

DOI:10.11784/tdxbz202504009

钛合金厚板 T 形接头搅拌摩擦焊工艺对组织性能的影响研究

崔雷^{1,2}, 龙树云^{1,2}, 赵华夏³, 管卫^{1,2}

(1. 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350; 2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350;
3. 中国航空制造技术研究院, 北京 100020)

摘要: 本文对 10 mm 厚的 TC4 钛合金 T 形接头进行了搅拌摩擦焊(FSW)工艺试验, 设计了钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊工装, 分析了筋板凸出高度和搅拌头旋转速度对焊缝成形的影响, 并探讨了焊缝组织演变和力学性能的规律。结果表明, 搅拌头的挤压作用会导致 T 形接头筋板在焊接过程中凹陷, 使得焊缝成形困难。当筋板凸出高度为 1 mm、轴肩下压量为 0.2 mm、旋转速度为 150~250 r/min、焊接速度为 50 mm/min 时, 成功制备了 10 mm 厚无缺陷的钛合金 T 形接头。钛合金 T 形接头横截面上焊缝呈现碗状结构, 包括母材(BM)、热影响区(HAZ)、热机影响区(TMAZ)和搅拌区(SZ)4 个区域。母材包括长条状 α 相及岛状晶间 β 相, 平均晶粒尺寸为 4.65 μm 。相较于母材, 热影响区呈现片层状 $\alpha+\beta$ 组织和等轴 α 相混合结构, 平均晶粒尺寸为 5.17 μm 。搅拌区上部、中部和热机影响区则形成了片层状 $\alpha+\beta$ 组织, 搅拌区下部热影响区呈现片层状 $\alpha+\beta$ 组织和少量等轴 α 相混合结构。其中热机影响区晶粒尺寸为 3.18 μm , 搅拌区上部、中部与下部高温停留时间和散热条件不同时, 晶粒尺寸分别为 7.40 μm 、8.83 μm 和 6.53 μm , 呈现明显的梯度变化。T 形接头横截面显微硬度分布呈 W 形分布, 抗拉强度随焊接转速增加而降低。当旋转速度为 150 r/min 时, T 形接头沿壁板方向的抗拉强度达 1 022 MPa, 沿筋板方向的强度达 810 MPa, 断裂位置均位于热影响区, 壁板断口呈韧性断裂特征, 筋板断口呈脆-韧混合断裂模式。

关键词: TC4 钛合金; T 形接头; 搅拌摩擦焊; 组织演变; 力学性能

中图分类号: TG453.9

文献标志码: A

文章编号: 0493-2137(2026)05-0451-12

Effect of Friction Stir Welding Process on the Microstructure and Properties of the T-Joint of Titanium Alloy Thick Plate

Cui Lei^{1,2}, Long Shuyun^{1,2}, Zhao Huaxia³, Guan Wei^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China;

2. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300350, China;

3. China Aviation Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100020, China)

Abstract: This study conducted friction stir welding (FSW) process tests on 10-mm-thick TC4 titanium alloy T-joints. A friction stir welding fixture for titanium alloy T-joints was designed, and the effects of the rib plate protrusion height and the rotational speed of the stirring tool on weld formation were analyzed. The evolution of weld microstructure and the laws of mechanical properties were also investigated. The results indicate that the extrusion effect of the stirring tool causes the rib plate of the T-joint to sink during the welding process, thereby making weld formation challenging. When the rib plate protrusion height is 1 mm, the shoulder plunge depth is 0.2 mm, the rotational speed is 150—250 r/min, and the welding speed is 50 mm/min, a defect-free 10-mm-thick titanium alloy T-joint is successfully fabricated. The cross-section of the titanium alloy T-joint weld exhibits a bowl-shaped structure comprising four

收稿日期: 2025-04-08; 修回日期: 2025-05-09.

作者简介: 崔雷(1985—), 男, 博士, 教授, leicui@tju.edu.cn.

通信作者: 管卫, weiguan@tju.edu.cn.

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2023YFB3710602); 国家优秀青年科学基金资助项目(52322408); 航空基金资助项目(20240011048001).

Supported by the National Key Research and Development Program of China (No. 2023YFB3710602), the National Excellent Youth Science Foundation Project (No. 52322408), the Aviation Fund Project (No. 20240011048001).

distinct regions: the base metal (BM), the heat affected zone (HAZ), the thermomechanically affected zone (TMAZ), and the stir zone (SZ). The base metal consists of an elongated α -phase and an island-like intergranular β -phase, with an average grain size of 4.65 μm . In contrast to the base metal, the HAZ has a mixed structure of lamellar $\alpha + \beta$ and equiaxed α -phase, with an average grain size of 5.17 μm . The upper and middle parts of the stir zone, and the TMAZ, form a lamellar $\alpha + \beta$ structure, whereas the lower part of the HAZ of the stir zone exhibits a mixed structure of lamellar $\alpha + \beta$ and a small amount of equiaxed α -phase. In the TMAZ, the grain size is 3.18 μm . Because of the differences in high-temperature residence time and cooling conditions in the upper, middle, and lower parts of the stir zone, the grain sizes are 7.40 μm , 8.83 μm , and 6.53 μm , respectively, showing a distinct gradient variation. The microhardness distribution across the T-joint cross-section exhibits a W-shaped profile, and the tensile strength decreases with the increase in the welding rotational speed. At a rotational speed of 150 r/min, the tensile strength of the T-joint along the skin plate direction reaches 1 022 MPa, whereas that along the rib plate direction is 810 MPa. The fracture locations are all within HAZ, with the skin plate fracture showing ductile fracture characteristics and the rib plate fracture exhibiting a mixed ductile-brittle fracture mode.

Keywords: TC4 titanium alloy; T-joint; friction stir welding (FSW); microstructural evolution; mechanical property

钛合金具有高比强度、耐蚀性、耐疲劳等优异的力学性能,是舰艇制造领域的理想结构材料.在船舶承压结构设计中,大量采用了内置加强筋的结构形式,其中,筋板和壁板采用焊接方法连接.采用传统熔化焊方法焊接钛合金,面临着缺陷率高、裂纹敏感和变形严重等问题^[1].作为一种固相连接技术,搅拌摩擦焊(friction stir welding, FSW)具备焊接质量高、效率高和热变形低等优点,在钛合金 T 形接头制造展现出良好的应用前景^[2-3].

国内外对钛合金搅拌摩擦焊的研究多集中在薄板对接和搭接. Fall 等^[4]研究发现,在 2 mm 厚 TC4 薄板焊接中,转速对接头质量影响显著,低转速(1 000 r/min)易导致焊缝根部未焊透,高转速(1 500 r/min)能获得良好成形的焊缝. Edwards 等^[5]在对 3 ~ 12 mm 厚 TC4 钛合金搅拌摩擦焊接试验发现,在过低转速(250 r/min)和过高前进速度(100 mm/min)下,焊缝出现未焊透缺陷;在过高转速(300 r/min)和过低焊接速度(60 mm/min)下,焊缝根部出现孔洞缺陷.钛合金搅拌摩擦接头的横截面形貌呈典型碗状结构,可分为 4 个区域:搅拌区(stir zone, SZ)、热机影响区(thermomechanically affected zone, TMAZ)、热影响区(heat affected zone, HAZ)和母材(base metal, BM). Su 等^[6]对钛合金搅拌摩擦焊接头组织和性能进行了研究,结果表明:SZ 经历充分再结晶和相变,硬度高于母材;TMAZ 经历热-机械耦合作用,原始 α 相转变为精细二次 α 相,由于加工硬化效应,其硬度略高于搅拌区;HAZ 由于晶粒粗化和位错密度降低,成为接头最薄弱区. Yoon 等^[7]指出由于钛合金热导率低,厚板接头 SZ 在厚度方向上呈现出明显的组织不均匀性. SZ 上部、中部与下部区域

分别形成片层状、双态和等轴组织;SZ 上部区域硬度值最高,中部和下部依次降低.

钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊的工艺窗口更为狭窄,焊缝根部易出现孔洞和未焊透等缺陷. Ambrosio 等^[8]设计了专用工装工具对厚度 1.2 mm 的 TC4 钛合金 T 形接头的壁板和筋板进行刚性固定,实现了 T 形接头焊接过程中壁板与筋板紧密贴合,研究发现,壁板与筋板厚度差异导致冷却时收缩方向不同,易产生角变形或翘曲. T 形接头角接部位空间狭窄使搅拌针难以充分接触焊缝根部,易导致根部未焊合. Su 等^[9]等开展了 4 mm 厚 Ti-4Al-0.005B 钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊工艺研究,热输入过低(650 r/min)会在接头角部产生未焊透缺陷,热输入过高(1 000 r/min)则导致接头角部氧化物积聚,焊接速度过高(70 mm/min)会在前进侧形成隧道缺陷.当转速为 650 ~ 805 r/min、焊接速度为 30 ~ 70 mm/min 时,可获得无缺陷焊接接头.接头沿壁板方向抗拉强度达 720 ~ 750 MPa,明显高于沿筋板方向的 420 ~ 450 MPa.然而,现有研究对于厚板钛合金 T 形接头的工艺、组织和性能研究较少.

本文以 6 mm 和 10 mm 厚钛合金 T 形接头为研究对象,研究钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊装卡方式和工艺窗口,着重讨论厚板钛合金 T 形接头的组织演变规律和力学性能,为厚板钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊接工艺优化和组织性能提供重要理论依据.

1 试验设备和方法

试验所用母材为 6 mm 和 10 mm 厚 Ti-6Al-4V 钛合金,成分见表 1^[10]. T 形接头由 2 块壁板和 1 块

筋板组成,其中壁板尺寸为 300 mm × 122 mm,筋板尺寸为 300 mm × 100 mm. 焊接试验在 HT-JM16 × 15/2 龙门式二维搅拌摩擦焊接设备上. 焊接工装如图 1 所示,该工装通过轴向压块、侧边顶条和前方顶块在三维空间上对 T 形接头施加约束,焊缝下

方位置为 YG15 硬质合金垫块.

表 1 TC4 钛合金成分

Tab.1 Composition of TC4 titanium alloy %

W _{Al}	W _V	W _{Fe}	W _C	W _N	W _H	W _O	W _{Ti}
5.5	3.5	0.08	0.01	0.3	0.1	0.001	余量

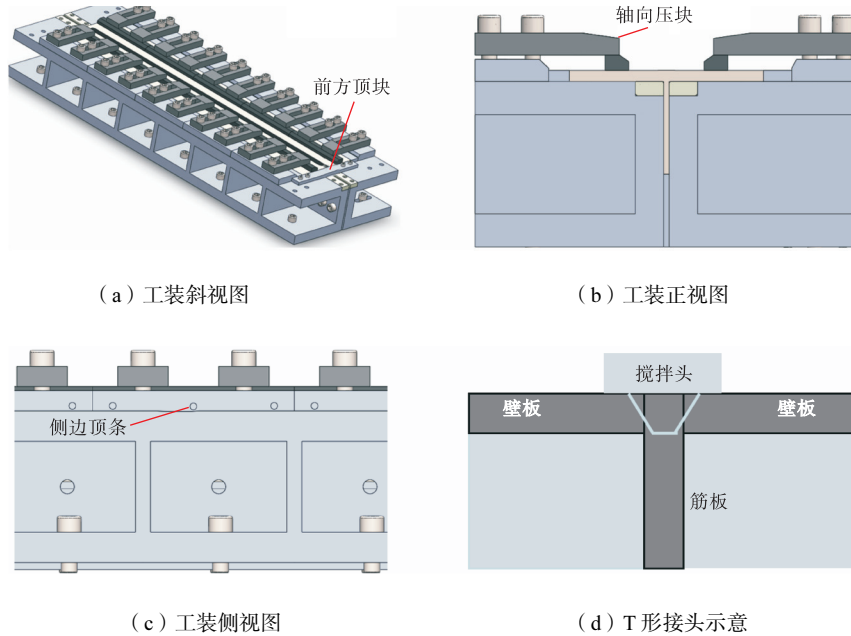


图 1 钛合金搅拌摩擦焊工装模型和 T 形接头示意

Fig.1 Schematic of titanium alloy friction stir welding fixture model and T-joint

搅拌工具结构主要由轴肩套、轴肩以及搅拌针 3 部分组成. 轴肩采用镍基合金,而搅拌针则选用 W-25% Re 合金材料,以满足焊接高熔点金属材料时的强度和耐热性要求. 6 mm 搅拌头轴肩直径为 20 mm,搅拌针上设计有螺纹,长度为 5.8 mm. 10 mm 搅拌头轴肩直径 35 mm,搅拌针上设计有螺纹和三锥面,长度 9.8 mm. 焊接时主轴倾角为 2.5°,搅拌头的旋转速度范围为 150 ~ 250 r/min,焊接速度设定为 50 mm/min,具体焊接参数如表 2 所示.

表 2 焊接工艺参数

Tab.2 Welding process parameters

编号	试板厚度/mm	旋转速度/(r/min)	焊接速度/(mm/min)	下压力/mm
1	6	150	50	0.2
2	10	150	50	0.1
3	10	150	50	0.2
4	10	200	50	0.2
5	5	250	50	0.2

2 试验结果与讨论

焊接完成后,采用线切割切取金相试样,对样品

进行粗磨和机械抛光,采用 Kroll 试剂(HF、HNO 和 H₂O 体积比为 2 : 4 : 94) 腐蚀焊缝横截面. 在 OLYMPUS GX51 型光学显微镜和 JSM-7800F 超高分辨热场发射扫描电子显微镜下观察焊缝显微组织. 试样电解抛光工艺为:将样品在 25 V、20 °C 下电抛光 40 s,电解液选择为 10% (体积分数)的高氯酸和 90% (体积分数)的乙醇. 设定 80 μm × 80 μm 的扫描区域和 0.2 μm 的步长,并通过 OIM 软件处理获取的 EBSD 数据. 用 MTS-E45 电液伺服万能试验机对 T 形接头开展沿着筋板和壁板方向的拉伸性能测试,拉伸试样的尺寸以及拉伸测试过程如图 2 所示,拉伸加载速度为 3 mm/min. 采用 Wilson VH1202 显微维氏硬度计进行硬度测试,加载载荷为 1 000g,载荷保持时间为 15 s.

2.1 焊缝成形

图 3 为 6 mm 厚钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊前和焊接过程中筋板高度对比结果. 如图 3 所示,初始状态下,筋板与壁板齐平,在搅拌头下压过程中,其对筋板施加的轴向压力达到 30 kN,导致筋板凹陷变形. 为解决焊接过程筋板凹陷问题,本文尝试了筋板高出壁板的 T 形接头装卡方式. 图 4 为不同装卡方

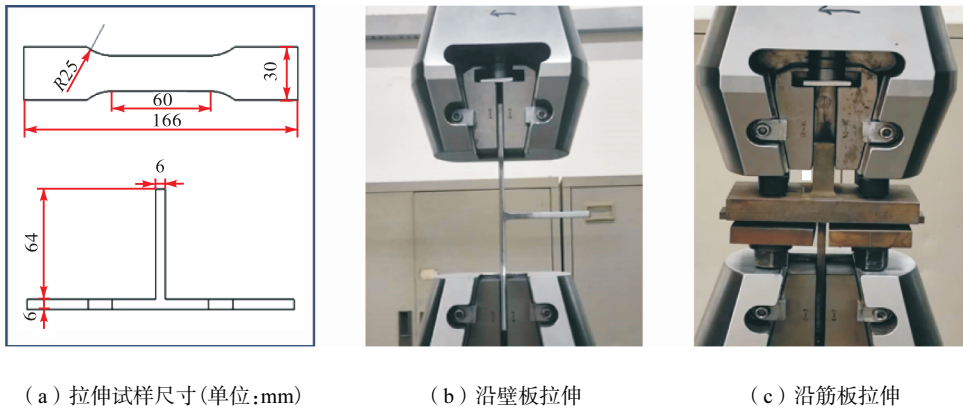
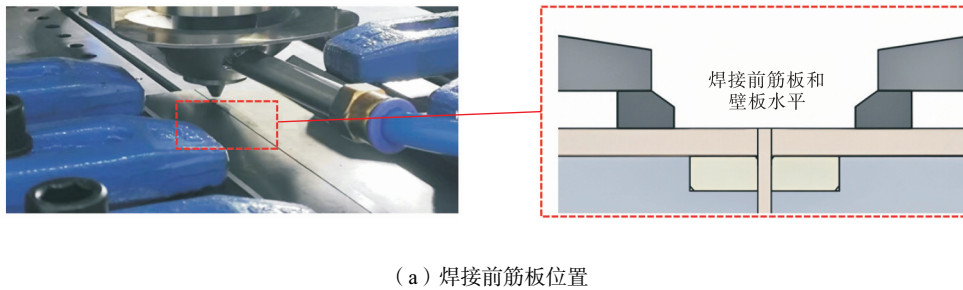
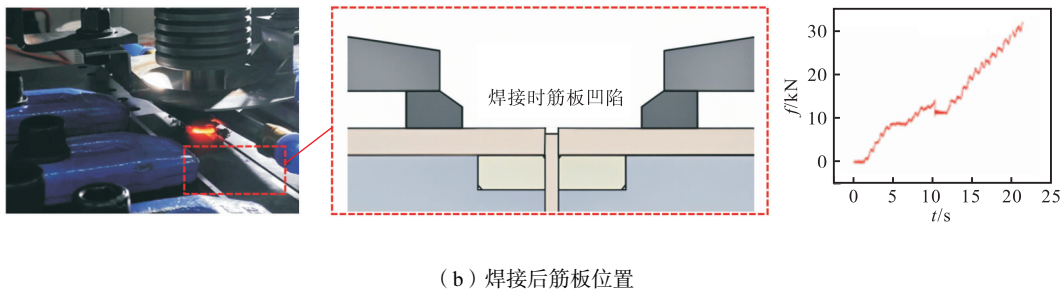


图 2 钛合金 T 形接头拉伸试验
Fig.2 Tensile test of titanium alloy T-joint



(a) 焊接前筋板位置



(b) 焊接后筋板位置

图 3 钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊接前后筋板高度变化

Fig.3 Height variation of the rib plate in the titanium alloy T-joint before and after friction stir welding

式下, 旋转速度 150 r/min、焊接速度 50 mm/min 和轴肩下压量 0.2 mm 时, 6 mm 厚钛合金 T 形接头的焊缝表面形貌. 如图 4(a) 和 (b) 所示, 当筋板与壁板处于同一平面时, 焊接过程中筋板凹陷, 致使焊缝区填充材料不足, T 形接头表面形成连续长条状沟槽缺陷. 如图 4(c) 和 (d) 所示, 当筋板突出高度为 0.5 mm 时, T 形接头表面形成断续沟槽缺陷, 但焊缝成形质量有所改善. 如图 4(e) 和 (f) 所示, 当筋板突出高度为 1.0 mm 时, 焊缝表面成形良好, 未观察到表面沟槽缺陷. 同时, T 形接头横截面结果表明焊缝内部成形良好. 因此, 通过控制筋板突出高度参数, 可有效补偿焊接过程中筋板凹陷导致的焊缝材料填充不足问题, 从而获得无缺陷的钛合金搅拌摩擦焊 T 形接头.

图 5 为不同焊接参数下 10 mm 厚钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊接头的表面形貌. 值得注意的是, 在焊前装配阶段, T 形接头的筋板均高于壁板 1.0 mm. 如图 5(a) 所示, 搅拌头旋转速度 150 r/min、焊接速度 50 mm/min、轴肩下压量 0.1 mm 和 0.2 mm 时, 焊缝表面成形良好, 未观察到缺陷. 焊接过程中, 经过保护气罩持续通入的氩气隔离了焊缝金属和氧气, 避免了焊缝表面的金属发生氧化^[11]. 如图 5(b) 和 (c) 所示, 保持焊接速度 50 mm/min 和轴肩下压量 0.2 mm 不变, 随着旋转速度增加至 200 r/min 和 250 r/min 时, 焊缝表面成形良好, 但伴随着飞边和浅蓝色氧化污染物, 焊接速度越高, 焊缝表面氧化程度越严重. 结果表明, 低转速焊接有利于避免焊缝表面的飞边和氧化物.

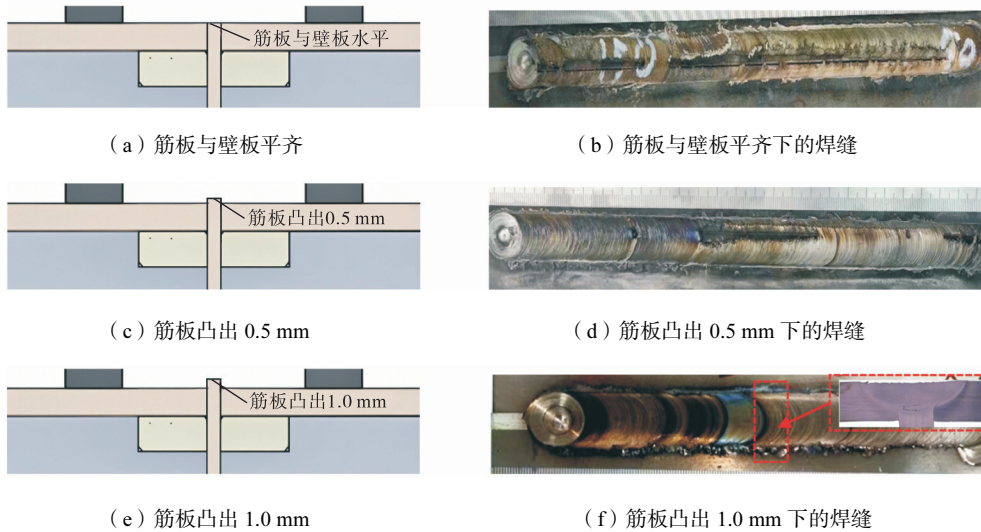
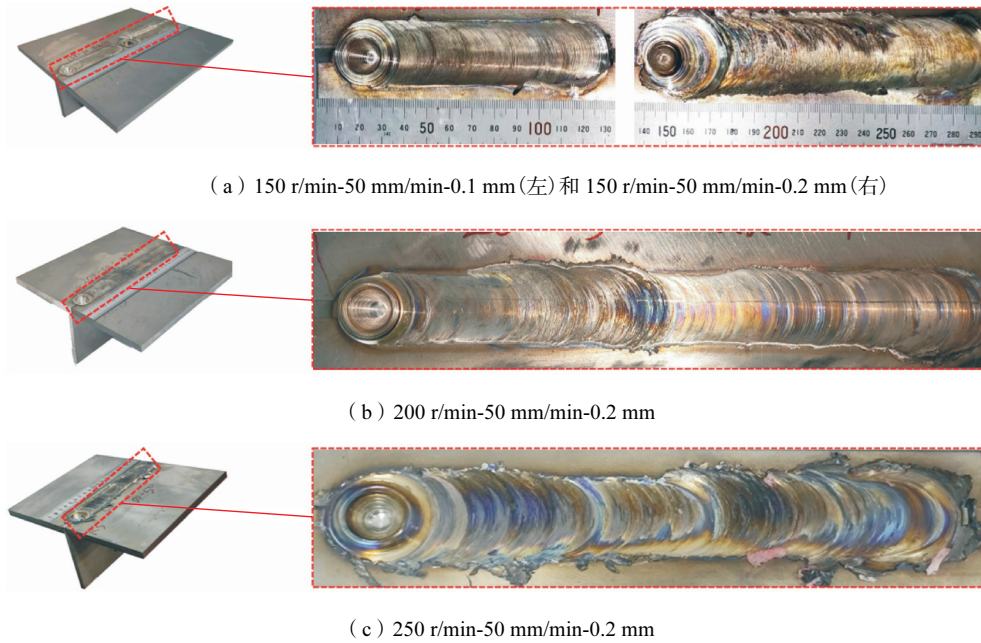


图4 筋板凸出高度对焊缝成形的影响

Fig.4 Influence of rib plate protrusion height on weld formation



(a) 150 r/min-50 mm/min-0.1 mm (左) 和 150 r/min-50 mm/min-0.2 mm (右)

(b) 200 r/min-50 mm/min-0.2 mm

(c) 250 r/min-50 mm/min-0.2 mm

图5 不同焊接参数下钛合金T形接头表面形貌

Fig.5 Surface morphology of titanium alloy T-joints with different welding parameters

图6为不同焊接参数下10 mm厚钛合金T形接头的焊缝横截面形貌。如图6所示,钛合金T形接头横截面形貌呈现典型的碗状结构,主要包括BM、HAZ、TMAZ和SZ 4个区域^[12]。如图6(a)所示,当旋转速度150 r/min、轴肩下压量0.1 mm时,搅拌根部材料塑化不充分,后退侧塑化金属流动能力较差,不能及时回填至前进侧,导致焊缝前进侧产生隧道缺陷。如图6(b)所示,当增加轴肩下压量至0.2 mm时,焊缝成形良好,根部隧道缺陷消失。如图6(c)和(d)所示,旋转速度为200 r/min时,焊缝成形良好,焊缝截面轮廓增加;旋转速度为250 r/min,焊缝成形良好,在焊缝底部观察到涡流状痕迹,焊缝截面轮廓

进一步增加。

2.2 微观组织

图7为200 r/min旋转速度下10 mm厚钛合金T形接头横截面不同区域的微观组织形貌。可以发现,BM呈现典型的轧制态组织特征,晶粒沿轧制方向明显拉长,呈板条状结构,并在 α 晶界上分布有细小的 β 晶粒。HAZ为不完全片层状 $\alpha+\beta$ 组织和等轴 α 组织,这是因为HAZ受到焊接热循环的影响,但温度未完全超过 β 相转变温度,处于 $\alpha+\beta$ 两相区的较低温度,随后在冷却过程中形成了片层状 $\alpha+\beta$ 组织,而未转变的 α 相则在塑性变形和动态回复作用下形成了等轴 α 组织^[13-14]。TMAZ为 $\alpha+\beta$ 片层状组织,

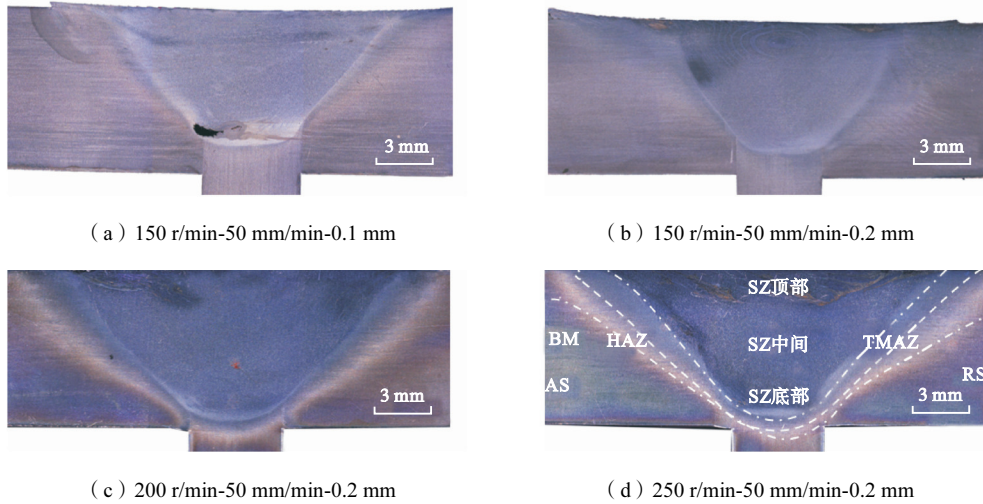


图 6 不同焊接参数下钛合金 T 形接头焊缝横截面

Fig.6 Weld cross-section of titanium alloy T-joints with different welding parameters

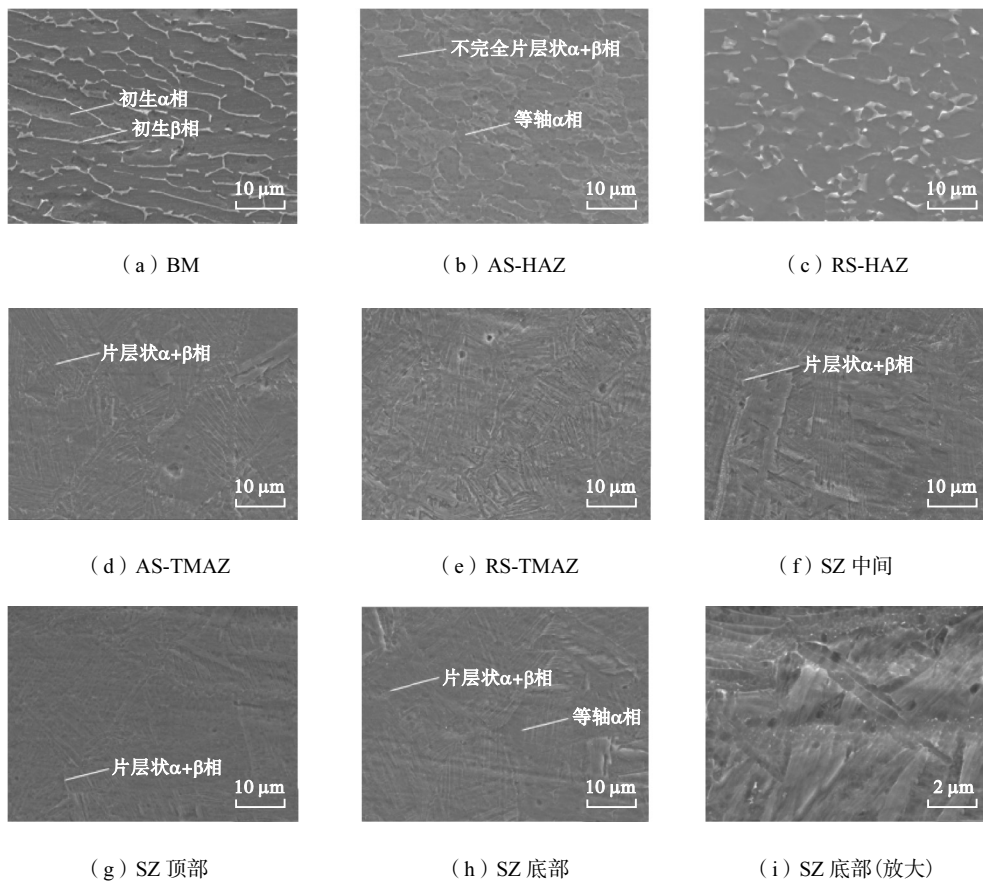


图 7 钛合金 T 形接头各区域微观形貌

Fig.7 Microstructure of different regions in titanium alloy T-joint

这是因为在焊接过程中初始 α 相有充分的热量发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 的转变, 在后续的冷却过程中, 生成了片层状组织. 前进侧 TMAZ 和后退侧 TMAZ 存在明显差异, 后退侧的组织更加细小均匀, 这是由于两侧的塑性流动方向和热-机械耦合状态不同所致^[15]. SZ 顶部和中部为更粗大一些的 $\alpha + \beta$ 片层状组织, 这是由于 SZ 材料受到搅拌头剧烈的搅拌作用, 在高温和强烈塑性

变形的共同作用下, 不仅发生了连续动态再结晶, 还伴随着再结晶晶粒的长大. 焊缝底部出现少量 α 等轴晶, 这是因为焊缝底部的热输入主要受到搅拌针的作用, 焊缝温度和材料塑性变形程度相对于搅拌区顶部和中部区域均有下降^[16].

图 8 所示为钛合金 T 形接头焊缝不同区域的组织演变示意. 图中, 蓝色代表母材的初始轧制态组

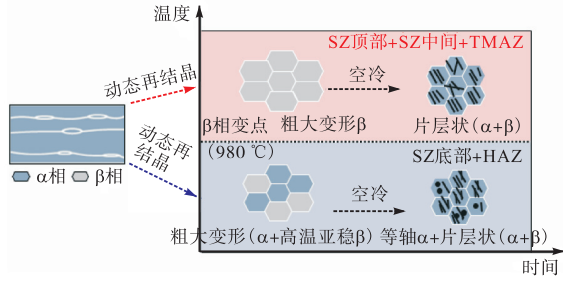


图8 钛合金T形接头各区域组织演变示意

Fig.8 Schematic of the microstructure evolution in the different regions of titanium alloy T-joint

织,黑色条状代表片层状的 α 组织,黑色球状代表等轴状的 α 组织,灰色代表 β 相组织.在焊接过程中,HAZ和SZ底部材料温度接近 β 相变点,会发生部分 α 相转变为 β 相,在冷却过程中形成片层组织和等轴组织混合的双态组织;TMAZ、SZ顶部和中部受到的焊接热输入更高,温度均超过 β 相变点,原始 α 相全部转变为 β 相,最终将在冷却过程中全部转变为片层状 α 晶粒^[17-18].

图9为BM、HAZ和TMAZ的EBSD结果.如图9(a)~(c)所示,BM表现为多重轧制态特征,平

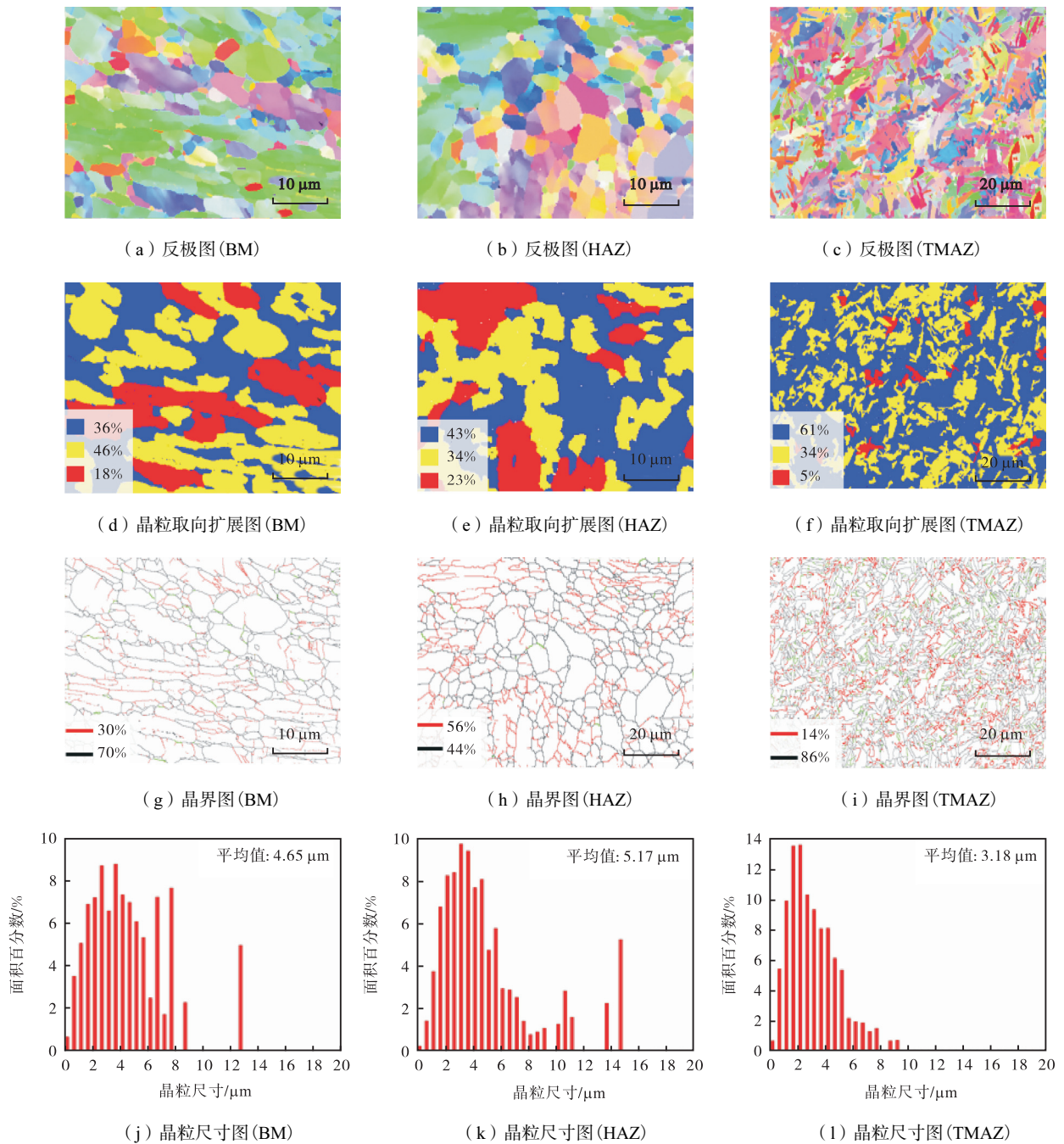


图9 钛合金T形接头不同区域EBSD结果

Fig.9 EBSD results of different regions in titanium alloy T-joint

均晶粒尺寸为 $4.65\ \mu\text{m}$,再结晶组织、亚结构及变形组织含量分别为 36%、46% 及 18%,说明母材在加工过程中发生了部分动态再结晶. 如图 9(b) ~ (f) 所示,与母材相比,HAZ 在热循环作用下发生了部分再结晶和回复,晶粒发生粗化,平均晶粒尺寸为 $5.17\ \mu\text{m}$,亚结构占比下降至 34%,再结晶组织比例升高至 43%,表明部分亚结构通过吸收位错转变为再结晶晶粒^[19]. 如图 9(g) ~ (i) 所示,TMAZ 再结晶晶粒比例高达 61%,同时,大角度晶界比例达到 86%,这表明

TMAZ 受到强烈塑性变形和热力耦合作用,亚晶界通过吸收位错逐渐转变为大角度晶界,通过孪晶再结晶(TDRX)将原始粗大晶粒分割成多个细小片状晶粒^[20].

图 10 为 SZ 顶部、SZ 中间和 SZ 底部的 EBSD 结果. 如图所示,SZ 再结晶晶粒比例进一步提高,平均晶粒尺寸增大. SZ 顶部、SZ 中间、SZ 底部尺寸平均晶粒尺寸分别为 $7.40\ \mu\text{m}$ 、 $8.83\ \mu\text{m}$ 、 $6.53\ \mu\text{m}$,这是因为搅拌区受到搅拌头剧烈的搅拌作用,在高温和强烈塑性变形的共同作用下,不仅发生了连续动态再结

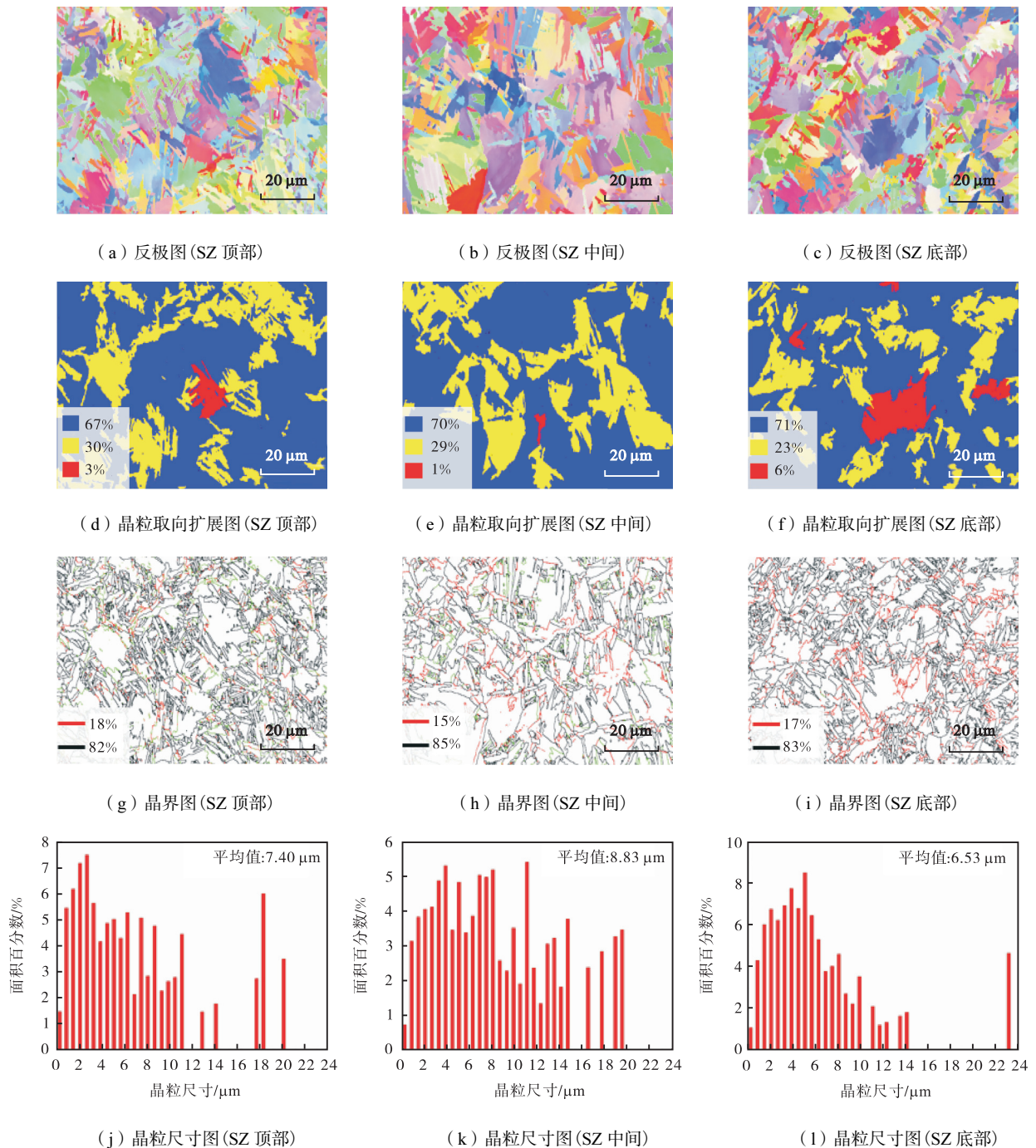


图 10 钛合金 T 形接头搅拌区不同区域 EBSD 结果

Fig.10 EBSD results of different regions in the titanium alloy T-joint stir zone

晶,还伴随着再结晶晶粒的长大.此外,搅拌区组织晶粒尺寸存在明显差异,搅拌区中间位置的高温停留时间较长,散热较慢,有利于晶粒长大,发生显著的晶粒粗化,搅拌区顶部表面存在大流量氩气的冷却作用,冷却速率较高,晶粒细化效果更为显著.搅拌区底部区域位于搅拌针尖端,材料塑性变形程度最小,再结晶驱动力弱;同时远离轴肩位置,受到较少的热循环,与底部夹具接触散热较快,再结晶晶粒的长大受到抑制.

2.3 力学性能

图 11 为不同转速下 TC4 钛合金 FSW 接头的力学性能测试结果.可以发现,当旋转速度为 150 r/min 时,沿壁板方向的抗拉强度约为 1 022 MPa,达到母材强度的 96.7%;而加强筋侧抗拉强度约为 810 MPa,为母材强度的 79.3%.T 形接头沿壁板方向的抗拉强度明显高于沿筋板方向的抗拉强度,这可能是因为壁板和筋板之间的接头角部作为应力集中特征,是裂纹形成的起源点^[21].随着旋转速度增加至 200 r/min 和 250 r/min 时,T 形接头沿壁板方向的抗拉强度分别降低至 922 MPa 和 866 MPa,沿筋板方向的抗拉强度分别降低至 787 MPa 和 679 MPa.这主要与高旋转速度下产生的过高的热输入有关,过高的热输入导致焊缝区晶粒粗化,同时可能产生更多的片层状 $\alpha+\beta$ 组织,降低了接头的强度^[22].与抗拉强度相比,FSW 接头的延伸率降低更为明显.在 150 r/min 旋转速度下,壁板和筋板的延伸率分别为 3.58% 和 3.12%.

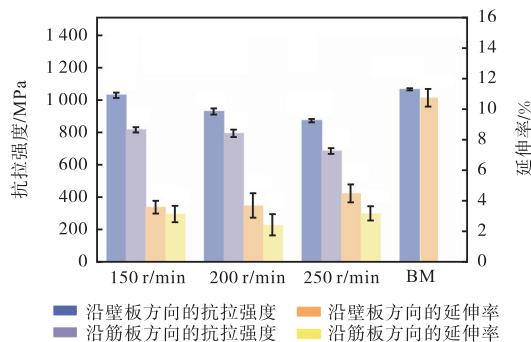


图 11 钛合金 T 形接头的抗拉强度和延伸率

Fig.11 Tensile strength and elongation of titanium alloy T-joints

图 12 为钛合金 T 形接头的断裂位置和断口形貌结果.如图 12(a)所示,沿壁板方向拉伸时,断裂位置位于 HAZ,这是因为 HAZ 晶粒粗化,韧性降低,容易发生裂纹萌生.从壁板断口可以观察到大量均匀分布的韧窝结构,韧窝呈现蜂窝状排列,表明断裂过程中经历了显著的塑性变形,属于典型的韧性断裂模式.如图 12(b)所示,沿筋板方向拉伸时,断裂位置

处于 HAZ,这主要与接头角部可能存在的弱连接缺陷有关,这种弱连接区域在载荷作用下优先失效筋板.断口处可见大量韧窝结构,尺寸略小于壁板断口且深度较浅,同时伴有明显的解理特征,表面呈现平行条带状结构.这些特征表明接头沿筋板断裂过程中既有韧性断裂的特征,也显示出脆性断裂的典型特征,呈现出混合断裂模式.

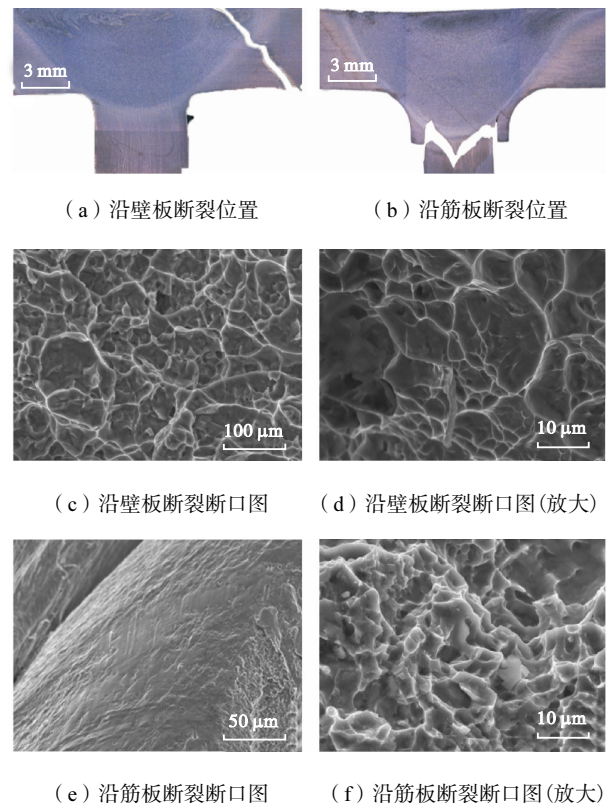


图 12 钛合金 T 形接头的拉伸断裂位置和断口形貌

Fig.12 Tensile fracture location and fracture morphology of titanium alloy T-joints

图 13 为旋转速度 200 r/min、焊接速度 50 mm/min、轴肩下压量 0.2 mm 时壁板的横截面硬度分布,BM 显微硬度为 332 HV,TMAZ 显微硬度增加,在 370~380 HV 范围,SZ 显微硬度降低,在 332~365 HV 范围.SZ 主要由 $\alpha+\beta$ 组织组成, α 相和 β 相交替分布,界面阻碍位错运动,显微硬度与 BM 相比具有更高的显微硬度;TMAZ 在动态再结晶的作用下生晶粒比 SZ 更细小的片层状 $\alpha+\beta$ 组织,同时区域存在显著的加工硬化效应,导致显微硬度与 SZ 相比具有更高的显微硬度;HAZ 显微硬度值较低,这与该区域经历了热循环导致的生晶粒尺寸粗化、位错密度降低有关.

在厚度方向上,显微硬度随厚度增加而降低.SZ 上部显微硬度值最高,该区域直接受到轴肩作用,经历了最为剧烈的塑性变形和热循环,导致动态再结晶

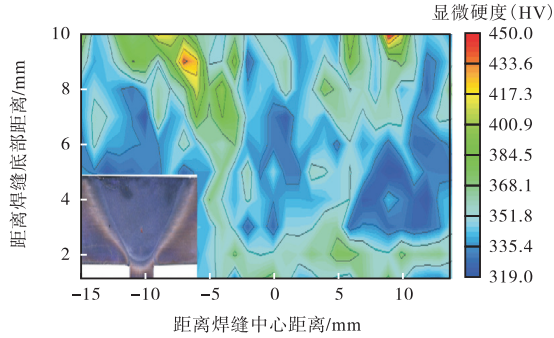


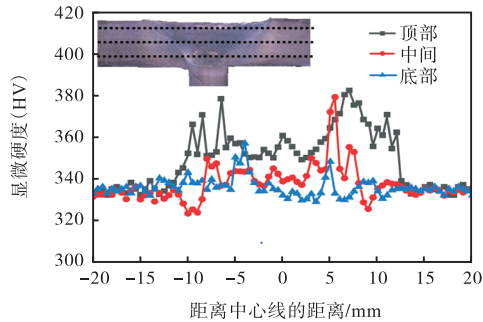
图 13 钛合金 T 形接头壁板横截面显微硬度分布

Fig.13 Cross-sectional microhardness contour map of wall plate of titanium alloy T-joints

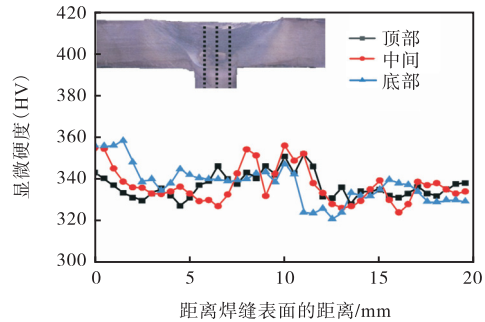
程度最高,不同相之间的界面增加了对位错运动的阻碍,提高了材料硬度^[23].SZ 中部显微硬度值居中,大角度晶界比例虽然高达 85%,但较大的晶粒尺寸削

弱了细晶强化效应. 搅拌区下部显微硬度值最低,该区域晶粒尺寸(6.53 μm)小于中部和上部,但变形程度和热输入的限制使得动态再结晶不及上部充分,导致显微硬度值相对较低.

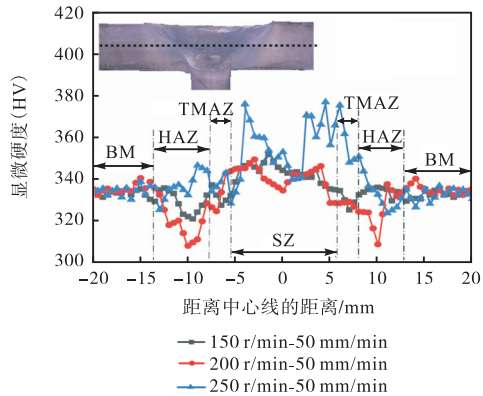
图 14 为不同工艺参数下钛合金 T 形接头显微硬度分布,由图 14(a)和(b)可知,FSW 接头在 150 r/min 旋转速度下沿壁板和筋板不同区域的显微硬度分布规律一致.图 14(c)和(d)对比了不同转速条件下的显微硬度分布,可以发现,随着转速的增加,搅拌区显微硬度值明显提高,当旋转速度达到 250 r/min 时,搅拌区显微硬度值最高,这与高转速条件下形成的片层状 α+β 组织有关,这种组织通过复相强化机制显著提高了材料硬度^[24].



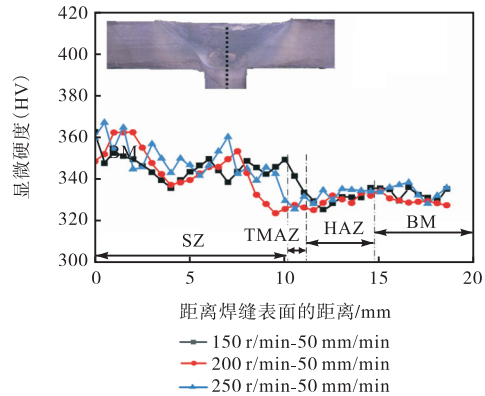
(a) 150 r/min-50 mm/min 参数下壁板显微硬度



(b) 150 r/min-50 mm/min 参数下筋板显微硬度



(c) 不同旋转速度下壁板显微硬度



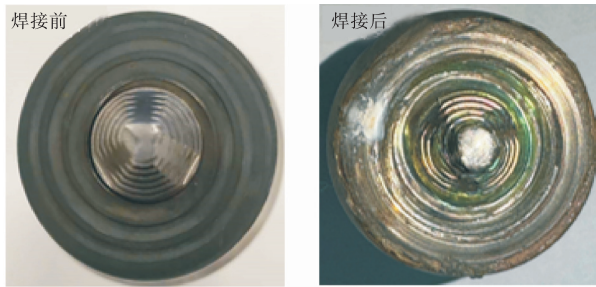
(d) 不同旋转速度下筋板显微硬度

图 14 不同工艺参数下钛合金 T 形接头显微硬度分布

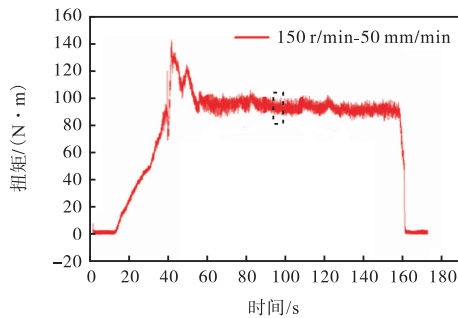
Fig.14 Microhardness distribution of titanium alloy T-joints with different process parameters

图 15 为 10 mm 厚钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊接前后搅拌头宏观形貌.如图 15(a)所示,焊接前搅拌头表面光滑、轮廓清晰;焊接 300 mm 后,搅拌头轴肩端部出现明显的内凹现象,同时轴肩边缘表现出较为严重的磨损特征.搅拌针和轴肩表面积累黏附材料,导致原本清晰的螺纹轮廓逐渐模糊.图 15(b)和(c)所示为焊接过程中的扭矩变化曲线.从曲线可以看出,焊接过程主要经历 3 个阶段.第 1 阶段快速上

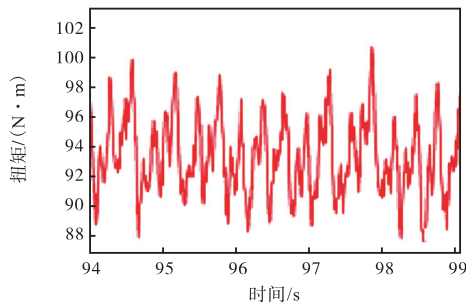
升至峰值约 140 N·m,这对应搅拌头压入 TC4 钛合金板材的过程.这一阶段搅拌头与材料接触面积逐渐增加,摩擦热尚未充分产生,材料塑性流动性差,搅拌头承受最大负荷,磨损最为严重.第 2 阶段扭矩稳定在约 90~100 N·m,这一阶段材料已充分软化,塑性流动良好,搅拌头磨损相对缓和.第 3 阶段扭矩迅速下降至零,搅拌头离开工件,此阶段磨损轻微.



(a) 搅拌头焊接前后表面形貌



(b) 焊接过程对扭矩的影响



(c) 图(b)的局部放大

图 15 W-Re 合金搅拌头磨损情况以及焊接过程对扭矩的影响

Fig.15 Wear of W-Re alloy stirring head and effect of welding process on torque

3 结 论

(1) 设计了厚板钛合金 T 形接头搅拌摩擦焊接工装, 制备了无缺陷的 TC4 钛合金搅拌摩擦焊接头. 焊接过程中, 搅拌针挤压作用会导致 T 形接头筋板凹陷, 焊缝成形困难; 采用筋板凸出的装配方式, 能够有效补偿焊接过程筋板凹陷所导致的焊缝材料填充不足. 在筋板凸出高度为 1.0 mm、旋转速度为 150~250 r/min、焊接速度为 50 mm/min 的工艺参数下, 可获得无宏观缺陷的 10 mm 厚 TC4 钛合金 T 形搅拌摩擦焊接头.

(2) 钛合金 T 形接头横截面呈现典型的碗状结构, 搅拌区和热机影响区形成片层状 $\alpha + \beta$ 组织; 热影响区为片层组织和等轴组织混合的双态组织. 相

较于母材, 热影响区组织粗化, 晶粒尺寸为 $5.17 \mu\text{m}$, 热机影响区材料发生再结晶, 晶粒尺寸为 $3.18 \mu\text{m}$. 搅拌区上部、中部与下部的平均晶粒尺寸存在明显的梯度变化, 分别为 $7.40 \mu\text{m}$ 、 $8.83 \mu\text{m}$ 和 $6.53 \mu\text{m}$.

(3) 低旋转速度(150 r/min)条件下, T 形接头沿壁板方向的抗拉强度达到 1022 MPa, 约为母材的 96.7%, 沿筋板方向抗拉强度降低至 810 MPa. 接头显微硬度分布呈 W 形分布, 搅拌区显微硬度高于母材, 热机影响区显微硬度最高, 热影响区显微硬度最低. 拉伸断裂主要位于热影响区, 沿壁板断口呈韧性断裂特征, 沿筋板断口呈韧-脆混合断裂模式.

参考文献:

- [1] 王骥腾, 王 娟, 李亚江. 钛合金的焊接研究进展[J]. 现代焊接, 2013(8): 17-21.
Wang Jiteng, Wang Juan, Li Yajiang. Research progress on titanium alloy welding[J]. Modern Welding, 2013(8): 17-21 (in Chinese).
- [2] 刘鹏飞. 钛及钛合金结构焊接技术研究进展[J]. 金属加工: 热加工, 2012(20): 11-13.
Liu Pengfei. Research progress on welding technology of titanium and titanium alloy structures[J]. Metal Processing: Hot Working, 2012(20): 11-13 (in Chinese).
- [3] Mishra R S, Ma D Z. Friction stir welding and processing[J]. Materials Science and Engineering, 2005, 50(1): 1-78.
- [4] Fall A, Jahazi M, Khadbandeh A R, et al. Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded Ti-6Al-4V joints[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 91(29): 19-31.
- [5] Edwards P D, Ramulu M. Material flow during friction stir welding of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 218: 7-15.
- [6] Su Y, Yang X W, Zhao W W, et al. Recrystallization behavior and strengthening mechanism of friction stir welded T-joint of Ti80 titanium alloy[J]. Materials Characterization, 2024, 216: 114-115.
- [7] Yoon S, Rintaro U, Fujii H, et al. Effect of rotation rate on microstructure and texture evolution during friction stir welding of Ti-6Al-4V plates[J]. Materials Characterization, 2015, 106: 352-358.
- [8] Ambrosio D, Wagner V, Vivas J, et al. Advances in friction stir welding of Ti6Al4V alloy complex geometries: T-butt joint with complete penetration[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2023,

- 23(3): 182.
- [9] Su Y, Li W Y, Liu X C, et al. Evolution of microstructure, texture and mechanical properties of special friction stir welded T-joints for an α titanium alloy[J]. *Materials Characterization*, 2021, 177(11): 1152.
- [10] 温 泉. TC4 钛合金搭接接头 FSW 过程的有限元模拟及成型性[D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2016.
Wen Quan. Finite Element Simulation and Formability of FSW Process of TC4 Titanium Alloy Lap Joint[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2016(in Chinese).
- [11] 李 博. 基于搅拌摩擦焊技术的 TC4 钛合金表面改性研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2014.
Li Bo. Research on Surface Modification of TC4 Titanium Alloy Based on Friction Stir Welding Technology[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2014(in Chinese).
- [12] Ghasemi A, Soltanipur A R, Farmanesh K, et al. Effects of tool wear on friction stir welded joints of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2017, 33(5): 583-591.
- [13] Pilchak A L, Williams J C. The effect of friction stir processing on the mechanical properties of investment cast and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42: 1630-1645.
- [14] Liu J Z, Zhan X H, Gao Z N, et al. Microstructure and stress distribution of TC4 titanium alloy joint using laser-multi-pass-narrow-gap welding[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 108(11): 3725-3735.
- [15] 邵 帅. TC4 钛合金薄板搅拌摩擦焊接头微观结构特征及力学性能[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2021.
Shao Shuai. Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Joints of TC4 Titanium Alloy Thin Plates[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2021(in Chinese).
- [16] Nguyen H D, Pramanik A, Basak A K, et al. A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: Microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 4641-4661.
- [17] Wu L H, Wang D, Xiao B L, et al. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti-6Al-4V[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2014, 146(3): 512-522.
- [18] Ko Y J, Lee K J, Baik K H. Effect of tool rotational speed on mechanical properties and microstructure of friction stir welding joints within Ti-6Al-4V alloy sheets[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2017, 9(8): 168.
- [19] 范志宇. 钛合金搅拌摩擦焊热-流过程及接头组织性能研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2023.
Fan Zhiyu. Study on Thermal-Flow Process and Joint Microstructure Properties of Titanium Alloy Friction Stir Welding[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2023(in Chinese).
- [20] 闫中宪. 中厚板 TC4 钛合金搅拌摩擦焊接头组织转变及力学性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2023.
Yan Zhongxian. Study on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Joints of Medium-Thick TC4 Titanium Alloy Plates[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2023(in Chinese).
- [21] Karna S, Cheepu M, Venkateswarulu D, et al. Recent developments and research progress on friction stir welding of titanium alloys: An overview[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, 330(1): 012068.
- [22] Zhang S J, Ma Y, Wang Q, et al. Mechanical properties and electrical conductivity of $\alpha + \beta$ titanium alloy sheet regulated by heat treatment[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 60(12): 1622-1636.
- [23] Su Y, Li W Y, Gao F Y, et al. Effect of FSW process on anisotropic of titanium alloy T-joint[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2022, 37(1): 25-33.
- [24] Esmaily M, Mortazavi S N, Todehfalah P, et al. Microstructural characterization and formation of α' martensite phase in Ti-6Al-4V alloy butt joints produced by friction stir and gas tungsten arc welding processes[J]. *Materials & Design*, 2013, 47: 143-150.

(责任编辑: 田 军)