镁合金晶粒基面滑移的平均施密特因子均较小, 处于基面滑移的硬取向, 这可能是接头在拉伸过程中没有从镁侧断裂的原因。从断裂位置来看, 铝侧HAZ/TMAZ界面附近区域是接头的最薄弱位置,

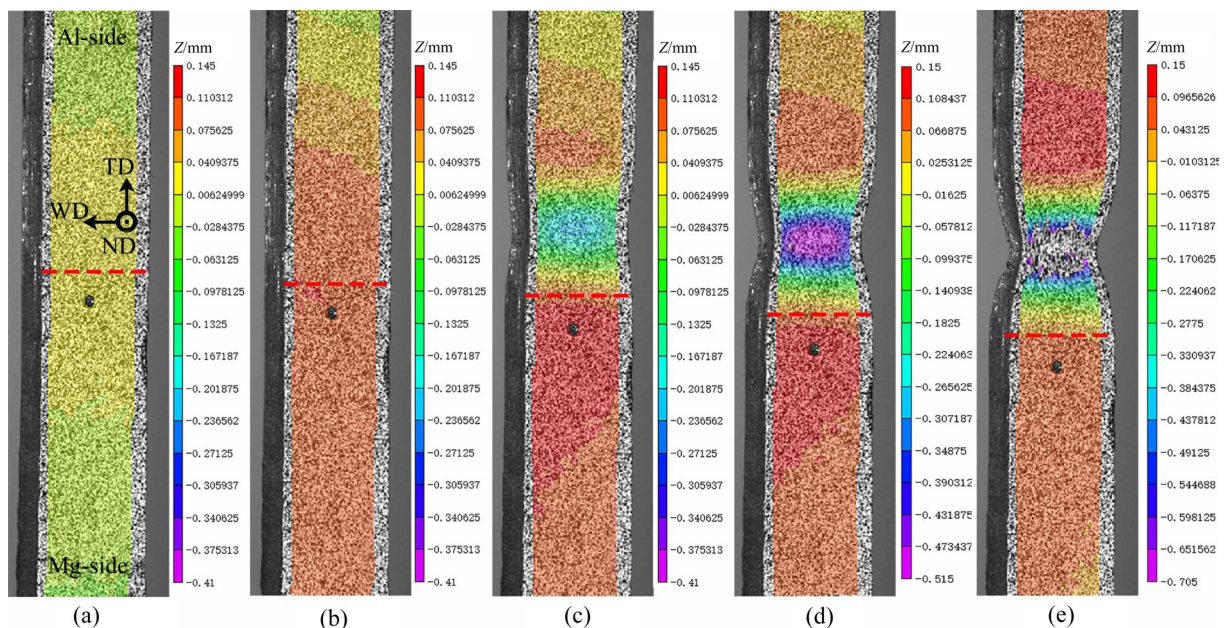


图7 拉伸试样沿ND的原位拉伸位移分布图

Fig. 7 In situ extensional displacement distributions of specimen in tensile along TD: (a) Before loading; (b) Initial stage; (c) Middle stage; (d) Terminal stage; (e) Before fracture

然而如上所述, 铝侧 HAZ、TMAZ、NZ 和铝/镁界面区的铝合金均处于{111}<110>滑移软取向, 且平均施密特因子相差很小。这表明仅通过晶粒取向分布无法较好地解释接头具体的断裂位置。

除晶粒取向外, 晶粒粒径也对拉伸时接头的塑性变形和断裂行为有重要影响^[25]。TMAZ 和 NZ 发生了动态再结晶, 这 2 个区域的晶粒粒径与母材和 HAZ 相比明显减小。强度与晶粒粒径之间的关系可以用下式表示^[12]:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

式中: σ 表示屈服强度; σ_0 为摩擦应力; d 为平均晶粒粒径; k 为与材料种类相关的常数。根据式 (1), 铝侧 TMAZ 和 NZ 晶粒细化有助于提高材料的屈服强度。此外, 局部位错和应变在 FSW 接头的变形和断裂中也起着重要作用, 核平均取向差 (Kernel average misorientation, KAM) 图经常用于表征晶粒中的位错密度和局部应变程度, 微观组织中位错和应变的集中程度越高, KAM 值越大^[12]。图 9 所示为铝合金母材、铝侧 HAZ、TMAZ 和 NZ 的 KAM 图, 本文计算了各区域的平均 KAM 值并显示在图中, 以判断接头中位错密度的变化趋势^[11]。从图 9 可以看出, 铝合金母材、接头铝侧 HAZ、TMAZ 和 NZ 的平均 KAM 值依次降低, 这表明, 从铝合金母材至铝侧 NZ, 位错密度和应变集中程

度逐渐减小。由于接头 HAZ 仅受热输入影响而不发生塑性变形, FSW 对 HAZ 的作用可视为退火处理^[8]。在铝侧 HAZ, 热循环造成的静态回复致使部分位错相互抵消, 进而导致位错密度相较母材有所降低。1060 铝合金难以通过热处理提升其强度, 加工硬化是其重要的强化机制。铝侧 HAZ 位错密度的降低会导致材料发生软化。在铝侧 TMAZ 和 NZ, 由于发生动态回复与再结晶, 大量位错转化为 LAGBs 或 HAGBs, 所以位错密度相较铝合金母材显著降低。需要注意的是, 虽然铝侧 TMAZ 和 NZ 位错密度的降低会减弱材料的加工硬化效应, 但由此发生动态再结晶而形成的细晶组织反而有助于提高材料的强度。

在沿 TD 拉伸过程中, 铝侧 HAZ 因材料软化而优先发生塑性变形。随着拉伸过程的进行, 铝侧 HAZ 变形程度增大。铝侧 HAZ 的塑性变形逐渐地扩展到与之相邻的 TMAZ, 但由于铝侧 HAZ 和 TMAZ 晶粒粒径的差异, 这 2 个区域的塑性变形难以协调, 促使应变逐渐集中在铝侧 HAZ/TMAZ 界面附近, 最终导致接头在该位置产生颈缩并最终断裂^[12, 26]。

为了研究接头断裂后的显微组织, 本文用 EBSD 技术表征了接头断口边缘 (见图 10)。从图 10

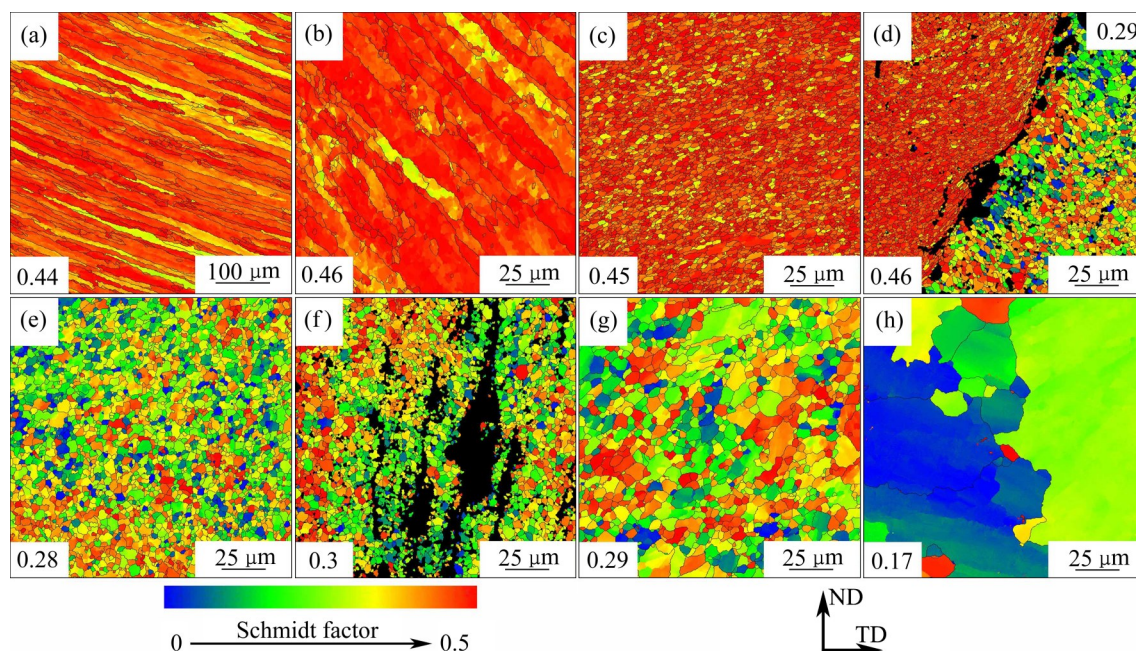


图8 接头不同区域的施密特因子图

Fig. 8 Schmid factor maps at different regions of joint: (a) Al-side HAZ; (b) Al-side TMAZ; (c) Al-side NZ; (d) Al/Mg interface; (e) NZ center; (f) Mg-side NZ; (g) Mg-side TMAZ; (h) Mg-side HAZ

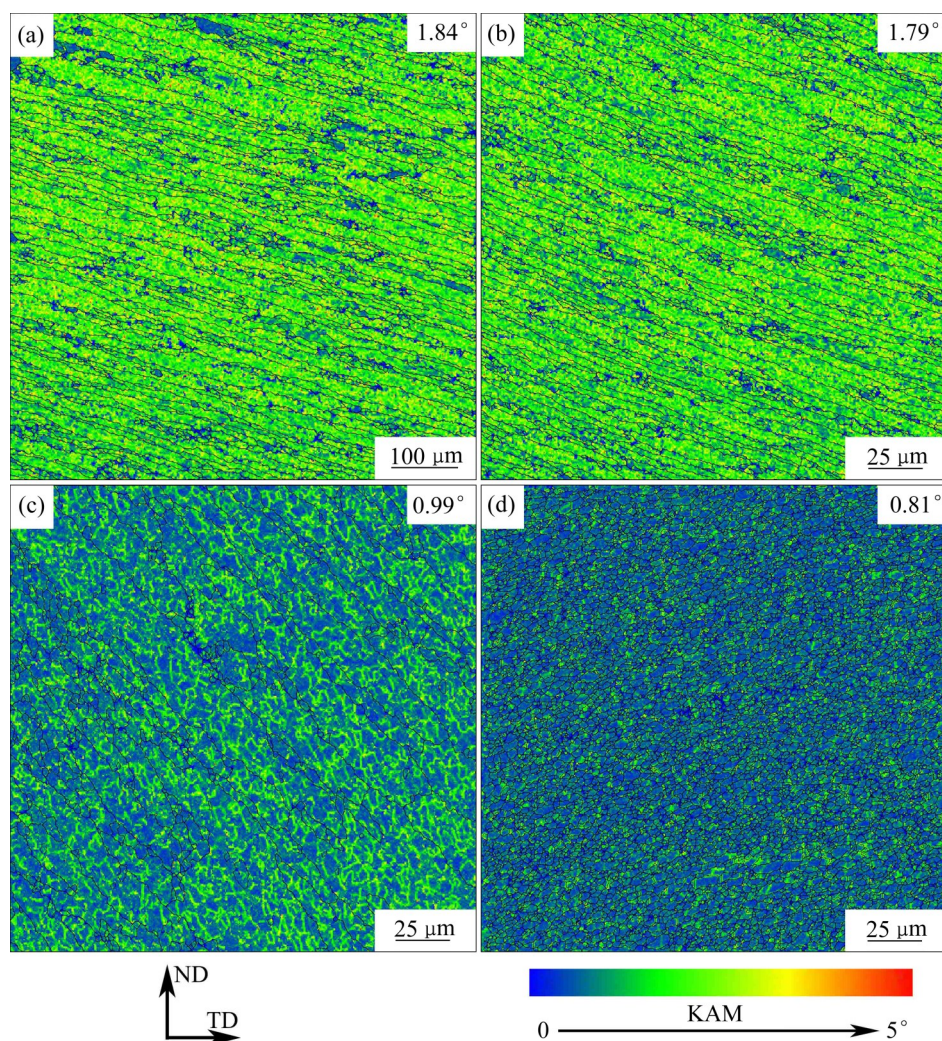


图9 铝合金母材和接头不同区域的KAM图

Fig. 9 KAM maps of aluminum alloy base metal and different regions of joint: (a) Aluminum alloy base metal; (b) Al-side HAZ; (c) Al-side TMAZ; (d) Al-side NZ

可以看出, 区域I的晶粒呈纤维状, 与图3(b)中铝侧HAZ的显微组织相比几乎相同。区域II的显微组织是高度扁平的长条状晶粒, 在粗大晶粒的内部可以看到明显的胞状结构, 这与图3(c)中铝侧TMAZ的显微组织一致。由此可以进一步确定, 接头的断裂位置在铝侧HAZ/TMAZ界面附近。由区域I和II的KAM图可以看出, 区域I和区域II的平均KAM值差异较大, 这说明这2个区域的位错密度和应变程度存在较大差异。以上分析说明, 在沿TD拉伸时, 铝侧HAZ和TMAZ塑性变形的不协调最终导致接头从铝侧HAZ/TMAZ界面附近位置断裂。

晶粒取向、粒径尺寸和位错密度对接头的断裂行为有重要影响。在沿TD拉伸时, 接头铝侧HAZ、TMAZ和NZ均为 $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 滑移的软取

向; 而镁侧HAZ、TMAZ和NZ的大多数晶粒均处于 $\{0001\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 基面滑移的硬取向(见图8), 这导致接头没有从镁侧断裂, 而是在铝侧断裂。进一步观察后发现, 接头的具体断裂位置为铝侧HAZ/TMAZ界面附近。为了进一步说明接头在铝侧HAZ/TMAZ界面附近断裂的具体原因, 从而解释接头的断裂机理, 本文绘制了接头从铝侧断裂的示意图, 如图11所示。由图11(a)可见, 由于制备FSW接头所用的铝合金为轧制态板材, 在轧制过程中, 晶粒发生滑移, 位错的密度增加, 所以铝合金母材的位错密度较高。经过FSW后, 铝侧HAZ在热循环作用下发生静态回复, 部分位错相互抵消, 位错密度减小, 这导致铝侧HAZ相较铝合金母材发生“软化”^[10]。而在铝侧TMAZ和NZ, 摩

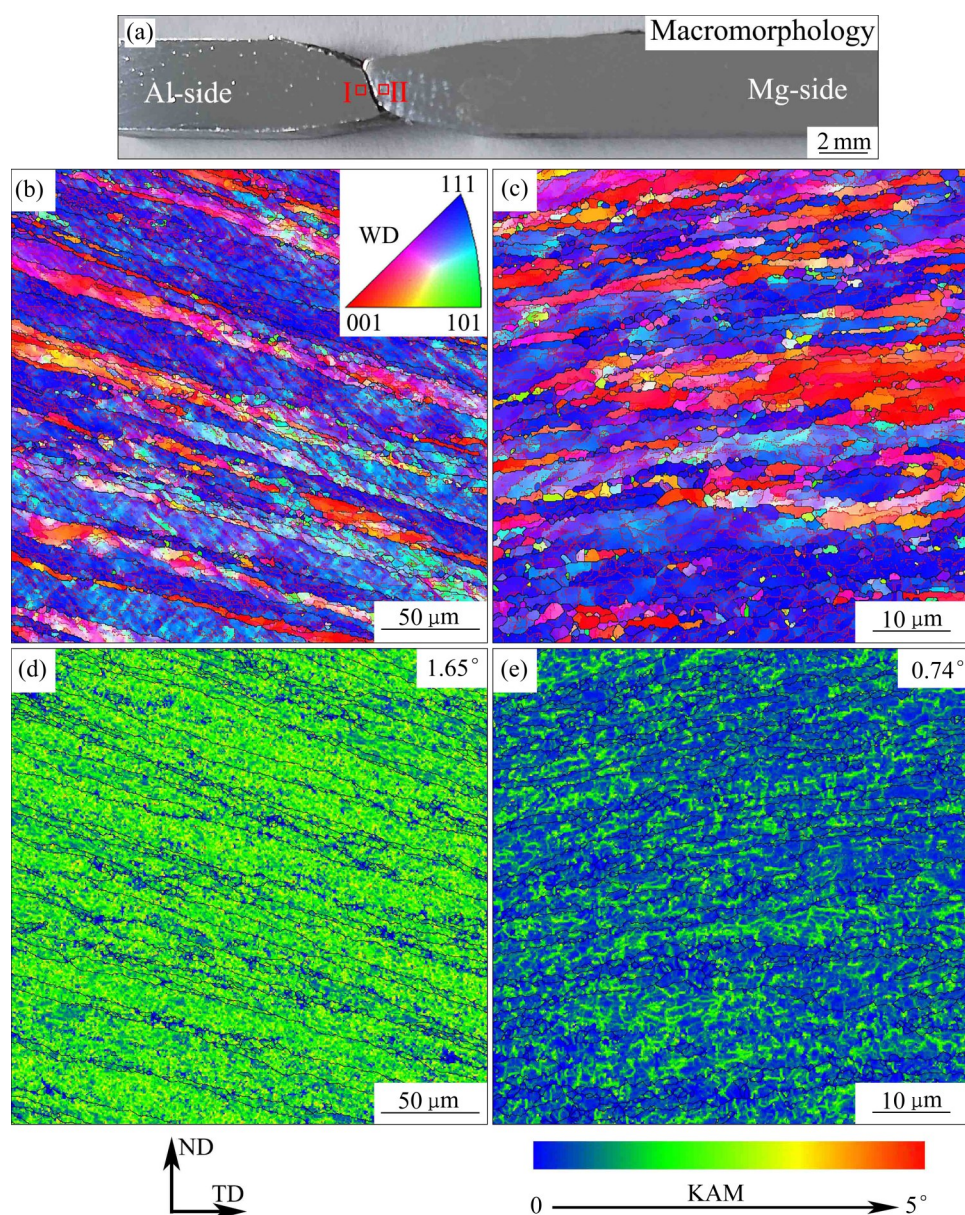


图10 接头断裂后的宏观形貌图和断口边缘的反极图和KAM图

Fig. 10 Macromorphologies(a) of joint after fracture, inverse pole figures((b), (c)) and KAM maps((d), (e)) of fracture edge: (b) Region I; (c) Region II; (d) Region I; (e) Region II

擦热和机械搅拌的共同作用促使其发生动态再结晶, 晶粒显著细化。众所周知, 晶粒越细小, 单位体积材料中晶界的总面积越大, 对塑性变形的阻力也越大。由于铝侧TMAZ和NZ的晶粒粒径更小, 因此, 其相较铝侧HAZ更不容易发生塑性变形。在沿TD拉伸时, 铝侧HAZ优先发生塑性变形, 随塑性变形发展, 铝侧HAZ位错密度增加, 材料继续变形的难度增大(见图11(b))。同时, 与铝侧HAZ相邻的TMAZ也逐渐开始发生塑性变形。与铝侧HAZ相比, 铝侧TMAZ的晶粒更加细小(见图4

(a))。对于多晶体材料来说, 晶粒越细小, 在同等变形量下, 塑性变形可以分散在更多的晶粒内, 材料的塑性变形能力越强。然而, 铝侧HAZ和TMAZ的晶粒粒径存在明显差异, 导致这2个区域的塑性变形能力并不一致, 在拉伸过程中, 铝侧HAZ/TMAZ界面两侧的塑性变形难以协调, 应变逐渐集中在铝侧HAZ/TMAZ界面附近, 最终导致接头在该位置发生颈缩并最终断裂(见图11(c))。

断口形貌可以直观地反映材料的拉伸性能, 通过扫描电子显微镜观察了接头的断口形貌, 结果如

图 12 所示, 其中图 12(a)为靠近镁侧的断口形貌, 图 12(b)为靠近铝侧的断口形貌。从图 12(a)、(b)可以看出, 由于接头在断裂前发生了明显的颈缩现象, 在靠近镁侧和铝侧的断口边缘均形成了剪切唇。从图 12(b)~(d)可以看到大量圆形韧窝, 这是典型的韧性断裂特征, 表明接头具有良好的塑性变形能力。在轴向拉伸过程中, 当载荷超过接头的屈服

极限后, 首先产生均匀的塑性变形, 此时局部区域会形成小空穴, 通常空穴在第二相粒子处形成(图 12 中白色箭头所示), 随载荷增大, 塑性变形不再均匀, 总变形量和局部变形量不一致, 逐渐产生颈缩现象, 而颈缩现象随着载荷进一步增大变得越来越明显, 空穴逐渐长大并且互相连接, 最终形成了韧窝断口。

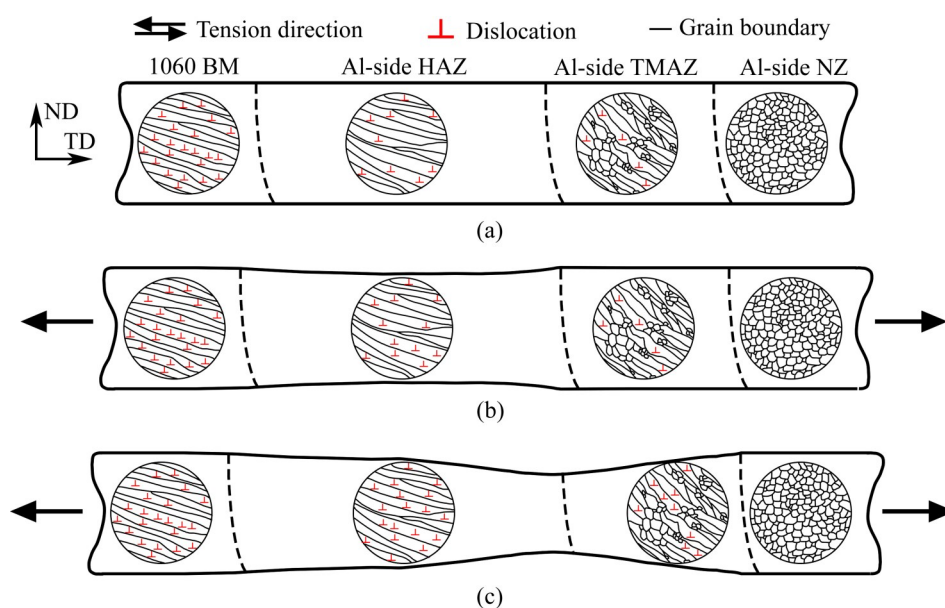


图 11 接头从铝侧 HAZ/TMAZ 界面附近断裂的示意图

Fig. 11 Diagrams of joint failed near Al-side HAZ/TMAZ interface: (a) Before loading; (b) During tensile; (c) Before fracture

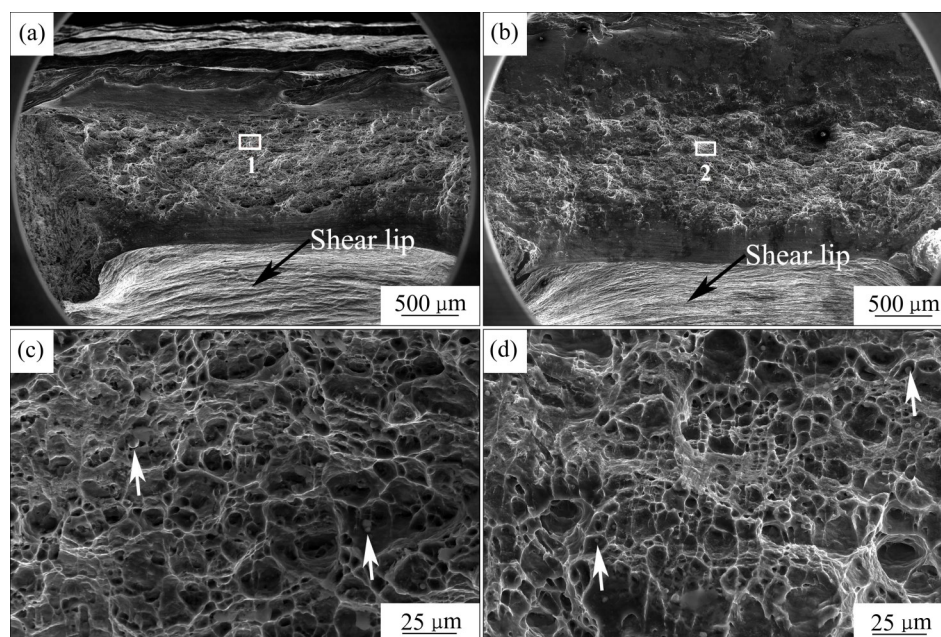


图 12 接头的断口形貌图

Fig. 12 Fracture morphologies of joint: (a) Macromorphology of Mg-side fracture; (b) Macromorphology of Al-side fracture; (c) Micromorphology of region 1; (d) Micromorphology of region 2

3 结论

1) FSW 接头不同区域的晶粒组织差异巨大, 从 HAZ 到 NZ, LAGBs 百分比和晶粒粒径逐渐减小。在 HAZ, 晶粒组织与母材相似, 但 LAGBs 百分比增大。TMAZ 发生了动态再结晶, 形成了粗晶粒和细小再结晶晶粒共存的显微组织。NZ 动态再结晶较为充分, LAGBs 百分比大幅度减小, 晶粒显著细化。

2) 1060 铝合金母材的组织组成为 S 织构 {123} <634>、铜型织构 {112} <111> 和黄铜织构 {110} <112>, AZ31B 镁合金母材具有很强的 <0001>||ND 基面织构。经 FSW 后, HAZ 织构与母材相比没有发生明显变化, 铝侧 NZ 形成了再结晶立方织构 {001} <100>, 在 NZ 中心, 镁晶粒的 <0001> 晶向由 ND 向 WD 偏转, 而在镁侧 NZ 和 TMAZ, 晶粒取向为 <0001>||TD。

3) 接头的抗拉强度为 96.1 MPa, 伸长率为 13.2%, 分别达到 1060 铝合金母材抗拉强度的 95% 和伸长率的 65%, 接头的断裂位置在铝侧 HAZ/TMAZ 界面附近。铝合金母材、铝侧 HAZ、TMAZ 和 NZ 的平均晶粒粒径分别为 16.08、17.11、5.76 和 1.62 μm 。从铝合金母材至铝侧 NZ, 位错密度逐渐减小。铝侧 HAZ 位错密度减小造成的材料软化和铝侧 HAZ 和 TMAZ 晶粒粒径的差异导致接头从铝侧 HAZ/TMAZ 界面附近断裂。

REFERENCES

- [1] 武传松, 吕学奇, 宿浩, 等. 铝-镁异质合金搅拌摩擦焊接成形的研究进展[J]. 机械工程学报, 2020, 56(6): 4-16.
WU Chuan-song, LÜ Xue-qi, SU Hao, et al. Research progress in dissimilar friction stir welding of aluminium/magnesium alloys[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(6): 4-16.
- [2] ZHAO Y D, DING Z M, CHEN Y. Crystallographic orientations of intermetallic compounds of a multi-pass friction stir processed Al/Mg composite materials[J]. Materials Characterization, 2017, 128: 156-164.
- [3] ZHAO Y D, DING Z M, SHEN C B, et al. Interfacial microstructure and properties of aluminum-magnesium AZ31B multi-pass friction stir processed composite plate[J]. Materials & Design, 2016, 94: 240-252.
- [4] MENG X C, HUANG Y X, CAO J, et al. Recent progress on control strategies for inherent issues in friction stir welding[J]. Progress in Materials Science, 2021, 115: 100706.
- [5] 陈树君, 孔德兵, 董建涛, 等. 工艺参数对机器人搅拌摩擦焊轴向力和前进抗力的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(4): 956-967.
CHEN Shu-jun, KONG De-bing, DONG Jian-tao, et al. Influence of process parameters on axial force and transverse force of robot friction stir welding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(4): 956-967.
- [6] 张成行, 曹宇, 曹玲飞, 等. 异种铝合金搅拌摩擦焊接头的显微组织、力学及腐蚀性能[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(10): 2255-2265.
ZHANG Cheng-hang, CAO Yu, CAO Ling-fei, et al. Microstructure, mechanical and corrosion properties of dissimilar friction stir welded aluminum alloys joints[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(10): 2255-2265.
- [7] 马宗义, 商乔, 倪丁瑞, 等. 镁合金搅拌摩擦焊接的研究现状与展望[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1597-1617.
MA Zong-yi, SHANG Qiao, NI Ding-rui, et al. Friction stir welding of magnesium alloys: A review[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1597-1617.
- [8] DONG J L, ZHANG D T, LUO X C, et al. EBSD study of underwater friction stir welded AA7003-T4 and AA6060-T4 dissimilar joint[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 4309-4318.
- [9] LIU X C, ZHEN Y Q, SUN Y F, et al. Local inhomogeneity of mechanical properties in stir zone of friction stir welded AA1050 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(9): 2369-2380.
- [10] LI Y L, YAN H G, CHEN J H, et al. Influences of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Mg alloy with high Mg content[J]. Materials Research Express, 2020, 7(7): 076506.
- [11] ZHANG J L, LIU H, XIE Y L, et al. Microstructure distribution and tensile anisotropy of dissimilar friction stir welded AM60 and AZ31 magnesium alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33(11): 1487-1504.
- [12] LI G H, ZHOU L, ZHANG H F, et al. Evolution of grain structure, texture and mechanical properties of a Mg-Zn-Zr

- alloy in bobbin friction stir welding[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 799: 140267.
- [13] NAYAN N, MISHRA S, PRAKASH A, et al. Effect of cross-rolling on microstructure and texture evolution and tensile behavior of aluminium-copper-lithium (AA2195) alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 740/741: 252–261.
- [14] 金玉花, 张 林, 张亮亮, 等. 7050 铝合金搅拌摩擦焊接头的微观织构演变与力学性能[J]. *材料导报*, 2020, 34(20): 20107–20111.
- JIN Yu-hua, ZHANG Lin, ZHANG Liang-liang, et al. Microtexture evolution and mechanical properties of friction stir welded 7050 aluminum alloy[J]. *Materials Reports*, 2020, 34(20): 20107–20111.
- [15] SUHUDDIN U F H R, MIRONOV S, SATO Y S, et al. Grain structure and texture evolution during friction stir welding of thin 6016 aluminum alloy sheets[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(7/8): 1962–1969.
- [16] KRISHNAN K N. On the formation of onion rings in friction stir welds[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 327(2): 246–251.
- [17] PARK S H C, SATO Y S, KOKAWA H. Basal plane texture and flow pattern in friction stir weld of a magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(4): 987–994.
- [18] ZHOU M R, MORISADA Y, FUJII H, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded duplex Mg-Li alloy LZ91[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 773: 138730.
- [19] 郝 敏, 王 亮, 陈军洲, 等. 2060-T8E30 铝锂合金平面各向异性和断裂破坏机制研究[J]. *稀有金属*, 2021, 45(6): 641–649.
- HAO Min, WANG Liang, CHEN Jun-zhou, et al. In-plane anisotropy and tensile failure mechanism of 2060-T8E30 Al-Li alloy sheet[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2021, 45(6): 641–649.
- [20] KOIKE J, KOBAYASHI T, MUKAI T, et al. The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(7): 2055–2065.
- [21] HUTCHINSON W B, BARNETT M R. Effective values of critical resolved shear stress for slip in polycrystalline magnesium and other hcp metals[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(7): 737–740.
- [22] ZHENG R X, DU J P, GAO S, et al. Transition of dominant deformation mode in bulk polycrystalline pure Mg by ultra-grain refinement down to sub-micrometer[J]. *Acta Materialia*, 2020, 198: 35–46.
- [23] ZHANG J L, HUANG G S, LIU S S, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welded dissimilar joints of as-extruded AM60 and AZ31 alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 759: 479–489.
- [24] XIN R L, LIU D J, LI B, et al. Mechanisms of fracture and inhomogeneous deformation on transverse tensile test of friction-stir-processed AZ31 Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 565: 333–341.
- [25] PARK S H C, SATO Y S, KOKAWA H. Effect of microtexture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49(2): 161–166.
- [26] 赵熠朋, 朱 浩, 姜 月, 等. 7075 铝合金搅拌摩擦焊接头断裂机理[J]. *焊接学报*, 2017, 38(11): 77–81, 132.
- ZHAO Yi-peng, ZHU Hao, JIANG Yue, et al. Fracture mechanism on friction stir welding joint of 7075 aluminum alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(11): 77–81, 132.

Microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welded dissimilar metal joints of 1060 aluminum and AZ31B magnesium alloys

ZHAO Ya-dong^{1,2,3}, LU Yao-wen^{1,2}, HE Yang-yang^{1,2}, CUI Hong-bao², WANG Shu-guang^{1,3}, GUO Xue-feng²

(1. School of Mechanical Engineering, Anyang Institute of Technology, Anyang 455000, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, China;

3. Anyang Key Laboratory of Advanced Aeronautical Materials and Processing Technology, Anyang Institute of Technology, Anyang 455000, China)

Abstract: The grain structure, texture evolution and mechanical properties of friction stir welded dissimilar metal joints of 1060 aluminum and AZ31B magnesium alloys were studied by electron backscatter diffraction (EBSD). The results show that the proportion of low angle grain boundaries (LAGBs) and average grain size decrease gradually from heat affected zone (HAZ) to nugget zone (NZ). In HAZ, the grain structure is similar to that of the base metals, while dynamic recrystallization occurs in the thermo-mechanical affected zone (TMAZ), forming a microstructure in which coarse grains and fine equiaxed grains coexist. NZ is composed of uniform and fine equiaxed grains. The texture of HAZ is similar to that of base metals. The $\{001\}\langle 100 \rangle$ recrystallized cubic texture is formed in the Al-side NZ. At the NZ center, the grain orientation of magnesium grains deflects from the $\langle 0001 \rangle \parallel$ normal direction (ND) to $\langle 0001 \rangle \parallel$ welding direction (WD), while at the Mg-side NZ, the orientation of grains is $\langle 0001 \rangle \parallel$ transverse direction (TD). The tensile strength of the joint is 96.1 MPa and the elongation is 13.2%, reaching 95% of the tensile strength and 65% of the elongation of 1060 aluminum alloy base metal respectively. The material softening caused by the decrease of HAZ dislocation density on the aluminum side and the difference of grain size between HAZ and TMAZ on the Al-side jointly promote the fracture of the joint near the Al-side HAZ/TMAZ interface.

Key words: Al/Mg dissimilar metal friction stir welding; grain structure; texture evolution; mechanical property; fracture mechanism

Foundation item: Project(182102210019) supported by the Henan Science and Technology Plan, China; Project (2020GGJS236) supported by the Training Plan for Young Key Teachers in Colleges and Universities of Henan Province, China; Project(BHJ2019005) supported by the Anyang Institute of Technology Postdoctoral Innovation Practice Base, China

Received date: 2021-08-03; **Accepted date:** 2021-09-09

Corresponding author: ZHAO Ya-dong; Tel: +86-13503728866; E-mail: zhaoyd@ayit.edu.cn

(编辑 刘锦伟)