

# 船舶奥氏体不锈钢管 TIG 自动焊腐蚀行为研究

刘水根<sup>1</sup>, 操戈<sup>1</sup>, 郑鹏华<sup>2,3</sup>

(1. 海军装备部, 湖北 武汉 430030;

2. 中国机械总院集团武汉材料保护研究所有限公司, 湖北 武汉 430030;

3. 特种表面保护材料及应用技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430030)

**[摘要]** 为了研究船舶管道系统焊接件的腐蚀行为,通过全位置 TIG 自动焊技术对 316L 奥氏体不锈钢接头进行焊接,采用接头拉伸、弯曲、宏观金相测试以及通过加速腐蚀试验后腐蚀深度、表面形貌、微区电化学测试,就焊接工艺对试样的力学性能和腐蚀行为的影响进行研究。经焊接试验与检测发现,通过改变分区焊接参数设计,可有效保证焊接接头的焊接质量,焊接接头的力学性能合格。对此焊接工艺下焊接后不锈钢管道的腐蚀行为研究结果表明:焊接材料在模拟盐雾湿热/SO<sub>2</sub>大气环境中进行腐蚀试验后以点蚀为主,腐蚀产物为团状物,且随着腐蚀过程继续进行,腐蚀产物不断生长,相互连接成片,形成完整锈层,对基材起到保护作用,延缓腐蚀向基材深入;腐蚀优先在热影响区进行,并且随腐蚀周期延长,试样母材区的耐蚀性始终高于热影响区。

**[关键词]** 316L 不锈钢; 点蚀; 力学性能; 微区电化学

**[中图分类号]** TG172 **[文献标识码]** A doi: 10.16577/j.issn.1001-1560.2024.0025

**[文章编号]** 1001-1560(2024)01-0196-08

## Study on the Corrosion Behavior of Austenitic Stainless Steel Piping in Ships with TIG Automatic Welding

LIU Shuigen<sup>1</sup>, CAO Ge<sup>1</sup>, ZHENG Penghua<sup>2,3</sup>

(1. Department of Naval Armament, Wuhan 430030, China;

2. Wuhan Research Institute of Materials Protection Co., Ltd., CAM, Wuhan 430030, China;

3. State Key Laboratory of Special Surface Protection Materials and Application Technology, Wuhan 430030, China)

**Abstract:** To study the corrosion behavior of welded parts in marine pipeline systems, 316L austenitic stainless steel joints were welded using all-position TIG automatic welding technology. These joints were tested by tensile, bending and macroscopic metallographic tests, as well as corrosion depth, surface morphology and micro-electrochemical tests after accelerated corrosion tests. The effect of the welding process on the mechanical properties and corrosion behavior of the specimens was investigated. Through welding tests and inspections, it was found that by altering the design of the welding parameters for different zones, the welding quality of the welded joint could be effectively guaranteed, and the mechanical properties of the welded joint were qualified. Results on the corrosion behavior of stainless steel pipes after welding under this welding process showed that in the simulated salt spray humid heat/SO<sub>2</sub> atmosphere, corrosion of the welded materials was primarily localized as pitting corrosion, and the corrosion products were clumped. As the corrosion process continued, these products grew and connected to each other, forming a complete rust layer. This layer had a protective effect on the substrate, thereby delaying corrosion from penetrating into the substrate. Corrosion was preferentially observed in the heat-affected zone. As the corrosion cycle prolonged, the corrosion resistance of the sample's base metal zone consistently remained higher than that of the heat-affected zone.

**Key words:** 316L stainless steel; pitting corrosion; mechanical properties; micro region electrochemistry

## 0 前言

在船舶管道系统中,为保证管道系统具有一定的

耐腐蚀能力,液压系统主要采用奥氏体不锈钢管。船舶管子焊接一般要求采用单面焊双面成型,要求根部焊透。奥氏体不锈钢由于自身特性,在焊接及使用过

收稿日期: 2023-11-14; 修订日期: 2023-12-11

Received: 2023-11-14; Revised: 2023-12-11

通信作者: 刘水根(1980-),工程师,主要从事船舶总体技术研究,电话:13554263749,E-mail:1878978180@qq.com

Corresponding Author: LIU Shuigen (1980-), Engineer, Research Focus: Ship General Technology, Tel.: 13554263749, E-mail: 1878978180@qq.com

程中,易出现晶间腐蚀<sup>[1]</sup>、热裂纹<sup>[2]</sup>等缺陷,具有一定的焊接难度,为保证不锈钢管子的焊接质量,常采用TIG焊工艺。

采用管子自动焊工艺能有效提高焊接效率,保证焊接质量的稳定性。在船台阶段,自动焊工艺只能采用管子固定、焊枪转动的方式焊接,为全位置焊接,自动焊难度较大。焊接过程中,由于重力的影响,在不同的位置,熔池的运动形式有较大不同<sup>[3]</sup>,宜采用不同的焊接参数<sup>[4,5]</sup>。当处于平焊位置时,焊缝会向管内凸起;当处于仰焊位置时,管内焊缝形成凹坑,因此选取合适的工艺参数对于焊接接头的性能至关重要。

另外,金属焊接接头成形过程中受到温度场<sup>[6]</sup>、应力场、显微组织场<sup>[7]</sup>三者的直接作用<sup>[8]</sup>,内部各区域微观组织改变各异,直接反映为其一接头各区域的电化学电位不同<sup>[9]</sup>,其二接头内组织重新生长的过程受温度场作用,在不同区域出现化学成分偏析导致化学成分各异,降低了接头内部化学成分上的均质化程度<sup>[10]</sup>,这种电化学不均匀性和化学成分均质化程度会导致材料耐蚀性的改变。

由于船舶使用环境特殊,接触的多数介质为强酸强碱,此类系统在日常操作或者保养不当时会导致管路的腐蚀泄漏,不仅会污染船舶的液货品质,更会影响船舶的正常营运,甚至会影响船舶的运行安全,所以研究船舶不锈钢管道焊接接头的腐蚀行为非常重要。

近年来,对不锈钢焊接接头的腐蚀行为开展了大量研究。Mirshekari等<sup>[11]</sup>探讨了单通道和多通道钨极氩弧焊工艺对304L不锈钢焊接接头显微组织、硬度和腐蚀行为的影响,结果显示熔合区显微组织均为枝状组织加少量条状 $\delta$ 铁素体,且 $\delta$ 铁素体在焊缝区内的含量随焊接通道数量的增多而不断提升,相应导致焊缝区硬度和耐腐蚀性能的提高。Sarlak等<sup>[12]</sup>对双相不锈钢板进行不同参数下搅拌摩擦焊,分析了焊缝表面的显微组织,利用动电位极化、开路电位评估了焊缝表面在 $H_2SO_4$ 溶液中的腐蚀行为,结果表明,提高焊接速度可以减小双相不锈钢 $\alpha$ 相和 $\gamma$ 相的晶粒尺寸,提高搅拌区的耐腐蚀性。Dadfar等<sup>[13]</sup>利用SEM、动电位极化法、XRD等手段分析和研究了316L不锈钢焊接接头在[生理溶液0.9%(质量分数)NaCl]中的腐蚀行为,发现焊缝区内作为腐蚀发生点的第二相在焊接过程中溶解,导致其耐腐蚀性高于母材区。另外对焊缝区进行焊后热处理后,可以有效消除该区域的残余应力,促进晶粒长大,减少晶界数量,平衡母材/热影响区和热影响区/焊缝区边界化学成分的均质化程度,降低腐蚀电

流密度,提高耐蚀性。

基于此,本工作以316L奥氏体不锈钢管为对象,通过改变分区焊接参数来研究全位置TIG自动焊对焊缝成型及焊接接头力学性能、焊接试样母材区和热影响区耐蚀性能的影响,同时通过对焊接接头的力学性能的检测,来确保焊接接头的焊接质量,从而实现船舶不锈钢管道的TIG自动焊;还对该焊接工艺下焊接后不锈钢管道的腐蚀行为进行研究,通过盐雾干湿交替/ $SO_2$ 气体循环加速腐蚀试验、对室内加速试验后试样的母材区和热影响区的腐蚀发展情况进行分析,并对试样表面进行点蚀深度、表面腐蚀微观形貌和微区电化学试验测试,从而了解焊接件的腐蚀行为规律。

## 1 试验

### 1.1 焊接工艺设计

坡口设计:采用U型坡口设计,坡口形式如图1所示,无坡口间隙,根部设计为平台形式,可保证坡口根部尺寸均匀。

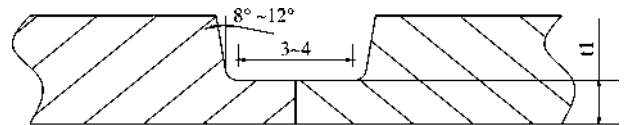


图1 U型坡口示意图

Fig. 1 Schematic diagram of U-shaped groove

焊接电流形式设计:采用较小的焊接电流或焊接线能量、不预热、降低层间温度的方式。

焊接参数分区控制:管子水平固定时,焊接为全位置焊接,当焊接区域处于不同的位置时,焊接参数也应有相应的调整以保证良好的焊接质量。开始焊接时,钢管温度较低,需要较大的焊接电流保证焊缝熔透。随着焊接时间的延长,焊接区域温度升高,需要适当减小焊接电流以防止熔池过大。因此,不锈钢管在全位置焊接时,有必要针对不同的焊接位置区间对焊接参数做出适当调整,以使焊缝成型均匀,提高焊缝质量。一般可将不锈钢管环形焊缝分成4个区间,如图2所示,焊接过程在1点起弧;1~2点区间为I区;2~3点区间为II区;3~4点区间为III区;4~1点区间为IV区;IV区结束后,电流逐渐减小并熄火。

焊接保护气体选择:在采用无坡口间隙的自动焊时,为保证根部焊透,采用了 $Ar+3\%H_2$ 的混合气体。表1为焊接参数选择。

焊接工艺试验:根据以上参数选择,进行焊接工艺试验。采用直径为45 mm,壁厚为5 mm的316L奥氏

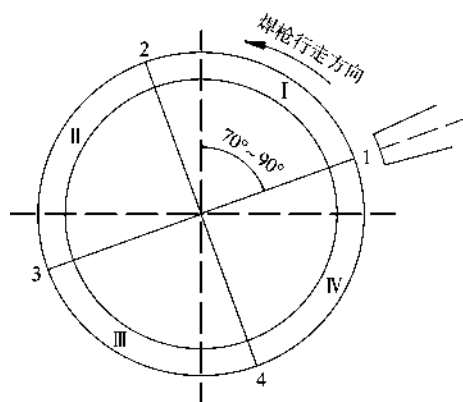


图2 焊接起弧位置和焊接区间分布  
Fig. 2 Welding arc starting position and welding interval distribution

表1 焊接参数选择

Table 1 Selection of welding parameters

坡口设计	焊接电流形式设计	焊接参数分区控制	焊接保护气体选择
U型坡口	小电流, 不预热	全位置焊接, 当焊接区域处于不同的位置时, 焊接参数也应有相应的调整, 以保证良好的焊接质量	Ar+3%H <sub>2</sub> 的混合气体

体不锈钢管进行焊接试验。将装配后的对接管装在脉冲TIG自动焊机上焊接。采用全位置焊接, 焊枪转动。焊接时采用的钨棒直径为2.4 mm, 保护气体为Ar+3%H<sub>2</sub>, 正面保护气体流速为10 L/min。焊前用密封塞密封钢管接缝两端面, 并于钢管内通气体保护, 保护气体流速为3.5 L/min。

## 1.2 测试表征

### 1.2.1 焊接接头的力学性能试验

接头拉伸试验: 试验参考 GB/T 228-2002“金属材料室温拉伸试验方法”进行。打磨焊缝表面以去除表面缺陷。在室温下采用 AG-X50KN 型电子万能试验机进行拉伸测试, 拉伸方向垂直于焊缝, 以3组测试数据的平均值作为拉伸试验的最后结果。

接头弯曲试验: 试验参考 GB/T 232-1999“金属材料弯曲试验方法”进行。接头面弯是弯曲试样受拉面为焊缝正面的弯曲。具有较大焊缝宽度的面为正面, 当两面焊缝宽度相等时则先完成盖面层焊缝一侧为正面。接头背弯是弯曲试样受拉面为焊缝背面的弯曲。

接头宏观金相组织判定: 试验参考 GB/T 13298-1991“金属显微组织检验方法”进行。对接头宏观金相组织进行判定。

按表2中的试验项目进行了相应力学性能测试, 表2中给出了相应的测试合格标准。表2中D表示弯

心直径, a 表示试样厚度,  $\theta$  表示弯曲角度。

表2 试验项目

Table 2 Test items

序号	试验项目	试样数量	备注	合格标准
1	接头拉伸试验 (室温)	2	室温	$R_m$ (抗拉强度) $\geq 520$ N/mm <sup>2</sup>
2	接头面弯试验	2	$D=4a, \theta=180^\circ$	受拉面没有大于3 mm的裂纹和其它缺陷
3	接头背弯试验	2	$D=4a, \theta=180^\circ$	受拉面没有大于3 mm的裂纹和其它缺陷
4	接头宏观金相组织判定	2	-	不得有裂纹、未熔合、未焊透等

### 1.2.2 加速腐蚀试验

对焊接后的316L奥氏体不锈钢管焊接件试样进行盐雾干湿交替/SO<sub>2</sub>气体循环加速腐蚀试验, 试验周期设置4、8、24、48、60 d为第一至第五周期, 每周期各3块平行样。加速腐蚀试验单次循环时间参数如表3所示。盐雾为浓度为(50±5) g/L的NaCl溶液。

表3 盐雾干湿交替/SO<sub>2</sub>气体循环加速腐蚀试验单次循环时间

h					
Table 3 Single cycle time of salt spray alternating wet and dry /SO <sub>2</sub> gas cycle accelerated corrosion test					
35 °C 喷雾	60 °C 干燥	50 °C 凝露	60 °C 干燥	SO <sub>2</sub> 气体 腐蚀试验	室温干燥
8	4	8	4	8	16

### 1.2.3 腐蚀深度分析

参照 GB/T 16545-1996“金属和合金的腐蚀 腐蚀试样上腐蚀产物的清除”对不锈钢焊接件室内加速试样进行化学除锈, 参照 GB/T 18590-2001“金属和合金的腐蚀 点蚀评定方法”对试样进行点蚀评定, 对室内加速试验后试样母材区和热影响区的腐蚀发展情况进行分析。

### 1.2.4 表面腐蚀形貌分析

采用 JSM-6510LV 扫描电子显微镜观察试样表面的腐蚀情况。

### 1.2.5 微区电化学试验

采用 M370 微区扫描电化学工作站中 SKP 组块 (扫描开尔文探针系统) 对不锈钢焊接件试样腐蚀不同周期后的局部腐蚀行为进行研究, 在不干扰、不接触测定体系的条件下获知试样腐蚀后母材区和热影响区的腐蚀电位分布。

采用 M370 微区电化学工作站获知各区域腐蚀电位分布, 在室温下测试, 采用面扫描 step scan 模式, 不锈钢焊接件试样各区域的扫描面积设置为 2 000

$\mu\text{m} \times 2\,000\ \mu\text{m}$ , 扫描步长为  $150\ \mu\text{m} \times 150\ \mu\text{m}$ , SKP 探针振动振幅为  $30\ \mu\text{m}$ , 控制探针距离受试面在  $100\ \mu\text{m}$  左右。

## 2 结果与讨论

### 2.1 打底焊焊接试验及结果

首先采用不同的焊接参数进行了打底焊焊接试验, 打底焊焊接参数如表 4 所示。

表 4 脉冲 TIG 自动焊打底焊焊接试验参数

Table 4 Welding test parameters of priming welding for pulsed TIG automatic welding

试样编号	焊接区间	$I_{\text{峰}}/\text{A}$	$t_{\text{峰}}/\text{s}$	$I_{\text{基}}/\text{A}$	$t_{\text{基}}/\text{s}$	焊接速度/ ( $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )
1	I	132	0.30	35	0.30	80
	II	129	0.25	33	0.25	80
	III	122	0.25	30	0.25	80
	IV	124	0.25	30	0.25	80
2	I	120	0.10	29	0.15	80
	II	118	0.10	29	0.15	80
	III	110	0.10	21	0.15	80
	IV	110	0.10	21	0.15	80
3	I	113	0.10	28	0.10	80
	II	112	0.10	29	0.10	80
	III	105	0.10	21	0.10	80
	IV	105	0.10	21	0.10	80

焊接完成后, 对根部焊道的成型情况进行了外观检查, 发现 3 号试样的根部局部未焊透; 2 号试样的根部焊道完全焊透, 且根部焊缝成型良好; 1 号试样的根部焊道完全焊透, 但钢管顶部位置的根部焊道内凸较多, 底部位置的根部焊道内凹较多。结合表 3 可知, 当钝边厚度为  $2\ \text{mm}$  时, 根部焊道的焊接参数应大于等于 2 号试样的焊接参数。当钝边厚度变化时, 根部焊道的焊接参数应做适当调整。为保证焊接过程的稳定性, 应尽量保证钝边厚度的均匀一致。

### 2.2 焊接接头的力学性能试验及结果

根据 2.1 节中的试验及结果, 以表 4 中 2 号试样的焊接参数作为打底焊焊接参数, 将焊接接头焊满。焊接过程中, 保证层间温度  $< 60\ ^\circ\text{C}$ 。焊接参数如表 5 所示。

焊接完成后, 对焊缝进行了射线探伤检查和渗透探伤检查, 探伤缺陷等级为 I 级。

对焊接后的不锈钢试样进行了相应的力学性能测试, 测试结果见表 6。

表 5 脉冲 TIG 自动焊焊接参数

Table 5 Welding parameters of pulsed TIG automatic welding

壁厚/ mm	钝边厚 度/mm	焊道	焊接 区间	$I_{\text{峰}}/\text{A}$	$t_{\text{峰}}/\text{s}$	$I_{\text{基}}/\text{A}$	$t_{\text{基}}/\text{s}$	焊接速度/ ( $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )
5	2.0~2.2	1	I	118~120	0.1	29	0.10~0.15	80
			II	116~118	0.1	29	0.10~0.15	80
			III	108~110	0.1	21	0.10~0.15	80
			IV	108~110	0.1	21	0.10~0.15	80
		2	I	120	0.1	38	0.10	60
			II	118	0.1	35	0.10	60
			III	116	0.1	35	0.10	60
			IV	116	0.1	35	0.10	60
		3	I	118	0.1	30	0.10	80
			II	116	0.1	28	0.10	80
			III	114	0.1	26	0.10	80
			IV	112	0.1	24	0.10	80

表 6 试验结果及合格指标

Table 6 Test results and qualification index

试验项目	合格标准	试验结果
接头拉伸试验	$R_m \geq 520\ \text{N}/\text{mm}^2$	573, 603, 合格
弯曲试验	受拉面没有大于 $3\ \text{mm}$ 的裂纹和其它缺陷	无缺陷, 合格
宏观金相组织判定	不得有裂纹、未熔合、未焊透等	无缺陷, 合格

由以上试验及结果可知, 形成的管子水平固定脉冲 TIG 自动焊工艺及参数可行, 可确保焊缝质量。

### 2.3 腐蚀深度分析

以表 4 中 2 号试样的焊接参数作为打底焊焊接参数, 将焊接接头焊满。焊接参数如表 5 所示。对不锈钢焊接件室内加速试样进行化学除锈, 再对其各区域不同周期最大点蚀深度进行分析, 结果如图 3 所示。

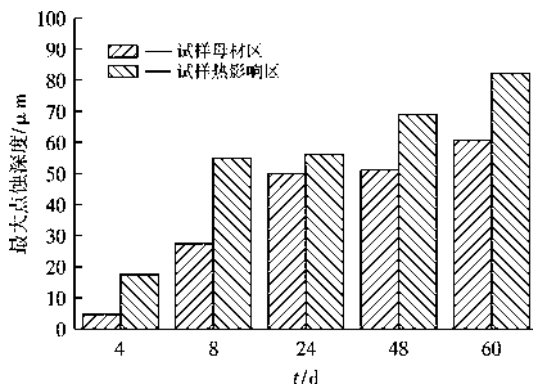


图 3 不锈钢焊接件各区域最大点蚀深度随试验时间的变化  
Fig. 3 Change of maximum pitting depth in each area of stainless steel welding parts with test time

从图 3 中可以看出, 不锈钢焊接件试样母材区和

热影响区最大点蚀深度随试验时间的延长而增大,并且每个周期试样热影响区的最大点蚀深度均大于同一周期试样母材区的最大点蚀深度。可以看出,试样母材区的耐蚀性能优于热影响区。从第二个周期开始,试样热影响区和母材区的最大点蚀深度增长速度开始减慢。数据表明,不锈钢初期发生腐蚀受焊缝热影响较明显,锈层快速增长,由于密集的锈层具有一定的阻碍作用,使得点蚀深度增长更缓慢,这说明生成的锈层可以有效阻碍腐蚀性介质渗入基材。

## 2.4 腐蚀形貌观察

图4分别是不锈钢焊接试样母材区和热影响区在盐雾干湿交替/SO<sub>2</sub>气体循环加速腐蚀环境中的第一周

期和第五周期腐蚀微观 SEM 形貌变化情况。试验进行 102 h 后,各区域表面腐蚀均以点蚀为主,分布不均匀。热影响区部位能看到明显团状腐蚀产物。而试样母材区部位点蚀较为轻微,以黑色腐蚀点分布在试样表面并逐渐向外延伸,向内扩展。腐蚀产物随腐蚀时间延长逐渐生长,体积变大。腐蚀后期,试验 1 446 h 后,腐蚀产物已基本覆盖试样表面,起始阶段不均匀的点蚀产物连在一起形成了较为完整的锈层。试样母材区由 102 h 时表面细小的黑色腐蚀点发展成不规则、重复堆叠的团状物,表面凹凸不平,不仅出现腐蚀产物分层,还伴随有多孔隙和多裂缝。相似的现象在热影响区也能观察到,程度较试样母材区更高<sup>[14]</sup>。

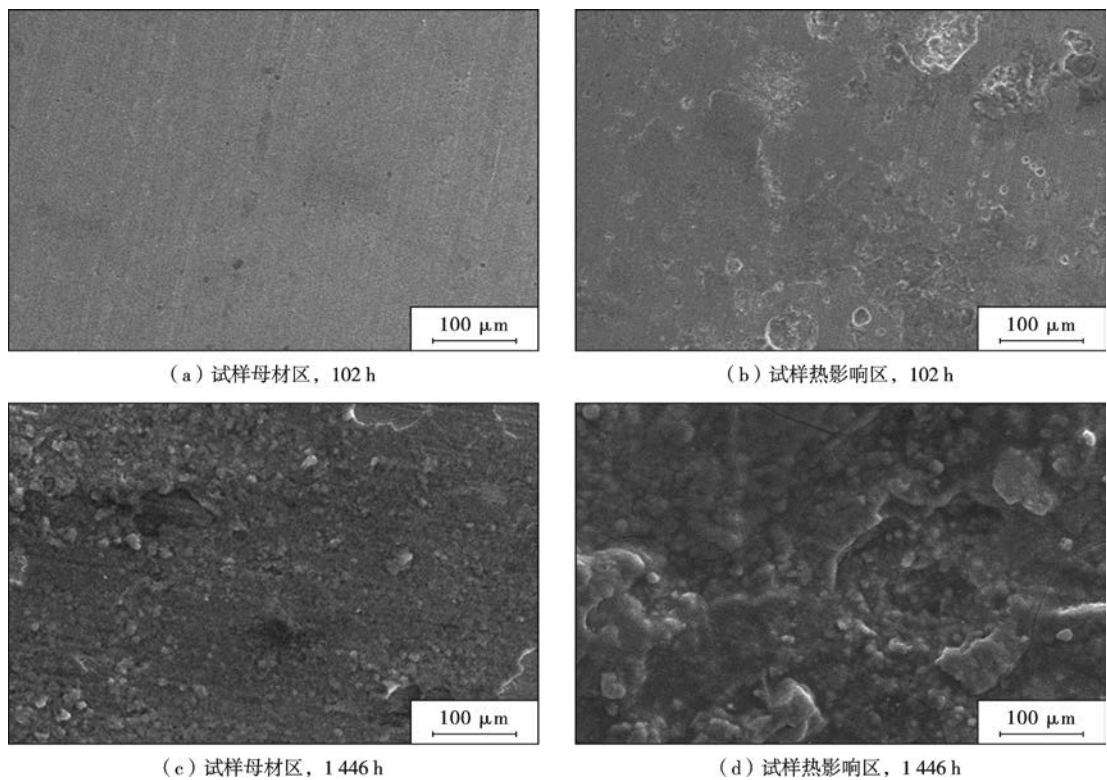


图4 不锈钢焊接件不同区域在室内加速腐蚀环境中的腐蚀形貌

Fig. 4 Corrosion morphology of stainless steel welding parts in different areas in an indoor accelerated corrosion environment

## 2.5 微区电化学试验分析

使用 SKP 模块测量金属焊接件试样室内加速第一周期、第五周期腐蚀试验后各区域表面电位分布情况,可以在不损坏试样工作面的情况下探究其各区域经过不同加速周期腐蚀试验后的局部腐蚀行为。

图5为不锈钢焊接接头室内不同周期腐蚀试验后各区域局部表面 SKP 电位分布块状图与三维立体图。对不同周期加速腐蚀试验后不同区域的 SKP 电位分布进行 Gauss 拟合<sup>[15]</sup>,拟合结果见图6,拟合公式见式(1):

$$y = y_0 + \frac{A}{\sigma(\sqrt{\pi/2})} e^{-2\frac{(x-\mu)^2}{\sigma^2}} \quad (1)$$

式中, $A$  为常数; $y_0$  表示纵坐标的偏移程度; $\mu$  表示 SKP 电位分布图中电位分布集中位置; $\sigma^2$  表示电位分布的集中程度,其值越小,说明电位分布越集中于  $\mu$  值附近。拟合结果列于表7。

从 SKP 电位分布图及 Gauss 拟合结果可知,在加速腐蚀 102 h 后不锈钢焊接件母材区和热影响区的电位分布均处于一个高低不平的状态。其中 102 h 试样母材区的电位值高于试样热影响区的电位值,从电位值的高低可以看出,热影响区相对于母材区更容易发生腐蚀。试样母材区腐蚀 102 h 后,从 SKP 电位分布图及 Gauss 拟合图中可以看到该区域电位集中程度较

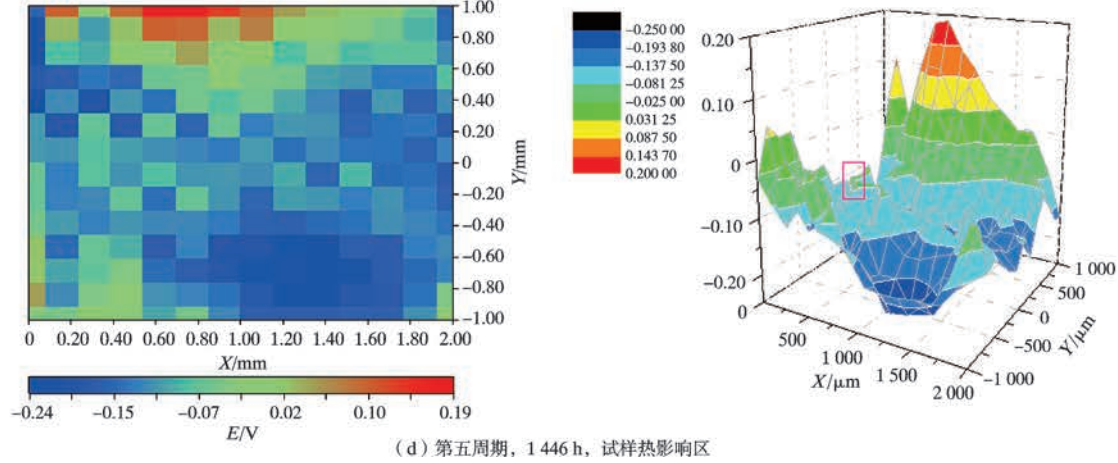
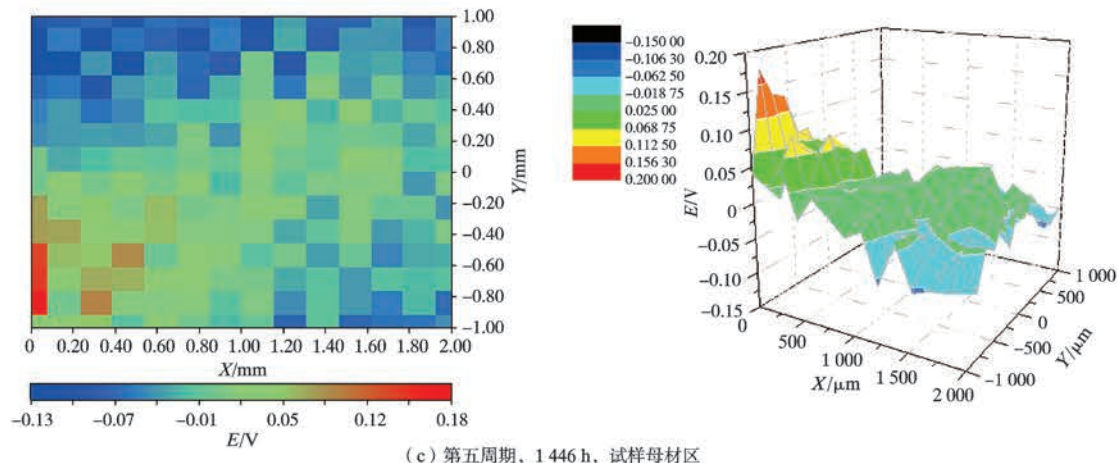
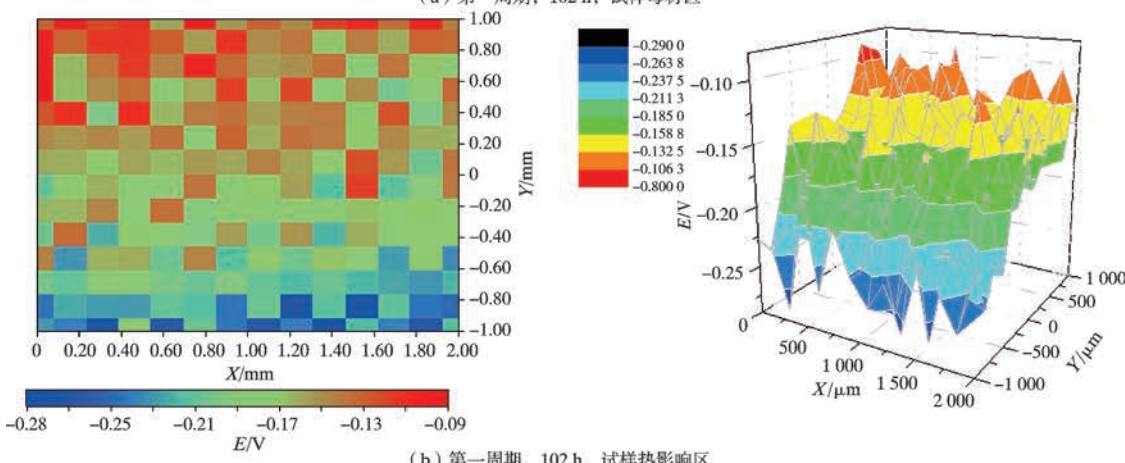
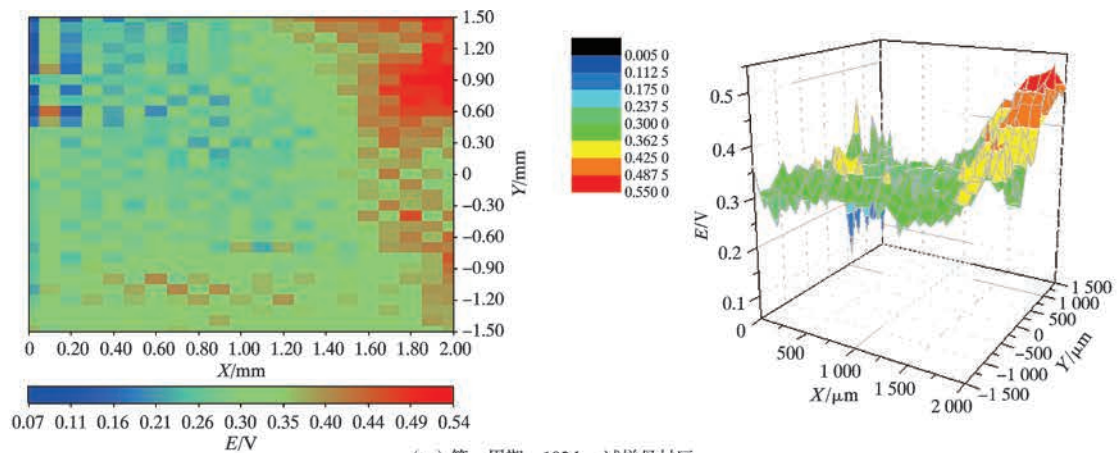


图5 加速试验后不锈钢焊接件各区域表面 SKP 电位分布

Fig. 5 SKP potential distribution in each area of the surface of stainless steel welding parts after accelerated test

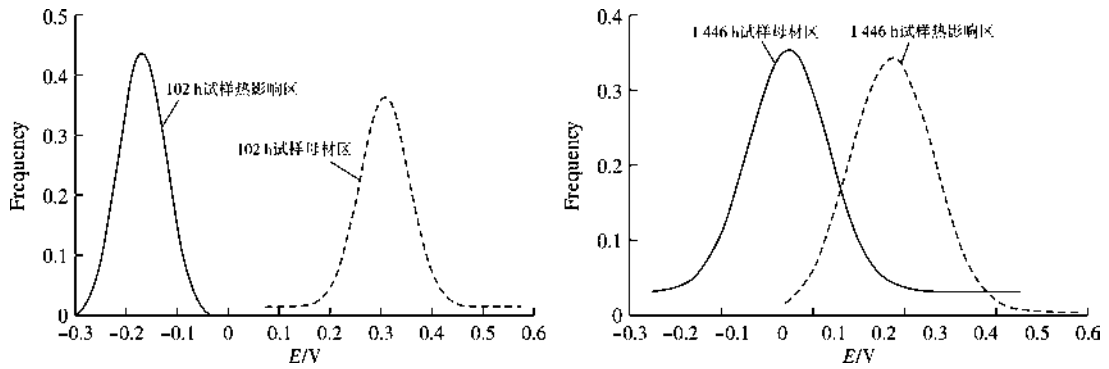


图6 加速试验后不锈钢焊接件各区域表面 SKP 电位分布 Gauss 拟合图

Fig. 6 Gauss fitting diagram of SKP potential distribution in each area of the surface of stainless steel welding parts after accelerated test

表7 加速试验后不锈钢焊接件各区域 SKP 电位分布的 Gauss 拟合结果

Table 7 Gauss fitting results of SKP potential distribution in each area of stainless steel welding parts after accelerated test

区域	$\mu/V$	$\sigma^2$
102 h, 试样母材区	0.308 96	(0.097 54) <sup>2</sup>
102 h, 试样热影响区	-0.167 48	(0.096 19) <sup>2</sup>
1 446 h, 试样母材区	-0.013 49	(0.091 18) <sup>2</sup>
1 446 h, 试样热影响区	-0.126 43	(0.087 01) <sup>2</sup>

试样热影响区高,基本分布在 0.3 V 左右,电位分布上更均匀,说明试样母材区表面上有较多随机分布的活性点,这些活性点在模拟环境中较易受外界腐蚀性介质氯离子侵蚀,表面的钝化膜被破坏,使其周围的金属基材裸露在腐蚀环境中。同时观察热影响区和母材区,可以看到热影响区不同扫描位置的电位起伏较高,表面电位分布的集中程度不高,说明试样表面已经出现了明显的阴极区和阳极区,阳极区不断发生腐蚀,阴极区受保护。

随腐蚀时间的延长,当试验进行到 1 446 h 时,不锈钢焊接件试样热影响区的电位出现轻微正移,主要是因为在这一区域中,不锈钢在焊接过程中受外界强热输入作用显微组织与母材区相比发生明显改变,耐蚀性降低。起始阶段不锈钢焊接件试样母材区的电位是高于热影响区的,热影响区会优先发生腐蚀,其被试验环境中腐蚀性介质侵蚀后表面能够及时响应,加之湿热环境的明显加速作用会导致表面形成的钝化膜处于一个循环破坏-修复的过程,腐蚀过程持续进行,快速生成腐蚀产物并向四周扩展,这些腐蚀产物会不断生长并相互连接成片,完整覆盖整个热影响区表面,随着热影响区腐蚀产物的密集堆积,能够有效阻碍腐蚀性介质渗入基材引发腐蚀继续发生,这一原因致使腐蚀电位增大,该区域的耐蚀性略有提高。而试样母材

区的电位出现明显负移,但电位仍然高于热影响区,原因在于母材区域在腐蚀进程中起始阶段作为活性点的位置,因氯离子侵蚀钝化膜被破坏,基材裸露同腐蚀性介质接触,腐蚀持续进行,耐蚀性降低。在反应后期,母材区域表面电位集中程度降低,出现阳极区和阴极区,自身腐蚀程度提高,同时临近的热影响区电位的提升会形成母材区的阳极加速腐蚀作用,在后期母材区腐蚀电位出现明显负移<sup>[16]</sup>。微观电化学测试所呈现的焊接件试样母材区与热影响区耐蚀性能评价与室内加速腐蚀不同周期后的点蚀评定是一致的。

### 3 结论

(1) 采用无间隙 U 型坡口的脉冲 TIG 自动焊可有效保证打底焊成型质量及焊缝性能。管子水平固定自动焊时,宜根据不同的位置将焊缝分区焊接,并设置不同的参数,以保证焊接过程均匀稳定。

(2) 管子水平固定脉冲 TIG 自动焊工艺及参数可确保焊缝质量,焊接接头的力学性能合格。

(3) 不锈钢焊接件试样母材区和热影响区最大点蚀深度随测试周期延长而增大,第三周期后,各区域最大点蚀深度增大的速率明显小于前 2 个周期,锈层的增多对基材起到保护作用。

(4) 不锈钢金属焊接材料在模拟盐雾湿热/SO<sub>2</sub> 大气环境中进行腐蚀试验时以点腐蚀为主,腐蚀产物为不规则、重复堆叠的团状物,且随着腐蚀过程继续进行,腐蚀产物不断成长,相互连接成片,形成完整锈层,对基材起到保护作用,延缓腐蚀向基材深入。

(5) 微区电化学试验显示加速腐蚀起始时试样母材区的耐蚀性优于试样热影响区。随着腐蚀时间延长,不锈钢焊接件试样热影响区的电位出现轻微正移,试样母材区的电位出现明显负移,但母材区的电位仍然高于热影响区,说明试样母材区的耐蚀性始终高于

热影响区。

### [ 参 考 文 献 ]

- [ 1 ] 黄志涛, 田文怀, 苏永安. 1Cr18Ni9Ti 薄壁不锈钢管断裂失效分析[J]. 焊接, 2009(9): 58-61.  
HUANG Z T, TIAN W Z, SU Y A. Failure analysis of 1Cr18Ni9Ti stainless steel pipe [J]. Welding & Joining, 2009(9): 58-61.
- [ 2 ] 满达虎, 王丽芳. 奥氏体不锈钢焊接热裂纹的成因及防止对策[J]. 热加工工艺, 2012, 41(11): 181-184.  
MAN D H, WANG L F. Wild hot creaking causes and preventive measures of austenitic stainless Steel[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(11): 181-184.
- [ 3 ] 夏胜全, 区智明, 孙晓明. 脉冲送丝式 CO<sub>2</sub> 短路过渡焊及焊缝背面成型控制[J]. 电焊机, 2013, 43(12): 9-23.  
XIA S Q, QU Z M, SUN X M. The pulsed wire feeding CO<sub>2</sub> arc weiding in short-circuiting with back weld forming control[J]. Electric Welding Machine, 2013, 43(12): 9-23.
- [ 4 ] 高 琪, 赵明霞. 厚壁管 TIG 打底焊工艺分析[J]. 焊接, 2001(4): 23-25.  
GAO Q, ZHAO M X. Tig backing welding procedure of thick-walled pipe [J]. Welding & Joining, 2001(4): 23-25.
- [ 5 ] 张伟妮, 石 凯, 彭 涛, 等. 连续管-管对接打底焊试验研究[J]. 石油机械, 2011, 39(2): 1-3.  
ZHANG W N, SHI K, PENG T, et al. An experimental study of the tubing-tubing butt backing weld of coiled tubing [J]. China Petroleum Machinery, 2011, 39(2): 1-3.
- [ 6 ] NOGAMI A, MATSUMIYA T, FUKUDA Y. A study on three dimensional monte carlo method for grain simulation [J]. Materials Science Forum, 1996, 204: 303-308.
- [ 7 ] LEE H W, KIM Y H. Effect of boron contents on weld ability in high strength steel [J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2007(2): 771-777.
- [ 8 ] 陈翠欣, 李午申, 王庆鹏, 等. 焊接接头显微组织模型的研究及发展趋势[J]. 焊接, 2004, 1(5): 6-9.  
CHEN C X, LI W S, WANG Q P, et al. Investigation and trends on microstructure model of welded joint [J]. Welding & Joining, 2004, 1(5): 6-9.
- [ 9 ] 赖春晓. 焊缝腐蚀的原因和解决方法[J]. 全面腐蚀控制, 2004, 18(6): 10-12.  
LAI C X. The causes and solutions of the weld corrosion[J]. Total Corrosion Control, 2004, 18(6): 10-12.
- [ 10 ] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing [J]. Materials Science and Engineering R, 2005, 50: 1-78.
- [ 11 ] MIRSHEKARI G R, TAVAKOLI E, ATAPOUR M, et al. Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel[J]. Materials and Design, 2014, 55: 905-911.
- [ 12 ] SARLAK H, ATAPOUR M, ESMAILZADEH M. Corrosion behavior of friction stir welded lean duplex stainless steel [J]. Materials and Design, 2015, 66: 209-216.
- [ 13 ] DADFAR M, FATHI M H, KARIMZADEH F, et al. Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel [J]. Materials Letters, 2007, 61: 2 343-2 346.
- [ 14 ] XIONG J Y, TAN M Y, FORSYTH M. The corrosion behaviors of stainless steel weldments in sodium chloride solution observed using a novel electrochemical measurement approach[J]. Desalination, 2013, 327: 39-45.
- [ 15 ] 董超芳, 生 海, 安英辉, 等. Cl<sup>-</sup> 作用下 2A12 铝合金在大气环境中腐蚀初期的微区电化学行为[J]. 北京科技大学学报, 2009, 31(7): 878-883.  
DONG C F, SHENG H, AN Y H, et al. Local electrochemical behavior of 2A12 aluminium alloy in the initial stage of atmospheric corrosion under Cl<sup>-</sup> conditions [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2009, 31(7): 878-883.
- [ 16 ] 张俊旺, 王文先, 黄延平, 等. 奥氏体不锈钢焊缝金属的电化学腐蚀性能[J]. 焊接学报, 2007, 28(2): 103-108.  
ZHANG J W, WANG W X, HUANG Y P, et al. Electrochemical corrosion properties for weld metal of austenitic stainless steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(2): 103-108.

[ 编校: 宋 媛 ]

( 上接第 176 页 )

- [ 11 ] 田 方, 胡 途, 张利波, 等. TiC 的制备方法及应用研究进展[J]. 功能材料, 2022(10): 10 046-10 053.  
TIAN F, HU T, ZHANG L B, et al. Research progress in preparation and application of TiC [J]. Functional Materials, 2022(10): 10 046-10 053.
- [ 12 ] HE X, SONG R G, KONG D J. Effects of TiC on the microstructure and properties of TiC/TiAl composite coating prepared by laser cladding[J]. Opt Laser Technol, 2019, 112: 339-348.
- [ 13 ] RANI R, KUMAR N, KUMAR D D, et al. Improvement in wear resistance of C<sup>+</sup> ion implanted DC magnetron sputtered TiC film[J]. Tribology International, 2016, 104: 121-130.
- [ 14 ] WANG H, SWEIKART M A, TURNER J A. Stainless steel as bipolar plate material for polymer electrolyte membrane fuel cells[J]. Journal of Power Sources, 2003, 115(2): 243-251.

[ 编校: 郑 霞 ]