

引文格式: 闫超, 吕绪明, 雒敏, 等. 纯钽 TIG 接头的组织和性能研究[J]. 焊接学报, 2026, 47(4): 133 – 143. YAN Chao, LYU Xuming, LUO Min, *et al.* Study on microstructure and properties of pure tantalum TIG joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(4): 133 – 143.



纯钽 TIG 接头的组织和性能研究

闫超¹, 吕绪明¹, 雒敏², 贾子朝¹

(1. 粒子输运与富集技术全国重点实验室, 核工业理化工程研究院, 天津, 300180; 2. 宁夏东方钽业股份有限公司, 石嘴山, 753000)

摘要: 对纯钽 TIG 接头开展组织、力学性能及热处理工艺研究. 采用工业计算机断层扫描 (computed tomography, CT)、OM 和 SEM 表征接头微观组织, 利用显微硬度计及万能试验机测试接头显微硬度、拉伸性能和弯曲性能. 结果表明, 焊接参数对焊缝成形起决定性作用, 焊接电流过小导致未焊透, 焊接电流过大导致烧穿. 焊接速度过大产生未焊透及咬边, 焊接速度过小导致热影响区宽度增大. 优选出焊接电流为 280 ~ 320 A、焊接速度为 150 ~ 180 mm/min 为工艺窗口, 该参数下接头抗拉强度最高达 262 MPa, 断口呈韧窝特征, 断裂均起始于热影响区, 并沿靠近熔合区的软化区域扩展. 在优选参数基础上研究热处理温度影响, 发现随退火温度升高, 焊缝残余应力由 142.17 MPa 显著降至退火温度为 1320 °C 的 10.69 MPa, 抗拉强度因晶粒粗化降至 194 MPa. 综合应力消除效果与性能损失, 确定优选退火温度为 1320 °C. 应用优选工艺焊接实际结构, 经无损检测与金相验证, 接头内部无缺陷, 质量良好.

创新点: (1) 揭示了纯钽 TIG 电流与速度的匹配影响焊缝成形及内部缺陷的规律, 明确了消除未焊透与烧穿的工艺窗口.

(2) 阐明了纯钽 TIG 接头的组织演化规律, 焊缝因快冷存在硬化相, 热影响区因晶粒粗化发生软化, 导致拉伸断裂均发生在热影响区.

(3) 探明了有效消除纯钽 TIG 接头残余应力并避免晶粒过度长大的临界退火温度.

关键词: 纯钽; 钨极氩弧焊; 显微组织演化; 热影响区软化; 残余应力

中图分类号: TG 442 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20250208001

Study on microstructure and properties of pure tantalum TIG joints

YAN Chao¹, LYU Xuming¹, LUO Min², JIA Zizhao¹

(1. National Key Laboratory of Particle Transport and Separation Technology,

Research Institute of Physics and Chemistry Engineering of Nuclear Industry, Tianjin, 300180, China;

2. Ningxia Oriental Tantalum Industry Co., Ltd., Shizuishan, 753000, China)

Abstract: A study on the microstructure, mechanical properties, and heat treatment process of pure tantalum TIG joints was conducted. Industrial computed tomography (CT), OM, and SEM were used to characterize the microstructure of the joints, and a microhardness tester and a universal testing machine were utilized to test the microhardness, tensile properties, and bending properties of the joints. The results indicate that welding parameters play a decisive role in weld formation. An excessively small welding current leads to incomplete penetration, while an excessively large welding current causes burn-through. An excessively high welding speed results in incomplete penetration and undercutting, whereas an excessively low welding speed increases the width of the heat-affected zone. A welding current of 280 ~ 320 A and a welding speed of 150 ~ 180 mm/min are optimized as the process window. Under these parameters, the maximum tensile strength of the joints reaches 262 MPa, and the fracture surface exhibits dimple characteristics. All fractures initiate in the heat-affected zone and propagate along the softened region near the

fusion zone. Based on the optimized parameters, the effect of heat treatment temperature is studied. It is found that as the annealing temperature increases, the residual stress of the weld significantly decreases from 142.17 MPa to 10.69 MPa at an annealing temperature of 1 320 °C, and the tensile strength decreases to 194 MPa due to grain coarsening. By considering the comprehensive effects of stress relief and property loss, 1 320 °C is determined as the optimal annealing temperature. Actual structures are welded using the optimized process. Verified by non-destructive testing and metallographic examination, there are no internal defects in the joints, demonstrating good quality.

Highlights: (1) The influence rule of the matching between welding current and welding speed on weld formation and internal defects in pure tantalum TIG joints was revealed, and the process window for eliminating incomplete penetration and burn-through was clarified.

(2) The microstructural evolution rule of pure tantalum TIG joints was elucidated, where hardened phases were formed in the weld due to rapid cooling, and the heat-affected zone was softened by grain coarsening, resulting in tensile fractures occurring exclusively in the heat-affected zone.

(3) The critical annealing temperature for effectively eliminating the residual stress of pure tantalum TIG joints and preventing excessive grain growth was determined.

Key words: pure tantalum; tungsten inert-gas arc welding; microstructure evolution; softening of the heat-affected zone; residual stress

0 序言

钽 (Ta) 作为难熔金属, 具备熔点高、密度大、加工性能良好和抗熔融金属腐蚀等优异的物化性能, 被广泛应用于航空航天和电子工业等领域, 在经济发展中发挥无可替代的作用^[1-2]. 由于其难熔金属的特殊性, 其矿产属于重要的战略物资^[3]. 钽金属的应用领域多属于“高、精、尖”工程, 钽金属部件通常作为核心结构件发挥作用, 一些复杂结构功能件往往需要焊接加工成形^[4]. 但钽金属的焊接不同于一般金属, 其熔点高焊接难度大, 应用领域多为强腐蚀、高温和冷热交替频繁的极端恶劣环境, 焊缝的质量至关重要. 钽在高温状态下易与空气中的 O₂、N₂ 反应, 形成钽化合物脆化焊缝^[5-6]. 因此, 钽金属的焊接极其困难.

钽的焊接工艺主要借鉴钛焊接方面累积的经验, 具体焊接质量评估并无相关标准或规范^[7]. 近年来随着钽及其合金在化工、医疗和电子等民用领域的应用拓展, 焊接技术进展显著. YANG 等人^[8]综述了涵盖了同种钽合金焊接及钽与钢、铜和钛等异种金属连接技术, 通过优化工艺参数和引入中间层材料可显著减少焊接接头残余应力、减少脆性金属间化合物, 提升接头力学性能与疲劳抗力. 在承压设备制造领域, 针对 Ta1 钽板与 TA1 钛板的 TIG 研究表明, 控制焊接热输入与电弧偏向实现了钽钛异种金属的可靠连接, 试样拉伸性能、弯曲性能均满足承压设备制造要求^[9]. TIG 操作灵活、适应

性强, 在民用复杂结构件的制造中具有广阔应用前景. 纯钽焊接工艺及组织性能研究, 公开的文献较少. 钽及其合金的焊接方法主要包括 TIG、电子束焊和激光焊等^[10-14]. 针对结构复杂、焊缝位置立体和焊缝数量多的零件电子束焊和激光焊无法实现异形复杂结构件的高效焊接成形. 操作简单、生产效率高、保护性较好的 TIG, 对于异形复杂结构件的成形具有成本低和灵活性高的优势, 可通过工艺研究进行焊接质量提升.

文中通过对厚度为 3 mm 纯钽板材, 在不同焊接工艺参数条件下进行 TIG, 研究了焊接电流、焊接速度对焊接接头微观表征、力学性能的影响. 经分析对比, 获得了纯钽焊接优选工艺范围. 在优选工艺范围内, 开展热处理温度对焊接接头性能影响的研究. 最终, 利用确定的优选焊接参数和热处理工艺开展实物的焊接, 并进行焊接接头性能评定.

1 试验方法

试验所用板材及焊丝, 均采用电子束熔炼制备, 其杂质元素含量满足 YS/T 751-2024 钽及钽金牌号和化学成分中 Ta1 牌号要求, 主要气体杂质中 C 元素、N 元素、H 元素和 Q 元素质量分数最大值为 0.0005%, 0.001%, 0.0002% 和 0.001%. 尺寸公差满足 GB/T 3629-2017 《钽及钽合金板材、带材和箔材》中 Ta1 牌号要求. 使用 TIG 的方式进行单道多层焊焊接, 焊接参数如表 1 所示, 采用

正交试验的方式进行参数组合. 基于前期探索性试验确定试验选用的焊接电流范围 (200 ~ 360 A) 与焊接速度范围 (120 ~ 200 mm/min), 覆盖了从热输入不足 (未焊透) 到热输入过量 (烧穿) 的完整参数区间, 以系统研究其对纯钽接头成形质量与组织性能的影响规律. 焊缝示意图, 如图 1 所示. 焊接时, 将两块钽板对接放置在一起, 点焊固定, 然后进行不填丝打底焊 (焊缝 W_1). 最后, 使用纯钽焊丝进行填丝盖面焊 (焊缝 W_2). 焊接钽母材尺寸为 3 mm × 70 mm × 150 mm.

焊后采用 MG452 型射线机对焊接接头进行无损探伤, 观察接头内部缺陷. 利用电火花数控线切割机, 对焊接板材进行切割. 电火花线切割机沿着

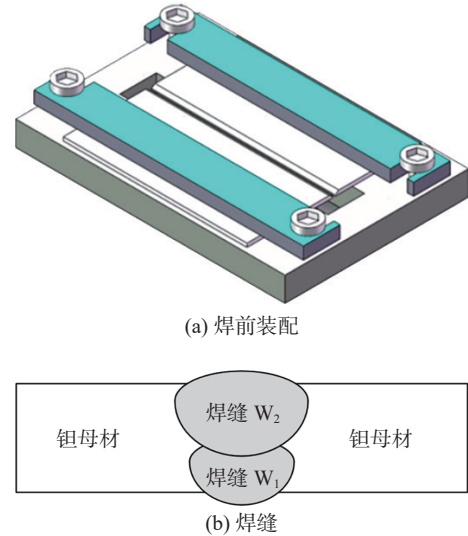


图 1 焊前装配及焊缝示意图

Fig. 1 Schematic diagram of pre-welding assembly and welding seam. (a) pre-welding assembly; (b) welding seam

垂直于焊缝方向进行切割, 试样需包含完整焊缝. 试样切割示意如图 2 所示. 切割后, 使用金相砂纸对试样表面打磨, 接着采用金刚石微粉的平均颗粒尺寸为 1 μm 的金刚石抛光剂和 SiO_2 颗粒的平均尺寸为 50 nm 的 SiO_2 悬浊液对样品表面进行抛光. 最后, 使用王水试剂腐蚀 15 ~ 20 s, 然后用无水乙醇冲洗干净, 吹干后备用. 采用正置式超景深光学显微镜观察接头的整体形貌和微观组织分布, 同时对缺陷的类型、数量及分布进行表征和统计. 采用扫描电子显微镜, 观测接头组织形貌. 利用电子万能试验机进行室温拉伸和弯曲试验. 拉伸试件尺寸, 如图 3 所示. 拉伸测试时, 将试件置于电子万能试验机中, 载荷速率为 0.5 mm/min, 每个参数做 3 个平行试样, 记录接头断裂时所施加的载荷. 采用扫描电子显微镜, 对拉伸试样断裂件断口形貌和断裂特征进行观测. 弯曲试样尺寸为 3 mm × 20 mm × 140 mm, 每个参数做 3 个平行试样. 采用显微硬度计测试连接接头的显微硬度, 结合断口特征, 对接头拉伸断裂机制进行分析. 根据 GB/T 31310-2014 《金属材料 残余应力测定 钻孔应变法》采用激光散斑-小孔法, 对试样材料内应力进行测量. 为研究热处理工艺的影响, 在优选焊接参数基础上, 对焊后试板进行真空退火处理. 热处理在真空炉中进行, 真空度大于 5×10^{-3} Pa, 退火温度分别为 1120 $^{\circ}\text{C}$ 、1220 $^{\circ}\text{C}$ 和 1320 $^{\circ}\text{C}$, 升温速率控制在 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以内, 保温时间均为 90 min, 随后随炉冷却至室温.

表 1 焊接参数
Table 1 Welding parameters

编号	焊接速度 $v/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	焊接电流 I/A
A ₁	120	200
A ₂	120	240
A ₃	120	280
A ₄	120	300
A ₅	120	320
A ₆	120	360
B ₁	150	200
B ₂	150	240
B ₃	150	280
B ₄	150	300
B ₅	150	320
B ₆	150	360
C ₁	180	200
C ₂	180	240
C ₃	180	280
C ₄	180	300
C ₅	180	320
C ₆	180	360
D ₁	200	200
D ₂	200	240
D ₃	200	280
D ₄	200	300
D ₅	200	320
D ₆	200	360

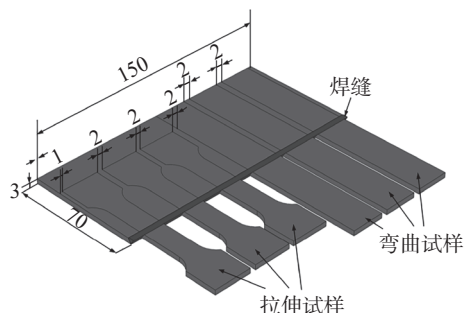


图 2 拉伸试样及弯曲试样示意图 (mm)

Fig. 2 Schematic diagram of tensile specimen and bending specimen

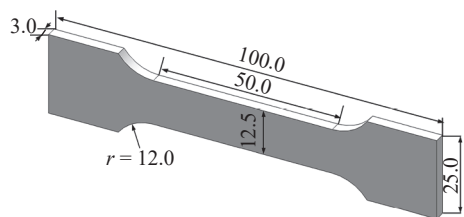


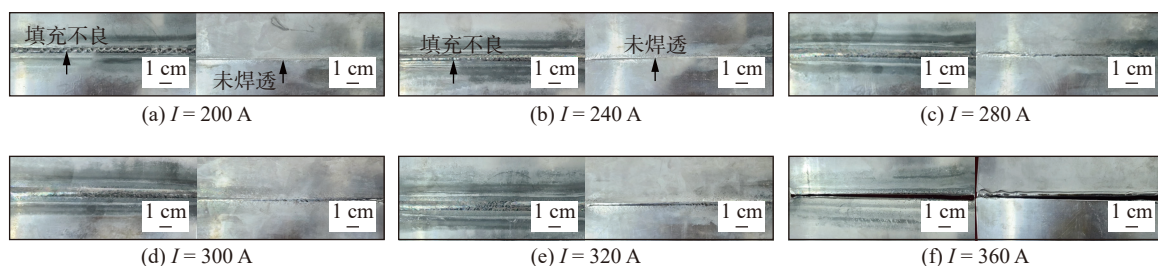
图 3 拉伸试样尺寸示意图 (mm)

Fig. 3 Schematic diagram of tensile specimen size

2 试验结果与分析

2.1 焊接电流对接头组织性能的影响

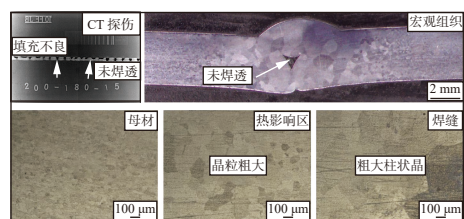
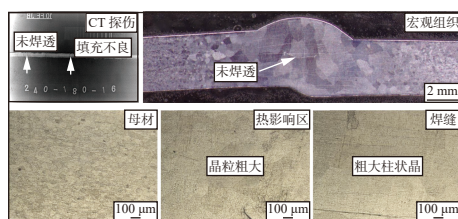
焊接电流控制电弧输入到母材和焊丝中的热量, 因此决定了焊丝和母材熔化, 是影响焊缝熔深和焊丝填充效果的关键因素^[15]. 首先固定焊接速度为 180 mm/min, 研究不同的焊接电流 (180 ~ 360 A) 对焊接质量的影响. 当焊接电流为 200 A 时, 由于焊接热输入较低, 导致焊丝熔化速度较慢, 接头填充效果差, 焊缝表面出现凹凸不平, 焊缝背面出现未焊透现象, 如图 4 所示. 焊接电流为 240 A 焊丝熔化不充分, 接头填充效果差焊缝表面凹凸不平, 焊缝背面出现未焊透现象. 焊接电流为 280 A、300 A 和 320 A 接头表面填充改善和背面未焊透明显改善焊缝质量良好. 焊接电流为 360 A 焊接热输入过大焊缝连续烧穿.

图 4 焊接速度 $v = 180$ mm/min 的不同焊接电流接头宏观形貌Fig. 4 Joints macromorphology of different welding currents with welding speed $v = 180$ mm/min. (a) $I = 200$ A; (b) $I = 240$ A; (c) $I = 280$ A; (d) $I = 300$ A; (e) $I = 320$ A; (f) $I = 360$ A

不同参数下接头显微组织如图 5 ~ 图 9 所示. 可以看出, 当焊接电流为 200 A 和 240 A 时, 由于焊接热输入较低, 焊缝中存在未焊透缺陷. 当焊接电流达到 280 A, 接头中未焊透缺陷消失. 继续增加焊接电流, 可以明显看出, 焊缝及热影响区宽度增加. 不同参数下接头各区域宽度及晶粒尺寸统计结果如图 10 所示. 随着焊接电流增加, 焊缝宽度和热影响区宽度增加, 这与图 4 宏观形貌观察一

致. 320 A 时焊缝宽度和热影响区宽度是 200 A 时的 1.64 倍和 2.07 倍; 随着焊接电流增加, 焊缝和热影响区晶粒尺寸增加, 320 A 时焊缝和热影响区晶粒尺寸是 200 A 时的 2.15 倍和 3.92 倍. 晶粒粗大将导致接头强度及硬度下降.

不同参数下接头强度如表 2 所示. 当焊接电流为 200 A 时, 接头抗拉强度最低, 为 164 MPa. 接头强度低的主要原因是接头内部存在未焊透缺陷, 未

图 5 焊接电流 $I = 200$ A 的接头无损检测结果及显微组织
Fig. 5 Joints nondestructive testing results and micro-structure with welding current $I = 200$ A图 6 焊接电流 $I = 240$ A 的接头无损检测结果及显微组织
Fig. 6 Joints nondestructive testing results and micro-structure with welding current $I = 240$ A

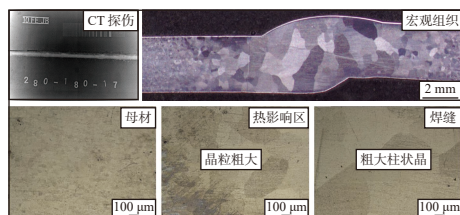


图 7 焊接电流 $I = 280$ A 的接头无损检测结果及显微组织
Fig. 7 Joints nondestructive testing results and microstructure with welding current $I = 280$ A

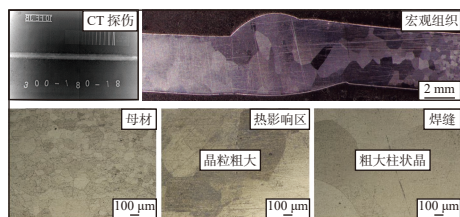


图 8 焊接电流 $I = 300$ A 的接头无损检测结果及显微组织
Fig. 8 Joints nondestructive testing results and microstructure with welding current $I = 300$ A

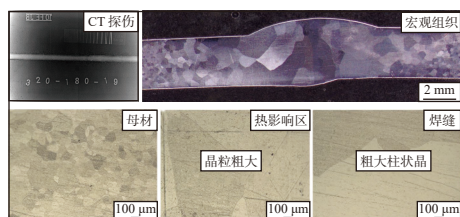


图 9 焊接电流 $I = 320$ A 的接头无损检测结果及显微组织
Fig. 9 Joints nondestructive testing results and microstructure with welding current $I = 320$ A

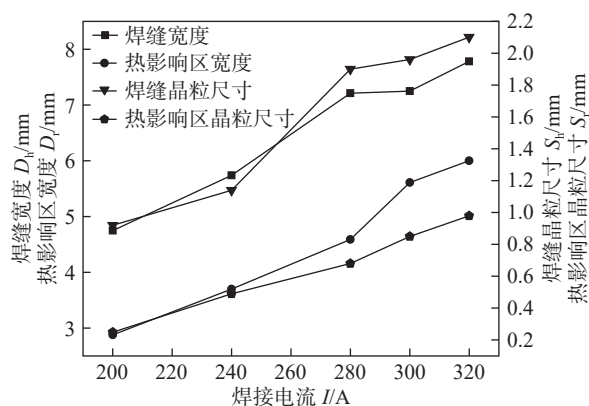


图 10 焊缝及热影响区尺寸和晶粒尺寸

Fig. 10 Weld seam and heat affected zone size and grain size

焊透缺陷在拉伸试验加载过程中易产生应力集中,产生裂纹并扩展,导致接头在较低在载荷下断裂.此时,接头断后伸长率较低,仅为 0.89%.当焊接电流为 280 A 时,接头抗拉强度最高,为 262 MPa,断后伸长率为 39.69%.此时接头强度高的主要原因是接头内部无明显缺陷,同时焊缝及热影响区内晶粒尺寸没有发生明显粗化.继续增加焊接电流,

表 2 不同焊接电流接头力学性能

Table 2 Mechanical properties of joints with different welding currents

焊接电流 I/A	屈服强度 R_{eL}/MPa	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A(\%)$
200	152	164	0.89
240	146	246	43.12
280	185	262	39.10
300	154	239	39.69
320	152	236	34.03

由于焊接热输入较大,晶粒发生明显长大,接头内部缺乏晶界强化,接头强度下降.焊接电流为 320 A 时,接头强度降为 236 MPa,断后伸长率降低至 34.03%.

对不同参数下接头进行弯曲试验.结果表明,当焊接电流为 200 A 时,接头弯曲强度最低,为 187 MPa.接头强度低的主要原因是接头内部存在未焊透缺陷.当焊接电流为 280 A 时,接头弯曲强度最高,为 436 MPa.此时接头强度高的主要原因是接头内部无明显缺陷,同时焊缝及热影响区内晶粒尺寸没有发生明显粗化.继续增加焊接电流,由于焊接热输入较大,晶粒发生明显长大,接头弯曲强度下降.

图 11 为不同参数下接头硬度分布.焊缝处硬度比母材及热影响区高.焊缝晶粒在熔化后冷却凝固过程,由于冷却速度过快,部分仅在高温下稳定存在的四方晶系 β 相没有完全转变为 α 相,而 β 相比 α 相硬度高,因此接头硬度较高^[16].热影响区受焊接热循环影响,晶粒长大导致该区域缺乏晶界强化,进而发生软化.软化区域为接头薄弱区域,随着焊接电流增加焊缝高硬度区域宽度增加.

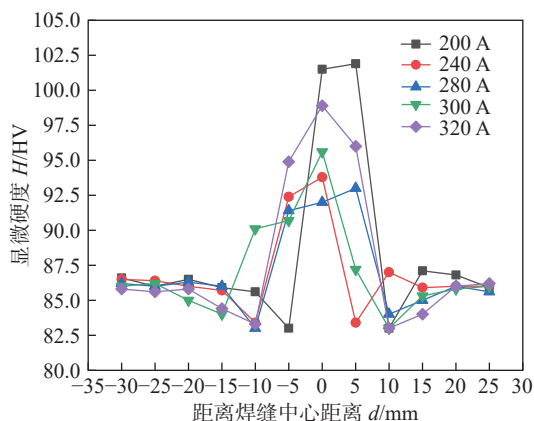


图 11 不同焊接电流接头显微硬度分布

Fig. 11 Joints Microhardness distribution under different welding currents

不同参数下接头断裂位置如图 12 所示. 当焊接电流较小时 (200 A), 由于焊缝内部存在未焊透缺陷, 接头在焊缝处断裂. 而当焊缝内缺陷逐渐消失后, 接头断裂位置转移至热影响区. 主要由于焊缝余高强化了焊缝区域; 焊缝热影响区晶粒长大导

致该区域发生软化, 进而成为薄弱点; 熔合区存在应力集中, 降低接头强度. 不同参数下接头断口形貌如图 13 所示, 断口均存在大量韧窝, 但是随着焊接电流增加, 韧窝尺寸增大, 这主要是由于晶粒尺寸变大引起的, 这也将导致接头韧性下降.

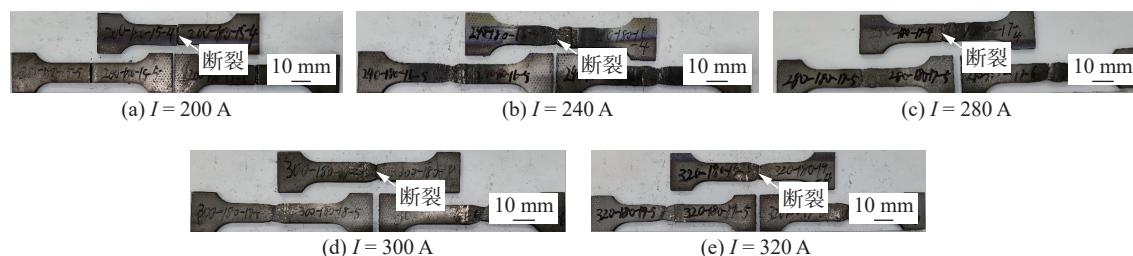


图 12 不同焊接电流下接头断裂位置

Fig. 12 Joints fracture location under different welding currents. (a) $I = 200$ A; (b) $I = 240$ A; (c) $I = 280$ A; (d) $I = 300$ A; (e) $I = 320$ A

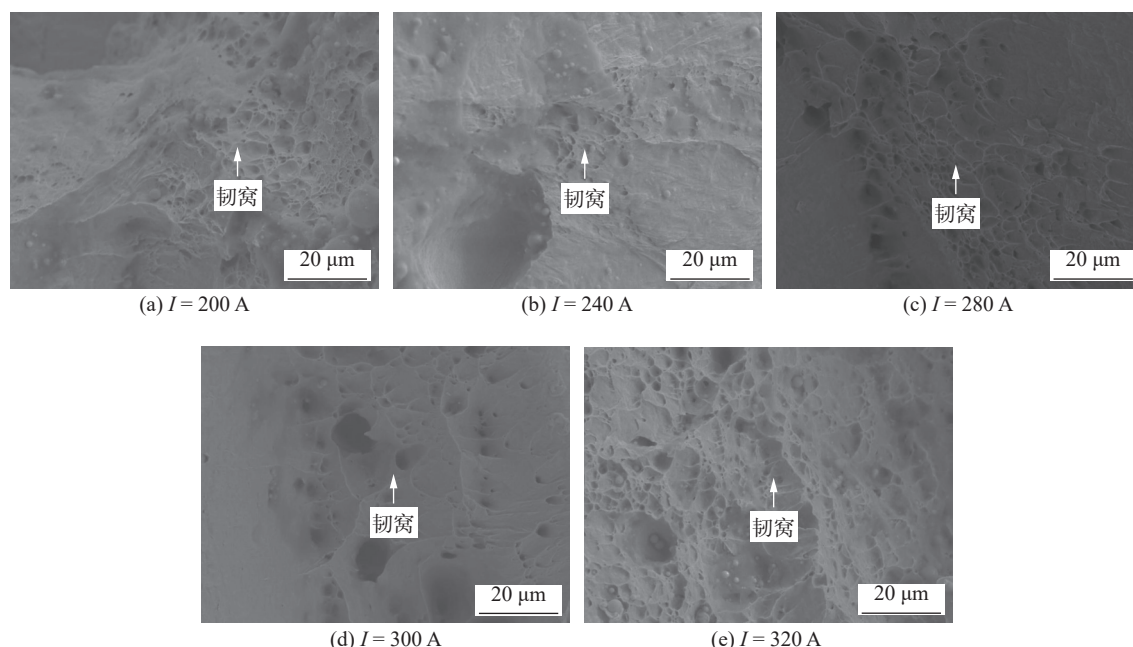


图 13 不同焊接电流下接头断口形貌

Fig. 13 Joints fracture morphology of under different welding currents. (a) $I = 200$ A; (b) $I = 240$ A; (c) $I = 280$ A; (d) $I = 300$ A; (e) $I = 320$ A

2.2 焊接速度对接头组织性能的影响

当焊接电流确定后, 焊接速度决定单位长度焊缝的焊接热输入, 是影响焊缝熔深和焊丝填充效果的关键因素. 因此固定焊接电流 280 A, 研究不同焊接速度 (120 ~ 200 mm/min) 对焊接质量的影响. 焊缝宏观形貌进, 如图 14 所示. 当焊接速度为 120 mm/min 时, 焊缝表面填充良好, 无明显缺陷. 但因焊接热输入较大, 焊缝出现局部下塌. 当焊接速度为 150 mm/min 和图 4(c) 的 180 mm/min 时, 接头质量较好. 当焊接速度为 200 mm/min 时, 因焊接速度过大, 焊接热输入较低, 接头填充效果差, 焊

缝表面出现凹凸不平及咬边. 同时, 焊缝背面出现未焊透现象.

图 7 和图 15 ~ 图 17 为不同参数下接头显微组织. 当焊接速度为 120 mm/min 时, 由于焊接热输入较高, 焊缝及热影响区宽度较大. 当焊接速度为 200 mm/min 时, 由于焊接速度较快, 焊接热输入减小, 接头背面出现未焊透缺陷. 同时, 由于焊接速度过快, 出现咬边缺陷. 不同参数下接头各区域宽度及晶粒尺寸统计结果如图 18 所示. 随着焊接速度增加, 焊缝及热影响区宽度变窄. 120 mm/min 时焊缝及热影响区宽度是 200 mm/min 时的 1.15 倍和

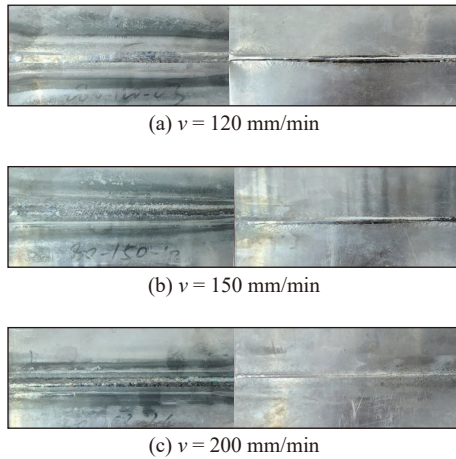


图 14 不同焊接速度下接头宏观形貌

Fig. 14 Joints macroscopic morphology with different welding speeds. (a) $v = 120$ mm/min; (b) $v = 150$ mm/min; (c) $v = 200$ mm/min

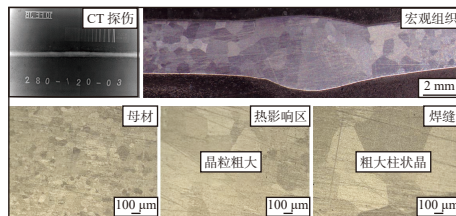


图 15 焊接速度 $v = 120$ mm/min 的接头无损检测结果及组织
Fig. 15 Joints nondestructive testing results and micro-structure with welding speed $v = 120$ mm/min

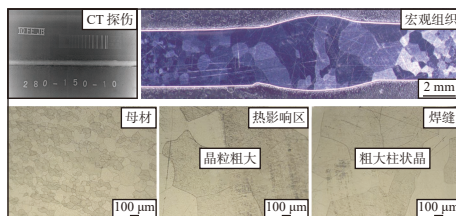


图 16 焊接速度 $v = 150$ mm/min 的接头无损检测结果及组织
Fig. 16 Joints nondestructive testing results and micro-structure with welding speed $v = 150$ mm/min

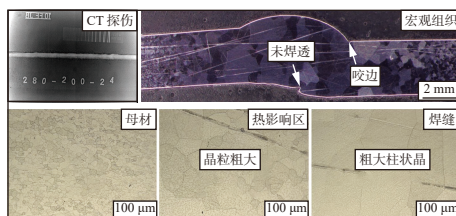


图 17 焊接速度 $v = 200$ mm/min 的接头无损检测结果及组织
Fig. 17 Joints nondestructive testing results and micro-structure with welding speed $v = 200$ mm/min

1.28 倍; 120 mm/min 时焊缝及热影响区晶粒尺寸是 200 mm/min 时的 1.67 倍和 2.5 倍。晶粒粗大将导致接头强度及硬度下降, 焊接速度过快, 热输入不足以熔化母材和焊丝, 导致焊缝出现未焊透和表

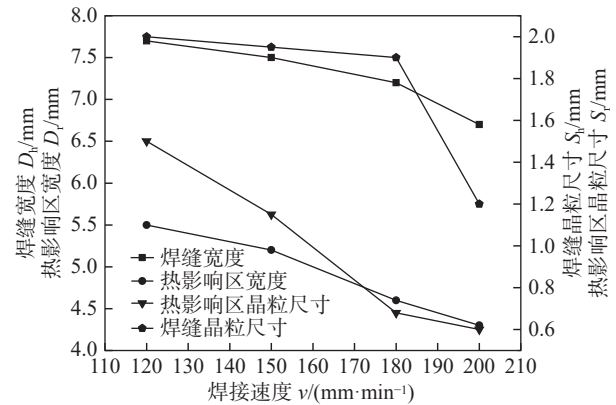


图 18 不同焊接速度下焊缝及热影响区尺寸及晶粒尺寸

Fig. 18 Weld seam and heat affected zone size and grain size at different welding speeds

面成形不良, 严重影响接头强度。

不同参数下接头强度如表 3 所示。当焊接速度为 120 mm/min 时, 接头抗拉强度最低, 为 227 MPa。此时断后伸长率仅为 24%。接头抗拉强度低的主要原因是热影响区晶粒粗大, 接头发生软化。当焊接速度为 180 mm/min 时, 接头抗拉强度最高, 为 262 MPa, 断后伸长率也最高, 为 39.1%。此时接头强度高的主要原因是接头内部无明显缺陷, 同时焊缝及热影响区内晶粒尺寸没有发生明显粗化。当焊接速度为 200 mm/min 时, 接头抗拉强度减小, 为 258 MPa。此时, 断后伸长率也降低至 35.08%。这是由于继续增加焊接速度, 由于焊接热输入减小, 热输入不足以熔化母材和焊丝, 导致焊缝出现未焊透和表面成形不良, 降低接头强度。

表 3 不同焊接速度条件下接头力学性能

Table 3 Mechanical properties of joints under different welding speeds

焊接速度 $v/(mm/min)$	屈服强度 R_{eL}/MPa	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A(\%)$
120	174	227	24.0
150	186	245	38.5
180	185	262	39.1
200	155	258	35.1

对不同参数下接头进行弯曲试验。结果表明, 随着焊接速度增加, 接头弯曲强度呈现出先增加, 后降低的趋势。当焊接速度为 180 mm/min 时, 接头弯曲强度最高, 为 436 MPa。此时接头强度高的主要原因是接头内部无明显缺陷, 同时焊缝及热影响区内晶粒尺寸没有发生明显粗化。继续增加焊接速度至 200 mm/min, 接头弯曲强度急剧下降至 295 MPa,

这是由于焊缝出现未焊透和表面成形不良. 不同参数下接头硬度分布, 如图 19 所示. 焊缝处硬度比母材及热影响区高. 随着焊接速度增加, 焊缝高硬度区域宽度减小.

不同参数下接头断裂位置如图 20 所示. 当焊接速度较快时 (200 mm/min), 由于焊缝内部存在未焊透缺陷, 但接头在热影响区靠近焊缝处断裂. 而当焊缝内缺陷逐渐消失后, 接头断裂位置转移至热影响区. 主要由于焊缝余高强化了焊缝区域; 焊缝热影响区晶粒长大导致该区域发生软化, 进而成为薄弱点. 不同参数下接头断口形貌, 如图 21 所示. 无论在哪个参数下, 断口均存在大量韧窝, 这是接头韧性断裂的特征.

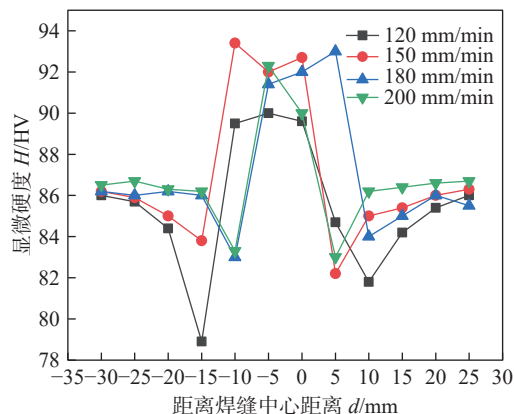


图 19 不同焊接速度下接头显微硬度

Fig. 19 Joints microhardness under different welding speeds

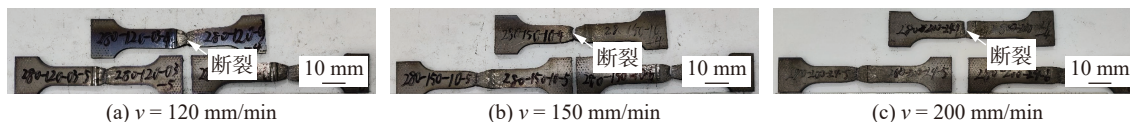


图 20 不同焊接速度下接头断裂位置

Fig. 20 Joint fracture locations with different welding speeds. (a) $v = 120$ mm/min; (b) $v = 150$ mm/min; (c) $v = 200$ mm/min

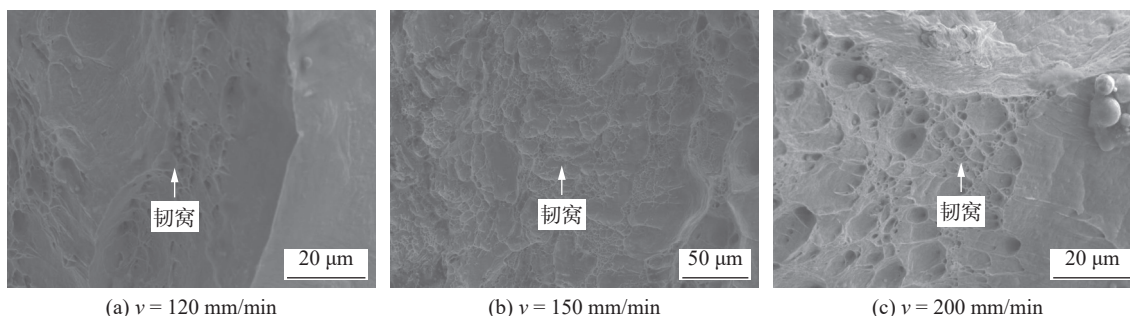


图 21 不同焊接速度下接头断口形貌

Fig. 21 Joints fracture morphology with different welding speeds. (a) $v = 120$ mm/min; (b) $v = 150$ mm/min; (c) $v = 200$ mm/min

2.3 纯钽 TIG 优选工艺窗口

对 24 个参数焊缝进行统计分析可知焊接速度较大时, 容易产生咬边缺陷. 焊接速度较小, 部分参数下焊接质量较好但生产效率低.

焊接电流较小, 易产生未焊透和填充不良缺陷. 焊接电流较大, 易产生烧穿缺陷. 图 22 为试验结果汇总, 焊接电流区间为 280 ~ 320 A, 焊接速度区间为 150 ~ 180 mm/min, 焊缝无明显缺陷.

2.4 热处理对焊接接头组织性能的影响

金属钽 TIG 成形后焊缝及邻近的熔合区和热影响区承受焊接热循环, 因此在焊接部位产生较大焊接应力, 将降低接头静载强度、刚度、受压稳定性、构件精度和耐腐蚀性, 对部件高温下应用造成较大影响, 需要对焊接后金属钽构件进行热处

理. 图 23 为不同退火温度下接头显微组织. 接头内部无明显缺陷. 随着热处理温度的增加, 接头热影响区晶粒尺寸有所粗化但增幅较小. 统计不同热处理温度下接头热影响区晶粒尺寸. 在 $v = 280$ mm/min, $I = 150$ A 和 $T = 1320$ °C 参数下热影响区晶粒尺寸是 $v = 280$ mm/min, $I = 150$ A 和 $T = 1120$ °C 的 1.08 倍. 图 24 焊接速度 $v = 320$ mm/min, 焊接电流 $I = 180$ A 的焊缝残余应力测量点位示意图. 表 4 为不同退火温度下接头力学性能. 图 25 为不同退火温度下焊接速度 $v = 280$ mm/min, 焊接电流 $I = 150$ A 的接头硬度分布. 未经热处理的接头焊缝处残余应力较大, x 方向应力为 142.17 MPa. 焊缝中残余应力将导致接头强度和耐腐蚀性下降. 热处理后焊缝残余应力急剧下降, 退火温度为 1120 °C

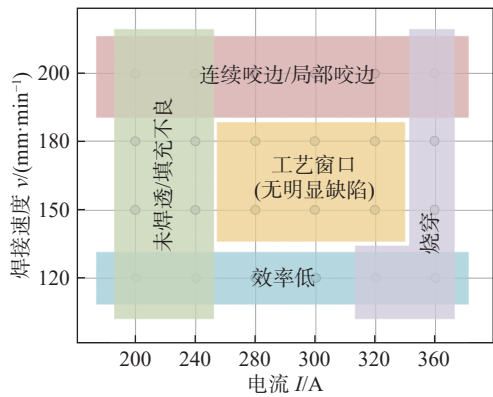


图 22 焊接工艺窗口
Fig. 22 Welding process window

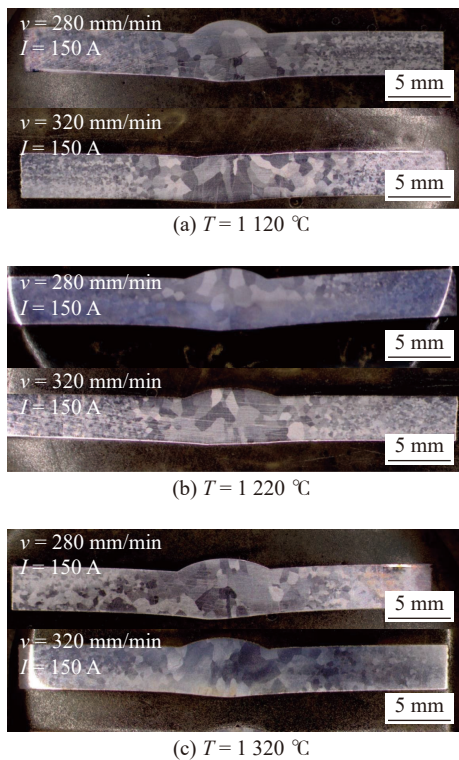


图 23 不同退火温度下的接头
Fig. 23 Joints at different annealing temperatures. (a) $T = 1120\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $T = 1220\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $T = 1320\text{ }^{\circ}\text{C}$

时, 残余应力为 50.12 MPa. 随着退火温度增加, 焊缝残余应力逐渐减小. 退火温度为 1320 °C 时残余应力仅为 10.69 MPa, 为未热处理试样的 7.5%. 从焊缝残余应力降低趋势来看, 继续增加退火温度焊缝残余应力下降趋势不明显, 但会显著增加时间和价格成本并粗化母材晶粒. 接头抗拉强度和弯曲强度随退火温度升高而持续下降, 但退火温度为 1320 °C 时抗拉强度为 194 MPa, 仍为母材抗拉强度 (约为 250 MPa) 的 77.6%, 且残余应力已降至较低水平 (10.69 MPa), 下降幅度趋缓. 考虑应力消除效果、强度损失和工艺经济性最优退火温度为 1320 °C. 未经热处理的接头抗拉强度为 245 MPa. 经热

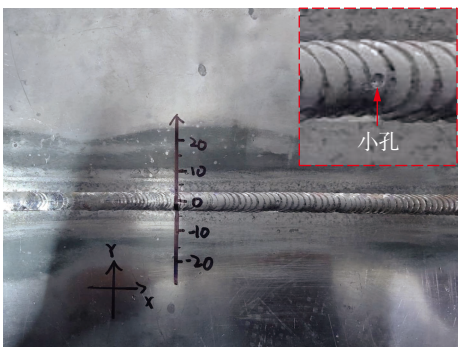


图 24 残余应力测量点位示意图
Fig. 24 Schematic diagram of residual stress measurement point

表 4 不同热处理条件下接头力学性能
Table 4 Joints mechanical properties with different heat treatment conditions

退火温度 $T/^{\circ}\text{C}$	屈服强度 R_{el}/MPa	抗拉强度 R_{m}/MPa	断后伸长率 $A(\%)$	x 方向残余应力 σ_x/MPa	y 方向残余应力 σ_y/MPa
—	186	245	38.5	142.17	84.60
1 120	164	228	19.3	50.12	60.21
1 220	152	226	11.6	18.16	21.05
1 320	131	194	9.4	10.69	20.95

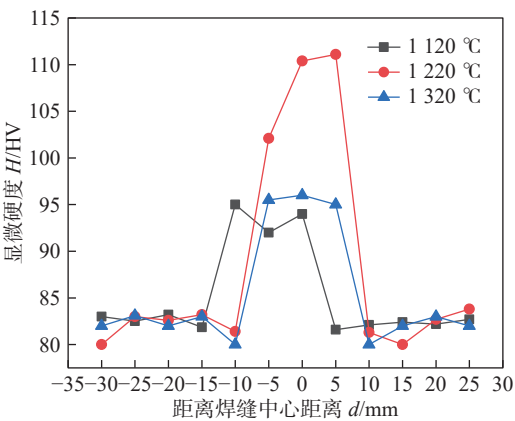


图 25 不同热处理条件下接头显微硬度分布
Fig. 25 Joints microhardness distribution with different heat treatment conditions

处理后, 接头抗拉强度下降. 经退火温度为 1320 °C 的热处理后, 接头抗拉强度下降至 194 MPa, 为未经热处理试样的 79.2%. 这主要是焊接接头在高温下热处理, 使得热影响区晶粒尺寸增大, 导致该区域软化, 进而导致接头强度下降. 同时, 随着退火温度增加, 接头断后伸长率逐渐减小. 对不同退火温度下焊接速度 $v = 320\text{ mm/min}$, 焊接电流 $I = 180\text{ A}$ 的接头进行弯曲试验. 结果表明, 未经热处理的接头抗拉强度为 315 MPa. 经热处理后, 接头弯曲强度下降. 经退火温度为 1320 °C 的热处理后, 接头弯曲

强度下降至 203 MPa. 这主要是焊接接头在高温下热处理, 使得热影响区晶粒尺寸增大, 导致该区域软化, 进而导致接头强度下降.

图 25 中焊缝处硬度较高, 而热影响区处硬度略低, 但与母材相差不大. 焊接速度 $v = 280 \text{ mm/min}$, 焊接电流 $I = 150 \text{ A}$ 接头的断裂位置均在母材, 如

图 26 所示. 不同参数下接头断口形貌, 如图 27 所示. 说明接头经过热处理后得到了强化, 充分说明接头质量较高. 原因为焊缝、焊趾及其附近区域残余应力经热处理后大幅下降, 强化了焊缝区及邻近的熔合区和热影响区. 断口均存在大量韧窝, 这是接头韧性断裂的特征.

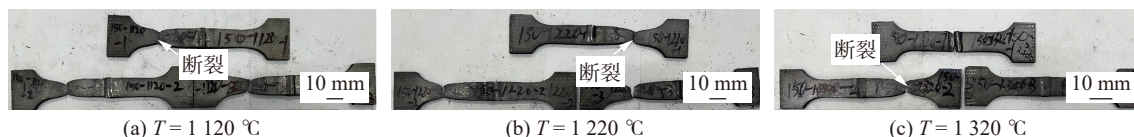


图 26 不同退火温度下接头断裂位置

Fig. 26 Fracture position of joint with different annealing temperatures. (a) $T = 1120 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $T = 1220 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $T = 1320 \text{ }^{\circ}\text{C}$

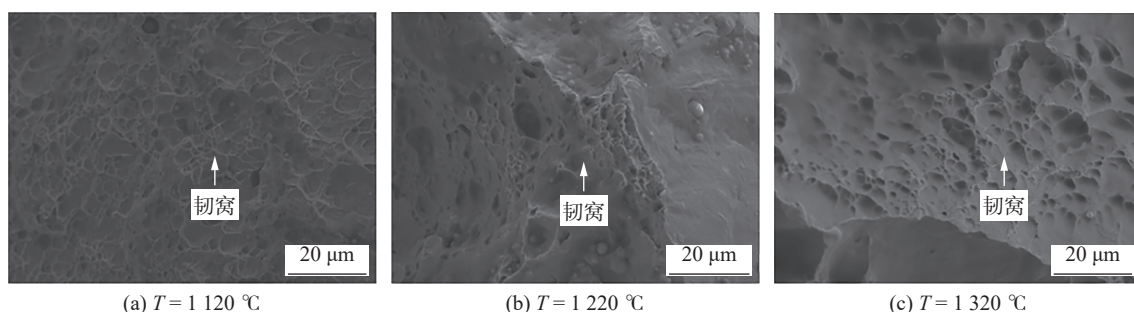


图 27 不同退火温度下接头断口

Fig. 27 Joint fracture with different annealing temperatures. (a) $T = 1120 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $T = 1220 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $T = 1320 \text{ }^{\circ}\text{C}$

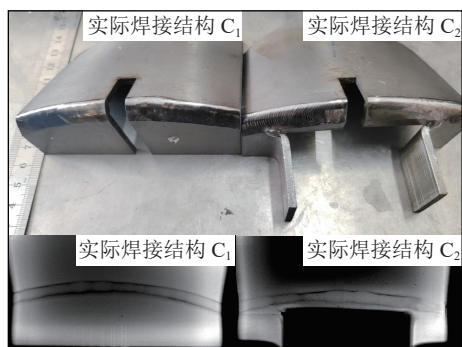


图 28 实际焊接结构接头及无损检测结果

Fig. 28 Actual welded structure joints and non-destructive testing results

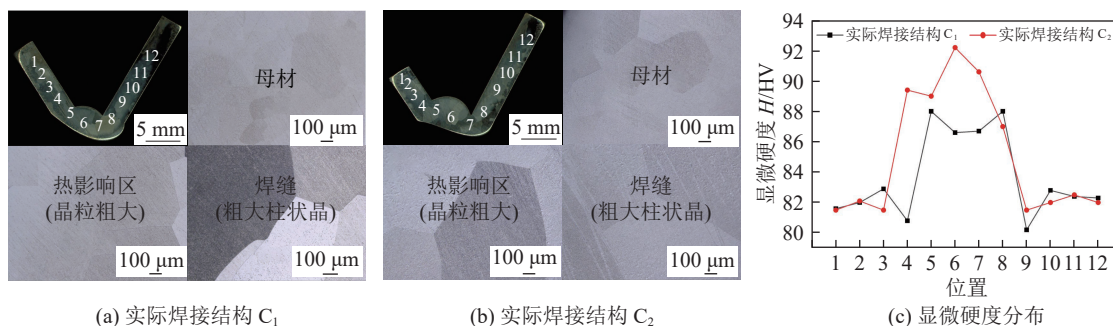


图 29 实际焊接结构接头显微组织及硬度分布

Fig. 29 Microstructure and hardness distribution of actual welded structure joints. (a) actual welded structure C_1 ; (b) actual welded structure C_2 ; (c) hardness distribution

2.5 实际焊接工件的焊接接头评价

图 28 为焊接结构宏观形貌和无损检测. 图 29 为实际焊接结构接头显微组织及硬度分布. 根据优选工艺窗口, 选用焊接电流 $I = 300 \text{ A}$, 焊接速度 $v = 150 \text{ mm/min}$ 对实际焊接结构 C_1 、实际焊接结构 C_2 进行焊接. 而后, 选取退火温度 $T = 1320 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 对实际焊接结构 C_1 、实际焊接结构 C_2 进行热处理. 焊缝宏观无明显缺陷, 无损检测结果表明焊缝内部无缺陷.

图 29 中实际焊接结构 C_1 接头内部无未焊透、微裂纹等缺陷. 同时, 接头显微硬度分布表明, 焊缝

为高硬度区域. 硬度分布结果与板材对接接头焊缝相比, 差距较小, 认为符合板材焊接的评价. 实际焊接结构 C₂ 接头内部无未焊透和微裂纹等缺陷. 同时, 接头显微硬度分布表明, 焊缝为高硬度区域.

3 结论

(1) 综合焊缝表面形貌、CT 检测、金相组织和力学性能分析, 在焊接速度在 280 ~ 320 A, 焊接电流在 150 ~ 180 mm/min 范围内, 焊缝成形良好无明显缺陷, 内部无缺陷强度较高为优选参数.

(2) 未经热处理时接头内部残余应力较大为 142.17 MPa. 经热处理后, 接头内部残余应力大幅下降, 1320 °C 退火后 x 方向上残余应力为 10.69 MPa, 仅为未热处理的 7.5%. 随着温度继续增加残余应力下降幅度变缓, 综合考虑应力消除效果、强度损失和经济性最终选取的最优退火温度最高为 1320 °C.

(3) 确定优选参数包括焊接电流 $I = 300$ A, 焊接速度 $v = 150$ mm/min, 退火温度 $T = 1320$ °C 焊接实际焊接结构, 无损检测和金相分析确认接头内部无缺陷焊接质量良好.

参考文献

- [1] 李旭, 张志彬, 何鹏飞, 等. 钽及钽合金的研究现状与展望 [J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(3): 1131 – 1142.
LI Xu, ZHANG Zhibin, HE Pengfei, *et al.* Research status and prospects of tantalum and tantalum alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(3): 1131 – 1142.
- [2] 孙亮. 钽/钛异种金属超声波、TIG 焊接接头组织与性能研究 [D]. 南昌: 南昌大学, 2025.
SUN Liang. Research on the microstructure and properties of tantalum/titanium dissimilar metal ultrasonic and TIG welding joints [D]. Nanchang: Nanchang University, 2025
- [3] CARDONNE S M, KUMAR P, MICHALUK C A, *et al.* Tantalum and its alloys[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1995, 13(4): 187 – 194.
- [4] 黄德鹏, 操齐高, 李航宇, 等. 钽与不锈钢焊接关键技术的研究进展 [J]. 电焊机, 2025, 55(9): 80 – 90.
HUANG Depeng, CAO Qigao, LI Hangyu, *et al.* Research progress on key technologies for welding tantalum and stainless steel[J]. Welding Machine, 2025, 55(9): 80 – 90.
- [5] PFEIFER T, GLOGOWSKI J, OMOZIK M, *et al.* The MIG welding of thin-walled tantalum elements[J]. *Materials Science and Welding Technologies*, 2024, 67(5-6): 1 – 6.
- [6] LIU W, SUN X, YAN X, *et al.* Review of energy storage capacitor technology[J]. *Batteries*, 2024, 10(8): 103390.
- [7] ORTNER H M. The international journal of refractory metals and hard materials – Present state, future and retrospective view[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, 27(2): 513 – 519.
- [8] YANG B, QIN G, FU B, *et al.* Advances in welding of tantalum alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.08.277.
- [9] 袁敏哲, 马蓓, 刘璐, 等. 钽与钛异种金属氩弧焊焊接接头的组织与性能 [J]. 钛工业进展, 2025, 42(5): 30 – 34.
YUAN Minzhe, MA Bei, LIU Lu, *et al.* Microstructure and properties of welding joint between tantalum and titanium dissimilar metals by argon arc welding[J]. *Titanium Industry Progress*, 2025, 42(5): 30 – 34.
- [10] XIA H, XU Y, YU Y, *et al.* Numerical simulation and properties analysis of Ta10W alloy joints prepared by electron beam welding[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2024, 124: 106819.
- [11] GONG J F, HUANG Y C, YANG M X, *et al.* Numerical simulation analysis of pore suppression behavior in vacuum laser lap welding of Ta10W alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2025, 183: 112403.
- [12] 丁旭. 高钨含量钼合金氩弧焊接工艺研究 [J]. 西安文理学院学报, 2010, 13(4): 61 – 63.
DING Xu. Research on argon arc welding process of high tungsten content tantalum alloy[J]. *Journal of Xi'an University of Arts and Sciences*, 2010, 13(4): 61 – 63.
- [13] GUO Q C, QIAN X Y, XI S, *et al.* Microstructure and properties of electron beam welded joints of tantalum and tungsten[J]. *Welding in the World*, 2018, 62: 123 – 130.
- [14] 陈国庆, 张秉刚, 吴双辉, 等. TC4/Ta-W 合金异种金属电子束焊接 [J]. 焊接学报, 2011, 32(8): 21 – 24.
CHEN Guoqing, ZHANG Binggang, WU Shuanghui, *et al.* TC4/Ta-W alloy dissimilar metal electron beam welding[J]. *Journal of Welding*, 2011, 32(8): 21 – 24.
- [15] 周新志, 马明月, 龚川江, 等. 焊接电流对 6061 铝合金焊接接头组织及力学性能的影响 [J]. 焊接技术, 2024, 53(8): 18 – 23.
ZHOU Xinzhi, MA Mingyue, GONG Chuanjiang, *et al.* The effect of welding current on the microstructure and mechanical properties of 6061 aluminum alloy welded joints[J]. *Welding Technology*, 2024, 53(8): 18 – 23.
- [16] KUMAR U, GOPE D K, KUMAR R, *et al.* Investigation of microstructure and mechanical properties of titanium alloy sheet using low power Nd-YAG laser welding process[J]. *Metallic Materials*, 2018, 56(2): 121 – 129.

作者简介: 闫超, 硕士, 高级工程师; 主要研究方向难熔金属成形工艺; Email: 18512291849@163.com.

(编辑: 汤明日)