

# 超级双相不锈钢多层多道焊接接头组织及腐蚀性能

高站起<sup>1,2</sup>, 荆洪阳<sup>1,2</sup>, 徐连勇<sup>1,2</sup>, 韩永典<sup>1,2</sup>

(1. 天津大学 材料学院, 天津 300072; 2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300072)

**摘要:** 选用 2507 超级双相不锈钢作为研究对象, 研究钨极氩弧焊多层多道焊接接头的组织和腐蚀性能。采用两种不同保护气进行钨极氩弧焊, 主要讨论焊接道次和氮气添加对组织和腐蚀性能的影响。结果表明, 焊缝中心均有较高的奥氏体含量, 其腐蚀速率是焊根部位的 0.68 倍; 盖面和焊根奥氏体含量相近, 但盖面由于其弥散且尺寸相对较大的晶内奥氏体表现出更好的耐腐蚀性, 焊根是焊缝金属的薄弱区域。混合区由于热影响区的存在腐蚀速率最快。保护气中氮气的添加促进了奥氏体的生成, 降低了腐蚀电流密度一个数量级, 提高了整体的腐蚀性能。

**关键词:** 双相不锈钢; 多层多道焊; 微观组织; 极化曲线

中图分类号: TG 444

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.2019400197

## 0 序 言

双相不锈钢是指空冷后室温组织由各占 40%~60%(通常最少相的含量至少要达到 30%) 的铁素体和奥氏体组成的不锈钢。它兼顾了铁素体钢和奥氏体钢两者优点, 具有优异的耐点蚀性能和耐氯化物应力腐蚀开裂性能, 晶间腐蚀抗力也比较强, 因此在工业方面得到了较好的应用。其主要应用领域有以下方面: 纸浆和造纸工业、石油化学和化肥工业、食品和轻工工业、炼油和天然气工业等<sup>[1-2]</sup>。在双相不锈钢的制造加工中, 焊接是不可或缺的一项工序。对于双相不锈钢来说, 钨极氩弧焊由于其稳定性高、效率高、焊接质量好而成为最常用的焊接方法<sup>[3-4]</sup>。通常在工业应用中的双相不锈钢厚度大于 2 mm, 因此常采用多层多道焊的方法进行焊接。

多层多道焊由于焊接次序不同会导致不同的焊道经历不同的热循环, 因此会发生组织和性能局部不均匀, 从而部分区域优先发生破坏。龚利华等人<sup>[5]</sup>研究了薄板 2507 接头的点蚀性能, 发现高热输入会促进点蚀, 减缓晶间腐蚀。张志强等人<sup>[6]</sup>发现 2205 双相不锈钢焊接接头中焊根的临界点蚀温度低于焊缝中心, 然而其它研究则较少将焊接接头细致分区域进行讨论与探究<sup>[7-9]</sup>, 如卢向雨等人研究了 10 mm 厚的不锈钢板的整体焊缝, 因此有必要对多层多道焊缝进行深入而系统的研究。

## 1 试验方法

试验材料选用热轧 2507 双相不锈钢板, 尺寸为 300 mm × 150 mm × 8 mm。焊丝采用与母材成分相近的直径 1.2 mm 的 ER2594。母材及焊丝成分列于表 1。分别使用纯氩气和添加 2% 氮气作为保护气体进行钨极氩弧焊, 具体表现为多层多道焊接, 共焊接 8 道, 其中根焊 1 道, 填充 5 道(焊缝中心), 盖面 2 道。坡口类型为 V 形, 坡口示意图如图 1。焊接方向为轧制方向。层间温度不超过 150 ℃。焊接时采用纯氩气进行背面保护, 防止根焊时氧化。焊接时各个焊道的热输入控制在 0.4~1.0 kJ/mm

表 1 母材及焊丝主要化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical positions of base metal and filler wire

材料	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
2507	0.028	0.45	0.5	25.1	7.0	4.0
ER2594	0.020	0.40	0.6	25.3	8.9	3.9

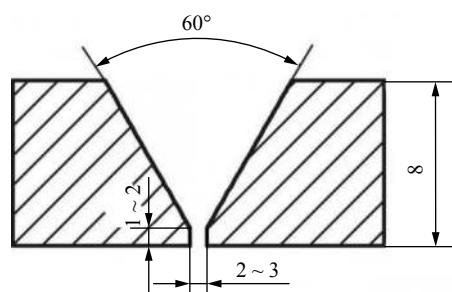


图 1 坡口尺寸示意图 (mm)

Fig. 1 Size of the groove

内, 其热输入的数值按照式 (1) 进行计算, 并列于表 2.

$$Q = \eta * \frac{UI}{v} \quad (1)$$

式中:  $Q$  为热输入;  $U, I$  和  $v$  分别为焊接电压、焊接电流和焊接速度;  $\eta$  为钨极氩弧焊的焊接热效率 (取 0.65).

表 2 主要焊道的热输入 (kJ/mm)  
Table 2 Heat input of main welding passes

保护气	焊根	焊缝中心	盖面第1道	盖面第2道
纯氩气保护	0.43	0.62 ~ 0.87	0.82	0.67
添加氮气	0.44	0.66 ~ 0.89	0.77	0.67

试样使用试剂 Beraha II ( $60 \text{ mL H}_2\text{O} + 30 \text{ mL HCl} + 1\text{ g K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ) 进行腐蚀, 采用金相显微镜及扫描电子显微镜对微观组织进行表征. 试样尺寸为  $25 \text{ mm} \times 8 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ . 在接头各个区域随机采集 10 张光学显微镜下的图像, 然后采用 Pro-Image 软件进行灰度处理、二值提取、物相评估来计算平均奥氏体含量. 采用能谱仪测量主要元素含量.

采用 GAMRY INTERFACE1000 电化学工作站对接头不同区域试样进行极化测试, 使用标准的三电极体系, 金属 Pt 电极为辅助电极, 饱和甘汞电极 (SCE) 为参比电极<sup>[8]</sup>, 工作电极则是镶嵌在环氧管中的测试试样, 测试溶液为 1 mol/L 的 NaCl, 试样的工作表面为  $\phi 5 \text{ mm}$  的圆. 试样在  $-0.75\text{V}(\text{SCE})$  的电位下阴极极化 3 min, 以还原电极表面的氧化物. 开路稳定 10 min 后进行恒电位极化测试. 试样测试面位置如图 2 所示.



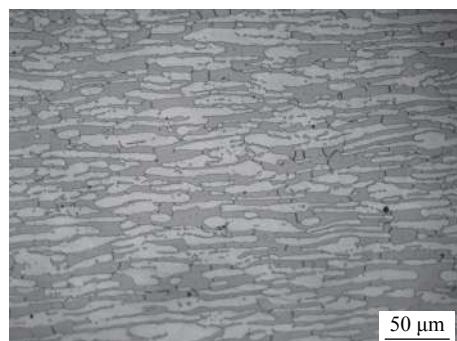
图 2 试样测试面位置  
Fig. 2 Location of the sample surface

## 2 试验结果及分析

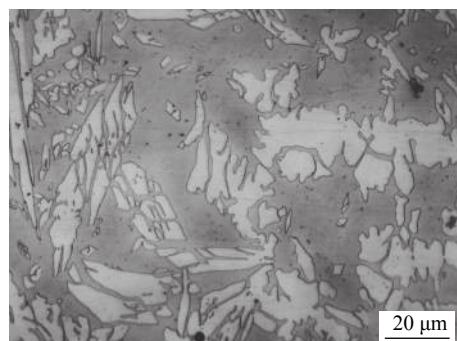
### 2.1 焊接接头不同区域组织

图 3 是母材及热影响区的微观组织, 图 4 为纯

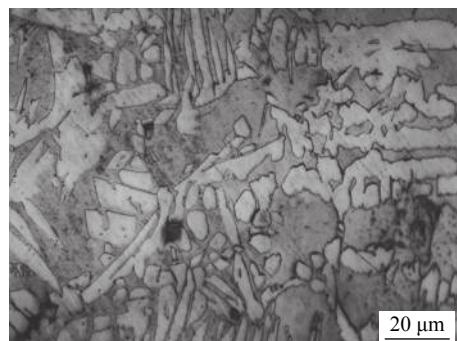
氩气保护和添加 2%  $\text{N}_2$  保护焊接接头焊缝不同区域的微观组织, 图 5 是两种接头不同区域的奥氏体含量.



(a) 母材



(b) 纯氩的 HAZ



(c) 添加 2%  $\text{N}_2$  的 HAZ

图 3 母材和 HAZ 组织  
Fig. 3 Microstructures of base metal and HAZ

如图 3 所示, 母材由于轧制奥氏体呈现规则的条带状分布在铁素体基体上, 而在两种焊接条件下, HAZ 区中奥氏体变现为小岛状零散分布, 且含量均相对较少. 根据奥氏体的位置可以将其分为三类: 晶粒边界奥氏体、魏氏奥氏体和晶粒内奥氏体. 奥氏体在晶粒边界最易形核, 其次在晶粒内部形核. 当过热到一定条件, 魏氏组织才能形核生长. 可以看出两种接头 HAZ 奥氏体形态上基本没有差别, 主要原因是该区域冷却速度快, 奥氏体形核生长时间不充分, 露出大片的铁素体基体.

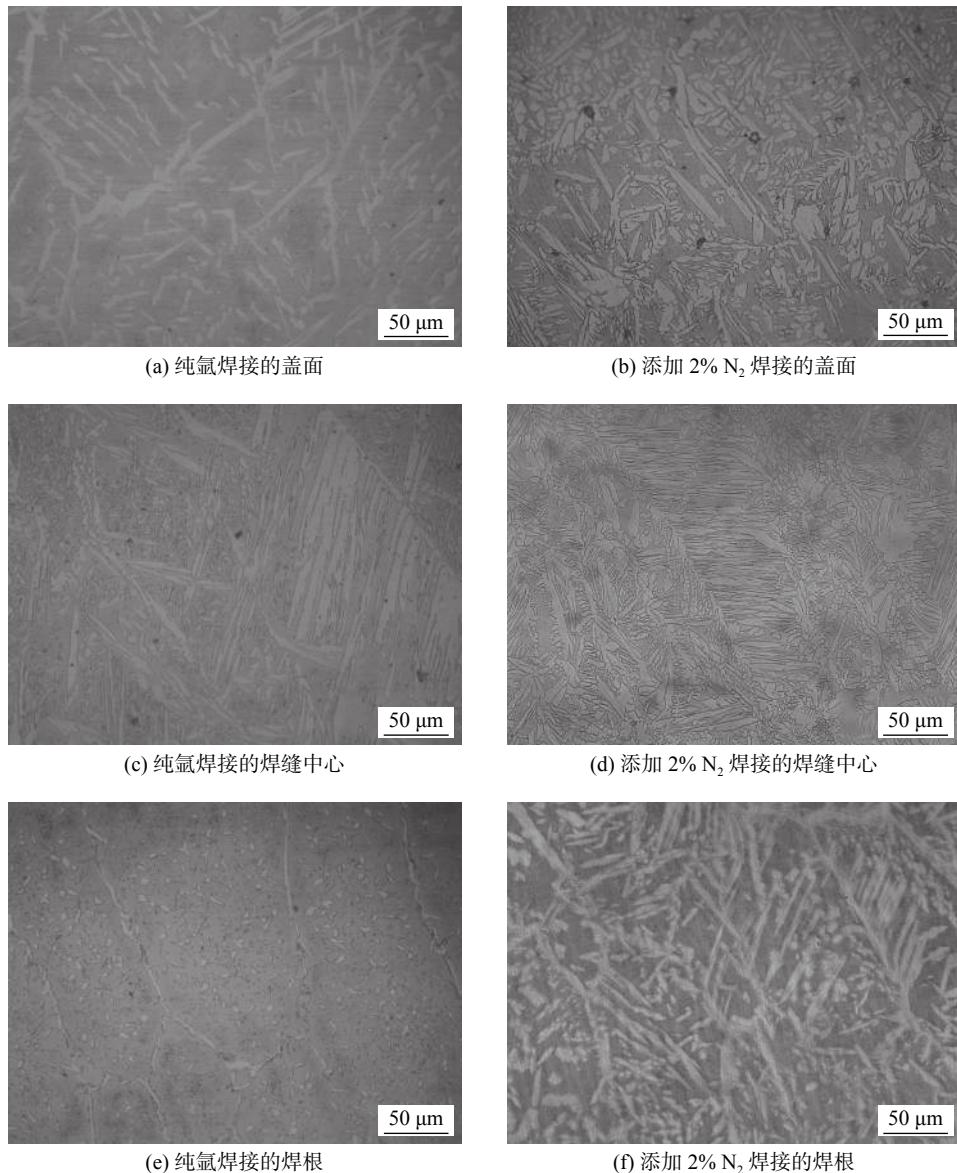


图 4 焊缝不同区域微观组织  
Fig. 4 Microstructures of weld metal

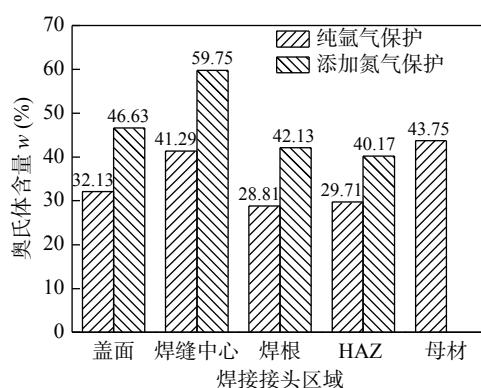


图 5 不同区域奥氏体含量  
Fig. 5 Austenite fractions of different regions

焊缝盖面和焊根奥氏体主要表现为晶粒内和边界奥氏体, 焊缝中心还存在呈侧板条状魏氏组织

织, 如图 4 所示。这种奥氏体形貌上的差异主要与焊接道次有关。焊缝中心在焊接过程中经历的热循环主要可以分为三段: 前道焊缝的预热、本身焊道焊接过程加热冷却以及后续焊道的再加热。而焊根由于是第一道焊缝, 没有前序焊缝的预热作用, 而盖面作为最后两道焊缝, 没有后续焊缝的再次加热作用, 而且焊根的热输入为 0.4 kJ/mm, 盖面的热输入 0.67~0.82 kJ/mm, 因此热输入高的盖面处的岛状奥氏体比焊根更加密集。而焊缝中心的热输入与盖面相近, 因此盖面相较焊根晶粒内奥氏体有长大趋势, 但尚未达到焊缝中心的程度。

与纯氩气保护焊接时相比, 添加 N<sub>2</sub> 的焊缝金属除了晶界奥氏体未发生明显变化, 晶粒内奥氏体和魏氏组织均发生了明显变化, 数量上晶粒内奥氏

体和魏氏组织大大增加, 形貌上则表现为晶粒内细小的奥氏体快速生长, 表现为密集的岛状, 相界面密集, 几乎连成大片的奥氏体区域。焊根与盖面处晶粒内奥氏体和魏氏组织表现明显, 晶粒内奥氏体明显生长至和纯氩气焊接时焊缝中心晶粒内奥氏体尺寸相差无几。由于相同位置热输入接近, 因此 N 作为强烈奥氏体化元素, 其添加促进了不同奥氏体生长, 尤其是魏氏奥氏体。添加氮气对热影响区奥氏体形貌影响不大, 但其含量明显增加。

奥氏体的含量准确统计并列于图 5, 可以看出, 在确定的焊接条件下, 焊缝中心奥氏体含量最高, 盖面次之, 而焊根和 HAZ 则较低且相差不大。纯氩气时焊缝中心比盖面、焊根和 HAZ 奥氏体含量分别高 9%, 12.4% 和 11.5%, 添加氮气时焊缝中心比盖面、焊根和 HAZ 奥氏体含量分别高 13.1%, 17.6% 和 19.5%, 主要原因是焊缝中心热输入高且经历了较为完整的热循环, 奥氏体转变充分, 同时也造成了奥氏体形貌上的差异。不同焊接条件接头的相同位置下, 添加 2%N<sub>2</sub> 保护焊接接头的区域奥氏体含量均明显比纯氩气保护时高(约 10% ~ 18%)。由此可见氮气的添加扩大了奥氏体相区, 同时焊缝中心奥氏体含量提升度最大。其中 N 元素在两种接头不同区域奥氏体的含量列于表 3, 氮在铁素体中由于溶解度极低, 处于过饱和状态, 因此认为氮在铁素体中含量为其最大溶解度 0.05%。可以看出在添加氮气的接头中, 氮含量由于奥氏体含量的显著增加而略有稀释, 氮在热循环过程中由铁素体扩散至奥氏体中并均匀分布。

表 3 氮在不同区域奥氏体中的含量(质量分数, %)  
Table 3 N contents in austenite of different zones

接头	焊根	焊缝中心	盖面	HAZ
纯氩气	0.46	0.41	0.37	0.38
添加氮气	0.35	0.32	0.33	0.34

## 2.2 极化曲线分析

图 6 为两种接头不同区域的极化曲线, 表 3 列出了主要相关参数腐蚀电位( $E_{corr}$ ), 腐蚀电流( $I_{corr}$ )和过钝化电位( $E_p$ )的值, 其中腐蚀电位和腐蚀电流采用塔菲尔外推法计算得出。

如图 6 所示, 所有试样保持相同的极化趋势, 没有发生突变, 由于没有温度等其它影响因素, 因此其相应电化学参数变化只和其组织有关, 说明焊接接头不同区域在阴极反应与阳极反应机理保持

一致。试样均存在明显的钝化区, 试样在测试溶液中表面有稳定致密的氧化膜生成, 各个试样钝化的电流密度维持在  $10^{-7} \sim 10^{-6} \mu\text{A}/\text{cm}^2$  的级别。且钝化过后, 由于试样表面未发现点蚀坑, 因此试样均发生了过钝化, 并未发生点蚀。过钝化电位  $E_p$  可以定义为电流密度急剧增加时的电位。

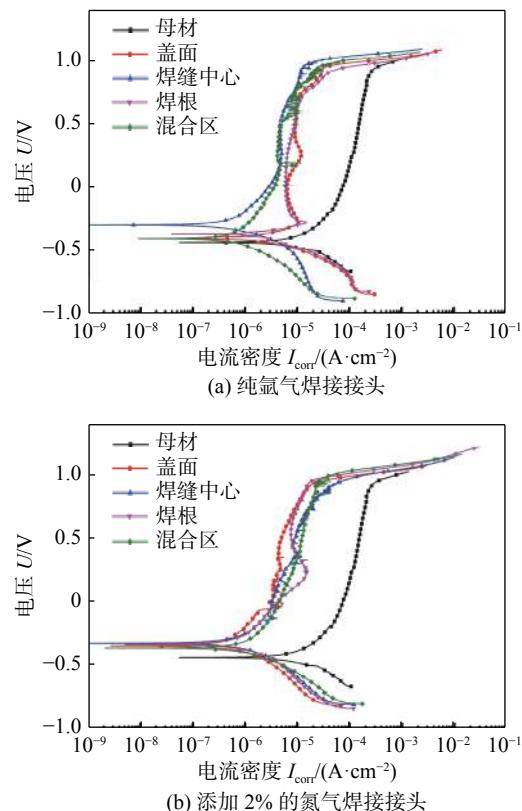


图 6 不同区域极化曲线  
Fig. 6 Polarization curves of different regions

由于腐蚀速率与腐蚀电流密度成正比, 因此从表 4 中的腐蚀电流密度  $I_{corr}$  来看, 两种不同保护气焊接接头除母材外, 各自接头腐蚀速率由小到大依次为焊缝中心, 盖面, 焊根, 混合区, 混合区指熔合线附近区域, 包含了焊缝, HAZ 和母材三个混合区域。试验结果与图 5 中的奥氏体含量统计保持了一致性。焊缝中心腐蚀速率是焊根部位的 0.68 倍, 盖面腐蚀速率是焊根的 0.73 倍, 混合区腐蚀速率约是焊根的 1.5 倍。此外, 观察图 6 中钝化区宽度, 发现纯氩气接头的焊根和混合区的钝化区较其它区域短, 说明该区域的钝化相对来说不充分, 发生均匀腐蚀的可能性较大。焊缝中心钝化区宽说明膜形成致密, 破裂的可能性很小。过钝化电位同样说明了焊缝中心钝化能力强。研究结果表明对于多层多道焊焊缝金属的腐蚀性能差异较大, 焊缝中心的耐腐蚀性能最为优越, 其次为盖面、焊根。其与奥氏体

含量的一致性表明奥氏体含量对其耐均匀腐蚀性能有决定性的影响因素. 此外, 两相在不同区域的耐点蚀指数 (pitting resistance equivalent number,

PREN) 可以粗劣的判断两相的耐点蚀性能, 其计算方法采用式 (2), 计算结果列于表 5.

$$PREN = w_{Cr} + 3.3w_{Mo} + 30w_N \quad (2)$$

表 4 极化曲线的电化学参数  
Table 4 Electrochemical parameters of the polarization curves

区域	纯氩气焊接接头			添加2%N <sub>2</sub> 焊接接头		
	腐蚀电流 $I_{corr}/(10^{-6} A \cdot cm^{-2})$	腐蚀电位 $E_{corr}/V$	过钝化位 $E_p/V$	腐蚀电流 $I_{corr}/(10^{-7} A \cdot cm^{-2})$	腐蚀电位 $E_{corr}/V$	过钝化位 $E_p/V$
母材	3.46	-0.438	0.969			
焊根	2.34	-0.371	0.949	2.19	-0.335	1.10
焊缝中心	1.65	-0.299	1.03	1.45	-0.326	1.13
盖面	1.77	-0.408	0.979	1.56	-0.346	1.11
混合区	3.70	-0.408	0.951	3.15	-0.364	1.10

表 5 不同区域两相的耐点蚀指数  
Table 5 PREN values in two phases of different zones

保护气体	相	焊根	焊缝中心	盖面
纯氩气	奥氏体	49.34	45.74	46.41
	铁素体	37.88	40.86	36.96
添加氮气	奥氏体	45.09	42.62	43.29
	铁素体	38.63	39.84	40.31

由以上可以看到奥氏体的耐点蚀性能普遍比铁素体高. 同一接头焊缝中心的奥氏体 PREN 较低, 铁素体 PREN 较高, 这与氮的均匀扩散有很大关系. 结果从侧面验证了合理范围内奥氏体含量越高, 其耐蚀性越好. 其次, 纯氩气焊接接头的焊缝中心与添加 2%N<sub>2</sub> 的 HAZ 奥氏体含量相近, 但腐蚀电流密度相差了一个数量级, 这说明除了奥氏体含量影响耐蚀性能, 组织形貌同样会影响腐蚀性能. 相对密集、均匀的晶粒内奥氏体块会加强钝化能力. 对于混合区腐蚀性能最差主要是由于 HAZ 的存在, HAZ 的奥氏体含量最低, 而且晶粒边界奥氏体零散分布, 晶粒内奥氏体极少. 此外由于其快速冷却可能会导致二次相的析出从而造成腐蚀性能恶化<sup>[1, 5]</sup>.

对比两种保护气焊接接头腐蚀电流密度可以看出, 添加 2%N<sub>2</sub> 时焊缝及混合区的腐蚀电流密度较纯氩气保护时低了一个数量级, 且比母材低, 表明添加 2%N<sub>2</sub> 大幅度的提高了焊接接头的整体耐蚀性.  $E_{corr}$  变大, 说明阳极反应被抑制而阴极反应加剧.

总的来说, 多层多道焊焊缝金属组织及腐蚀性

能不均匀, 焊缝中心的耐蚀性最优, 盖面和焊根次之. 奥氏体含量对耐蚀性起决定性因素, 微观组织形貌同样会影响该区域的耐蚀性.

### 3 结 论

(1) 多层多道焊接接头焊缝中盖面和焊根处奥氏体含量较少, 焊缝中心具有含量充分的奥氏体, 主要受焊接道次和热输入的影响. 此外, 纯氩气和添加 N<sub>2</sub> 保护时焊缝中心奥氏体含量比盖面和焊根高 10% 和 15% 左右.

(2) 奥氏体形貌上在焊根和盖面主要表现为晶粒内和边界奥氏体, 在焊缝中心有大量的魏氏组织出现.

(3) 多层多道焊焊接接头中, 焊缝中心的腐蚀电流密度最小, 腐蚀速率最慢, 耐蚀性最好. 其它依次为盖面、焊根、混合区. 其腐蚀速率主要由奥氏体含量决定.

(4) 氮气的添加促进了奥氏体转变, 使焊根和盖面出现了少量魏氏组织. 保护气 2% 的 N<sub>2</sub> 添加提升了接头 10% ~ 18% 奥氏体含量. 且所有区域的  $I_{corr}$  均比纯氩气时低一个数量级, 氮气的添加减缓了其腐蚀速率. 作为焊缝腐蚀性最差的焊根, 推荐采用较大的热输入以获取理想的性能.

### 参考文献:

[1] 张志强, 荆洪阳, 徐连勇, 等. 双相不锈钢多层多道焊接接头微观

- 组织表征 [J]. *焊接学报*, 2017, 38(5): 79 – 82.
- Zhang Zhiqiang, Jing Hongyang, Xu Lianyong, *et al.* Microstructure characterization of duplex stainless steel multi-pass welded joint[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(5): 79 – 82.
- [2] 张文毓, 侯世忠. 国内外双相不锈钢的应用进展 [J]. *装备机械*, 2015(3): 62 – 66.
- Zhang Wenyu, Hou Shizhong. The application and developments of duplex stainless steel at home and abroad[J]. *Equipment Machinery*, 2015(3): 62 – 66.
- [3] Udayakumar T, Raja K, Abhijit A T, *et al.* Experimental investigation on mechanical and metallurgical properties of super duplex stainless steel joints using friction welding process[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2013, 15(4): 558 – 571.
- [4] Yu-Qiang X U, Yang S Y, Ke-Wang X U, *et al.* Super duplex stainless steel 2507 and the research on its welding technique[J]. *Electric Welding Machine*, 2013(3): 11 – 17.
- [5] 龚利华, 张波, 王赛虎. 超级双相不锈钢焊接接头的耐蚀性能 [J]. *焊接学报*, 2010, 31(7): 59 – 62.
- Gong Lihua, Zhang Bo, Wang Saihu. Corrosion resistance of super duplex stainless steel welded joint[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2010, 31(7): 59 – 62.
- [6] Zhang Z, Jing H, Xu L, *et al.* Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods[J]. *Materials & Design*, 2016, 109: 670 – 685.
- [7] Taban E, Kaluc E. Welding behaviour of duplex and superduplex stainless steels using laser and plasma ARC welding processes[J]. *Welding in the World*, 2011, 55(7-8): 48 – 57.
- [8] 卢向雨, 冯兴国, 芦笙, 等.  $H_2S$  溶液中 316L 不锈钢 TIG 焊接头的腐蚀性能 [J]. *焊接学报*, 2017, 38(5): 69 – 73.
- Lu Xiangyu, Feng Xingguo, Lu Sheng, *et al.* Corrosion behavior of TIG welded joints of 316L stainless steel in  $H_2S$  solutions[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(5): 69 – 73.
- [9] Chail G, Kangas P. Super and hyper duplex stainless steels: structures, properties and applications[J]. *Procedia Structural Integrity*, 2016, 2: 1755 – 1762.

## [ 上接第 142 页 ]

- [6] 徐济民, 吴振宇, 苏毅. 焊接残余应力对裂纹闭合与疲劳裂纹扩展速率的影响 [J]. 清华大学学报(自然科学版), 1988, 28(2): 23 – 33.
- Xu Jimin, Wu Zhenyu, Su Yi. The effects of welding residual stresses on fatigue crack closure and propagation rates[J]. *Journal of Tsinghua University*, 1988, 28(2): 23 – 33.
- [7] Wang Q, Liu X, Wang P, *et al.* Numerical simulation of residual stress in 10Ni5CrMoV steel weldments[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 240: 77 – 86.
- [8] 张晓, 姚润钢, 王任甫, 等. 屈服强度参数对 10Ni5CrMoV 钢焊接残余应力数值计算结果的影响 [J]. *焊接学报*, 2010, 31(4): 97 – 100.
- Zhang Xiao, Yao Rungang, Wang Renfu, *et al.* Effects of yield strength parameters on welding residual stress simulation results of 10Ni5CrMoV steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2010, 31(4): 97 – 100.

- [9] 王萍, 刘永, 李大用, 等. 固态相变对 10Ni5CrMoV 钢焊接残余应力的影响 [J]. *焊接学报*, 2017, 38(5): 125 – 128.
- Wang Ping, Liu Yong, Li Dayong, *et al.* Effect of solid-state phase transformation on welding residual stress of 10Ni5CrMoV steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(5): 125 – 128.
- [10] Liljedahl C, Tan M, Zanellato O, *et al.* Evolution of residual stresses with fatigue loading and subsequent crack growth in a welded aluminium alloy middle tension specimen[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, 75: 3881 – 3894.

- 第一作者简介: 王强, 男, 1988 年出生, 博士研究生。主要从事焊接结构可靠性研究。发表论文 6 篇。Email: [wangqiang\\_hit@126.com](mailto:wangqiang_hit@126.com)
- 通信作者简介: 刘雪松, 男, 教授, 博士研究生导师。Email: [liuxuesong@hit.edu.cn](mailto:liuxuesong@hit.edu.cn)