文章编号:1671-7872(2026)05-0575-14



张明亚 工学博士,安徽工业大学教授、博士生导师。长期从事材料加工工程、金属及金属基复合材料领域的研究。近3年,以第一作者或通信作者发表高水平学术论文30余篇,主持各类科研项目30余项。研究方向聚焦于镁合金、铝/钛/钢金属基复合材料的塑性变形与腐蚀行为,复合板/管轧制制备工艺,钢材智能控冷技术,异型材成型及构件表面强化等关键科学与工程问题,形成了较为系统性的研究成果。多项技术成果已实现产业转化,并在地方企业落地实施。具有产业界与高校科研双重工作经历,注重科教融合与创新人才培养。指导的研究生连续多年荣获国家奖学金,所带学生在学科竞赛中获省级及以上奖项多项。



李峰 工学博士,南京工业大学教授。主要从事钛合金相变与组织调控、塑性变形机理及金属材料微观结构等方面的研究。近年来,主持国家级前沿技术重点项目课题、国家自然科学基金、国家重点研发计划子课题及省前沿技术研发计划项目课题,同时承担多项企业横向项目。担任《稀有金属材料与工程》《稀有金属》等期刊青年编委,系中国材料研究学会、中国有色金属学会及江苏省材料学会会员;受聘江苏省科技副总,兼任省市科技咨询专家、高新技术企业评审专家及产品质量鉴定专家。在*Physical Review Letters*、*Journal of Alloys and Compounds*等期刊发表SCI论文40余篇;已获授权专利8件。此外,担任*Materials Science and Engineering A*等材料类国际期刊审稿人。

焊接方式对304/201/304不锈钢复合板搭接接头组织与性能的影响

刘同纲[1],郑成思[1],张明亚[1],李 峰[2]
(1.安徽工业大学 材料科学与工程学院,安徽 马鞍山 243032;2.南京工业大学 材料科学与工程学院,南京 211816)

摘要:采用电阻焊、激光焊和熔化极惰性气体保护焊(MIG)3种工艺对轧制复合板进行搭接焊接试验,综合运用金相显微镜、扫描电镜和电子背散射衍射等手段,分析焊缝宏观形貌、微观组织、元素分布、晶粒尺寸及晶界特征,并结合显微硬度、纳米压痕、拉伸断口及180°弯曲试验评价接头力学性能,探究焊接方式对304/201/304不锈钢复合板搭接接头性能的影响。结果

收稿日期:2026-04-21;**修回日期:**2026-06-18
基金项目:安徽省科技攻关计划项目(202423i08050031)
作者简介:刘同纲(1997—),男,安徽宣城人,硕士生,主要研究方向为钢铁材料。
通信作者:张明亚(1982—),男,安徽淮北人,博士,教授,博士生导师,主要研究方向为钢铁材料。
李峰(1981—),男,山东利津人,博士,教授,主要研究方向为钛合金相变与组织调控、塑性变形机理等。
引文格式:刘同纲,郑成思,张明亚,等.焊接方式对304/201/304不锈钢复合板搭接接头组织与性能的影响[J].安徽工业大学学报(自然科学版),2026,43(5):575-588.
Citation: LIU T G, ZHENG C S, ZHANG M Y, et al. Effect of Welding Methods on Microstructure and Properties of 304/201/304 Stainless Steel Composite Plate Lap Joints[J]. Journal of Anhui University of Technology (Natural Science), 2026, 43(5):575-588.

表明: 3 种方法均可获得无宏观缺陷的接头, 但在焊缝形貌、组织及性能上差异显著。电阻焊和激光焊热输入较低、冷却快, 焊缝中心为细小等轴树枝晶, 平均晶粒尺寸分别为 10.6 μm 和 10.1 μm, 焊缝边缘为细小柱状晶; MIG 焊热输入高、冷却慢, 焊缝中心为粗大柱状树枝晶, 平均晶粒尺寸达 27.6 μm。元素分布上, 电阻焊接头为自熔化焊接, Mn 含量最高; 激光焊因添加低 Mn 焊丝, Mn 含量最低; MIG 接头介于两者之间。力学性能上, 电阻焊接头硬度最高 (焊缝区域平均为 258.8 HV, 焊缝中心纳米硬度为 5.15 GPa), 归因于细晶强化、高位错密度及 Mn 固溶强化的协同作用, 但塑性最差; 激光焊接头硬度次之 (255.7 HV, 纳米硬度 5.11 GPa), 强度与塑性匹配最佳; MIG 接头硬度最低 (244.1 HV, 纳米硬度 5.01 GPa), 塑性最优。3 种接头均能通过 180°弯曲试验, 抗弯性能良好。本研究为汽车燃油系统用不锈钢复合板焊接方法的工程选用提供了依据。

关键词: 电阻焊; 激光焊; MIG 焊; 不锈钢复合板; 微观组织; 力学性能; 晶粒细化; 固溶强化

中图分类号: TG 44 **文献标志码:** A **doi:** 10.12415/j.issn.1671−7872.26051

Effect of Welding Methods on Microstructure and Properties of 304/201/304 Stainless Steel Composite Plate Lap Joints

LIU Tonggang[1], ZHENG Chengsi[1], ZHANG Mingya[1], LI Feng[2]

(1. School of Materials Science & Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243032, China;
2. College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University,Nanjing 211816, China)

Abstract: To investigate the effect of welding methods on the lap joint performance of 304/201/304 stainless steel composite plates, three welding methods, namely resistance welding, laser welding, and metal inert gas (MIG) welding, were applied to lap-weld the rolled composite plates. The macroscopic weld morphology, microstructure, elemental distribution, grain size, and grain boundary characteristics were analyzed by means of optical microscopy, scanning electron microscopy, and electron backscatter diffraction, and the mechanical properties were evaluated by microhardness testing, nanoindentation, tensile fractography, and 180° bending tests. The results show that all three welding methods produce joints without macroscopic defects, but the weld morphology, joint microstructure, and properties differ. Resistance welding and laser welding have low heat input and fast cooling, resulting in fine equiaxed dendrites in the weld center with average grain sizes of 10.6 μm and 10.1 μm, respectively, and fine columnar grains at the weld edge. MIG welding has high heat input and slow cooling, resulting in coarse columnar dendrites in the weld center with an average grain size of 27.6 μm. In terms of elemental distribution, resistance welding exhibits the highest Mn content due to self-melting of the base metal, laser welding shows the lowest Mn content due to the addition of a low-Mn filler wire, and MIG falls between the two. Regarding mechanical properties, the resistance welded joint has the highest hardness, with an average microhardness of 258.8 HV in the weld zone and a nanohardness of 5.15 GPa at the weld center, which is mainly attributed to fine-grain strengthening, high dislocation density, and Mn solid-solution strengthening, but its plasticity is the poorest. The laser welded joint ranks second, with average values of 255.7 HV and 5.11 GPa, achieving the best balance between strength and plasticity. The MIG joint has the lowest hardness (244.1 HV and 5.01 GPa) but exhibits the best plasticity. Bending tests show that all three joints can withstand 180° bending and have good bending resistance. This study provides a basis for selecting welding methods for stainless steel composite plates used in automotive fuel systems.

Keywords: resistance welding; laser welding; MIG welding; stainless steel composite plate; microstructure; mechanical properties; grain refinement; solid solution strengthening

燃油系统作为汽车动力的核心, 其关键部件 (油箱、油管、油泵等) 长期接触燃油及其燃烧副产物, 并受湿度、盐雾、温度波动等多重环境因素影响, 对材料的耐腐蚀性、力学稳定性及经济性提出了严苛要求[1−3]。304/201/304 不锈钢复合板通过轧制实现冶金结合, 兼具表层 304 不锈钢优异的耐蚀性与中间 201 不锈钢基层的高强度与低成本优势[4], 已成为燃油系统制造的重要候选材料。然而, 该复合板

的工程应用高度依赖焊接接头的质量。三层结构间化学成分与热物理性质的差异, 使焊接热循环易诱发接头组织不均匀、残余应力集中及力学性能劣化[5], 成为制约其安全可靠应用的关键瓶颈。因此, 合理选择焊接方法与工艺参数以控制热输入, 是保障接头综合性能的有效途径。

针对不锈钢复合板的焊接问题, 国内外已有大量研究。电阻焊方面, Farzad 等[6] 揭示了焊接电流对 AISI 2304/AISI 321 异种钢点焊接头组织与断裂模式的调控规律, 获得了最优工艺窗口; Fukumoto 等[7] 发现电阻点焊的冷却速率可达 10^5 ℃/s 量级, 显著细化焊缝组织; Liu[8] 提出了 SUS301L 不锈钢无压痕电阻点焊方法, 通过添加钢球使压痕深度小于板厚的 1%。激光焊方面, Ning 等[9] 发现激光–MIG 复合焊接较 MIG 可使热影响区更窄、晶粒更细; Tang 等[10] 指出快速冷却可有效抑制有害相析出; Gou 等[11] 确定热输入在 30~50 J/mm 时焊缝良好。激光–电弧复合焊接因兼具激光焊的高精度与电弧焊的桥接能力, 有利于改善成形并减少气孔与飞溅[12−13]。MIG 焊方面, Mekonone 等[14] 优化了 304L 不锈钢 MIG 焊接参数以获得最佳力学性能; Li 等[15] 研究了保护气体对熔滴过渡及焊缝成形的影响; Madavi 等[16] 分析了 MIG 工艺参数对焊接质量的作用规律。李小兵等[17] 指出, 复合板焊接的技术难点在于兼顾基层强度匹配与覆层耐蚀性。

综上所述, 304/201/304 不锈钢复合板的三层异质结构显著增加了接头组织的复杂性。3 种焊接方式各具特点: 电阻焊效率高但易产生裂纹, 激光焊精度高但对装配要求严苛, MIG 焊适应性强但热输入大导致组织粗化。目前研究多聚焦于单一工艺的独立优化, 缺乏统一体系下 3 种方式的系统对比, 对热输入及冷却速率差异所引发的组织演变规律及其性能关联机制尚不清楚。为此, 系统考察上述 3 种焊接方式对接头宏微观形貌、元素分布、晶粒特征及力学性能的影响, 结合硬度、纳米压痕、弯曲及拉伸试验综合评估性能, 揭示焊接方式、组织与性能之间的内在关联, 为汽车燃油系统用复合板焊接方法的选择提供理论支撑。

1　试验材料与方法

1.1　试验材料

试验基材为市售 304 不锈钢和 201 不锈钢, 化学成分见表 1。采用轧制工艺制备 304/201/304 三层复合板, 总厚度为 0.96 mm, 其中上下覆层为 0.075 mm 厚的 304 不锈钢, 基层为 0.81 mm 厚的 201 不锈钢。将复合板经电火花线切割加工为 330 mm×40 mm×0.96 mm 的矩形试板, 尺寸公差控制在 ±0.01 mm 以内。焊接前, 搭接表面依次经去离子水清洗和酒精超声波清洗。为探究不同焊接方式对搭接接头质量的影响, 分别采用电阻焊、激光焊与 MIG 3 种方法进行搭接焊接。搭接长度为 16 mm, 沿试板 330 mm 长边施焊。激光焊和 MIG 焊均添加 Φ0.8 mm 的 ER308 不锈钢焊丝 (成分见表 1), 电阻焊因工艺特点不添加焊丝。

表 1　试验材料主要化学成分　　*w*/%

Tab. 1　Main chemical composition of test materials　　*w*/%

材料	Cr	Ni	C	Mn	Si	P	S	Cu/Mo	Fe
304	19	9.0	0.07	2.0	1.00	0.045	0.03	—	余量
201	17	4.5	0.15	6.5	1.00	0.06	0.03	—	余量
ER308	21	10.0	0.08	2.0	0.65	0.03	0.03	0.75	余量

1.2　焊接工艺

电阻焊 (resistance welding, RW) 是将被焊工件叠放于上、下电极之间, 通以高电流, 利用接触面的电阻热使复合板局部迅速加热至塑性或熔化状态。熔核率先在焊接中心点形成, 同时在电极压力作用下实现原子间的冶金结合。焊接示意图和焊接工艺参数分别见图 1 和表 2。

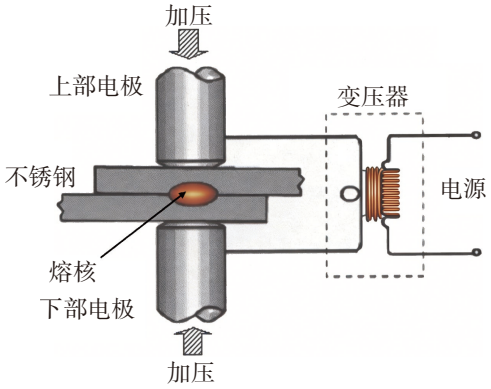


图1　电阻焊焊接示意图

Fig. 1　Schematic diagram of resistance welding

表 2　电阻焊焊接工艺参数

Tab. 2　Welding parameters of r esistance welding

电流/kA	压力/kN	通电时间/s	电极直径/mm	填充材料	电极材料
6.5	3.5	0.16	6	—	Cu–Cr

激光焊 (laser welding, LW) 以高能量密度激光束为热源, 聚焦后照射于工件搭接区域, 使金属迅速熔化形成熔池, 实现连接。焊接示意图及工艺参数见图 2 和表 3。

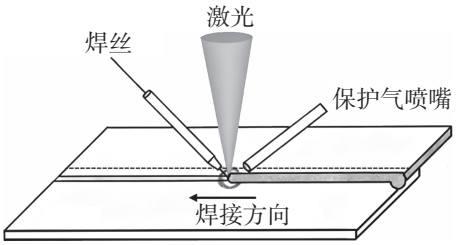


图2 激光焊焊接示意图

Fig. 2 Schematic diagram of laser welding

表 3 激光焊焊接工艺参数

Tab. 3 Process parameters of laser welding

激光器	波长/nm	功率/W	速度/(mm/s)	保护气体	填充材料
光纤激光器	1 070	300	15	Ar	ER308

MIG 焊以连续送进的焊丝为熔化电极，在惰性气体保护下，焊丝与工件间产生电弧，电弧热熔化焊丝及母材形成焊缝。焊接示意图及工艺参数分别见图 3 和表 4。

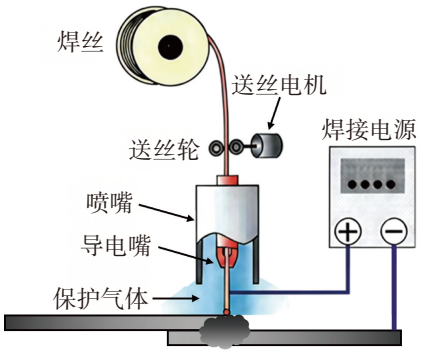


图3 MIG 焊接示意图

Fig. 3 Schematic diagram of MIG welding

表 4 MIG 焊接工艺参数

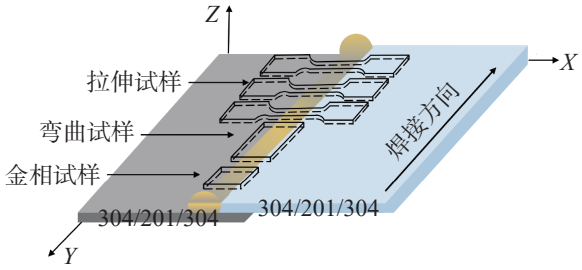
Tab. 4 Process parameters of MIG welding

电流/A	电压/V	速度/(mm/s)	保护气体	填充材料
20	20	4	98%Ar+2%O_2	ER308

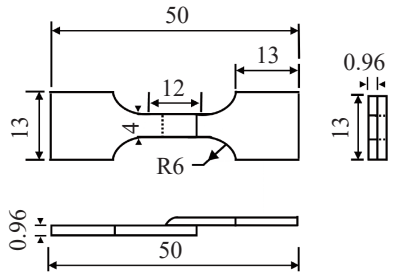
由上述工艺参数计算热输入：激光焊和 MIG 焊按热输入公式 $E=P/v$ (E 为热输入，P 为激光功率，v 为焊接速度) 计算，分别为 20 J/mm 和 600 J/mm；电阻焊按公式 $E=I^2Rt$ (I 为焊接电流，R 为工件间电阻，t 为通电时间)，约为 600 J，三者中激光焊热输入最低，电阻焊次之，MIG 焊最高。冷却速率方面，电阻焊与激光焊可达 10^3~10^5 ℃/s 量级，而 MIG 焊仅约 10^2 ℃/s 量级，显著低于前两者。

1.3 微观表征与力学测试

从 3 种焊接方式的搭接接头中截取试样，取样位置如图 4(a) 所示。金相试样经镶嵌、研磨、抛光后，室温下用 10 g 草酸和 90 g 蒸馏水配制的 10% 草酸溶液电解浸蚀，电压 8~15 V，时间 15~30 s，以显示微观组织。采用光学显微镜 (optical microscope, OM) 观察微观形貌，X 射线衍射 (X ray diffraction, XRD) 分析焊缝区相结构，扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 结合能谱 (energy dispersive spectroscope, EDS) 分析元素分布，电子背散射衍射 (electron backscattering diffraction, EBSD) 分析晶粒尺寸与晶界取向。XRD 试样抛光至镜面后，以 5%(体积分数) 高氯酸酒精溶液电解抛光，电压 20~30 V，时间 10~15 s，扫描角度 2θ 为 10°~90°，扫描速率 10°/min。EBSD 试样制备方法同 XRD，扫描步长 1 μm，放大倍数 500 倍，加速电压 15 kV。



(a) 取样示意图



(b) 试样尺寸

图4 取样示意图及试样尺寸 单位：mm

Fig. 4 Sampling schematic diagram and sample size diagram Unit: mm

维氏硬度测试采用载荷 1 kg、保载 10 s，沿接头横截面的横向与纵向打点，评估硬度分布。纳米压痕测试在焊缝区、热影响区及母材区进行，最大载荷 10 mN、保载 20 s。室温拉伸试验的应变速率为 0.36 mm/min，试样尺寸如图 4(b) 所示，采用 SEM 观察断口形貌。弯曲试样沿焊缝方向截取，进行 180° 面弯和背弯，通过宏观观察及 OM 检查弯曲外表面裂纹，评价弯曲塑性与界面结合可靠性。

2 结果与分析

2.1 焊缝宏观形貌

图 5 为 3 种焊接接头的宏观形貌。电阻焊接头上下表面焊缝均呈规则窄条状，平整无烧蚀变形，归因于热量集中于界面且输入低，熔核快速形成并凝固。激光焊接头焊缝窄细，上表面熔合区轮廓清晰，

下表面仅轻微热影响变色, 整体均匀无缺陷, 这是激光焊能量密度高、热输入集中, 熔池小且冷速快所致。MIG 焊接头缝宽显著增大, 上下表面热影响区变色明显, 焊缝表面呈轻微波纹状, 无裂纹和气孔, 下表面有局部堆积, 源于电弧热源分散、熔池较大, 凝固过程受熔滴过渡与保护气流影响易形成波纹, 且较大的热输入导致热影响区增宽及表面变色。

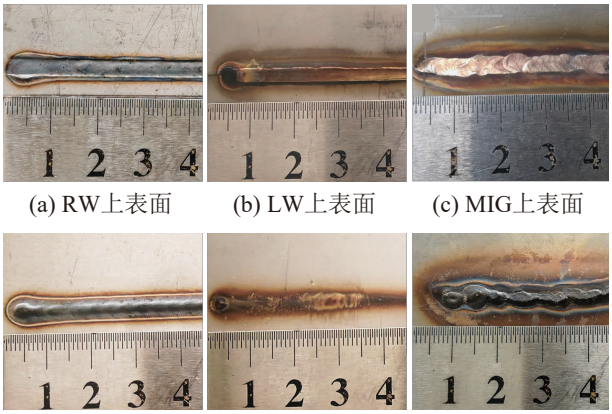


图5　3 种焊接接头表面宏观形貌

Fig. 5　Surface macroscopic morphologies of three welded joints

2.2　焊缝区物相分析

图 6 为不同焊接方式下焊接接头区域的 XRD 物相分析结果。

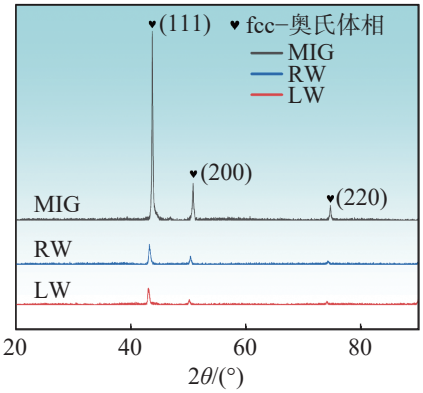


图6　3 种焊接接头的物相分析

Fig. 6　Phase analysis of three welded joints

3 种焊接方式的衍射图谱均呈现 fcc–奥氏体相的 (111), (200) 和 (220)3 个特征峰, 各峰位置一致, 仅略有偏移, 未检测到其他杂相。其中, MIG 焊接头衍射峰强度最高, 峰形尖锐且半高宽较窄, 归因于其热输入较高、冷却较慢, 焊缝区晶粒长大充分, 晶体缺陷较少; 电阻焊与激光焊接头衍射峰宽化且强度降低, 因冷却快、晶粒细小且存在较多晶格畸变和位错。Ni 作为强效奥氏体稳定剂, 有效抑制了快速冷却时向脆性马氏体的转变[18]; Cr, Mn, C, S, P, Si, Fe 等元素固溶于奥氏体基体, 避免了 σ 相等有害金属间化合物的大量析出[19], 故脆性马氏体或金属间化合物含量极低, 未产生可检测的特征衍射峰。

2.3　焊接接头微观组织

本文重点分析 3 种焊接接头的焊缝中心 (WZ1)、焊缝边缘 (WZ2)、热影响区 (heat-affected zone, HAZ) 及母材区 (BM)。母材区中, 上下 304 覆层 (BM1) 厚度占比 15.6%, 起抗腐蚀作用, 中间 201 基层 (BM2) 厚度占比 84.4%, 提供结构强度。分别观察各区域微观组织、元素分布及含量变化, 对比反极图、晶粒尺寸、相组成、晶界角分布及核平均取向差 (Kernel average misorientation, KAM)。

2.3.1　微观形貌特征

图 7 为 3 种焊接接头经草酸电解腐蚀后的横截面形貌, 灰色区域为焊缝区。3 种焊接方式均获得无宏观缺陷的接头, 其中电阻焊和 MIG 焊接头焊缝区具有明显的上下表面之分, 而激光焊无此区别。激光焊焊缝区尺寸明显小于电阻焊和 MIG 焊, 其最上侧凸起处为焊缝中心; MIG 焊焊缝区域最大, 归因于其热输入高、熔池流动性好。

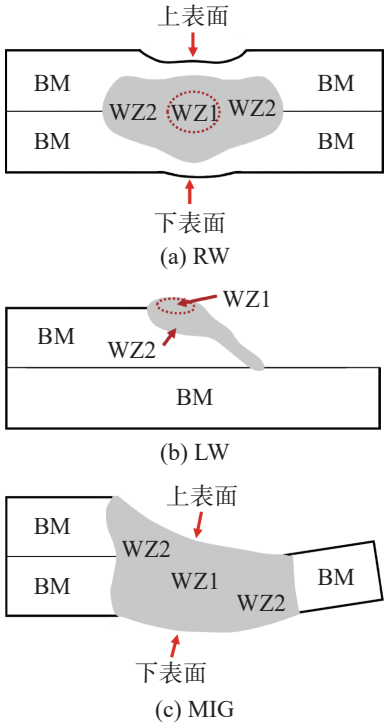


图7　不同焊接接头截面腐蚀后的示意图

Fig. 7　Schematic diagram of different welded joint sections after corrosion

图 8 为焊接接头焊缝区的微观形貌。电阻焊接头焊缝区呈超细化树枝晶和胞状晶, 腐蚀后枝晶轮廓清晰, 焊缝中心为极细小等轴树枝晶, 边缘为细小拉长的柱状晶。这是快速加热与水冷电极强制冷却

所致，极高冷速下大量晶核同时形成而来不及长大，故晶粒整体细小；边缘沿热流方向定向生长形成柱状晶，中心因过冷度均匀形成等轴晶，枝晶轮廓因晶界成分偏析在腐蚀后清晰显现，组织致密[20]。激光焊接头以细小树枝晶为主，形貌规则、定向，晶体沿最大热流方向 (垂直熔合线) 外延生长，组织均匀致密，元素分布均匀。高能量密度、低热输入及快冷的特点保证了组织细化，熔池边界部分熔化的母材晶粒作为结晶核心，促使柱状晶外延生长，匹配焊丝进一步均匀。MIG 焊接头为粗大柱状树枝晶，一次、二次枝晶臂发达，晶粒尺寸远大于前两者，柱状晶贯穿焊缝中心、方向性强。高热输入、低冷速导致熔池大、高温停留时间长，晶粒充分长大；冷速慢则降低形核率，促进柱状晶竞争生长，形成粗大定向柱状晶区[21]。与激光焊类似，MIG 焊也使用填充焊丝，成分均匀，无微观偏析。

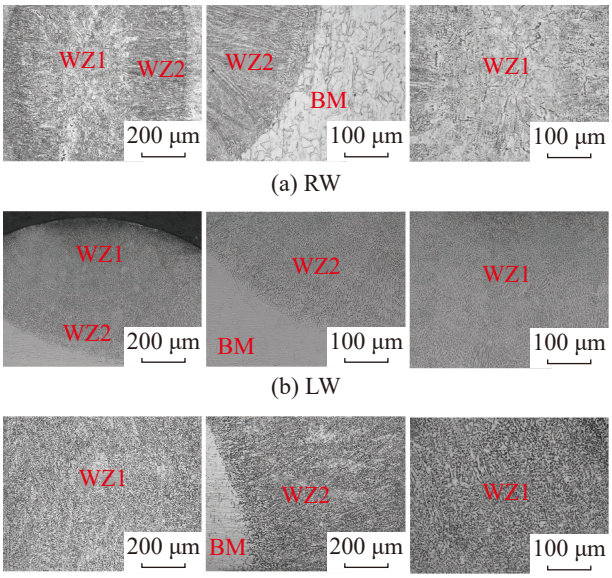


图8 不同焊接接头微观组织

Fig. 8 Microstructure of different welded joints

图 9 为母材区微观组织，呈现轧制态或退火态的等轴奥氏体晶粒，伴有退火孪晶。

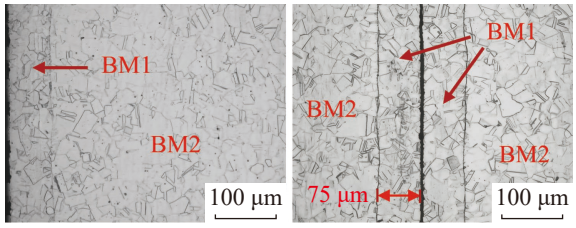


图9 母材区微观组织

Fig. 9 Microstructure of base metal zone

2.3.2 元素分布

图 10 为焊接接头焊缝区主要元素的 EDS 面扫结果。Cr, Ni, Mn 等元素均在焊缝区内分布均匀，未见明显偏析带。

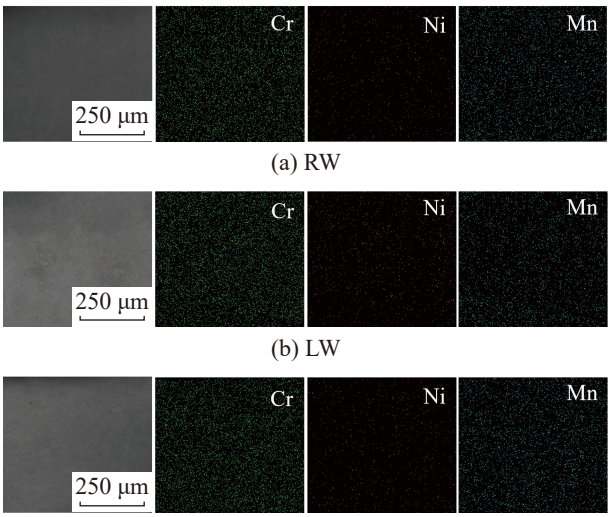
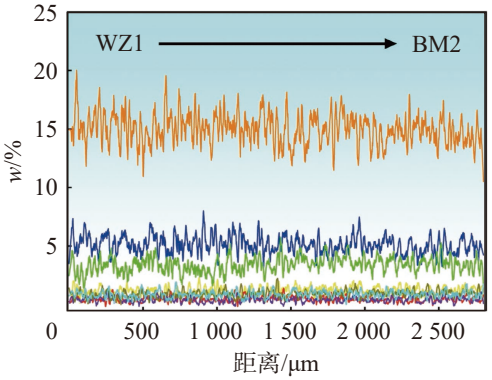


图10 不同焊接接头焊缝区域的元素面分布

Fig. 10 Elemental distribution maps of weld regions for different welded joints

图 11 为 3 种焊接接头从焊缝中心至母材区的 EDS 线扫结果。各元素含量变化平缓，但受热输入及母材熔化量影响，分布特征各异。Cr 在电阻焊接头中含量前后变化不大，在激光焊和 MIG 焊接头中呈由焊缝向母材递减趋势，这是因为后两者焊缝区有更多 304 不锈钢参与熔合，使 Cr 含量高于 201 母材。Ni 的分布行为与 Cr 相似，源于二者在 3 种材料中含量分布一致，故扩散行为相同。Mn 分布因焊接方法差异显著。电阻焊接头 Mn 含量最高 (源于自熔化效应)，激光焊与 MIG 焊接头较低。激光焊中，热输入低、母材熔化少，且 ER308 焊丝 Mn 含量低于 201 母材，故焊缝 Mn 含量低于母材，线扫穿越熔合线后 Mn 含量明显上升。MIG 焊因热输入高、熔池大，大量 201 母材与焊丝充分混合，焊缝 Mn 含量被稀释至接近母材水平，线扫描曲线平缓。



(a) RW

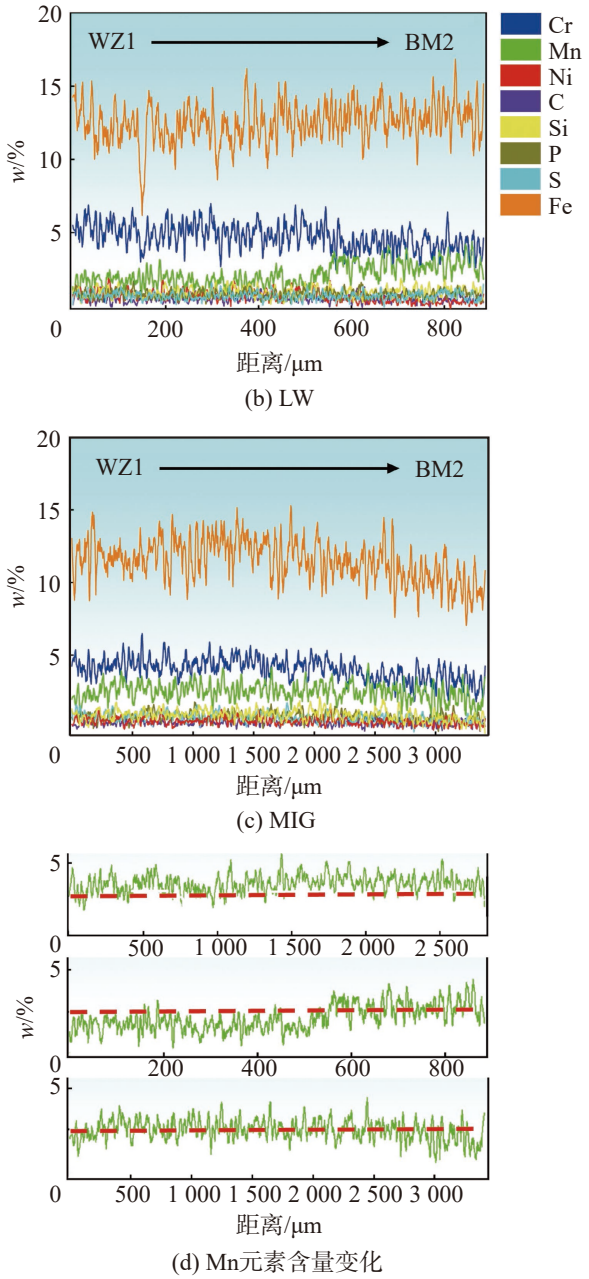
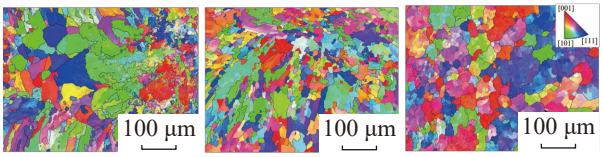


图11　不同焊接接头焊缝中心至母材区的元素含量分布

Fig. 11　Element distribution profiles from weld center to base metal for different welded joints

2.3.3　晶粒形态与晶界特征

如图 12 所示, 不同焊接方式下焊缝晶粒形态差异显著。电阻焊与激光焊因冷却快, 焊缝中心为极细小等轴树枝晶; MIG 焊热输入高、冷却慢, 焊缝中心为粗大柱状树枝晶。焊缝边缘处, 电阻焊与激光焊均为细小拉长柱状晶, MIG 焊则为粗大柱状晶。



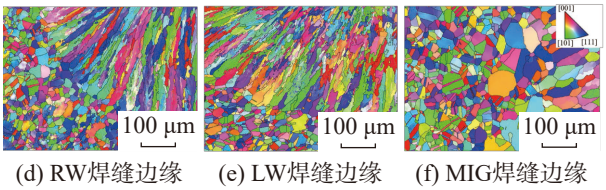
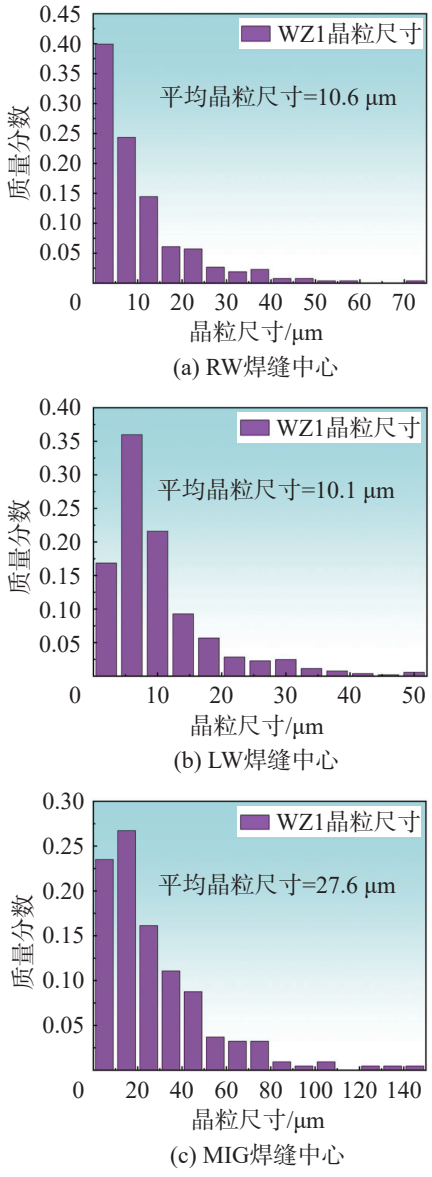


图12　不同焊接接头焊缝中心与焊缝边缘区域的晶粒取向反极图

Fig. 12　Inverse pole figure (IPF) maps of the weld center and weld edge regions for different welded joints

由图 13 和图 14 可知, 焊缝中心区域激光焊平均晶粒尺寸最小 (10.1 μm), 电阻焊次之 (10.6 μm), MIG 焊最大 (27.6 μm); 焊缝边缘区域电阻焊最小 (13.1 μm), 激光焊次之 (13.2 μm), MIG 焊最大 (24.5 μm)。



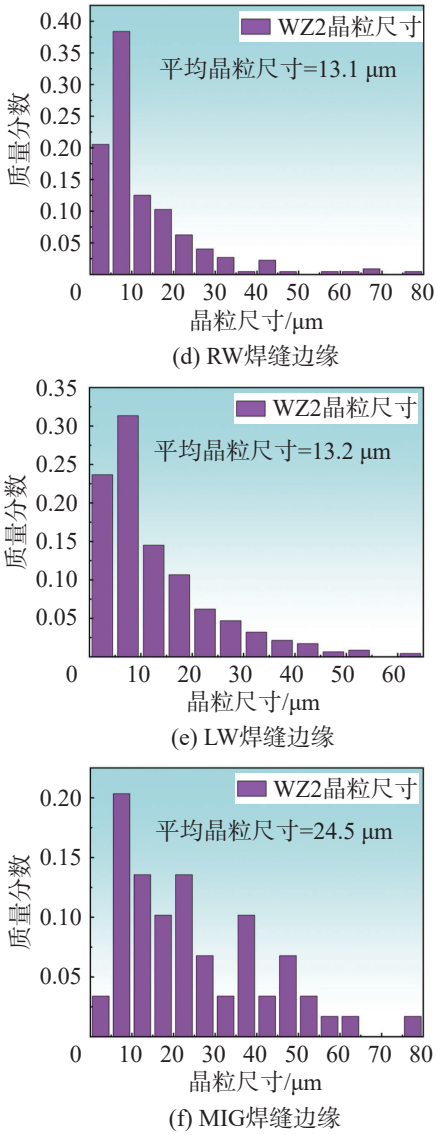


图13 不同焊接接头焊缝中心与边缘区域的晶粒尺寸

Fig. 13 Grain size in weld center and edge regions of different welded joints

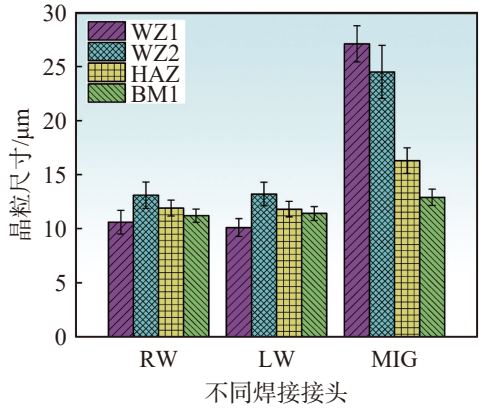


图14 不同焊接接头焊缝中心、边缘及热影响区的区域晶粒尺寸对比

Fig. 14 Comparison of grain size in weld center, edge, and heat-affected zone of different regions of welded joints

电阻焊与激光焊的焊缝中心晶粒小于边缘，而MIG焊反之，归因于MIG焊热输入高、冷却缓，使中心高温停留时间长，晶粒充分长大，而边缘邻近母材散热较快，故晶粒略小；电阻焊与激光焊中心冷速快形成细晶，边缘凝固稍慢，晶粒外延生长而略粗。3种接头平均晶粒尺寸均大于母材，其中MIG焊的HAZ晶粒最大，因其高热输入使该区域经历更长时间的回复、再结晶及晶粒长大。

图15为焊接接头焊缝中心与边缘的大小角度晶界分布 (小角度晶界 2°~15°，大角度晶界>15°)。小角度晶界主要由位错排列构成，其占比直接反映位错密度和局部应变，占比越高，位错强化越强，局部应变也越大[22]；大角度晶界是晶界强化的主要因素。焊缝中心处，MIG焊小角度晶界占比最高 (68.3%)，电阻焊次之 (63.3%)，激光焊最低 (40.0%)。MIG焊缓冷中粗大柱状晶形成发达树枝晶，枝晶臂间多由小角度晶界分隔，致其占比高；电阻焊与激光焊虽冷却快速，但电阻焊的压力–加热过程引入更大塑性变形与应变，位错密度高于激光焊，而激光焊热源纯净集中，组织应力较小。焊缝边缘为外延生长起点，晶粒从母材向焊缝方向长大，初始取向一致且冷却速度较快，晶内亚结构不发达，故三者小角度晶界占比均低于各自焊缝中心。

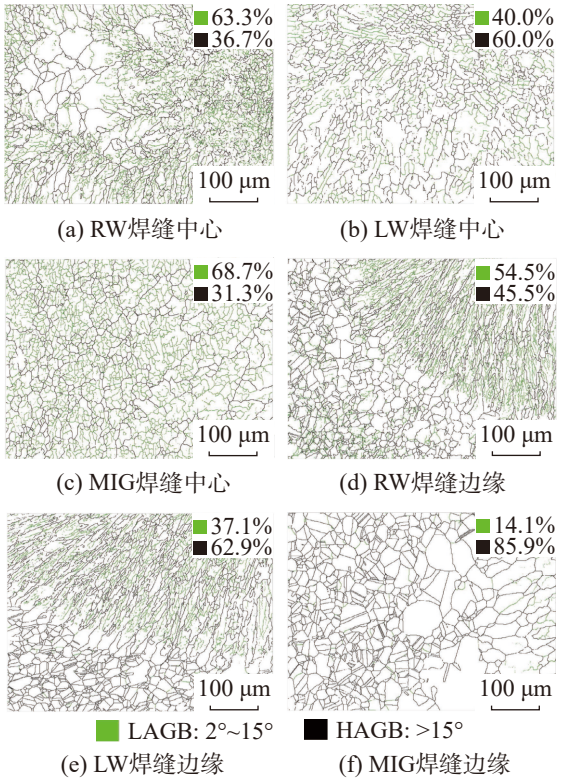


图15 不同焊接接头焊缝中心和焊缝边缘区域的大小角度晶界

Fig. 15 Large and small angle grain boundary maps of weld center and weld edge of different welded joints

KAM 反映晶粒局部取向差, 间接表征位错密度与应力。如图 16 所示, 焊缝中心区域电阻焊 KAM 最大 (4.95°), 激光焊 (4.79°) 与 MIG 焊 (4.83°) 相近。电阻焊高 KAM 源于极快冷却与电极压力引入的高位错密度; 激光焊热源纯净、无机械压力, 位错密度略低。MIG 焊 KAM 与激光焊相近, 但其小角度晶界占比最高 (68.3%), 这一表观矛盾源于 MIG 焊高温使位错发生动态回复, 形成清晰亚晶界, 亚晶界内部位错密度低[23], 故 KAM 不高; 而激光焊与电阻焊的位错以缠结网形式弥散分布于晶内, 未形成清晰亚晶界, 故小角度晶界占比较低但 KAM 较高[24]。焊缝边缘处, 电阻焊 KAM 最大 (4.88°), 激光焊次之 (4.67°), MIG 焊最小 (3.39°), 三者均低于各自中心。MIG 焊边缘 KAM 远低于中心, 因其边缘冷速较快, 位错密度较低, 与图 14 中 MIG 焊边缘小角度晶界占比 14.1% 一致; 电阻焊与激光焊边缘 KAM 降幅较小, 仍保留较高位错密度。

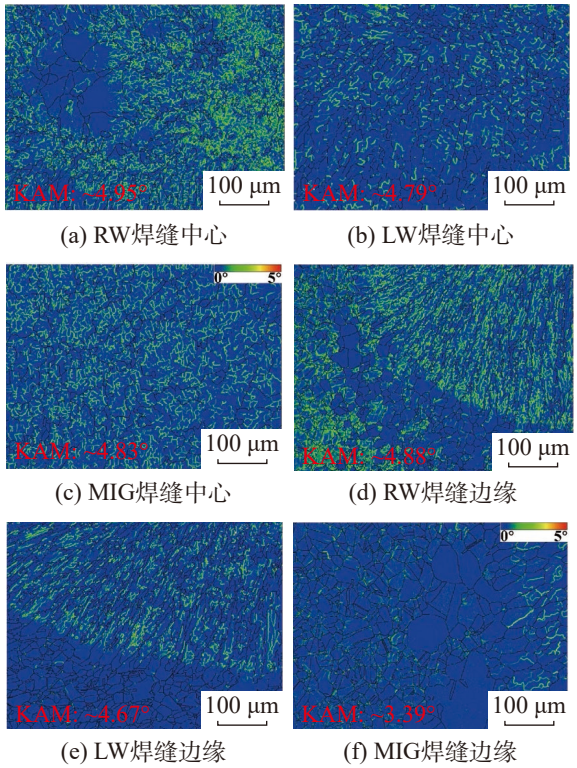


图16　不同焊接接头焊缝中心和边缘的 KAM 分布

Fig. 16　KAM distributions of weld center and weld edge area of different welded joints

综上所述, 焊接接头处 Cr, Ni, Mn 等元素分布均匀, 无明显偏析。从焊缝中心到母材区大部分元素含量变化不大, 这与接头焊接以 201 和 304 不锈钢相关。图 11 中, 激光焊 Mn 含量从焊缝到母材明显上升, 因其热输入低, 仅熔化高 Mn 的 201 母材, 且低 Mn 焊丝进一步稀释了焊缝 Mn 含量。激光焊与电阻焊在焊缝中心和边缘的晶粒尺寸相近, MIG 焊晶粒显著粗大, 因其高热输入使晶粒充分回复、再结晶和长大。焊缝中心以等轴晶为主, 边缘为细长柱状晶。凝固初期, 电阻焊与激光焊焊缝中心冷速极快, 平均晶粒尺寸约 10 μm; MIG 焊熔池中心高温停留时间长, 平均晶粒尺寸约 27.6 μm。因此, 电阻焊与激光焊焊缝中心小角度晶界占比高, 位错强化显著; MIG 焊中心大角度晶界占比高, 塑韧性更强。焊缝边缘柱状晶具有方向性, 熔池热量主要向母材散失, 温度梯度在焊缝中心最低、边缘最高[25], 外延生长与竞争性选择机制主导其形成[26]。KAM 值显示, 电阻焊与激光焊的位错密度和局部应力均高于 MIG 焊。

2.4　焊接接头力学性能

2.4.1　显微硬度

图 17 为电阻焊与 MIG 焊接头沿厚度方向的显微硬度分布 (取样间距 0.2 mm)。以最高硬度点 267.75 HV 为例, 对应压痕对角线长度约为 83 μm。按 GB/T 4340.1—2024 推荐的相邻压痕最小间距 (至少为平均对角线长度的 2.5 倍) 计算, 要求最小间距不小于 207 μm。本试验设定 200 μm 间距, 略小于推荐值, 基本满足要求。

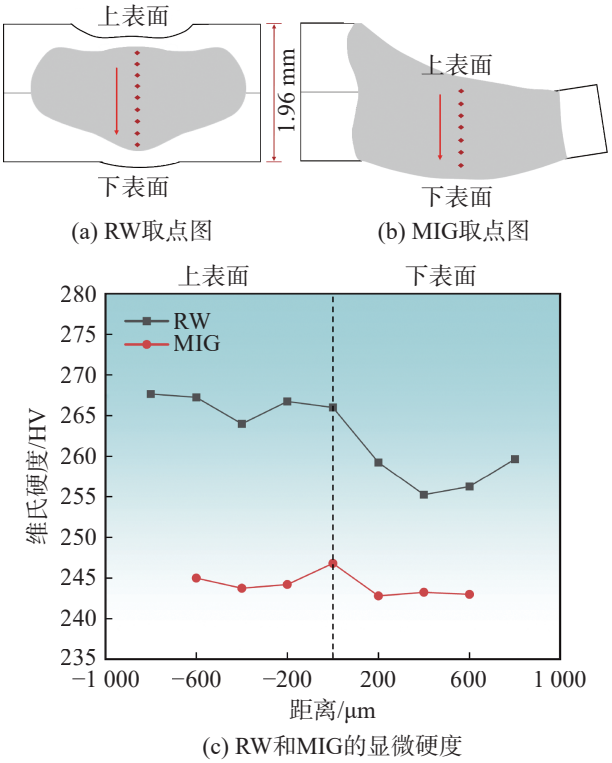


图17　电阻焊与 MIG 焊接头的显微硬度

Fig. 17　Microhardness of resistance welded and MIG welded joints

由图 17 可知, 电阻焊接头硬度在 255~268 HV

之间波动，上表面硬度显著高于下表面，原因为上表面受电极压力约束，冷却速度相对较慢，晶粒细化更充分；下表面自由冷却，晶粒略粗，硬度偏低。MIG 焊接头硬度整体平稳，上表面约 244 HV，这与其连续送丝和熔池底部冷却快的工艺有关，即上表面受熔池底部金属的约束，凝固快，晶粒细化充分，且填充焊丝分布均匀抑制了局部软化；下表面作为熔池与母材的界面，先接触低温母材，凝固早于上表面，硬度略低 (242~244 HV)。焊缝中心硬度最高，为 246.8 HV。

激光焊接头无明显上表面凸起且焊缝较薄，故在焊缝中心和边缘各取 5 个点进行硬度测试，结果见表 5。激光焊焊缝中心平均显微硬度 (255.1 HV) 高于边缘 (247.3 HV)，这是因为激光焊采用高能量密度聚焦热源，熔池自熔合线向中心定向凝固，边缘靠近熔合线先接触低温母材，快速凝固形成细柱状晶；而焊缝中心凝固起始晚但冷却速率极高，形成细小等轴晶，细晶强化占主导，因此中心硬度更高。

表 5　激光焊焊缝中心及边缘显微硬度　　单位：HV

Tab. 5　Microhardness of laser welded joint at center and edge　　Unit:HV

位置	1	2	3	4	5	平均值
焊缝中心	259.1	257.0	256.3	250.8	252.1	255.1
焊缝边缘	245.4	246.7	251.6	250.2	242.6	247.3

图 18 为焊缝中心 (WZ1) 至母材区的显微硬度分布。

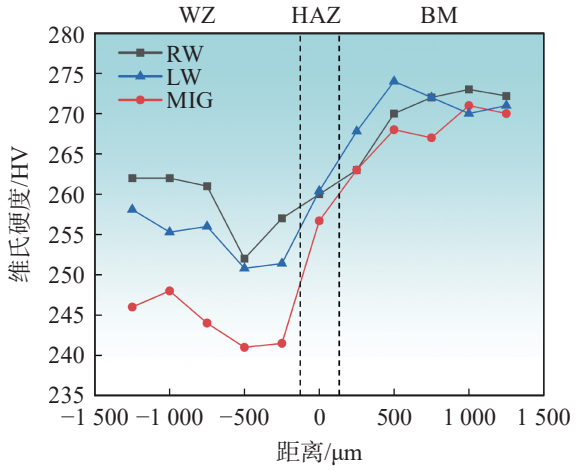


图18　不同焊接接头焊缝至母材的显微硬度

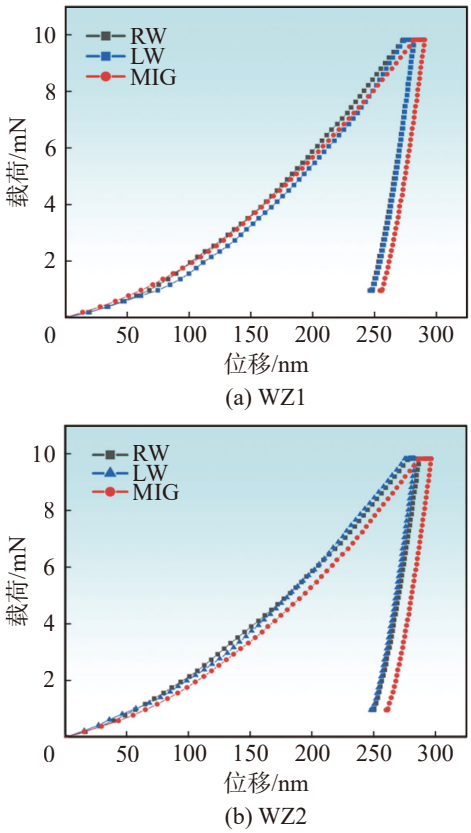
Fig. 18　Microhardness of different welded joints

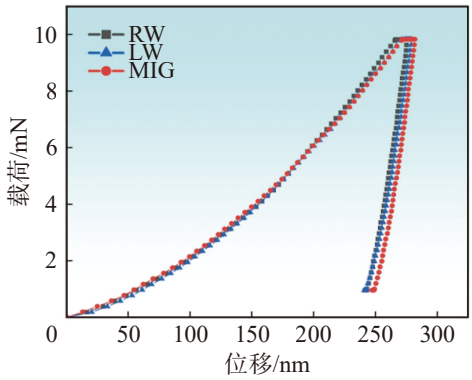
3 种焊接方式中，电阻焊缝区域平均硬度最大 (258.8 HV)，激光焊次之 (255.7 HV)，MIG 焊最低 (244.1 HV)。电阻焊与激光焊硬度高主要源于晶粒细化，且电阻焊小角度晶界占比更高、位错强化更强，加之其焊缝区 Mn 含量更高，固溶强化更显著。MIG 焊晶粒粗大，硬度最低。电阻焊与激光焊焊缝中心硬度均大于边缘，而 MIG 焊中心与边缘相近。电阻焊与激光焊热影响区硬度相近，MIG 焊略低。201 母材区平均硬度约 270 HV，高于热影响区，因其晶粒发生粗化；同时母材区硬度也高于焊缝区，这可能与 Cr, Ni, Mn 等元素的含量差异有关。

综上，焊接接头硬度变化与晶粒尺寸及元素分布密切相关。Hall–Petch 公式[27−28] 表明晶粒尺寸影响硬度和强度。电阻焊和激光焊焊缝中心晶粒尺寸小于边缘，硬度却高于边缘；3 种焊接方式中，201 母材区晶粒尺寸小于热影响区，硬度却高于热影响区；电阻焊平均硬度 (258.8 HV) 大于激光焊 (255.7 HV) 和 MIG 焊 (244.1 HV)。此外，图 11EDS 线扫显示，电阻焊焊缝处 Mn 含量高于添加 ER308 焊丝的激光焊和 MIG 焊接头。Mn 作为奥氏体中有效固溶强化元素，其原子固溶于晶格引起畸变，阻碍位错运动，因此电阻焊焊缝中较高 Mn 含量产生更强固溶强化，使其平均硬度高于激光焊和 MIG 焊。

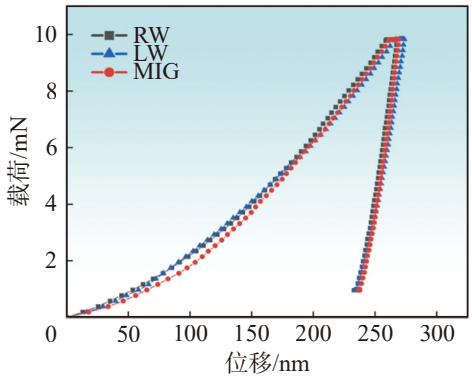
2.4.2　纳米压痕

图 19 为不同焊接接头 WZ1, WZ2, HAZ 和 BM 区域的载荷–位移曲线。图 20 为对应区域的纳米硬度。载荷–位移曲线越陡，相同压入深度下载荷越大，硬度越高。





(c) HAZ



(d) BM

图19　接头处不同区域的载荷−位移曲线

Fig. 19　Load−displacement curves of different regions at the joint

WZ 和 HAZ 区, 电阻焊和激光焊曲线更陡, MIG 焊曲线最平缓, MIG 焊在 WZ1 和 WZ2 区最深处凹陷深度达 290.20 nm 和 296.05 nm, 平均硬度为 5.01 GPa 和 4.76 GPa, 均低于电阻焊 (5.15 GPa) 和激光焊 (5.11 GPa)。WZ1 区电阻焊曲线位于激光焊曲线上方, 与图 18 显微硬度结果一致。HAZ 区硬度差异不大, MIG 焊凹陷最深, 平均硬度最小 (5.12 GPa)。MIG 焊在 BM 区平均凹陷深度为 269.90 nm, 小于 WZ 和 HAZ 区, 平均硬度最大 (5.65 GPa)。纳米压痕数据从微观角度验证了接头不同区域硬度变化规律与宏观显微硬度规律一致。

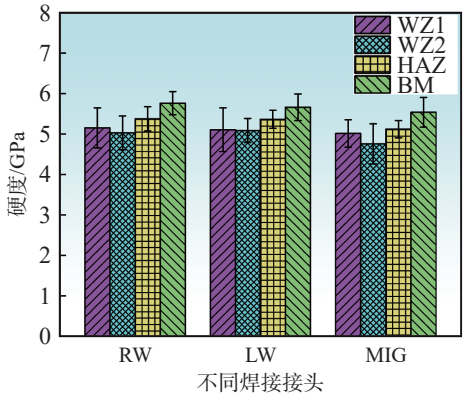
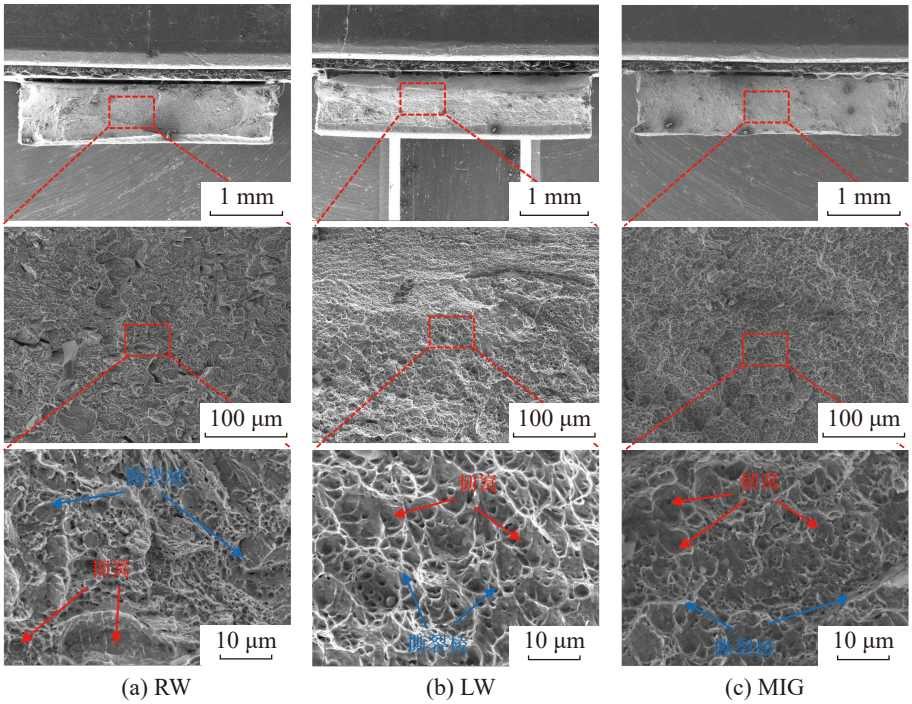


图20　接头处不同区域的硬度

Fig. 20　Hardness of different regions at the joint

2.4.3　拉伸性能与断口形貌

不同焊接方式的拉伸试样断裂位置均集中于焊缝柱状晶区, 这是因为焊缝作为异质区域, 易成为应力集中与变形失效的薄弱部位[29]。如图 21 所示, 电阻焊断口以韧性断裂为基础, 但脆性特征更突出, 表面粗糙, 呈典型微孔聚集型断裂。



(a) RW　(b) LW　(c) MIG

图21　不同焊接接头拉伸试样的断口形貌

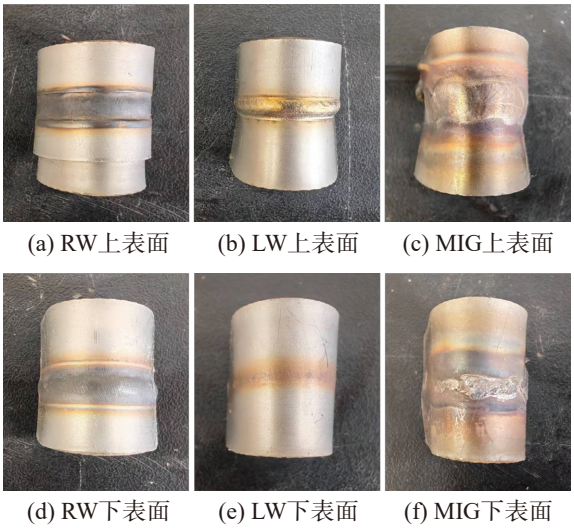
Fig. 21　Fracture morphology of tensile specimens of different welded joints

断口上可见韧窝结构但尺寸较小、深度浅，同时存在明显撕裂棱且占比较高，表明塑性变形不均匀，局部存在应力集中导致的快速撕裂。激光焊断口呈现典型韧性断裂，韧窝数量多、分布均匀，深度较电阻焊明显增加，撕裂棱最多，粗糙度高，表明熔合质量更优，塑性变形更充分，韧性优于电阻焊。MIG 焊断口韧性断裂特征显著，韧窝数量密集且细小均匀，撕裂棱占比高于电阻焊但低于激光焊，粗糙度不高，较为平整，韧窝较激光焊更细小但深度较浅，表明拉伸过程中发生了均匀塑性流变。

断口形貌表明，激光焊接头塑性最佳，MIG 焊次之，电阻焊最差。激光焊快速冷却形成的细小等轴树枝晶提供大量晶界，有效阻碍裂纹扩展并允许均匀塑性变形[30]，适中位错密度在强化同时未引入过高内应力，实现强度与塑性的最佳平衡。MIG 焊优异塑性归因于粗大柱状晶经历充分动态回复，位错密度低、内应力小，受力时能通过均匀塑性流变避免过早开裂，且粗大晶粒内位错滑移自由程较大，有利于塑性变形。电阻焊塑性最差，因其位错密度和内应力极高，受力时易在应力集中处直接引发裂纹，而非通过塑性变形松弛应力[31]。

2.4.4 弯曲性能

3 种焊接接头经 180°面弯和背弯后，取弯曲部位横截面 (分别以上表面或下表面向外弯曲为例) 制备金相试样，抛光至镜面后腐蚀观察宏观、微观形貌，如图 22~24 所示。



(a) RW上表面 (b) LW上表面 (c) MIG上表面

(d) RW下表面 (e) LW下表面 (f) MIG下表面

图22 不同焊接接头弯曲试样表面宏观形貌

Fig. 22 Macroscopic morphology of upper and lower surfaces of bending specimens of different welded joints

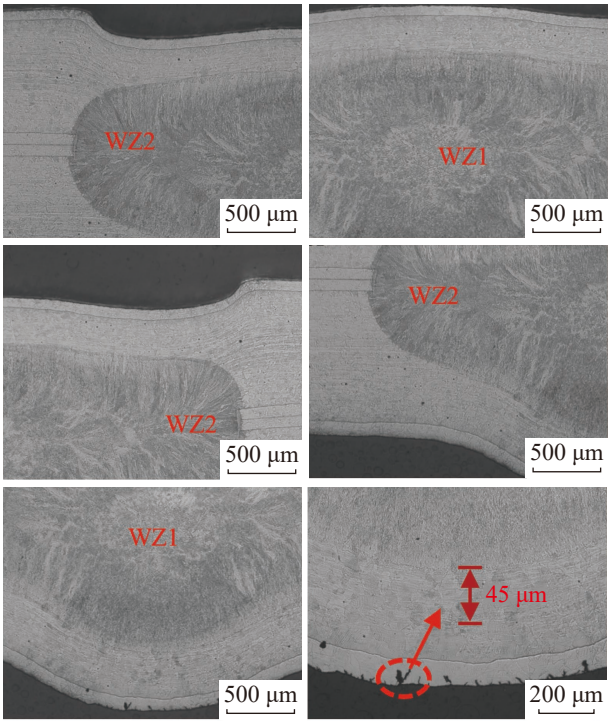
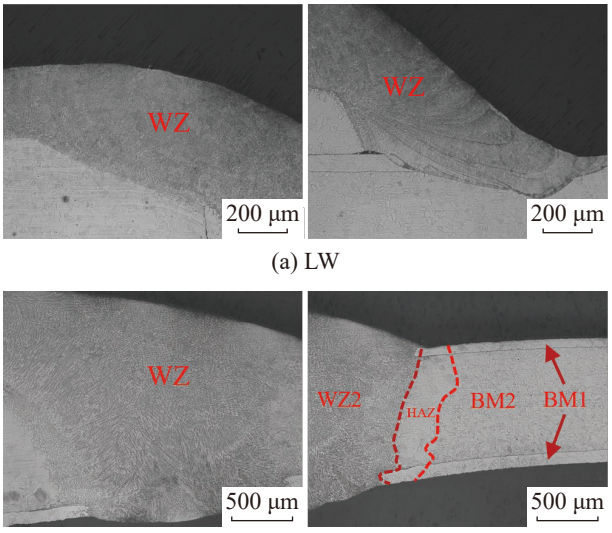


图23 电阻焊接头弯曲变形区的微观形貌

Fig. 23 Microstructure of bending deformation zone of resistance welding joint



(a) LW

(b) MIG

图24 激光焊和 MIG 焊接头弯曲后的微观形貌

Fig. 24 Microstructure of laser welding and MIG welding joints after bending

由图 22~24 可知，电阻焊接头最外侧产生少量微裂纹 (最深 45 μm)，其余接头及母材区在各放大倍数下均未开裂，与宏观形貌一致。电阻焊接头的焊缝区及母材区晶粒均被拉长变形但未见裂纹，最外侧虽有微裂纹，但整体抗弯性能优良。激光焊接头焊缝区为细小等轴树枝晶，边缘为细小柱状晶。经 180°弯曲后晶粒沿弯曲方向均匀拉长变形，焊缝

区、热影响区及熔合线附近均未观察到微裂纹, 表明其具有塑性变形能力和抗弯性能。MIG 焊接头为粗大柱状树枝晶, 弯曲后粗大柱状晶沿应力方向显著拉长, 同样未见裂纹。粗大晶粒为位错滑移提供广阔空间, 加之缓冷过程动态回复充分, 内应力低, 虽强度较低但塑性优良, 能承受大角度弯曲而不开裂。3 种焊接接头及母材区的抗弯曲性能良好, 满足弯曲塑性基本要求。

电阻焊接头焊缝区及母材区晶粒均拉长变形但未见裂纹, 最外侧虽有少量微裂纹, 但整体抗弯性能良好。激光焊接头为细小等轴树枝晶, 边缘为细小柱状晶, 180°弯曲后晶粒沿弯曲方向均匀拉长, 焊缝区、热影响区及熔合线附近均未观察到微裂纹, 塑性变形及抗弯性能良好。MIG 焊接头为粗大柱状树枝晶, 弯曲后柱状晶沿应力方向显著拉长, 同样未见裂纹。粗大晶粒为位错滑移提供广阔空间, 加之缓冷过程动态回复充分、内应力低, 强度较低但塑性优良, 能承受大角度弯曲而不开裂。3 种焊接接头及母材区抗弯性能良好, 均满足弯曲塑性基本要求。

3　结论

对比分析电阻焊、激光焊和 MIG 焊 3 种方式对 304/201/304 不锈钢复合板搭接接头的焊缝形貌、微观组织与力学性能, 得到如下主要结论:

1) 3 种接头在焊态下均无宏观缺陷, 但焊缝形貌差异明显。电阻焊焊缝窄而规整, 激光焊最窄且轮廓清晰, MIG 焊最宽且表面有波纹。XRD 分析表明, 3 种接头均为单一奥氏体相, 未检出马氏体或金属间化合物, 相组成一致。

2) 3 种焊接方式的微观组织特征各异, 源于热输入与冷却速率差异。电阻焊和激光焊热输入低、冷速快, 焊缝中心为等轴晶、边缘为细长柱状晶; MIG 焊热输入高、冷速慢, 晶粒粗大, 热影响区晶粒最大, 电阻焊热影响区最细。EDS 分析表明, 3 种接头焊缝区 Cr, Ni 等元素分布相对均匀, 未见偏析。

3) 接头力学性能受微观组织控制, 表现为硬度与塑性之间的制约关系, 三者硬度排序与晶粒尺寸成反比, 符合细晶强化规律。电阻焊接头凭借细晶强化、高位错密度及 Mn 固溶强化的共同作用获得最高硬度, 但断口呈现韧窝与撕裂棱的混合形貌, 且弯曲后产生微裂纹, 塑性较低。激光焊接头硬度次之, 断口韧窝均匀且深, 弯曲无裂纹, 实现了硬度与塑性的最佳平衡。MIG 焊接头硬度最低, 但断口韧窝细小密集、分布均匀, 弯曲无裂纹、塑性最优。3 种接头的硬度、断口特征及抗弯性能一致, 反映微观组织对力学性能的决定性影响。

参考文献:

[1] LIU Z, GUO Z, RAO X, et al. A comprehensive review on the material performance affected by gaseous alternative fuels in internal combustion engines[J]. Engineering Failure Analysis, 2022, 139:106507.

[2] SHAHABUDDIN M, MOFIJUR M, SHUVHO M B A, et al. A study on the corrosion characteristics of internal combustion engine materials in second-generation jatropha curcas biodiesel[J]. Energies, 2021, 14(14):4352.

[3] HOANG A T, TABATABAEI M, AGHBASHLO M. A review of the effect of biodiesel on the corrosion behavior of metals/alloys in diesel engines[J]. Energy Sources, Part A: Recovery, Utilization, and Environmental Effects, 2020, 42(23):2923−2943.

[4] LIU B X, WANG S, FANG W, et al. Meso and microscale clad interface characteristics of hot-rolled stainless steel clad plate[J]. Materials Characterization, 2019, 148:17−25.

[5] HU X, YANG Y, SONG M. Experimental and numerical investigations on the thermomechanical behavior of 304 stainless steel/Q345R composite plate weld joint[J]. Materials, 2019, 12(21):3489.

[6] FARZAD B, HOSSEIN M, MAHDI R, et al. Dissimilar joining of duplex AISI 2304 stainless steel/austenitic AISI 321 stainless steel using resistance spot welding technique: microstructural evolutions, tensile-shear properties, and fracture analysis[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 2024, 238(12):5685−5698.

[7] FUKUMOTO S, FUJIWARA K, TOJI S, et al. Small-scale resistance spot welding of austenitic stainless steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 492(1/2): 243−249.

[8] LIU Y, XIE Y, SUN X, et al. Indentation-free resistance spot welding of SUS301L stainless steel[J]. Metals, 2024, 14(10):1178.

[9] NING J, NA S J, WANG C, et al. A comparison of laser-metal inert gas hybrid welding and metal inert gas welding of high-nitrogen austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 13:1841−1854.

[10] TANG M, LI T, ZHAO P. Effect of the laser welding thermal process on the microstructure evolution and corrosion resistance of deformed austenitic stainless steel joints[J]. Journal of Materials Science, 2025, 60(6): 3129−3147.

[11] GOU N N, ZHANG J X, ZHANG L J, et al. Single pass

fiber laser butt welding of explosively welded 2205/X65 bimetallic sheets and study on the properties of the welded joint[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 86(9):2539−2549.

[12] COSTANZA G, GIUDICE F, MISSORI S, et al. An overview of the working conditions of laser-arc hybrid processes and their effects on steel plate welding[J]. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2025, 9(8):248.

[13] 许芙蓉. 高强钢激光−电弧复合焊研究进展 [J]. 机械研究与应用, 2025, 38(5):175−177,182.
XU F R. Research progress on laser−arc hybrid welding of high-strength steel[J]. Mechanical Research & Application, 2025, 38(5):175−177,182.

[14] MEKONONE S T, GEMECHU T G, MEKONNEN T H, et al. Optimization, thermo-mechanical loading effects and microstructure evolutions of metal inert gas (MIG) welded 304L stainless steel[J]. Materials Today Communications, 2025, 42:111514.

[15] LI C, DUAN C, QI Y, et al. Effect of shielding gas on MIG welding performance with austenitic wire[J]. Materials Letters, 2023, 339:134118.

[16] MADAVI K R, JOGI B F, LOHAR G S. Metal inert gas (MIG) welding process: a study of effect of welding parameters[J]. Materials Today:Proceedings, 2022, 51:690−698.

[17] 李小兵, 束长荣, 陆立婷, 等. 不锈钢复合板的焊接工艺研究现状及进展 [J]. 中国冶金, 2025, 35(1):15−31.
LI X B, SHU C R, LU L T, et al. Research status and progress of welding technology for stainless steel clad plates[J]. China Metallurgy, 2025, 35(1):15−31.

[18] YANG Z, YANG Z, WANG Z, et al. Synergy in toughening: the comprehensive influence of nickel on microstructure and hydrogen embrittlement resistance of X65MH welds[J]. Corrosion Science, 2026, 258:113373.

[19] 张学刚, 郭旭超, 焦帅杰, 等. 奥氏体不锈钢焊缝金属 σ 相析出及其对性能影响 [J]. 焊接学报, 2025, 46(5):105−112.
ZHANG X G, GUO X C, JIAO S J, et al. Sigma phase precipitation in austenitic stainless steel weld metal and its effect on properties[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2025, 46(5):105−112.

[20] 冯梦楠, 罗震, 李洋, 等. 电阻点焊熔核微观组织模拟 [J]. 焊接学报, 2015, 36(8):31−34,114.
FENG M N, LUO Z, LI Y, et al. Simulation of microstructure in resistance spot welding nugget[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(8):31−34,114.

[21] 张良, 闫飞. GH909 合金激光焊接接头的微观组织特征 [J]. 中国激光, 2022, 49(8):40−48.
ZHANG L, YAN F. Microstructure characteristics of laser welded joint of GH909 alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(8):40−48.

[22] ZHAO Y, LU Y, LUO Y, et al. Microstructure evolution and fracture behavior of dissimilar friction stir welding of 1060Al alloy to AZ31B Mg alloy[J]. Materials Characterization, 2021, 180:111440.

[23] YU L, NISHIMOTO K, HIRATA H, et al. Hardness prediction of the heat-affected zone in multilayer welded SUS316 stainless steel based on dislocation density change behavior[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2024, 55(6):1788−1803.

[24] XIA X, WU J, LIU Z, et al. EBSD analysis of 316L stainless steel weldment on fusion reactor vacuum vessel[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2023, 76(12):3379−3391.

[25] ZHANG G, TONG X, WU G, et al. Research on the post-weld heat treatment of TIG repair welded joint of sand-cast Mg−Y−RE−Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 821:141577.

[26] EGHLIMI A, SHAMANIAN M, ESKANDARIAN M, et al. Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by austenitic filler metal[J]. Materials Characterization, 2015, 106:208−217.

[27] CORDERO Z C, KNIGHT B E, SCHUH C A. Six decades of the Hall−Petch effect-a survey of grain-size strengthening studies on pure metals[J]. Internationals Materials Rwviews, 2016, 61(8):495−512.

[28] HALL E O. Variation of hardness of metals with grain size[J]. Nature, 1954, 173(4411):948−949.

[29] WANG W, LIU T G, CAO X Y, et al. In-situ SEM study of crack initiation and propagation behavior in a dissimilar metal welded joint[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 729:331−339.

[30] MAO K, WANG H, WU Y, et al. Microstructure-property relationship for AISI 304/308L stainless steel laser weldment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 721:234−243.

[31] NASKAR A, BHATTACHARYYA M, RAJA K S, et al. Room temperature corrosion behaviour of plastically deformed AISI 304 stainless steel by friction stir welding in neutral and acidified chloride solutions[J]. Corrosion Engineering, Science and Technology, 2022, 57(7):599−612.

责任编辑: 何莉