

文章编号:1673-5005(2022)06-0156-07 doi:10.3969/j.issn.1673-5005.2022.06.018

X80/2205 双金属复合管 CMT/TIG 管端堆焊组织及性能

李立英¹, 盛学臻¹, 戴国文², 付现桥³, 周鑫², 韩彬¹

(1. 中国石油大学(华东)材料科学与工程学院, 山东青岛 266580; 2. 国家管网集团西南管道有限责任公司, 四川成都 610095; 3. 中国石油工程建设有限公司华北分公司, 河北任丘 062550)

摘要:采用冷金属过渡(CMT)和钨极氩弧(TIG)堆焊工艺对 X80/2205 双金属复合管管端进行堆焊,研究堆焊速度对堆焊层形貌、组织形态及其比例的影响,从而确定合理的 CMT 堆焊工艺,并对比分析 CMT 和 TIG 堆焊层的组织和性能。结果表明:随着焊速增加,CMT 堆焊层焊道宽度变窄,高度降低,由于 CMT 堆焊层 $\Sigma 3$ CSL 晶界比例高于 TIG 堆焊,CMT 堆焊层韧性较高;堆焊层与 X80 钢交界处存在浮凸的脆硬组织,该组织为具有 BCC 晶体结构的马氏体,其晶粒细小且多为大角度晶界,导致交界处硬度突变;TIG 耐蚀层中铁素体与奥氏体比例为 37:63,CMT 铁素体与奥氏体比例为 54:46;CMT 堆焊层的耐点蚀性能优于 TIG 堆焊层和 2205 内衬层,从焊接效率、耐蚀性考虑,CMT 更适用于复合管的管端堆焊。

关键词:X80/2205 双金属复合管; CMT 堆焊; TIG 堆焊; 显微组织; 硬度; 耐蚀性能

中图分类号:TG 442 **文献标志码:**A

引用格式:李立英,盛学臻,戴国文,等. X80/2205 双金属复合管 CMT/TIG 管端堆焊组织及性能[J]. 中国石油大学学报(自然科学版), 2022,46(6):156-162.

LI Liying, SHENG Xuezheng, DAI Guowen, et al. Microstructures and properties of CMT and TIG surfacing layers at X80/2205 bimetal mechanical lined pipe end [J]. Journal of China University of Petroleum (Edition of Natural Science), 2022, 46(6):156-162.

Microstructures and properties of CMT and TIG surfacing layers at X80/2205 bimetal mechanical lined pipe end

LI Liying¹, SHENG Xuezheng¹, DAI Guowen², FU Xianqiao³, ZHOU Xin², HAN Bin¹

(1. School of Materials Science and Engineering in China University of Petroleum (East China), Qingdao 266580, China;
2. Southwest Pipeline Company Limited of PipeChina Group, Chengdu 610095, China;
3. China Petroleum Engineering & Construction Corporation North China Company, Renqiu 062550, China)

Abstract: The cold metal transfer (CMT) and tungsten inert gas welding (TIG) surfacing processes were used to surfacing the X80/2205 bimetal mechanical lined pipe ends, and the effect of surfacing speed on the morphology, microstructures and proportion of surfacing layers were studied in order to determine a reasonable CMT surfacing process. On the other hand, the microstructures and properties of CMT and TIG surfacing layers were compared and analyzed. The results show that both the width and the height of welded bead decrease with the increase of the welding speed. The toughness of CMT surfacing layer is higher than that of TIG surfacing layer because the $\Sigma 3$ CSL grain boundary ratio of CMT surfacing layer is higher than that of TIG surfacing layer. It is found that there is an embossed brittle-hard structure at the junction between the surfacing layer and the X80 steel. This brittle-hard structure is martensite with the BCC crystal structure, the fine grain size and much large-an-

收稿日期:2022-03-12

基金项目:国防科技创新特区项目(22-05-CXZX-04-04-29);国家自然科学基金项目(51771228);山东省自然科学基金项目(ZR2013EEQ027)

第一作者及通信作者:李立英(1976-),女,副教授,博士,硕士生导师,研究方向为金属失效及表面改性与新材料焊接技术。E-mail: lly-ing3456@163.com。

gle grain boundaries, resulting in sudden changes in hardness at the junction between the surfacing layer and the X80 steel. The ratio of ferrite to austenite in the TIG corrosion resistant layer is 37 : 63, and that in the CMT corrosion resistant layer is 54 : 46. The pitting corrosion resistance of CMT surfacing layer is better than that of the TIG surfacing layer and the 2205 lining layer. Considering the welding efficiency and the corrosion resistance, the CMT surfacing process is more suitable for surfacing welding of composite pipe ends.

Keywords: X80/2205 bimetal mechanical lined pipe; CMT surfacing process; TIG surfacing process; microstructures; hardness; corrosion property

双金属机械复合管是由基层碳钢和内衬耐蚀合金层按机械方式复合而成,克服了单一金属的性能缺陷,有效发挥各组元金属的优异性能,兼具刚度、强度和耐蚀等性能^[1]。2205 双相钢综合了单相奥氏体-铁素体钢的优势,且机械强度与耐蚀性能良好^[2-3]。X80/2205 双金属复合管在保证良好耐蚀性能基础上,拥有较高的强度与韧性。随工程技术的发展,这种有效搭配可满足复杂的油气开采、运输环境需求,在油气输送方面有广泛的应用前景^[4]。机械复合管基层和内衬层之间缝隙中残余的油污、水等物质,以及两层机械结合处存在的应力集中,极易导致各种焊接缺陷的产生^[5-6]。通过堆焊工艺,使管端由机械结合变为冶金结合,可有效降低现场施工难度,提高焊接质量^[7-9]。合理高效的堆焊工艺是现代材料加工与制造过程中不可缺少的工艺手段,同时也是近年来复合管管端处理技术的发展方向。常用的堆焊方法包括焊条电弧焊(SMAW)、熔化极气体保护焊(GMAW)、非熔化极惰性气体保护电弧焊(TIG)、埋弧焊(SAW)等。SMAW、GMAW 和 SAW 存在稀释率高等问题,TIG 钨极载流能力有限,且焊缝成形状态对送丝位置与钨极高度较为敏感。

表 1 X80/2205 双金属复合管和堆焊焊丝 ER2209 化学成分

Table 1 Chemical composition of 2205/80 bimetal mechanical lined pipe and ER2209 wire

成分	质量分数/%								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	P	S
2205	0.022	1.41	0.49	22.42	5.50	3.08	0.152	0.027	0.001
X80	0.060	1.71	0.19	0.42	0.14	0.13	0.004	0.011	0.002
ER2209	0.016	1.85	0.51	22.59	8.72	3.02	0.160	0.023	0.012

表 2 TIG 堆焊参数

Table 2 Welding process parameters of TIG surfacing

焊层	主钨极 电流/A	从钨极 电流/A	热丝电 流/A	电弧电 压/V	焊接速度/ (cm · min ⁻¹)
过渡层 1	150	60	60	9.7	30.0
过渡层 2	160	150	70	10.3	65.8
耐蚀层	200	190	110	10.3	61.2

堆焊后,截取堆焊层的横截面,经砂纸打磨、金刚石抛光膏抛光后,制备金相试样;然后试样堆焊层

近年来在熔化极惰性气体保护焊(MIG)/熔化极活性气体保护焊(MAG)基础上产生的冷金属过渡(cold metal transfer, CMT)技术,具有热输入低,熔敷效率和焊接稳定性高等优势^[10],因此更加适合双金属机械复合管的管端堆焊。笔者以 X80/2205 双金属机械复合管为研究对象,采用 CMT 堆焊和热丝 TIG 堆焊工艺实现复合管管端冶金结合,通过分析不同工艺和不同焊速下耐蚀层成型形貌、性能与组织比例,获得 CMT 最优堆焊工艺参数。

1 试验材料与方法

试验用 X80/2205 复合管规格为 $\Phi 273 \text{ mm} \times (9+3) \text{ mm}$,基层 X80 壁厚度为 9 mm,内衬层 2205 壁厚度为 3 mm。管端堆焊选用 ER2209 奥氏体-铁素体双相不锈钢焊丝。复合管和焊丝的化学成分如表 1 所示。管端堆焊时 2205 层的坡口角度为 45°,堆焊层长度为 30 mm,道间搭接率为 35%。分别采用 POLYSOUDE PC 600 型 TIG 焊机与 TransPuls Synergic (TPS) 5000 型 CMT 焊机进行堆焊。热丝 TIG 堆焊分为过渡层 1、过渡层 2 和耐蚀层,参数如表 2 所示。CMT 堆焊分为过渡层和耐蚀性两层,参数如表 3 所示。

用王水腐蚀溶液(体积比 HCl : HNO₃ = 1 : 3)腐蚀,基层 X80 用体积分数 4% 硝酸酒精混合溶液腐蚀,采用 DM2500M 徕卡光学显微镜观察金相组织, JSM-7200F 型扫描电镜和背散射电子衍射(EBSD)进行析出相和晶界分析。采用动电位极化法研究堆焊层和 2205 层的耐腐蚀性能。试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 3 mm,采用标准的三电极体系进行试验。工作电极为试样,辅助电极为碳棒,参比电极为饱和甘汞电极,电解液为质量分数 3.5% NaCl 溶液。

表3 CMT堆焊参数

Table 3 Welding process parameters of CMT surfacing

层数	焊接电流/A	焊接电压/V	焊接速度/(cm·min ⁻¹)	摆宽度/mm	焊接线能量/(kJ·mm ⁻¹)
过渡层	155	16	24	6	0.620
			25	3	0.649
			30	3	0.541
耐蚀层	163	16.6	35	3	0.464
			40	3	0.406
			45	3	0.361
			50	3	0.325

注:保护气体为98%Ar+2%CO₂,气体流量为20 L/min,层间温度T≤100℃。

2 试验结果及分析

2.1 CMT堆焊工艺

2.1.1 堆焊层宏观形貌

不同焊速堆焊层的宏观形貌如图1所示,左侧为堆焊层的表面形貌,右侧为堆焊层的横截面。2205层的厚度为3 mm,要求堆焊层(过渡层与耐蚀层)的总高度为4 mm。经测量,不同焊速单道耐蚀层宽度和高度如图2所示。随着焊速增加,热输入减小,相应的熔池温度降低,导致其流动性变差,堆焊层单道宽度变窄。另外,由于单位长度熔敷量减少,堆焊层高度逐渐降低。

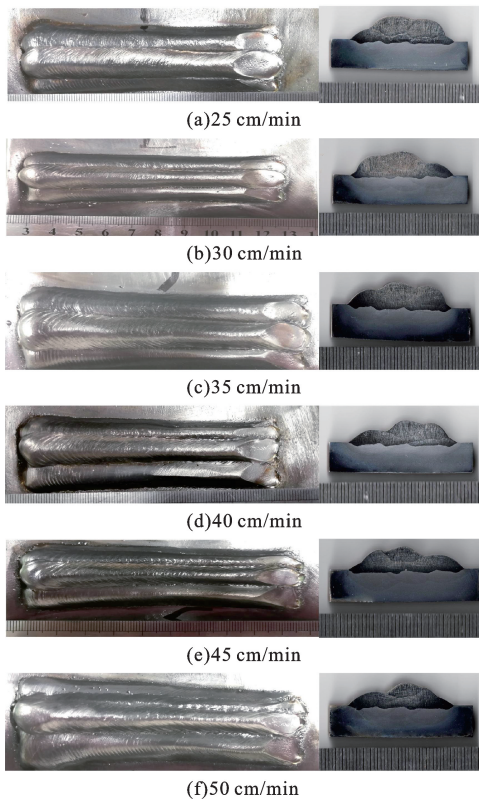


图1 CMT堆焊宏观形貌

Fig.1 Macro morphology of CMT surfacing

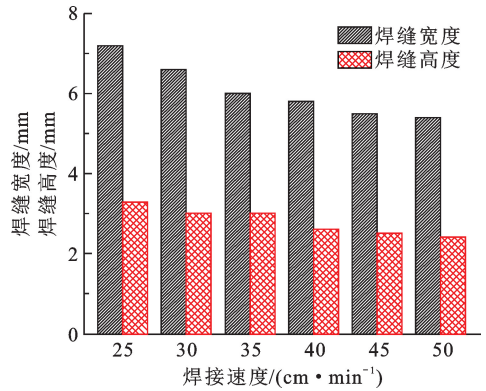


图2 不同焊速下CMT耐蚀层的焊缝尺寸

Fig.2 Weld size of CMT surfacing with different welding speed

2.1.2 堆焊层组织及比例

不同焊速耐蚀层的显微组织如图3所示,白亮色为奥氏体(Austenite, A),深灰色为铁素体(Ferrite, F)。可见不同焊速耐蚀层组织均为铁素体基体上分布着晶界奥氏体(Grain boundary austenite, GBA)以及晶内的魏氏奥氏体(Widmanstatten austenite, WA)、条状奥氏体(Strip austenite, SA)、块状奥氏体(Massive austenite, MA)等不同形态奥氏体。

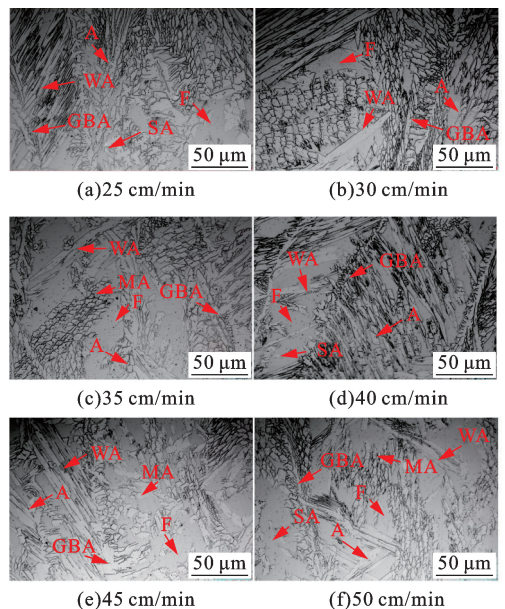


图3 不同焊接速度CMT堆焊耐蚀层微观组织形貌
Fig.3 Microstructure of corrosion-resistant layer of CMT surfacing with different welding speed

冷却过程中,在1250~800℃,奥氏体首先沿铁素体晶界以条状形态析出,形成晶界奥氏体。随温度降低,魏氏奥氏体沿自由能较高的晶界奥氏体形核,并向铁素体晶内生长。当温度低于650℃时,奥氏体开始在铁素体晶内的夹杂物或位错线上形核,形成条块状的晶内奥氏体,并且由于焊材中Ni是奥氏体

形成元素,其含量高于 2205 母材,因此耐蚀层有大量晶内奥氏体。焊速较小时,高温停留时间较长,奥氏体以扩散型转变为主导,形成大量魏氏奥氏体;焊速增大,焊接热输入减小,奥氏体以非扩散型转变主导,由粗大的条块状向羽毛状、枝片状转变^[11]。

2205 双相不锈钢铁素体相和奥氏体组织体积分数各接近 50% 时,耐蚀性能最优^[12-15]。按照 ASTM E562 计算不同焊速耐蚀层的铁素体组织比例,结果如图 4 所示。可见焊速为 40、45 和 50 cm/min 时,耐蚀层的铁素体和奥氏体比例相差不大。为提高堆焊效率,要求焊道尽可能宽,CMT 耐蚀层的较优堆焊参数为:焊接电流 163 A、焊接电压 16.6 V、焊速 40 cm/min。 $\Phi 273$ mm 的 X80/2205 复合管单层单道堆焊平均用时 3.5 min,堆焊层宽度高达 14 mm。若采用 TIG 堆焊,一道宽度约 3 mm,堆焊宽度为 14 mm,在搭接率为 0 的情况下,用时约 6.5 min。这说明 CMT 堆焊效率高,CMT 技术在完成较大管径的复合管管端堆焊的工厂预制方面有很大的应用潜力。

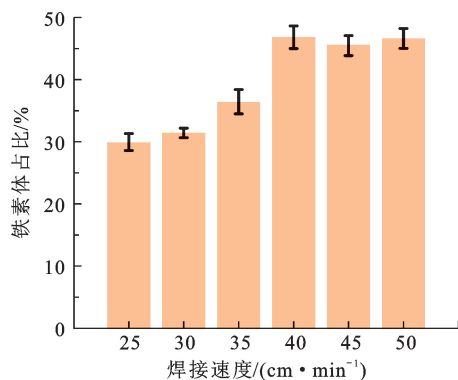


图 4 不同焊速下 CMT 耐蚀层的铁素体比例

Fig. 4 Ferrite content of CMT surfacing with different welding speed

2.2 TIG 和 CMT 堆焊层组织性能对比

2.2.1 显微组织

两种堆焊工艺的过渡层组织如图 5(a)、(b) 所示。可见两种过渡层组织相近,奥氏体呈粗大的树枝状交错分布,铁素体呈细碎的不规则条块状沿奥氏体晶粒边缘生长。

两种堆焊工艺的耐蚀层组织如图 5(c)、(d) 所示。可见两种堆焊层组织相近,晶界奥氏体(GBA)呈羽毛状,生长具有明显的方向性,奥氏体与铁素体相间平行排布;晶内为大量的条状奥氏体(SA)与少量的魏氏奥氏体(WA)。TIG 堆焊耐蚀层(图 5(c))的魏氏奥氏体(WA)较为粗大,且大小不均;在其边缘,大量的碎枝晶条块状奥氏体在铁素体晶界或晶内形成。而 CMT 堆焊耐蚀层(图 5(d))出现大量细小的

奥氏体晶粒聚集现象。这是由于尖端高应力促使奥氏体发生触发形核,瞬间长大^[16]。按照 ASTM E562 计算,TIG 堆焊和 CMT 堆焊层铁素体质量分数分别为 40.05%~45.70%,45.05%~48.70%。

过渡层和耐蚀层的层间组织如图 5(e)、(f) 所示。可见 TIG 堆焊焊道分层现象明显,过渡层组织较细,奥氏体在铁素体基体中分布较均匀;而耐蚀层组织较粗大,呈明显的羽毛状,奥氏体与铁素体相互平行,交错分布(图 5(e))。这是由于耐蚀层所采用的热输入大,同时后续耐蚀层对前层过渡层的热处理作用可使奥氏体组织细化。对于 CMT 堆焊,由于摆弧过程中可以充分搅拌熔池,使得层间晶粒生长方向发生错排,但奥氏体晶粒无明显粗化现象(图 5(f))。

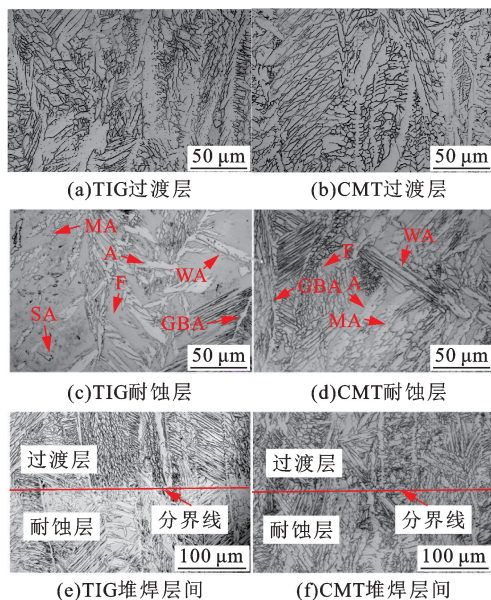


图 5 堆焊层组织形貌

Fig. 5 Microstructure of surfacing layer

堆焊层热影响区的组织如图 6 所示。由图 6 可知,两种堆焊工艺的粗晶区均以贝氏铁素体和粒状贝氏体为主。TIG 堆焊层粗晶区晶粒明显粗大,奥氏体晶界清晰,而 CMT 堆焊层粗晶区奥氏体晶界较为模糊,晶粒较细且宽度较窄。两种堆焊工艺的细晶区均以粒状贝氏体为主。对靠近 X80 钢的 TIG 堆焊层进行 EBSD 分析时,振动抛光后在试样表面产生了浮凸现象(图 6(e)),表明试样表面存在脆硬组织。EBSD 相分布(图 6(f))表明浮凸部分具有典型的 BCC 晶体结构,推断该脆硬组织应为马氏体。这是由于在焊接热作用下,X80 钢稀释了堆焊层的成分。从图 6(g)可见,脆硬马氏体组织晶粒较为细小,且多为大角度晶界。

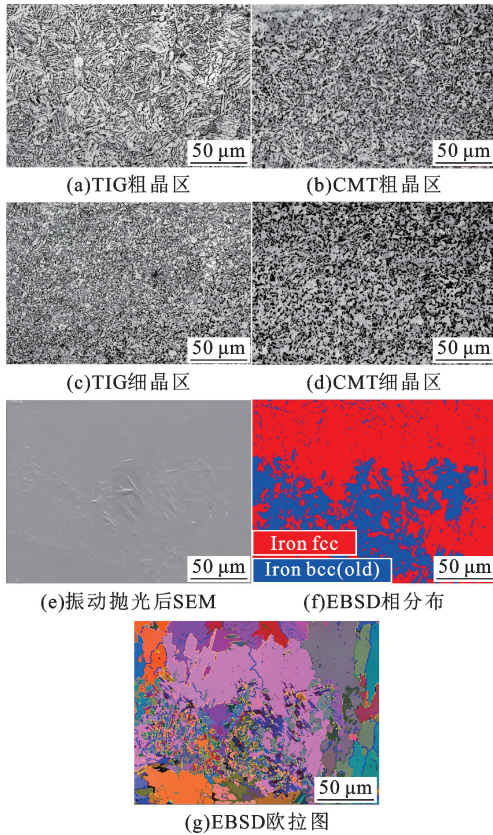


图6 堆焊层热影响区组织形貌

Fig. 6 Microstructure in HAZ of surfacing

2.2.2 成分分析

堆焊层到 X80 钢的化学成分变化如图 7 所示。可见两种堆焊层化学成分变化趋势相似。从堆焊层到 X80 钢侧, Fe 元素含量迅速升高, 元素 Cr、Ni、Mo 含量迅速降低。由于焊材的 Ni、Mo 含量较低, 其成分变化没有 Fe 和 Cr 元素变化明显。TIG 和 CMT 堆焊层与 X80 钢的过渡区宽度分别为 8.5 和 16.67 μm 。这是由于 CMT 堆焊采用的焊接电流大, 且摆动焊接, 热输入比 TIG 堆焊层的大。

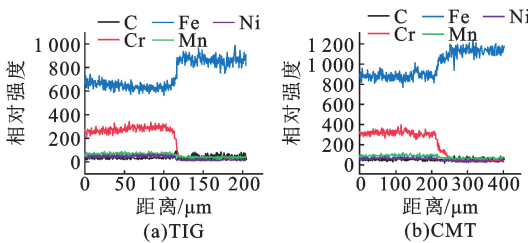


图7 堆焊层到 X80 钢成分分布

Fig. 7 Composition distribution from surfacing layer to X80

2.2.3 EBSD 分析

图 8(a)、(b) 为两种堆焊工艺的耐蚀层 EBSD 相分布, 蓝色表示 BCC 相(铁素体), 红色表示 FCC 相(奥氏体)。可见铁素体基体上分布着大量条状、

块状奥氏体。TIG 和 CMT 堆焊耐蚀层中铁素体与奥氏体比例分别为 37 : 63 和 54 : 46, CMT 堆焊两相比比例较优, 造成两相比比例差异的主要原因在于两种焊接工艺的热输入不同^[17-18]。TIG 堆焊的热输入大于 CMT 堆焊工艺, 高温停留时间长, 铁素体向奥氏体转变充分, 铁素体晶界和界内不断形核向奥氏体转变, 因此 TIG 堆焊耐蚀层的奥氏体比例较高。

图 8(c)、(d) 为 TIG 堆焊与 CMT 堆焊耐蚀层含有晶界的 EBSD 欧拉图, 蓝色为 3°~15° 小角度晶界, 绿色为 15°~45° 晶界, 黄色为大于 45° 有效大角度晶界。由图 8(e)、(f) 可见, 两种堆焊层小角度晶界多, 大角度晶界少, 且 CMT 堆焊耐蚀层中有效大角度晶界含量稍多于 TIG 堆焊耐蚀层。这是由于 CMT 堆焊工艺摆弧过程起到了搅拌熔池、细化晶粒的作用。一般大角度晶界越多, 材料韧性越好^[19-20]。这进一步说明 CMT 堆焊层的韧性优于 TIG 堆焊层。

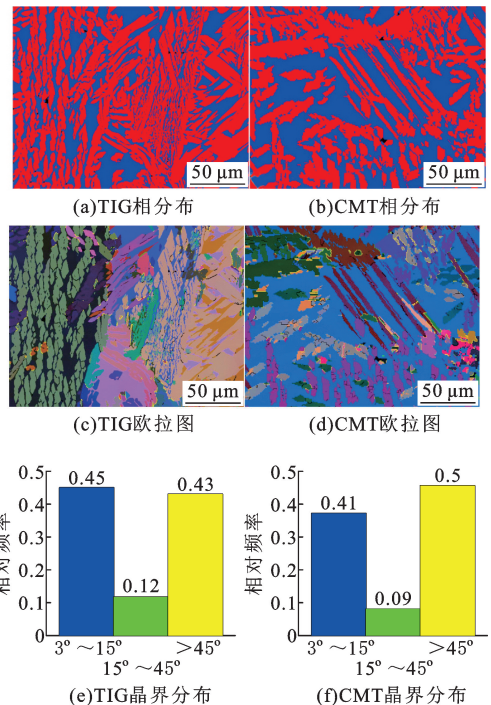


图8 耐蚀层 EBSD 形貌

Fig. 8 EBSD morphology of corrosion resistant layer

图 9 为两种堆焊层中奥氏体和铁素体的取向角度差分布。可见铁素体取向角度差呈单峰分布, 且包含较多的小角度晶界, 而奥氏体呈双峰分布, 且有较多的大角度晶界。 $\Sigma 3$ (取向角度差 = 60°) 重合点阵 (coincidence site lattice, CSL) 晶界是一种特殊晶界, 具有低的晶界能, 且杂质偏析少。 $\Sigma 3$ CSL 晶界越多则材料韧性越好^[21]。CMT 堆焊层的 $\Sigma 3$ CSL 晶界比例为 13%, 而 TIG 的为 5%, 这说明 CMT 堆焊层韧性优于 TIG 堆焊层。

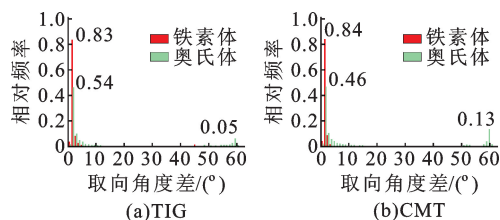


图 9 耐蚀层取向角度差分布

Fig. 9 Distribution of orientation angle difference of corrosion resistant layer

2.2.4 硬度测定

两种堆焊层硬度分布如图 10 所示。可见两种堆焊层硬度变化趋势相同。堆焊层的硬度高于 X80 钢母材;耐蚀层硬度波动比过渡层小,而过渡层与 X80 交界处硬度发生突变,这与交界处产生脆硬的马氏体组织有关;TIG 堆焊耐蚀层平均硬度为 277 HV0.1,高于 CMT 堆焊耐蚀层硬度 257 HV0.1。

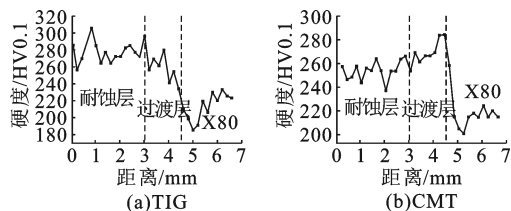


图 10 堆焊层硬度分布

Fig. 10 Hardness distribution of surfacing layer

2.2.5 耐蚀性

两种堆焊层及 2205 内衬层的循环极化曲线如

图 11 所示,拟合结果如表 4 所示。可见 CMT 堆焊层的击穿电位最高,钝化电流密度最小;2205 母材的击穿电位最低,钝化电流密度最大。击穿电位越高,钝化电流密度越大,耐蚀性越好,因此耐蚀性顺序为 CMT 堆焊层>TIG 堆焊层>2205。从再钝化电位分析,2205 母材和 TIG 堆焊层的再钝化电位相差不大,但均低于 CMT 堆焊层的再钝化电位,且 CMT 堆焊层的滞后环的面积最小。这说明 CMT 堆焊层的耐点蚀性能最好。另外 CMT 堆焊层的腐蚀电流密度最小,自腐蚀电位最高,这进一步说明 CMT 堆焊层的耐点蚀性能最好。总之由循环极化曲线可知耐点蚀趋势为 CMT 堆焊层>TIG 堆焊层>2205。

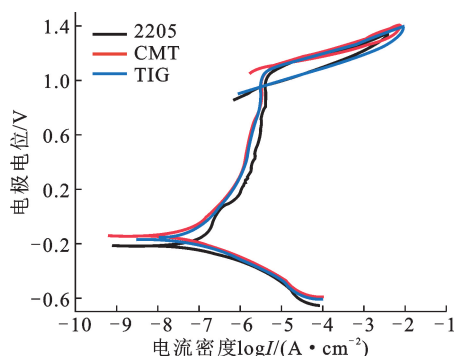


图 11 堆焊层和内衬层 2205 循环极化曲线

Fig. 11 Cyclic polarization curves of surfacing layer and 2205 lining layer

表 4 极化曲线拟合结果

Table 4 Fitting results of polarization curves

成分	击穿电位/ V	钝化区电位 范围/V	钝化电流密度/ ($10^{-6} \text{ A} \cdot \text{m}^{-2}$)	再钝化电位 E_{rp}/V	腐蚀电流密度/ ($10^{-8} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$)	自腐蚀电位 E_{corr}/V
2205	1.424	-0.161~1.424	3.148	0.960	6.7672	-0.21913
TIG 堆焊层	1.563	-0.105~1.563	1.592	0.953	4.0436	-0.16600
CMT 堆焊层	1.825	-0.079~1.825	1.274	1.118	3.4191	-0.13864

3 结 论

(1) 焊速从 25 cm/min 到 50 cm/min,随焊速增加,CMT 堆焊层焊道宽度变窄,高度降低;从焊接效率和组织比例考虑,CMT 耐蚀层的较优堆焊参数为焊接电流 163 A、焊接电压 16.6 V、焊速 40 cm/min。

(2) 两种堆焊层中铁素体取向差角度呈单峰分布,小角度晶界较多,奥氏体呈双峰分布,大角度晶界较多;CMT 堆焊层的 $\Sigma 3$ CSL 晶界比例为 13%,而 TIG 的为 5%,CMT 堆焊层韧性优于 TIG 堆焊层;堆焊层与 X80 钢交界处硬度突变且存在浮凸现象,该浮凸部分具有 BCC 晶体结构、晶粒细小、多为大角度晶界的马氏体。

(3) TIG 和 CMT 耐蚀层中铁素体与奥氏体比

例分别为 37 : 63 和 54 : 46,耐点蚀趋势为 CMT 堆焊层>TIG 堆焊层>2205 内衬层,从焊接效率、耐蚀性考虑,CMT 更适合于复合管管端堆焊。

参考文献:

- [1] 韩彬,马光兴,刘振洪,等. 端部激光熔覆复合管焊接接头组织与性能分析[J]. 中国石油大学学报(自然科学版),2021,45(4):139-145.
- [2] HAN Bin, MA Guangxing, LIU Zhenhong, et al. Microstructures and properties of welded joints of bimetal composite pipe with laser cladding at the end [J]. Journal of China University of Petroleum (Edition of Natural Science), 2021,45(4):139-145.
- [2] YANG Y, YAN B, LI J, et al. The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behavior of sim-

- ulated zone in 2205 duplex stainless steel [J]. Corrosion Science, 2011, 53:3756-3763.
- [3] 包晔峰, 胡网勤, 蒋永锋, 等. 2205 双相不锈钢焊接接头微区耐点蚀性能分析[J]. 焊接学报, 2011, 32(11): 81-84.
BAO Yefeng, HU Wangqin, JIANG Yongfeng, et al. Analysis of micro-zone pitting resistance of 2205 duplex stainless steel welded joints [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(11): 81-84.
- [4] ZHU M, ZHENG Q, WU W, et al. Influence of welding sequence on residual stress evolution in incoloy 825/X52 bimetallic clad plate butt-welded joints [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2021, 26(5): 356-362.
- [5] JIANG W, CHEN W, WOO W, et al. Effects of low-temperature transformation and transformation-induced plasticity on weld residual stresses: numerical study and neutron diffraction measurement [J]. Materials and Design, 2018, 147: 65-79.
- [6] 李玉坤, 王鄞尧, 杨进川, 等. 大口径天然气管道环焊缝残余应力分布[J]. 中国石油大学学报(自然科学版), 2021, 45(6): 162-167.
LI Yukun, WANG Shanyao, YANG Jinchuan, et al. Residual stress distribution in girth weld of oil and gas pipeline [J]. Journal of China University of Petroleum (Edition of Natural Science), 2021, 45(6): 162-167.
- [7] LI L, NIU X, HAN B, et al. Microstructure and properties of laser cladding coating at the end of L415/316L bimetal composite pipe [J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2022, 195: 104568.
- [8] LI L, XIAO J, HAN B, et al. Welding L415/316L bimetal composite pipe using post-internal-welding process [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2020, 73: 675-689.
- [9] LI L, XIAO J, HAN B, et al. Microstructure and mechanical properties of welded joints of L415/316L bimetal composite pipe using post internal-welding process [J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2020, 179, 104026.
- [10] 吉华, 邓运来, 徐红勇, 等. 焊接线能量对 5182-O/HC260YD+Z 异种材料 CMT 搭接接头组织与性能的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(3): 376-388.
JI Hua, DENG Yunlai, XU Hongyong, et al. The influence of welding line energy on the microstructure and property of CMT overlap joint of 5182-O and HC260YD+Z [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(3): 376-388.
- [11] 吴天海. 2205 双相不锈钢中 σ 相的析出及其对组织性能的影响[D]. 沈阳: 东北大学, 2013.
WU Tianhai. Precipitation of σ phase in 2205 duplex stainless steel and its effect on microstructure and properties [D]. Shenyang: Northeastern University, 2013.
- [12] 李建成. 双相不锈钢焊接与接头腐蚀性能研究[D]. 镇江: 江苏科技大学, 2015.
LI Jiancheng. The research of weldability and corrosion resistance for welded joint of duplex stainless steel [D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2015.
- [13] 耿韶宁. 2205 双相不锈钢高效化焊接接头组织和性能的研究[D]. 济南: 山东大学, 2016.
GENG Shaoning. Study on the microstructure and properties of 2205 duplex stainless steel welded joint by high-efficient welding [D]. Jinan: Shandong University, 2016.
- [14] 张志昌. 2205 双相不锈钢焊接工艺及耐腐蚀性能研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2013.
ZHANG Zhichang. Research on welding process and corrosion resistance of 2205 dual-phase stainless steel [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2013.
- [15] ODERMATT A E, VENTZKE V, DORN F, et al. Effect of laser beam welding on microstructure, tensile strength and fatigue behavior of duplex stainless steel 2205 [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 72: 48-158.
- [16] 姚宗湘, 李东, 王刚, 等. X80 管线钢热丝 TIG 焊接接头显微组织和力学性能. [J]. 电焊机, 2017, 47(8): 15-18.
YAO Zongxiang, LI Dong, WANG Gang, et al. Microstructure and mechanical properties of hot wire TIG welded joint of X80 pipeline steel [J]. Electric Welding Machine, 2017, 47(8): 15-18.
- [17] GOU N N, ZHANG J X, WANG J L, et al. Butt welding of 2205/X65 bimetallic sheet and study on the inhomogeneity of the properties of the welded joint [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26: 1801-1807.
- [18] HAN L H, HAN T, CHEN G X, et al. Influence of heat input on microstructure, hardness and pitting corrosion of weld metal in duplex stainless steel welded by keyhole-TIG [J]. Materials Characterization, 2021, 175: 111052.
- [19] EGHLIMI A, SHAMANIAN M, ESKANDARIAN M, et al. Evaluation of microstructure and texture across the welded interface of super duplex stainless steel and high strength low alloy steel [J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 264: 150-162.
- [20] EMAMI S, SAEID T, KHOSROSHAHI R A. Microstructural evolution of friction stir welded SAF 2205 duplex stainless steel [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 739: 678-689.
- [21] CUI S, SHI Y, SUN K, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of keyhole deep penetration TIG welds of S32101 duplex stainless steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 709: 214-222.