

焊接工艺对 TP304/SS400 异种钢焊接接头组织和性能的影响

王海燕, 牛春菊, 崔国涛, 翟海舟

(菏泽学院 机电工程系先进焊接与连接重点实验室, 菏泽 274015)

摘 要: 利用扫描电子显微镜并通过常温拉伸弯曲、低温冲击以及显微硬度等试验研究了 FCAW, SMAW 和 GTAW 三种不同的焊接工艺对 TP304/SS400 异种钢焊接接头组织和性能的影响。结果表明, 三种焊接工艺条件下, 焊缝金相组织都为 δ 铁素体+奥氏体, 但 δ 铁素体含量及形态分布有明显差异; FCAW 焊缝中蠕虫状 δ 铁素体和 GTAW 焊缝中针状 δ 铁素体可有效提高韧性, 故冲击韧性较高, SMAW 焊缝中骨骼状 δ 铁素体对韧性不利, 冲击韧性最低, 且随冲击吸收能量的降低断口由韧性断裂转变为脆性断裂; 三种焊接工艺条件下, 焊接接头综合力学性能表现良好, 整体显微硬度值变化不大。

关键词: 异种钢焊接; 显微组织; 力学性能; 显微硬度

中图分类号: TG 457.1

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.2019400140

0 序 言

奥氏体不锈钢以其良好的综合性能在电站锅炉、石油炼化装置、压力容器、交通运输、航天航海等领域得到广泛应用^[1]。焊接过程中由于热输入不断增加, 奥氏体晶粒极易粗化, 对焊接接头组织及二次相析出产生非常大的影响, 导致焊接接头韧性、耐腐蚀性能降低^[1-2]。在不同工程领域应用中, 为了达到最优组合, 奥氏体不锈钢与其它材料的焊接不可避免, 众所周知, 异种金属的冶金、物理、力学等性能差异较大, 使得其焊接接头化学成分、显微组织、力学性能和耐腐蚀性能等不均匀, 严重影响了焊接接头的质量^[2-3]。

焊接接头作为大型结构的关键部分往往成为最薄弱的区域, 焊接工艺参数对焊接接头组织和性能有直接的影响。目前, 国内外对不锈钢异种钢焊接已开展了大量的研究工作, Torkamany 等人^[3]研究了低碳钢/奥氏体不锈钢激光点焊接头组织和性能。Yilmaz 等人^[4]采用药芯焊丝焊接方法对 316L/AH36 异种钢进行焊接, 结果表明随 CO_2 含量的增加, 焊缝中 δ 铁素体含量下降, 熔合区加宽, 冲击韧

性下降。Fatima 等人^[5]进行了 SS304/A36 异种钢等离子弧焊接, 确定了最佳工艺参数。Murugan 等人^[6]对 304 不锈钢/低碳钢多道焊接温度场和残余应力分布进行了研究。但对 TP304/SS400 异种钢焊接研究甚少, 文中拟采用药芯焊丝焊 (flux-cored arc welding, FCAW)、传统手工电弧焊 (shielded metal arc welding, SMAW) 和钨极氩弧焊 (gas tungsten arc welding, GTAW) 三种焊接工艺进行焊接, 对比不同工艺焊接接头组织、性能及断裂模式, 以期为制定合理的 TP304/SS400 异种钢焊接工艺提供理论与技术支持。

1 试验方法

试验材料为 8 mm 厚的 TP304 奥氏体不锈钢和 SS400 钢板, 采用 FCAW, SMAW 和 GTAW 三种不同的焊接工艺对 TP304/SS400 异种钢进行焊接, 填充材料分别选用规格为 $\phi 1.2$ mm 的 E309LT-1 药芯焊丝、 $\phi 2.5$ mm 的 E309L-16 焊条和 $\phi 2.4$ mm 的 ER309 焊丝, 母材和填充材料的化学成分和力学性能如表 1 和表 2 所示。

施焊前对待焊区进行打磨, 以去除表面氧化层, 再用丙酮清洗油污, 坡口设计尺寸如图 1 所示。

试验采用的 FCAW 焊二氧化碳气流量为

收稿日期: 2017-12-01

基金项目: 山东省自然科学基金资助项目 (ZR2015EL041); 校级科研资助项目 (XY16BS29)

表 1 母材及填充材料的主要化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of base and filler metals

材料	C	Si	Mn	Cr	Ni	P, S	Fe
TP304	0.029	0.49	1.1	18.43	9.10	≤ 0.03	余量
SS400	0.17	0.04	0.87	—	—	≤ 0.01	余量
E309LT-1	0.02	0.6	1.8	22.25	9.89	≤ 0.025	余量
E309L-16	0.02	0.66	1.6	23.12	13.24	≤ 0.02	余量
ER309	0.021	0.38	1.72	23.52	12.34	≤ 0.023	余量

表 2 母材力学性能
Table 2 Mechanical properties of base metal

材料	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 R_{eL} /MPa	断面收缩率 Z (%)
TP304	537	208	52
SS400	485	340	34

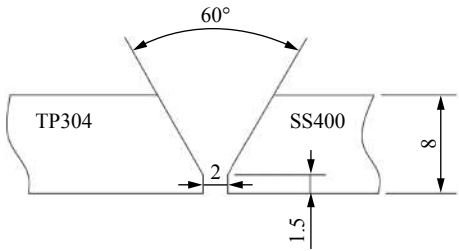


图 1 坡口示意图 (mm)
Fig. 1 Groove of dissimilar weld

25 L/min, GTAW 焊氩气流量为 15 L/min, 多层多道焊工艺参数如表 3 所示. 先进行打底焊, 再进行填充和盖面焊, 为了保证接头组织和性能, 焊接应当控制层厚不大于 3 mm, 层间温度不超过 125 ℃,

正面焊接完成后, 反面清根, 去除夹杂、氧化膜及气孔等, 最后进行封底焊.

焊接完成后, 对焊接试样进行外观和 X 射线无损检测, 确认合格后, 沿垂直焊接方向切取试样进行试验. 金相试样打磨抛光后, 经 4% 的 HNO_3 酒精溶液腐蚀处理, 通过扫描电镜 (SEM) 观察各区域的组织. 拉伸和弯曲性能测试, 分别依据国家标准 GB/T2653—2008《焊接接头拉伸试验方法》和 GB/T2653—2008《焊接接头弯曲试验方法》进行. 冲击试验依据国家标准 GB/T2650—2008《焊接接头冲击试验方法》进行, 试样尺寸为 55 mm × 10 mm × 8 mm 带 V 形缺口的非标准试样, 三种焊接方法 V 形缺口都开在焊缝, 试验温度为 -46 ℃, 试验机的最大打击能量为 296 J, 保证试样底部光滑, 无明显划痕. 显微硬度测试依据国家标准 GB/T2654—2008《焊接接头硬度试验方法》, 采用单点测定与标线测定结合的方式选取测试点, 加载载荷 1.96 N, 持续时间为 15 s, 测试位置如图 2 所示.

表 3 焊接工艺参数
Table 3 Welding parameters

焊接方法	焊接电流 I /A	电弧电压 U /V	焊接速度 v /(cm·min ⁻¹)	焊接材料	焊材直径 ϕ /mm
FCAW	125 ~ 132	20 ~ 28	15 ~ 28	E309LT-1	1.2
SMAW	112 ~ 137	25 ~ 28	22 ~ 29	E309L-16	2.5
GTAW	118 ~ 190	12 ~ 20	6 ~ 18	ER309	2.4

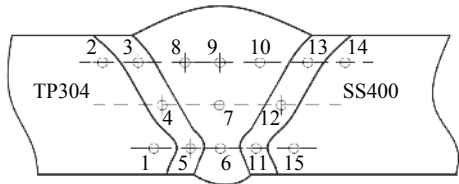


图 2 焊接接头显微硬度测试位置示意图
Fig. 2 Position of welded joint for micro-hardness test

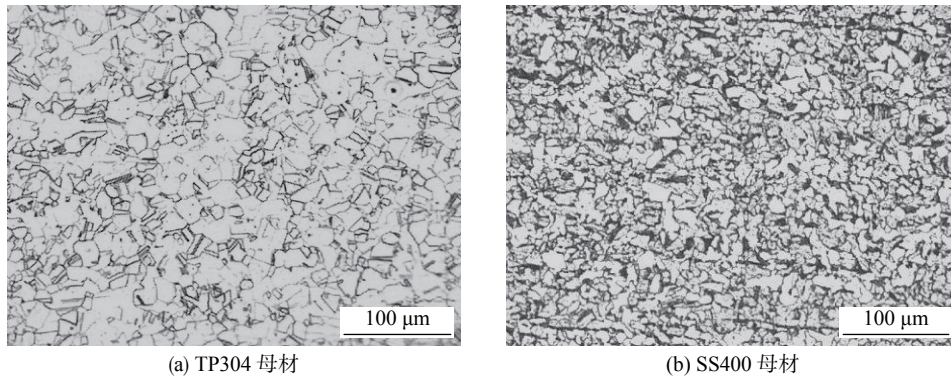
2 试验结果与分析

2.1 金相组织

图 3 为 TP304 和 SS400 异种钢焊接母材组织. 由图可见, TP304 奥氏体不锈钢组织为单相奥氏体, 晶粒尺寸较为均匀, 少量奥氏体晶粒呈等轴晶状, 部分区域存在孪晶且在基体上分布有一定的

夹杂或二次相. SS400 钢组织为黑色珠光体和白色铁素体,晶粒细小,分布均匀,局部呈不明显的带状

特征, TP304 与 SS400 晶粒大小相近,有利于异种金属焊接.



(a) TP304 母材

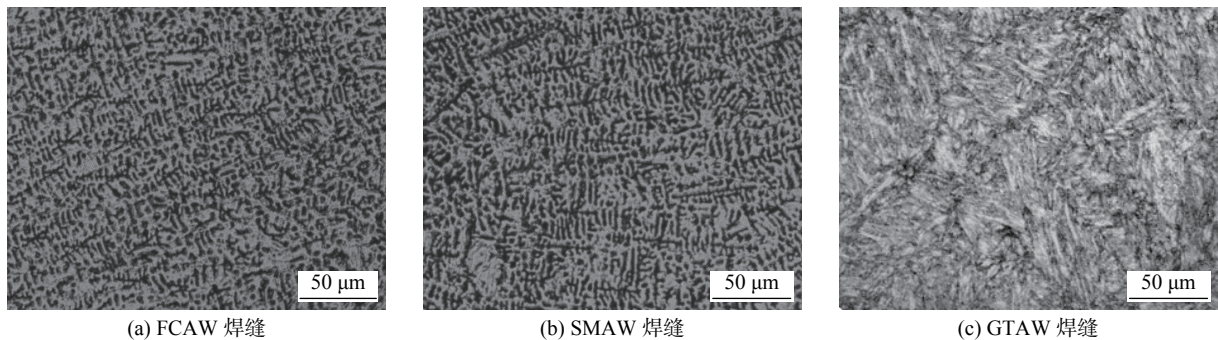
(b) SS400 母材

图3 焊接接头母材显微组织

Fig. 3 Microstructure of base metal

图4为 FCAW, SMAW, GTAW 三种不同焊接工艺下, TP304/SS400 异种钢接头焊缝显微组织形貌. 图4a为 FCAW 焊缝组织形貌, 整体上无明显方向一致的柱状晶特征, 但局部呈窄小分散的小树枝晶状, δ 铁素体呈细小蠕虫状分布在奥氏体基体上. 图4b为 SMAW 焊缝组织形貌, 与图4a相比,

焊缝右侧呈明显联生结晶形成的柱状晶, 其组织为奥氏体基体上均匀分布细小骨骼状 δ 铁素体, 向焊缝内部延伸, δ 铁素体呈断续分散状. 与图4a和图4b相比, 图4c的 GTAW 焊缝晶粒更加细小, δ 铁素体成细针状分布在奥氏体基体上, 且观察到少量析出相.



(a) FCAW 焊缝

(b) SMAW 焊缝

(c) GTAW 焊缝

图4 焊缝显微组织

Fig. 4 Microstructure of weld metal

由此可见三种不同的焊接条件下, 焊缝的组织都为 $\delta + \gamma$. 这是由于在快速冷却过程中, δ 铁素体向奥氏体进行固态转变, 部分富 Cr 贫 Ni 的 δ 铁素体晶核来不及转变, 因此形成了 δ 铁素体和奥氏体双相组织^[7]. Cr 是铁素体形成元素, 但在多层多道焊时过量 δ 铁素体的存在, 易造成晶界附近区域贫 Cr, 并形成大量碳化物, 降低了焊接接头的耐蚀性和韧性^[8].

对比 FCAW, SMAW 和 GTAW 焊缝可以看出, δ 铁素体形态由无方向性细小蠕虫状转变为骨骼状、针状, 数量逐渐增加, 晶粒有细化趋势, 研究

结果表明^[8-9], 较慢的冷却速度促进 δ 铁素体向奥氏体转变, δ 铁素体相数量少、形态多为呈骨骼状、树枝状或板条状. 较快的冷却速度, 增大了温度梯度, δ 铁素体向奥氏体转变受阻, δ 铁素体相数量较多, 形态多为点状或细针状. 随着 Cr_{eq}/Ni_{eq} 比值的增加, δ 铁素体由骨骼状或板条状向细针状过渡. TP304 和 SS400 异种钢接头在三种焊接工艺 FCAW, SMAW 和 GTAW 条件下焊缝的显微组织是 Cr, Ni 等合金元素的过渡、热输入、冷却速度综合作用的结果.

图5为 FCAW, SMAW 和 GTAW 三种不同的焊接工艺下, TP304 奥氏体不锈钢一侧热影响区的

显微组织. 图 5a 为 FCAW 焊接热影响区显微组织, 组织都为单一奥氏体相, 大部分晶粒呈等轴状, 大晶粒间隔分布着少量细小晶粒. 图 5b 为 SMAW 焊接热影响区显微组织, 奥氏体晶粒显著长大, 尺寸不一, 在晶界分布有少量析出物, 同时在晶内可

观察到点状析出物, 这是由于 SMAW 热输入较大, 在多层多道焊条件下该区域经历多次焊接热循环, 在高温停留时间较长导致的. 图 5c 为 GTAW 焊接热影响区显微组织, 奥氏体晶粒呈细小的等轴晶, 分布均匀.

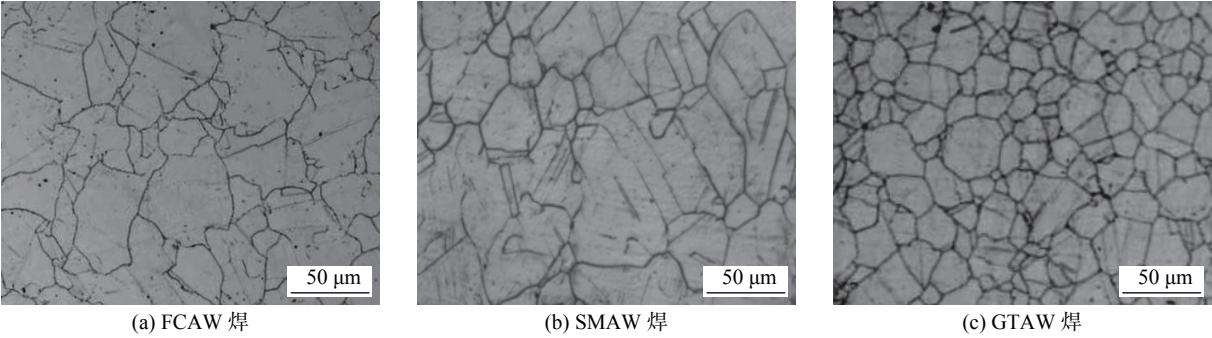


图 5 HAZ/TP304 显微组织 (TP304 奥氏体不锈钢一侧)
Fig. 5 Microstructure of HAZ/TP304

图 6 为 FCAW, SMAW 和 GTAW 三种不同的焊接工艺下, SS400 一侧热影响区显微组织形貌. 图 6a 为 FCAW 焊接热影响区显微组织, 晶粒较为细小, 组织为铁素体、珠光体和具有位向的索氏体. 图 6b 为 SMAW 焊接热影响区显微组织形貌, 晶粒粗大, 分布不均, 组织较为复杂, 板条状铁素体沿晶界分布, 其余铁素体呈不规则多边形或针状聚集分布, 当中可见大量的魏氏组织, 其特征为铁素体沿奥氏体晶界析出并沿奥氏体

晶粒内某惯习面向晶内生长, 呈针状或层片状分布, 有的甚至贯穿整个晶粒, 粗大魏氏组织的出现增加焊接接头脆性, 严重降低冲击韧性, 其中可见少量的二次相. 图 6c 为 GTAW 焊接热影响区显微组织形貌, 组织为粗大的板条铁素体、细针状铁素体、珠光体和少量贝氏体, 对比三者热影响区组织, GTAW 焊接的晶粒小于 FCAW 和 SMAW 焊接, FCAW 和 GTAW 焊接组织的均匀性比 SMAW 的好.

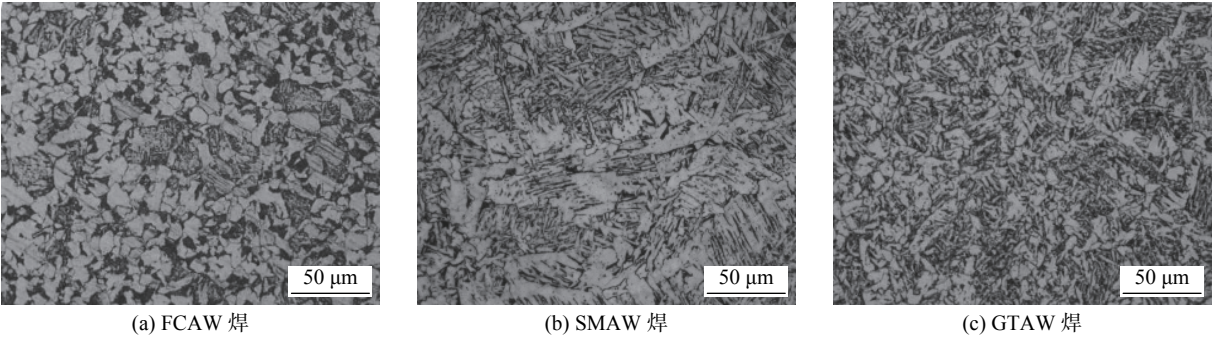


图 6 HAZ/SS400 显微组织 (SS400 一侧)
Fig. 6 Microstructure of HAZ/SS400

2.2 力学性能

在 FCAW, SMAW 和 GTAW 三种焊接工艺条件下, 焊接接头拉伸和弯曲试验结果如表 4 所示.

从表 4 可以看出, 在三种不同的焊接工艺下 TP304/SS400 异种金属焊接接头的拉伸断裂位置均在 SS400 母材区, 说明异种金属焊接接头焊缝区和热影响区的强度均高于 SS400 母材强度. 其中

表 4 焊接接头拉伸和弯曲性能

Table 4 Tensile and bend properties of welded joints				
焊接试样	抗拉强度 R_m /MPa	断裂位置	正弯角度 α_1 /($^{\circ}$)	背弯角度 α_2 /($^{\circ}$)
FCAW	431.5	SS400	180	180
SMAW	466.2	SS400	180	180
GTAW	503.7	SS400	180	180

GTAW 焊接试样的抗拉强度值最大为 503.7 MPa, SMAW 焊接试样的抗拉强度值次之为 466.2 MPa, FCAW 焊接试样的抗拉强度值最小为 431.5 MPa, 均大于母材抗拉强度下限. 弯曲性能测试表现优良, 由此可见三种焊接工艺参数设定合理, 焊接接头满足力学性能要求.

FCAW, SMAW 和 GTAW 三种焊接工艺焊缝冲击性能试验结果如表 5 所示.

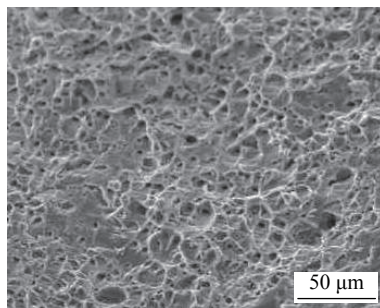
表 5 焊缝冲击性能
Table 5 Impact toughness of welded metals

焊接试样	冲击吸收能量 A_{KV}/J (-46 °C)			
	Test-1	Test-2	Test-3	均值
FCAW	61.4	62.2	59.6	61.1
SMAW	37.8	35.3	40.2	37.8
GTAW	66.4	73.7	65.2	68.4

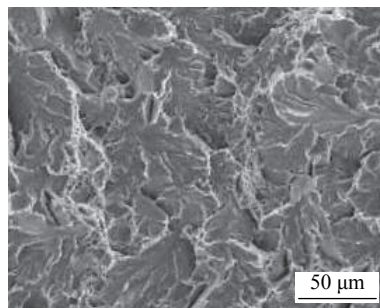
由表 5 可以看出, -46 °C 低温测试条件下, GTAW 焊缝平均冲击吸收能量为 68.4 J, 冲击韧性最高, 其次是 FCAW 焊缝, 平均冲击吸收能量为

61.1 J, SMAW 焊缝冲击韧性最差, 平均冲击吸收能量为 37.8 J. GTAW 焊缝组织 δ 铁素体呈针状, 针状 δ 铁素体可显著提高焊缝的韧性. FCAW 焊缝中 δ 铁素体为蠕虫状, 整体呈分散小树枝晶, 而 SMAW 焊缝中 δ 铁素体为连续骨骼状, 整体呈柱状晶, 因而 FCAW 焊缝冲击韧性好于 SMAW 焊缝.

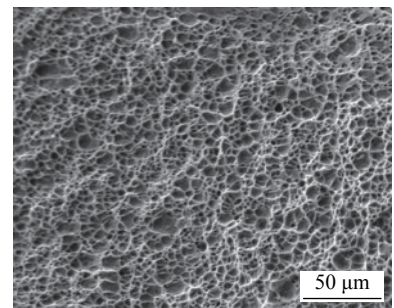
图 7 为 -46 °C 的 FCAW, SMAW 和 GTAW 三种焊接方法焊缝冲击断面微观形貌, 对比发现三种不同焊接工艺条件下焊缝断裂模式差异较大. FCAW 焊缝冲击断面不平, 韧窝尺寸不一, 边缘不清晰, 分布不均, 有大量空洞, 且在断面观察到少量河流花样, 属于韧性断裂和脆性断裂的混合断裂模式. SMAW 焊缝冲击断面属于准解理脆性断裂, 局部有韧窝, 河流状花样不明显, 存在大量撕裂棱, 是不同部位的解理小刻面以塑性方式撕裂形成. GTAW 焊缝冲击断面平整, 韧窝小且浅, 分布密集均匀, 少量韧窝底部存在细小的孔洞, 同时可观察到点状夹杂或二次相, 属于微孔聚集型断裂. 由此表明, 冲击断面形貌与所测的冲击吸收能量是相吻合的.



(a) FCAW 焊缝



(b) SMAW 焊缝



(c) GTAW 焊缝

图 7 焊接接头冲击断面形貌

Fig. 7 Impact fracture morphology of welded joints

2.3 接头显微硬度

图 8 为 TP304/SS400 异种钢焊接接头的显微硬度分布曲线, 多层多道焊接时, 不同焊层和同焊层不同位置, 金属元素分布不均匀, 显微组织存在差异导致焊接接头硬度分布不均.

焊缝显微硬度值 GTAW 焊接最大, SMAW 焊接次之, FCAW 焊接最小, 这主要是由于 GTAW 焊缝中含有大量细针状 δ 铁素体, 且连续而密集的分布于奥氏体基体上, 并有少量析出相, 使得显微硬度显著提高^[9]. 而三种焊接工艺焊缝打底层和填充层的硬度值要明显高于盖面层, 这与后次多道热循环使得组织晶粒细化有关.

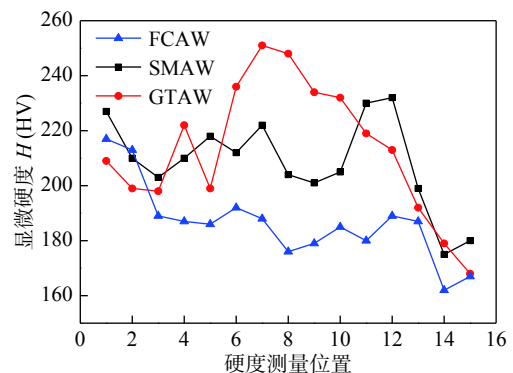


图 8 焊接接头显微硬度

Fig. 8 Micro-hardness of welded joints

三种焊接工艺下, 焊接接头 TP304 一侧 HAZ

区显微硬度值过渡平稳,这主要是因为 TP304 和填充材料都属于奥氏体不锈钢,化学成分差异小,合金元素分布均匀. SS400 一侧母材和填充材料属于异种钢焊接,HAZ 区硬度变化趋势较为复杂,硬度值由大到小依次为 SMAW, GTAW, FCAW, SMAW 焊接 HAZ 区高硬度与碳迁移、碳化物和脆硬魏氏体形成有直接关系^[10].

三种焊接工艺条件下, TP304 母材硬度都高于 SS400 母材. SMAW 焊接接头硬度从 TP304 母材开始波动,到焊缝区下降,在 SS400 一侧 HAZ 有明显升高,最大值为 232.7 HV,随后又快速降低. GTAW 焊接接头硬度从 TP304 母材增加,在焊缝区达到峰值 251.3 HV,之后逐步下降. FCAW 焊接接头硬度从母材 TP304 逐步递减至 SS400. 整体上焊接接头硬度值变化不大,性能较为稳定.

3 结 论

(1) 三种焊接工艺条件下, TP304/SS400 异种钢焊缝组织都为 $\delta + \gamma$,但 δ 铁素体分布形态不同, TP304 侧 HAZ 区组织为单一奥氏体, SS400 侧 HAZ 区组织差异较大.

(2) 拉伸试验断裂位置均为 SS400,抗拉强度都大于母材抗拉强度下限,拉伸和弯曲性能符合要求.

(3) GTAW 低温韧性最佳,焊缝冲击断口为韧窝状韧性断裂, FCAW 韧性次之,属于韧/脆混合断裂, SMAW 属于准解理脆性断裂,冲击吸收能量最小.

(4) 整个接头显微硬度分布不均匀,三种焊接工艺条件下, TP304 母材硬度都高于 SS400 母材,焊缝硬度由大到小依次为 GTAW, SMAW, FCAW, TP304 侧 HAZ 区硬度值过渡平稳,而 SS400 侧 HAZ 区硬度值由大到小依次为 SMAW, GTAW, FCAW,三种焊接工艺条件下,焊接接头整体上硬度值变化不大.

参考文献:

- [1] Moradi M J, Ketabchi M. Corrosion resistance and microstructure of alloy 625 weld overlay on ASTM A516 grade 70[J]. Materials Testing, 2016, 58(1): 48 – 55.
- [2] 李海涛, 杨文杰, 王 军, 等. 焊接工艺对 TP304 钢焊缝金属组织及性能的影响 [J]. 焊接学报, 2012, 33(4): 89 – 92.
Li Haitao, Yang Wenjie, Wang Jun, *et al.* Study of microstructure and properties in weld metal of TP304 steel under three processes[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(4): 89 – 92.
- [3] Torkamany M J, Sabbaghzadeh J, Hamed M J, *et al.* Effect of laser welding mode on the microstructure and mechanical performance of dissimilar laser spot welds between low carbon and austenitic stainless steels[J]. Materials and Design, 2012, 34: 666 – 672.
- [4] Yılmaz R, Tümer M. Microstructural studies and impact toughness of dissimilar weldments between AISI 316 L and AH36 steels by FCAW[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 67(5): 1433 – 1447.
- [5] Fatima S, Khan M, Jaffery S H I, *et al.* Optimization of process parameters for plasma arc welding of austenitic stainless steel (304 L) with low carbon steel (A-36)[J]. Journal of Materials Design and Applications, 2016, 230(2): 640 – 653.
- [6] Murugan S, Rai S K, Kumar P V, *et al.* Temperature distribution and residual stresses due to multipass welding in type 304 stainless steel and low carbon steel weld pads[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2001, 78(4): 307 – 317.
- [7] 周 峰, 赵 霞, 查向东, 等. 一种新型镍基耐蚀合金与 304 奥氏体不锈钢异种金属焊接接头的组织和力学性能 [J]. 金属学报, 2014, 50(11): 1335 – 1342.
Zhou Feng, Zhao Xia, Zha Xiangdong, *et al.* Microstructure and mechanical properties of the welding joint of a new corrosion-resisting nickel-based alloy and 304 austenitic stainless steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(11): 1335 – 1342.
- [8] Sathiya P, Aravindan S, Soundararajan R, *et al.* Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds[J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(1): 114 – 121.
- [9] Chi S H, Yong-Kwan S, Gen-Chan K, *et al.* Influence of ion-irradiation on hardness change in type 304 stainless steel weldment containing delta (δ) ferrite[J]. Materials Transactions, 2005, 43: 627 – 632.
- [10] Hsieh C, Lin D, Chen M, *et al.* Precipitation and strengthening behavior of massive δ -ferrite in dissimilar stainless steels during massive phase transformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 477(1): 328 – 333.

第一作者简介: 王海燕, 女, 1984 年出生, 硕士, 讲师. 主要从事焊接方面的科研和教学工作. 发表论文 10 余篇.
Email: why520-55@163.com