

引文格式: 霍可越, 王 文, 刘 艺, 等. 基于搅拌摩擦焊接技术的钛钢复合板接头界面特征与力学性能 [J]. 塑性工程学报, 2025, 32 (12): 172-182. HUO Keyue, WANG Wen, LIU Yi, et al. Interfacial characteristics and mechanical properties of titanium-steel clad plate joints fabricated based on friction stir welding technology [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2025, 32 (12): 172-182.

基于搅拌摩擦焊接技术的钛钢复合板接头界面特征与力学性能

霍可越^{1,2}, 王 文^{1,2}, 刘 艺^{1,2}, 张 旭^{1,2}, 郑鹏飞^{1,2}, 王快社^{1,2}

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055;

2. 功能材料加工国家地方联合工程研究中心, 陕西 西安 710055)

摘 要: 通过单面搅拌摩擦焊接 (FSW) 工艺与 FSW+熔化极活性气体保护电弧焊接 (MAG) 工艺对 TA2+Q235B 钛钢复合板进行了对接焊接。采用显微硬度及拉伸测试手段表征了接头的力学性能, 采用扫描电子显微镜及电子背散射衍射分析了接头各区域的 Fe-Ti 界面特征。结果表明: FSW 接头的极限抗拉强度及断后伸长率分别达到母材 (BM) 的 84% 及 71%, FSW+MAG 接头的极限抗拉强度及断后伸长率分别达到 BM 的 95% 及 41%。其原因在于 FSW+MAG 工艺通过减少异质材料的相互混合避免了复层结构的形成, 有效抑制了脆性 IMCs 的形成。此外, FSW+MAG 接头的位错分布更加均匀, 使 FSW+MAG 接头可以更有效地分散应力, 避免局部应力集中, 从而提升 FSW+MAG 接头的力学性能。

关键词: 钛钢复合板; 搅拌摩擦焊接; 熔化极活性气体保护电弧焊接; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG457 **文献标识码:** A **文章编号:** 1007-2012 (2025) 12-0172-11

doi: 10.3969/j.issn.1007-2012.2025.12.018

Interfacial characteristics and mechanical properties of titanium-steel clad plate joints fabricated based on friction stir welding technology

HUO Ke-yue^{1,2}, WANG Wen^{1,2}, LIU Yi^{1,2}, ZHANG Xu^{1,2}, ZHENG Peng-fei^{1,2}, WANG Kuai-she^{1,2}

(1. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China;

2. National and Local Joint Engineering Research Center for Functional Materials Processing, Xi'an 710055, China)

Abstract: Butt welding of TA2+Q235B titanium-steel clad plates was performed using single-side friction stir welding (FSW) process and a hybrid FSW + metal active gas arc welding (MAG) process. The mechanical properties of the joints were characterized through microhardness and tensile tests, while the Fe-Ti interface characteristics across joint regions were analyzed by scanning electron microscopy and electron backscatter diffraction. The results demonstrate that the ultimate tensile strength (UTS) and elongation after fracture of the FSW joint reach 84% and 71% of the base material (BM), respectively. The FSW+MAG joint exhibits UTS of 95% and elongation after fracture of 41% of the to BM. The superior performance of the FSW+MAG joint is attributed to the reduction of intermixing of dissimilar materials, which prevents the formation of stratified structures and effectively suppresses the generation of brittle intermetallic compounds. Additionally, a more uniform dislocation distribution is observed in the FSW+MAG joint, enabling efficient stress dispersion and mitigating localized stress concentration, thereby enhancing its mechanical properties.

Key words: titanium-steel clad plates; friction stir welding; metal active gas arc welding; microstructure; mechanical properties

引言

过高的成本限制了钛及钛合金的应用范围, 兼

具钛优异耐腐蚀性和钢低成本优势的钛钢复合板是耐蚀环境设备制造的理想选材, 在海洋工程、淡水工程、航空航天及石油化工等领域^[1-4]具有广泛的应用前景。值得注意的是, 应用于上述环境中的钛

基金项目: 国家自然科学基金优秀青年科学基金资助项目 (52222410); 陕西省重点研发计划项目 (2023-YBGY-464); 陕西省杰出青年科学基金资助项目 (2022JC-24); 中央引导地方科技发展资金资助项目 (2024ZY-JCYJ-04-09)

通信作者: 王 文, 男, 1985 年生, 博士, 教授, 主要从事先进金属材料搅拌摩擦焊接与加工研究, E-mail: wangwen2025@126.com

第一作者: 霍可越, 男, 1999 年生, 硕士研究生, 主要从事先进金属材料搅拌摩擦焊接与加工研究, E-mail: 19991910001@163.com

收稿日期: 2025-02-19; **修订日期:** 2025-09-15

钢复合板材结构件，通常需要采用焊接的方式进行连接，以提高材料利用率，降低生产成本。因此，如何获得高质量的接头是目前钛钢复合板制造聚焦的主要方向之一。

困扰钛钢复合板焊接的关键问题是，焊接时过高的热输入会显著提高 Fe-Ti 界面的元素扩散速率，并延长扩散时间^[5]，从而形成脆性金属间化合物 (Intermetallic Compounds, IMCs) FeTi 及 Fe₂Ti，使接头的力学性能急剧降低^[6-8]。传统熔化焊接工艺为了避免 IMCs 的形成，通常仅对钢侧进行焊接，再通过附加钛盖板的方式进行“补偿”^[9]。这会导致钛层与钢层之间产生缝隙，降低接头的力学性能。为了解决上述问题，HAJRA R N 等^[10]通过依次沉积 V、Cu 和 Monel 400 中间层的方式避免了 FeTi 及 Fe₂Ti 的形成，但这种方式仍然没有解决熔化焊接高热输入的缺点，且显著增加了工艺复杂性。因此，目前研究者将钛钢复合板焊接的主要研究方向聚焦在降低焊接热输入方面。

以往的研究表明，搅拌摩擦焊接 (Friction Stir Welding, FSW) 作为一种新型固相焊接方式，能够有效降低焊接热输入。FAZEL-NAJAFABADI M 等^[11]通过 FSW 成功制备了 IMCs 层厚仅为 3 μm 的接头，证明较低的热输入可以有效抑制 IMCs 的形成。曹志

明等^[12]成功将 FSW 应用于钛钢复合板的对接焊接，实现了极限抗拉强度 (Ultimate Tensile Strength, UTS) 达到母材 (Basic Metal, BM) 88% 的钛钢复合板接头。但由于搅拌针将大量 Ti 带入 Fe 侧，形成复层结构，导致 Fe-Ti 界面不平整，难以提升接头质量。因此，亟需寻找一种新的焊接方式以实现钛钢复合板的高质量连接。

为了克服单一焊接工艺的局限性，首次提出采用 FSW+熔化极活性气体保护电弧焊接 (Metal Active Gas Arc Welding, MAG) 双联工艺对 TA2 + Q235B 钛钢复合板进行对接焊接，该工艺能在避免 Fe、Ti 相互混合的前提下，降低焊接热输入。本文对比研究了单面 FSW 接头与 FSW+MAG 接头的力学性能，重点分析了接头各区域的 Fe-Ti 界面特征，旨在为钛钢复合板的优质焊接提供理论依据与技术支持。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料为爆炸+轧制钛钢复合板，TA2 板厚 1 mm，Q235B 钢板厚 3 mm。钛钢复合板各组成成分的化学成分见表 1。

表 1 TA2 和 Q235B 的化学成分 (%, 质量分数)

Tab. 1 Chemical composition of TA2 and Q235B (%, mass fraction)

Materials	Ti	Fe	H	C	N	O	S	P	Si	Mn
TA2	Balance	—	0.002	0.009	0.012	0.060	—	—	—	—
Q235B	—	Balance	—	0.160	—	—	0.010	0.011	0.150	0.500

1.2 焊接方法

分别采用单面 FSW 及 FSW + MAG 对尺寸为 50 mm×90 mm×4 mm 的钛钢复合板进行对接焊实验，焊接设备为 FSW-LM-BM16-2D 龙门式搅拌摩擦焊机及 IRC5 Single ABB 焊机，其中 MAG 采用 DHQ50-6 低碳钢焊丝。焊接过程中采用自行设计的氩气保护装置，确保接头始终处于氩气氛围，防止氧化。选用的搅拌头参数如表 2 所示。

单面 FSW 工艺如下：以钢上钛下的形式对钛钢复合板进行 FSW (旋转速度 550 r·min⁻¹，焊接速度 100 mm·min⁻¹，压下力 2.9 kN，搅拌头倾角 2.5°，压下量 0.1 mm)，焊透 Fe-Ti 界面，如图 1 所示。其中，AS 为前进侧，RS 为后退侧，WD 为焊接方向，TD 为横向，ND 为法向。FSW+MAG 双联

表 2 搅拌头参数

Tab. 2 Parameters of stirring tool

Parameters	FSW	FSW+MAG (TA2 side)
Material	W-Re alloy	W-Re alloy
Type of shoulder	Concave type	Concave type
Shoulder diameter/mm	Φ15	Φ12
Type of stirring pin	Frustum type	Frustum type
Stirring pin length/mm	3.9	0.8
Root diameter of pin/mm	Φ6	Φ4
End diameter of pin/mm	Φ4	Φ2

工艺如下：首先采用 FSW 对 TA2 侧进行焊接 (旋转速度 100 r·min⁻¹，焊接速度 80 mm·min⁻¹，压下力 12.5 kN，搅拌头倾角 2.5°，压下量 0.1 mm)。清理平整后，使工件翻面，对 Q235B 侧进行 MAG 焊接 (电流 220 A，电压 33 V，焊接速度 100 mm·min⁻¹，

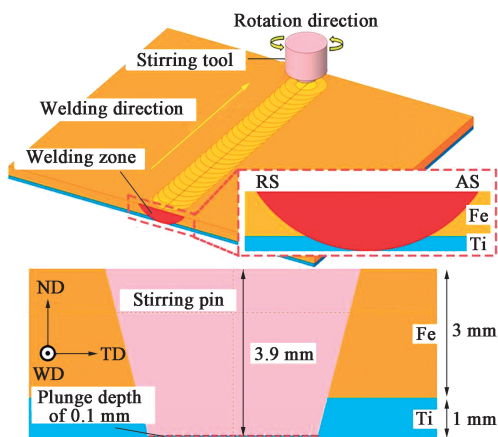


图 1 单面 FSW 工艺示意图

Fig. 1 Schematic diagram of single-side FSW process

送丝速度 $4.4 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$), 并且焊透 Fe-Ti 界面, 两次焊接存在重合部分, 如图 2 所示。

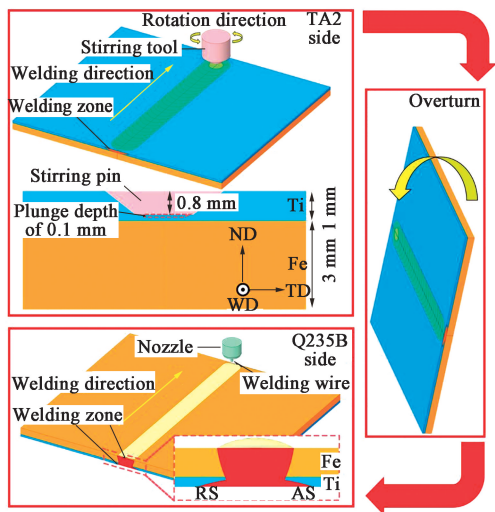


图 2 FSW+MAG 工艺示意图

Fig. 2 Schematic diagram of FSW+MAG process

1.3 表征方法

焊接结束后, 使用电火花线切割设备沿焊缝中心, 垂直于焊接方向切取扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 观察试样, 观察面选取接头的横截面。对 SEM 试样进行打磨抛光处理后, 使用含 2 mL HMO_3 和 1 mL HF 的混合酸溶液腐蚀 13 s 。背散射电子衍射 (Electron Back Scatter Diffraction, EBSD) 试样在 50% 振幅下振动抛光 6 h 后制得。采用带有 C-Nano 型 EBSD 探头的 Gemini SEM 300 型 SEM 对试样进行微观组织表征。显微硬度测试试样依据 GB/T 4340.1—2024^[13] 进行制备, 采用 401 MVD 型显微硬度仪进行显微硬度测试, 测试点

间隔为 0.5 mm , 加载载荷为 1.98 N , 保压时间为 15 s 。拉伸测试试样依据 GB/T 16957—2012^[15] 进行制备, 接头完全位于平行段, 试样取样位置及尺寸示意图如图 3 所示。采用 Instron8801 型试验机进行拉伸试验, 拉伸速率为 $1.32 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。同时采用 TD-3D-H3800 型高清显微镜辅助, 通过数字图像关联技术 (Digital Image Correlation, DIC) 分析试样在拉伸过程中的应变分布。

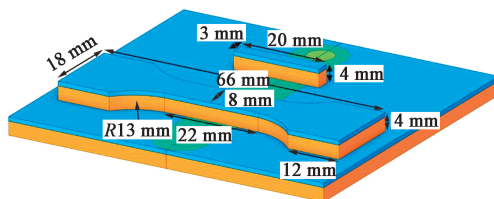


图 3 试样取样位置及尺寸示意图

Fig. 3 Schematic diagram of sampling location and dimensions for specimens

2 结果与讨论

2.1 宏观结构与微观组织

图 4 为单面 FSW 接头与 FSW+MAG 接头的宏观形貌。表面未观测到明显缺陷, 且无氧化现象出现。说明旋转速度、焊接速度、下压力等工艺参数匹配合理, 获得了成形性良好的接头。

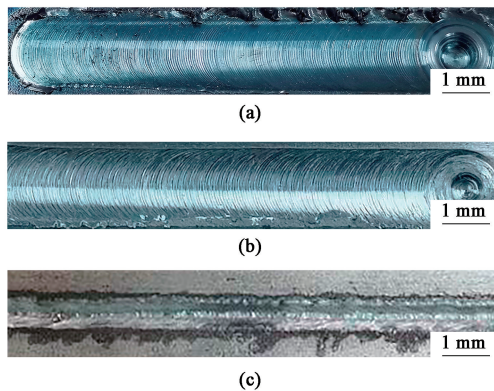


图 4 焊缝表面

(a) 单面 FSW (Q235B 侧) (b) FSW+MAG (TA2 侧)
(c) FSW+MAG (Q235B 侧)

Fig. 4 Welded surfaces

(a) Single-side FSW (Q235B side) (b) FSW+MAG (TA2 side)
(c) FSW+MAG (Q235B side)

图 5a 为单面 FSW 接头横截面的 SEM 图, 其中上层为 TA2, 下层为 Q235B。FSW 过程中, 由于搅拌针的高速旋转, SZ 的材料受到了强烈的离心力,

使材料向 SZ 的边界位置进行迁移。当材料迁移至 SZ 与 HAZ 交界处时, 受到 SZ 与 HAZ 温度梯度的影响加速冷却, 导致材料在该区域停滞。由图 5b~图 5d 观察到, SZ (图 5a 中 *b* 区域)、SZ (图 5a 中 *c* 区域) 与 HAZ (图 5a 中 *d* 区域) 交界处及 HAZ 的 Fe-Ti 界面形成了灰色扩散层 (图 5b~图 5d)。值

得注意的是, 搅拌针穿过 Fe-Ti 界面时, 由于两种材料的物理性质存在显著差异, 导致材料的流动不充分。这种不充分的流动, 使得 Fe-Ti 界面没有形成 Ti、Fe 材料的均匀分布, 而是形成了 Ti、Fe 材料交替的复层结构, 这种复层结构主要分布于 Fe-Ti 界面的 SZ 与 HAZ 交界处 (图 5c)。

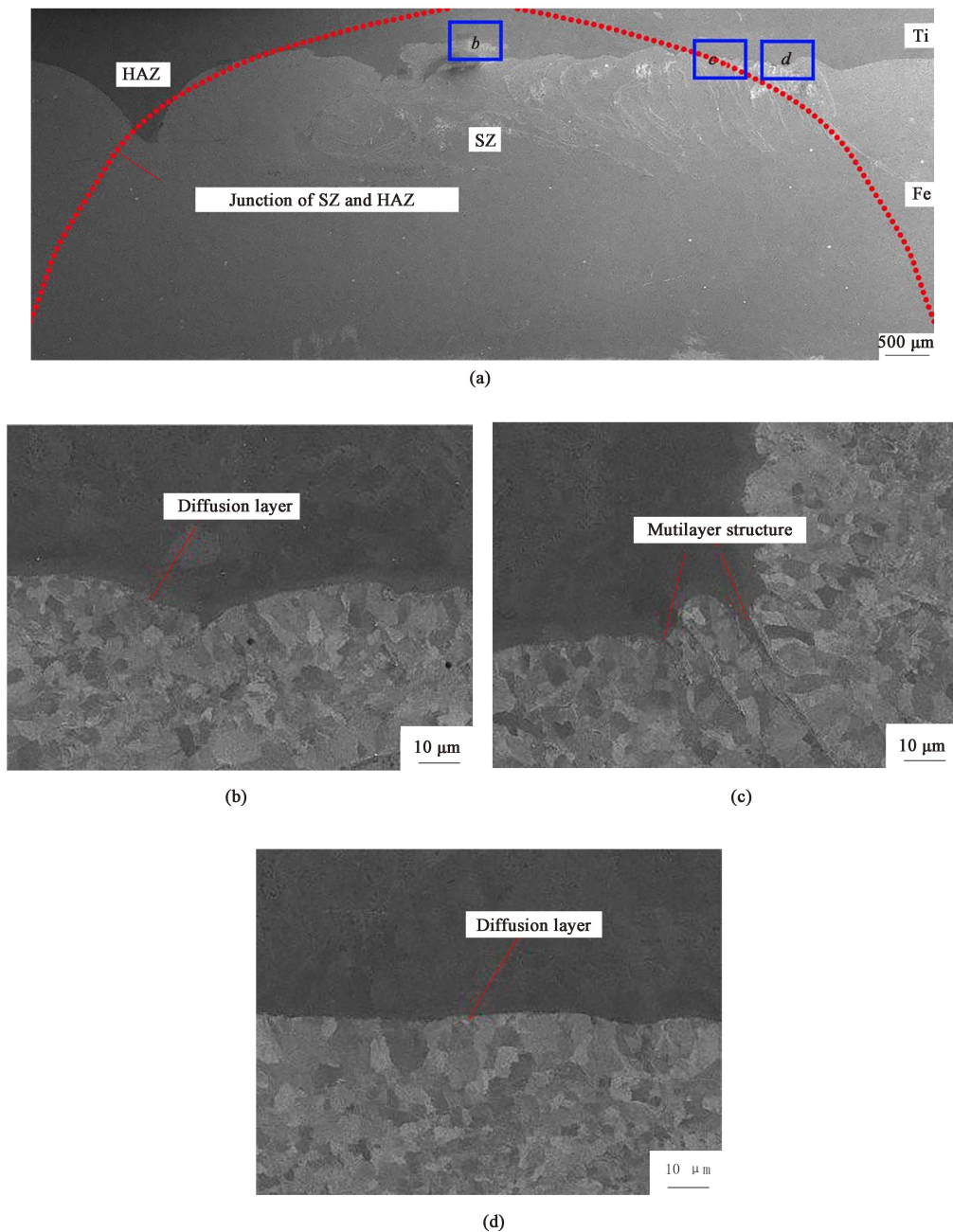


图 5 单面 FSW 接头的 SEM 图像

(a) 宏观结构 (b) SZ (c) SZ 与 HAZ 交界处 (d) HAZ

Fig. 5 SEM images of single-side FSW joint

(a) Macrostructure (b) SZ (c) Junction between SZ and HAZ (d) HAZ

图 6a 为 FSW+MAG 接头横截面的 SEM 图, 其中上层为 TA2, 下层为 Q235B。相较于 FSW 接头,

FSW+MAG 接头的 Fe-Ti 界面更为平整, 这归因于搅拌针没有穿过 Fe-Ti 界面, 使 Fe、Ti 两种材料没有发生混合。值得注意的是, 焊缝中心位置的 Fe-Ti 界面形成了勾状结构 (图 6b, 图 6a 中 *b* 区域), 这主要是由于 FSW Ti 侧过程中, Fe-Ti 界面处存在较大的热应力和剪切应力, 使得部分 Ti 材发生局部形变。图 6c 为 WZ Fe-Ti 界面的 SEM 图, 该位置仅受到 MAG 过程中的热输入的影响 (图 6a 中 *c* 区域)。与单面 FSW 接头相似的是, FSW+MAG 接头的 Fe-Ti 界面也形成了灰色扩散层。

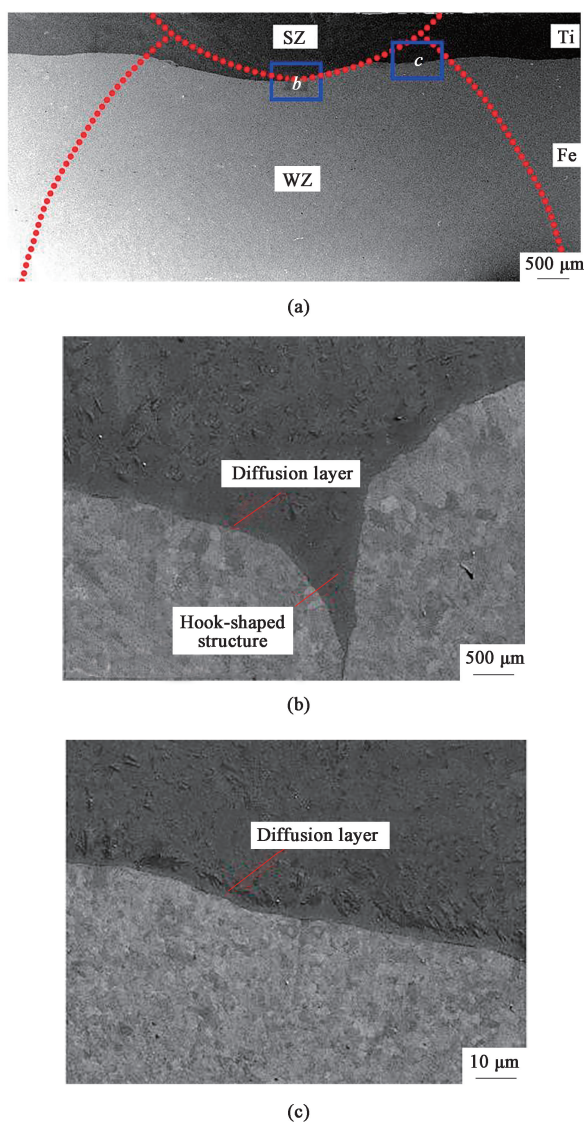


图 6 FSW+MAG 接头的 SEM 图像
(a) 宏观结构 (b) 焊缝中心 (c) WZ

Fig. 6 SEM images of FSW+MAG joint

(a) Macrostructure (b) Weld center (c) WZ

图 7 为单面 FSW 接头 Fe-Ti 界面处的 EBSD 图像, 其中图 7a、图 7d 和图 7g 分别对应于图 5b、图

5c 和图 5d。在 Fe-Ti 界面处观察到了不同厚度的扩散层, 其中 SZ、SZ 与 HAZ 交界处及 HAZ 的扩散层厚分别为 $1.3 \sim 3.5 \mu\text{m}$ 、 $0.3 \sim 7.5 \mu\text{m}$ 及 $1.7 \sim 2.7 \mu\text{m}$ 。值得注意的是, 由于 SZ 与 HAZ 交界处存在复层结构, 因此该位置形成了多层扩散层。此外, 在 Fe 侧近界面处观察到晶粒长大区域 (图 7a 和图 7g), 这主要是由于两种材料的导热系数存在较大差异 (TA2 降温较慢), Ti 侧热量向 Fe 侧传递, 导致 Fe 侧界面处热量集中, 使晶粒长大。由图 7b、图 7e 和图 7h 观察发现, 相较于 Fe 侧, Ti 侧与扩散层处的局部平均取向差 (Kernel Average Misorientation, KAM) 更高, 表明 Ti 侧与扩散层处发生了位错堆积。结合图 7c、图 7f 和图 7i 的再结晶图分析, 由于 FSW 引入了剧烈塑性变形, Fe 侧发生了动态再结晶, 位错在再结晶过程中被新晶粒吞噬、消耗或重新组合, 导致 Fe 侧整体的位错密度降低。虽然 Ti 侧也经历了剧烈塑性变形, 但由于搅拌针端部的温度较低, 没有达到 TA2 再结晶温度, 无法完成晶界迁移和新晶粒的形核, 因此 Ti 侧处于动态回复阶段, 该位置仍存在有较多的位错。扩散层中存在着较多的 IMCs, IMCs 的形成通常伴随着局部能量的增加, 位错更容易受到该位置能量势垒的影响, 向 IMCs 存在的方向运动^[16-17], 使得扩散层处形成位错堆积。这种位错分布不均匀的现象, 容易加剧 Fe-Ti 界面的应力集中, 降低单面 FSW 接头的力学性能。

图 8 为 FSW+MAG 接头 Fe-Ti 界面处的 EBSD 图像, 其中图 8a 和图 8d 分别对应于图 6b 和图 6c。在 Fe-Ti 界面处观察到了不同厚度的扩散层, 其中 SZ 及 WZ 的扩散层厚分别为 $0.6 \sim 4.0 \mu\text{m}$ 及 $0.6 \sim 2.2 \mu\text{m}$ 。值得注意的是, 虽然 MAG 的热输入较高, 但由于其焊接速度快, 接头温度梯度大, 导致 Fe-Ti 界面具有较高的冷却速度, 限制了 Fe 和 Ti 元素扩散的有效时长。此外, 由于 FSW+MAG 接头未形成复层结构, 使元素扩散区域受到了有效控制。因此与 FSW 接头相比, FSW+MAG 接头中的扩散层厚没有明显增加。与单面 FSW 接头相似的, 在 FSW+MAG 接头中的 Fe 侧近界面处, 也观察到了由于导热系数差异而形成的晶粒长大区域。图 8b 和图 8e 分别为 SZ 及 WZ 的 KAM 图, 观察发现, 与单面 FSW 接头相比, FSW+MAG 接头 Fe-Ti 界面处的位错分布更加均匀。结合图 8c 和图 8f 的再结晶图分析, 虽然 MAG 过程中的温度梯度与冷却速率变化会导致远离界面的 Fe 侧内部产生热应力, 但这种热应力不足以为再结晶提供必要的驱动力。因此, 即

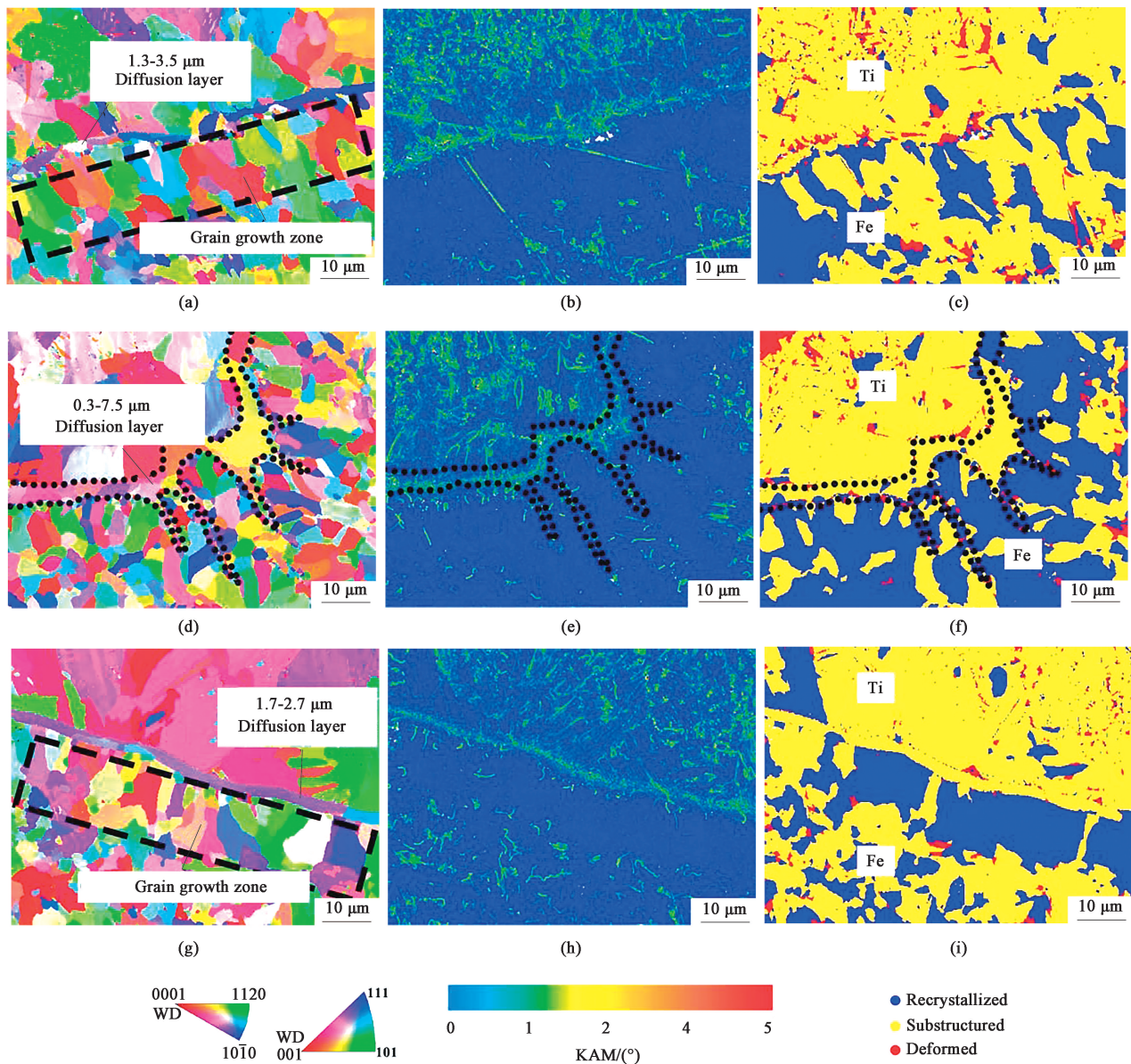


图 7 单面 FSW 接头 Fe-Ti 界面显微组织

(a) SZ, IPF (b) SZ, KAM (c) SZ, 再结晶图 (d) SZ 与 HAZ 交界处, IPF (e) SZ 与 HAZ 交界处, KAM
(f) SZ 与 HAZ 交界处, 再结晶图 (g) HAZ, IPF (h) HAZ, KAM (i) HAZ, 再结晶图

Fig. 7 Microstructures of Fe-Ti interface of single-side FSW joint

(a) SZ, IPF (b) SZ, KAM (c) SZ, recrystallized grain morphology (d) Junction between SZ and HAZ, IPF
(e) Junction between SZ and HAZ, KAM (f) Junction between SZ and HAZ, recrystallized grain morphology
(g) HAZ, IPF (h) HAZ, KAM (i) HAZ, recrystallized grain morphology

使 MAG 的焊接温度达到 Q235B 的再结晶温度, 该位置也没有发生再结晶。MAG 引入的高温增加了 Fe 侧的位错密度, 但由于冷却过程较为迅速, 位错没有足够的时间发生回复^[17], 导致位错在该位置积累, 进而使材料硬化并形成变形晶。这种位错分布均匀的 FSW+MAG 接头可以在外力作用下更有效的分散应力, 避免局部应力集中, 从而提升 FSW+MAG 接头的力学性能。值得注意的是, SZ 的界面

近 Fe 侧发生了再结晶 (图 8c)。这主要是因为 FSW 时, Fe-Ti 界面的近 Fe 侧受到了剧烈塑性变形的影响, 但该位置的温度并未达到再结晶温度, 导致 Fe-Ti 界面的近 Fe 侧积攒了大量的变形储存能。而 MAG 的高焊接温度使这些能量得以释放, 这种驱动力促使 Fe-Ti 界面的近 Fe 侧发生了静态再结晶。

2.2 力学性能

图 9a 和图 9b 分别为单面 FSW 接头与 FSW+

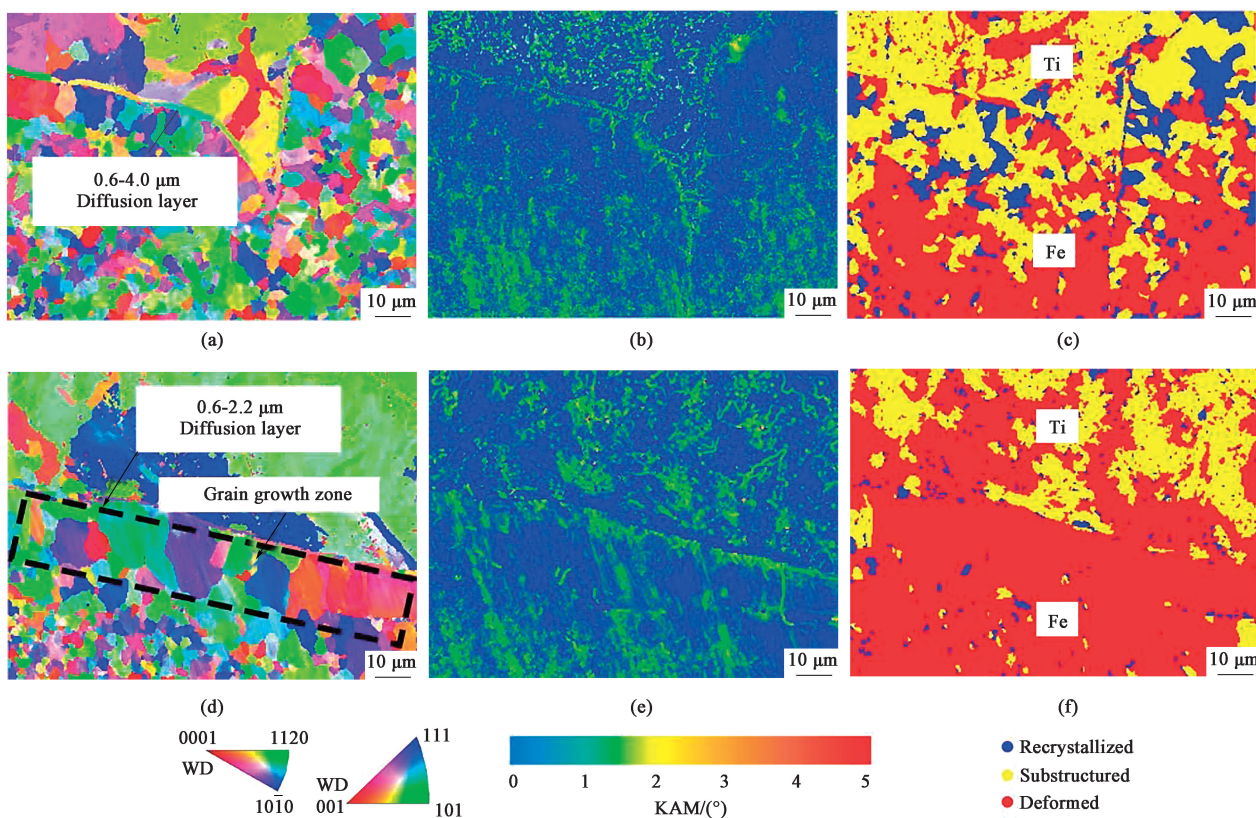


图 8 FSW+MAG 接头 Fe-Ti 界面显微组织

(a) SZ, IPF (b) SZ, KAM (c) SZ, 再结晶图 (d) WZ, IPF (e) WZ, KAM (f) WZ, 再结晶图

Fig. 8 Microstructures of Fe-Ti interface of FSW+MAG joint

(a) SZ, IPF (b) SZ, KAM (c) SZ, recrystallized grain morphology (d) WZ, IPF (e) WZ, KAM (f) WZ, recrystallized grain morphology

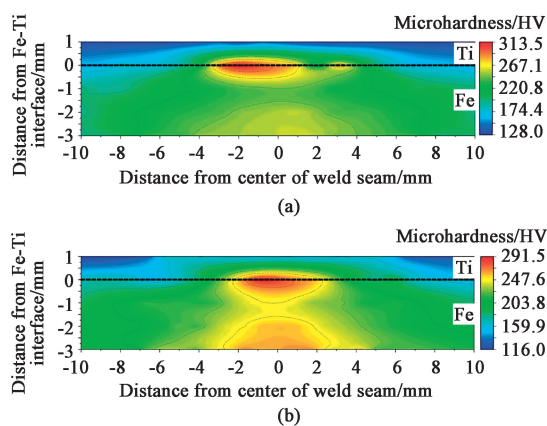


图 9 显微硬度分布图

(a) 单面 FSW 接头 (b) FSW+MAG 接头

Fig. 9 Microhardness distribution map

(a) Single-side FSW joint (b) FSW+MAG joint

MAG 接头的显微硬度分布图, 硬脆性 IMCs 在接头中的分布可以直观的展现。单面 FSW 接头中的高硬度区域主要分布于 Fe-Ti 界面的 SZ 与 HAZ 交界处, 表明 IMCs 在此处富集。这主要是由于该位置的复

层结构中存在多层 Fe-Ti 界面, 为 IMCs 的形成提供了更多反应区域。而 FSW+MAG 接头中的硬脆性 IMCs 更倾向于分布在热输入更高的焊缝中心处。值得注意的是, 相较于单面 FSW 接头, FSW+MAG 接头 Fe-Ti 界面的高硬度区域 (深红色区域) 更小。表明 FSW+MAG 接头中具有更少的 IMCs, 这有助于降低接头区域的应力集中。

图 10a 为单面 FSW 接头与 FSW+MAG 接头的工程应力-工程应变曲线。BM 的极限抗拉强度及断后伸长率分别为 497 MPa 和 17%; 单面 FSW 接头的极限抗拉强度及断后伸长率分别为 416 MPa 和 12%, 分别达到 BM 的 84% 及 71%; FSW+MAG 接头的极限抗拉强度及断后伸长率分别为 470 MPa 和 7%, 分别达到 BM 的 95% 及 41%。图 10b 和图 10c 分别为单面 FSW 接头的 DIC 应变分布图及断裂宏观形貌图。观察发现裂纹在 Fe-Ti 界面处萌生, 并沿着 SZ 与 HAZ 交界处向 Fe 和 Ti 两侧扩展, 最终导致单面 FSW 接头断裂。值得注意的是, 裂纹萌生位置与图 9a 中脆性 IMCs 分布的位置一致, 表明 IMCs 的存在

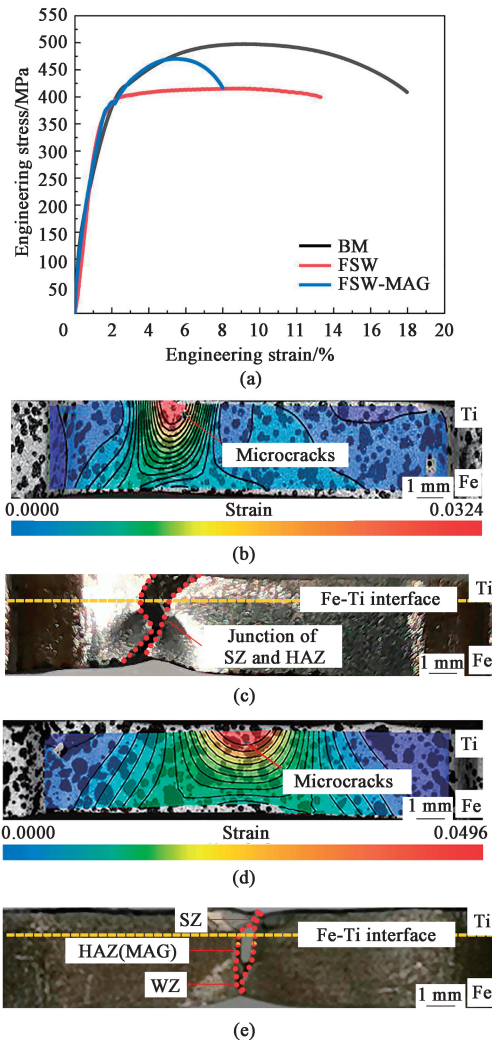


图 10 工程应力-工程应变曲线及接头形态

- (a) 工程应力-工程应变曲线 (b) 单面 FSW 接头, 应变分布
(c) 单面 FSW 接头, 断裂形态 (d) FSW+MAG 接头, 应变分布
(e) FSW+MAG 接头, 断裂形态

Fig. 10 Engineering stress-strain curve and joint morphology

- (a) Engineering stress-engineering strain curves
(b) Single-side FSW joint, strain distribution
(c) Single-side FSW joint, fracture morphology
(d) FSW+MAG joint, strain distribution
(e) FSW+MAG joint, fracture morphology

是导致单面 FSW 接头断裂的主要原因。与单面 FSW 接头相似, FSW+MAG 接头的裂纹也在 Fe-Ti 界面处萌生, 并沿着 IMCs 存在的焊缝中心向 Fe 和 Ti 两侧扩展 (图 10d 和图 10e)。结合工程应力-工程应变曲线分析, FSW+MAG 接头的极限抗拉强度接近于 BM 的原因为, FSW+MAG 提高了 Fe-Ti 界面的平整度, 避免了复层结构的形成, 这有效抑制了 IMCs 的形成。

图 11a 和图 11b 为单面 FSW 接头 WD 的断口形

貌图。观察到裂纹在复层结构中产生, 并沿 ND 向 Fe 和 Ti 两侧扩展, 这与图 10b 和图 10c 中观察到裂纹首先出现在 Fe-Ti 界面并沿 SZ 与 HAZ 交界处扩展的现象一致。这主要是因为, 复层结构中的多层 Fe-Ti 界面给予了裂纹更多的萌生位置, 这是单面 FSW 接头力学性能较低的主要原因。在 FSW+MAG 接头中, 由于没有复层结构的形成, 裂纹首先在 Ti 复层与 Fe 基层之间产生, 并向 Fe 和 Ti 两侧扩展 (图 11c 和图 11d)。

图 12 显示了单面 FSW 接头 TD 的断口形貌图, 其中图 12a 为断口宏观形貌。Ti 侧断口由撕裂棱及部分韧窝构成, 断裂模式为韧脆混合断裂 (图 12b)。图 12c 为接头的 Fe-Ti 界面, 观察到了明显脆性断裂特征。Fe 侧分布着大量的细小韧窝, 表明该区域的断裂模式为韧性断裂 (图 12d)。

图 13 显示了 FSW+MAG 接头 TD 的断口形貌图, 其中图 13a 为断口宏观形貌。断裂模式与单面 FSW 接头一致。结合前文分析, Fe-Ti 界面由于 IMCs 的存在, 导致该区域的界面结合强度降低, 并引发了应力集中。这些因素限制了接头的塑性变形能力, 使该区域的断裂模式转变为脆性断裂, 是接头的力学性能薄弱区。

3 结论

(1) 单面 FSW 接头的 UTS 及断后伸长率分别为 416 MPa 和 12%, 分别达到 BM 的 84% 及 71%, 断裂于 SZ 与 HAZ 交界处; FSW+MAG 接头的 UTS 及断后伸长率分别为 470 MPa 和 7%, 分别达到 BM 的 95% 及 41%, 断裂于焊缝中心。

(2) 单面 FSW 工艺中, SZ 与 HAZ 交界处异材料的不充分流动, 使该区域形成了复层结构, 该结构中存在的多层 Fe-Ti 界面, 为 IMCs 的形成提供了更多反应区域; FSW+MAG 工艺因避免复层结构的形成, 有效抑制了脆性 IMCs 的形成。

(3) 单面 FSW 接头中, Fe-Ti 界面处位错的不均匀分布, 加剧了应力集中; FSW+MAG 接头中位错分布更均匀, 有效分散了应力, 从而提升了接头的力学性能。

(4) FSW+MAG 工艺中, Fe-Ti 界面近 Fe 侧受到 FSW 剧烈塑性变形的影响, 但并未达到 Q235B 的再结晶温度, 导致积攒了大量的变形储存能。MAG 的高焊接温度使这些能量得以释放, 促使该位置发生了静态再结晶。

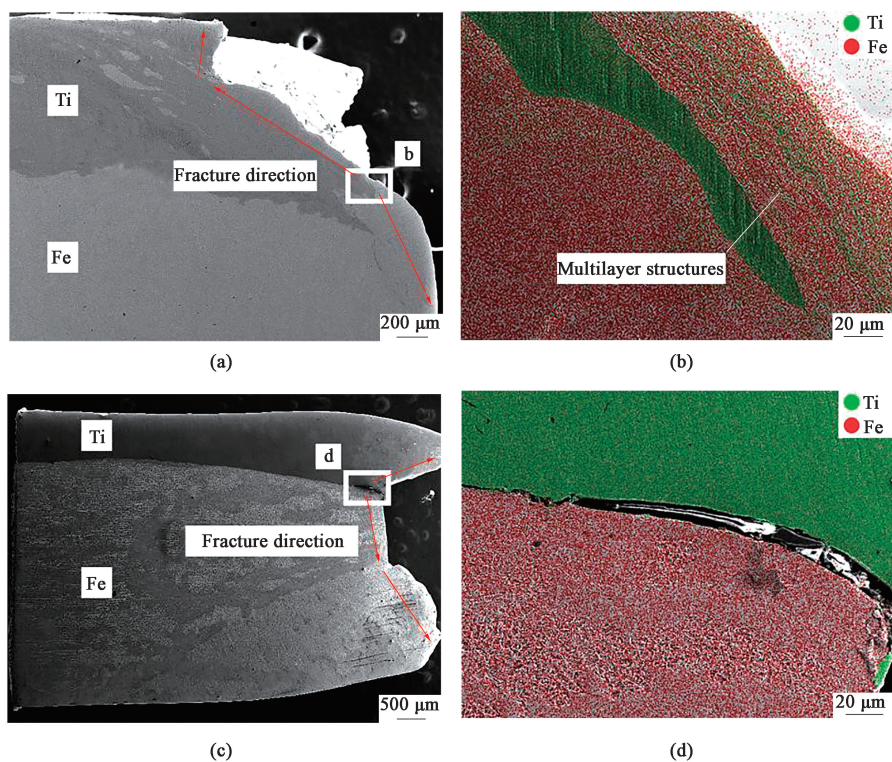


图 11 WD 的断口形貌

(a) 单面 FSW 接头 (b) 图 11a 中 *b* 区域的元素分布 (c) FSW+MAG 接头 (d) 图 11c 中 *d* 区域的元素分布

Fig. 11 Fracture morphologies in WD

(a) Single-side FSW joint (b) Elemental distributions of area *b* in Fig. 11a (c) FSW+MAG joint (d) Elemental distributions of area *d* in Fig. 11c

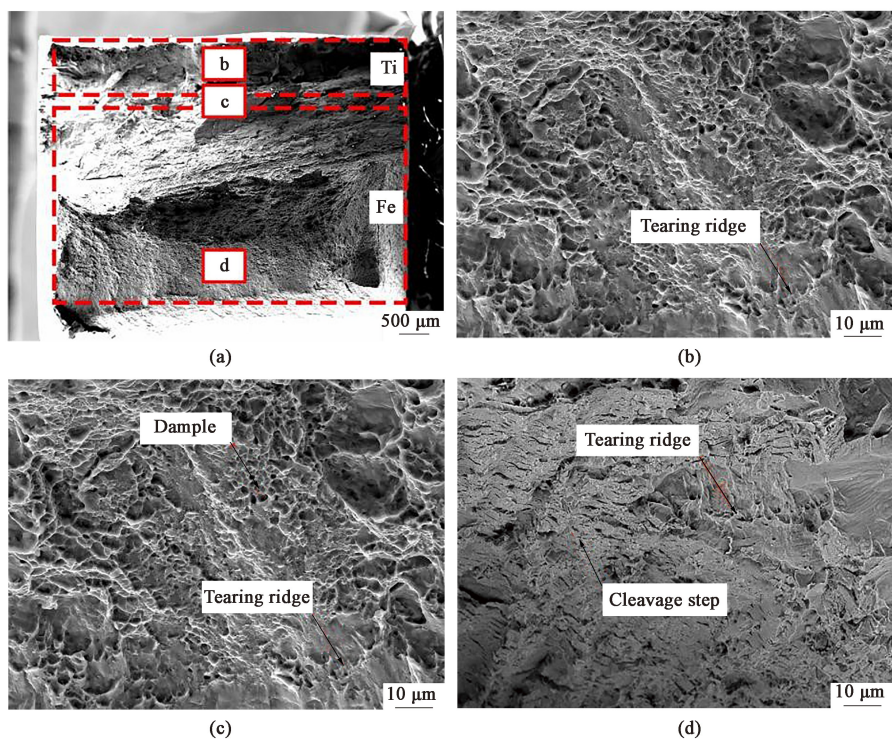


图 12 单面 FSW 接头 TD 的断口形貌

(a) 宏观形貌 (b) Ti 侧 (c) Fe-Ti 界面 (d) Fe 侧

Fig. 12 Fracture morphologies in TD of single-side FSW joint

(a) Macromorphology (b) Ti side (c) Fe-Ti interface (d) Fe side

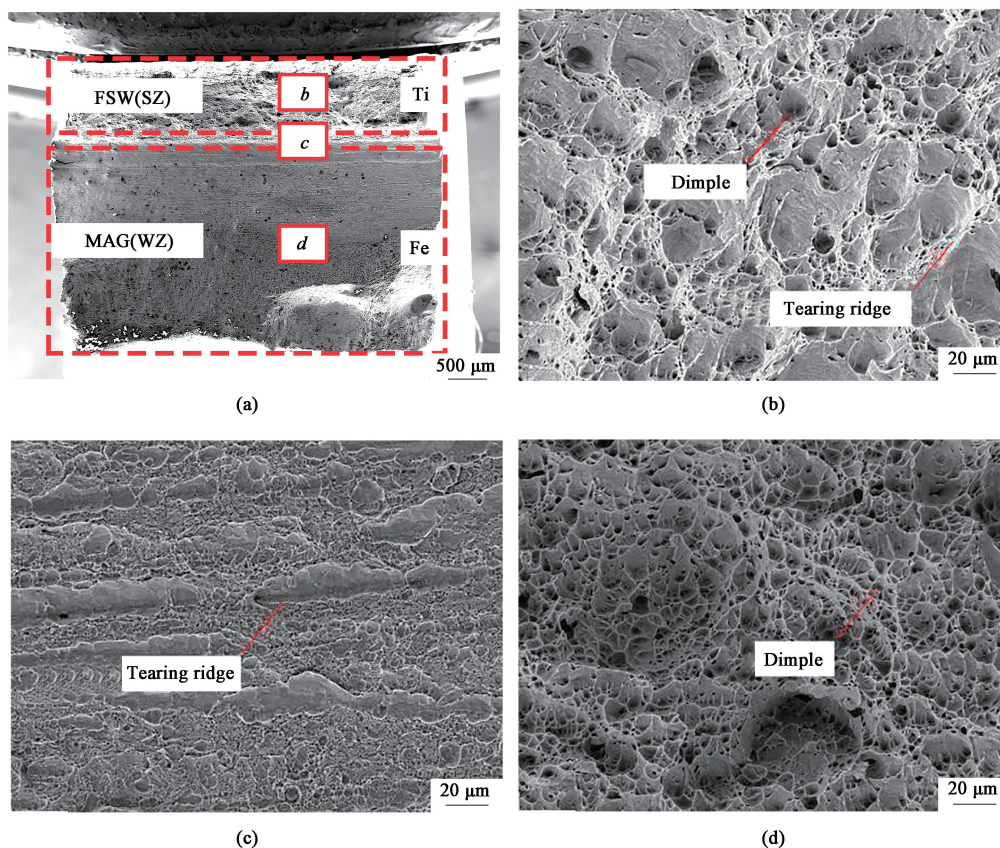


图 13 FSW+MAG 接头 TD 的断口形貌

(a) 宏观形貌 (b) Ti 侧 (c) Fe-Ti 界面 (d) Fe 侧

Fig. 13 Fracture morphologies in TD of FSW+MAG joint

(a) Macromorphology (b) Ti side (c) Fe-Ti interface (d) Fe side

参考文献：

- [1] AL-MUHANNA K, HABIB K. Marine bio-fouling of different alloys exposed to continuous flowing fresh seawater by electrochemical impedance spectroscopy [J]. Journal of Saudi Chemical Society, 2016, 20 (4): 391-396.
- [2] HU J Z, HUANG H, DENG P C, et al. Galvanic corrosion behavior of titanium-clad steel plate in the marine environment [J]. Materials and Corrosion, 2022, 73 (6): 887-896.
- [3] VELKAVRH I, PALAMARCIUC I, GALUSCA D G, et al. Formation of surface deposits on steel and titanium aviation fuel tubes under real operating conditions [J]. ACS Omega, 2019, 4 (5): 8255-8273.
- [4] 余超, 朱宇飞, 张文哲, 等. 电磁感应加热轧制制备钛/钢复合板性能研究 [J]. 塑性工程学报, 2023, 30 (4): 12-26.
YU Chao, ZHU Yufei, ZHANG Wenzhe, et al. Study on properties of titanium/steel composite plate prepared by electromagnetic induction heating rolling [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30 (4): 12-26.
- [5] GOTAWALA N, SHRIVASTAVA A. Thermodynamics-based analysis of formation and growth of FeTi and β -Ti during friction stir welding of SS304 and pure titanium [J]. Journal of Materials Science, 2021, 56 (34): 19180-19198.
- [6] LI Q, CAI X L, XU X D, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of γ -TiAl/steel joints with different laser pulse currents [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 34 (5): 3908-3917.
- [7] PU J, CHEN T M, SUN Y B, et al. Effect of heat treatment temperature on the microstructure and properties of titanium-clad steel plate prepared by vacuum hot rolling [J]. Coatings, 2024, 14 (9): 14091096.
- [8] ZHOU Y Q, CHENG L H, LI Y, et al. Interfacial microstructure evolution and mechanical properties in laser welded invar alloy/TC4 dissimilar joints [J]. Intermetallics, 2024, 166: 108171.
- [9] JIANG J B, BAN H Y, HAI L T, et al. Tensile behavior of titanium-clad bimetallic steel butt-welded joints [J]. Buildings, 2023, 13: 912.
- [10] HAJRA R N, PARK C W, CHOI K, et al. Interlayer tailoring of Ti-6Al-4V and 17-4PH stainless steel joint by tungsten inert gas welding [J]. Materials, 2023, 16 (12): 4370.
- [11] FAZEL-NAJAFABADI M, KASHANI-BOZORG S F, ZAREI-HANZAKI A. Joining of CP-Ti to 304 stainless steel using friction stir welding technique [J]. Materials & Design, 2010, 31 (10): 4800-4807.

- [12] 曹志明, 武晓燕, 江海涛, 等. 钛钢复合板搅拌摩擦焊接接头组织与力学性能 [J]. 焊接, 2021, (2): 1-8.
CAO Zhiming, WU Xiaoyan, JIANG Haitao, et al. Microstructure and mechanical properties of titanium steel composite plate friction stir welded joint [J]. Welding & Joining, 2021, (2): 1-8.
- [13] GB/T 4340.1—2024, 金属材料 维氏硬度试验 第 1 部分: 试验方法 [S].
GB/T 4340.1—2024, Metallic materials—Vickers hardness test—Part 1: Test method [S].
- [14] LIU Y, DU J, ZHANG K, et al. Orientation-dependent mechanical behaviors of BCC-Fe in light of the thermo-kinetic synergy of plastic deformation [J]. Materials, 2024, 17 (10): 2395.
- [15] GB/T 16957—2012, 复合钢板 焊接接头力学性能试验方法 [S].
GB/T 16957—2012, Clad steel plates—Mechanical technical test on welded joints [S].
- [16] YANG H Y, LI K Q, BU Y Q, et al. Nanoprecipitates induced dislocation pinning and multiplication strategy for designing high strength, plasticity and conductivity Cu alloys [J]. Scripta Materialia, 2021, 195: 113741.
- [17] RIYAD I A, CLAUSEN B, SAVAGE D J, et al. Modeling deformation, recovery, and recrystallization of tantalum using a higher order elasto-viscoplastic self-consistent model [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2025, 194: 105925.