

引用格式: 龚文杰, 王振生, 代志健, 等. S316L/X52 双金属复合管焊接接头性能研究[J]. 钢管, 2026, 55(3): 18–25. GONG Wenjie, WANG Zhensheng, DAI Zhijian, et al. Research on the performance of welded joint of S316L/X52 bimetallic composite pipe [J]. Steel Pipe, 2026, 55(3): 18–25.

S316L/X52 双金属复合管焊接接头性能研究

龚文杰¹, 王振生¹, 代志健², 刘 春², 唐进康¹, 谭晓峰², 杨 雄²

(1. 湖南科技大学机电工程学院, 湖南 湘潭 411201; 2. 湖南胜利湘钢管有限公司, 湖南 湘潭 411101)

摘要:以 S316L/X52 双金属复合管为研究对象, 开展 X52 层焊接温度场数值模拟, 结合 162 组埋弧焊工艺参数对比, 选出最优焊接工艺。分析焊接接头热循环特征, 优选出 X52 层焊接工艺参数; 采用埋弧焊和 TIG 焊接方式制备 S316L/X52 双金属复合管, 研究焊接接头的显微组织、力学性能及耐蚀性能。结果表明: X52 层焊缝及粗晶热影响区组织由准多边形铁素体、粒状贝氏体与少量 M-A 组元构成; 接头性能均满足标准, 拉伸试样均断裂于母材。S316L 层采用高铬镍过渡焊丝配合低热输入工艺, 有效抑制敏化与碳迁移, 焊缝铁素体含量符合规范, 抗晶间腐蚀性性能优异。研究可为该双金属复合管工程焊接应用提供理论支撑。

关键词: S316L/X52 双金属复合管; 焊接接头; 力学性能; 微观组织

DOI:10.19938/j.steelpipe.1001-2311.2026.3.18.25

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research on the Performance of Welded Joint of S316L/X52 Bimetallic Composite Pipe

GONG Wenjie¹, WANG Zhensheng¹, DAI Zhijian², LIU Chun², TANG Jinkang¹, TAN Xiaofeng², YANG Xiong²

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan, 411201, China; 2. Hunan Shengli Xianggang Steel Pipe Co., Ltd., Xiangtan 411101, China)

Abstract: Taking the S316L/X52 bimetallic composite pipe as the research object, the digital simulation of the X52 layer welding temperature field is conducted, and the process parameters of the 162 group's of SAW welding process is compared so as to select the best welding process. The welded joint thermal cycling characteristics are analyzed to get the X52 layer welding process parameters optimized; and both the SAW and the TIG are used to manufacture the S316L/X52 bimetallic composite pipe, and the microstructure, mechanical properties and the corrosion resistance of the welded joint are studied. The research result shows that the X52 layer weld and the coarse grain HAZ microstructures are mainly composed of quasi-polygonal ferrite and granular bainite accompanied by a small amount of M-A constituents; all the properties of the joint are up to the requirements under applicable standard; all tensile specimens' fractures occur with the base metal. The high chromium-nickel transitional weld wire is used together with the low-heat input process for the S316 layer, which effectively suppresses sensitization and carbon migration; the ferrite content of the weld conforms to applicable specification, and the intergranular corrosion resistance is excellent. The research achievement can provide theoretical support for the engineering welding application of the above mentioned bimetallic composite pipe.

Key words: S316L/X52 bimetallic composite pipe; welded joint; mechanical property; microstructure

管道输送是大规模输送天然气最便捷、最经济的方式, 我国高钢级长输天然气管道建设始于

2002 年 7 月的西气东输一线^[1]。随着西气东输、陕京管线等一批国内重大管道工程的建成和投入使用, 国内天然气应用进入高速发展阶段^[2-4]。天然气中含 Cl⁻、H₂S 和 CO₂ 等腐蚀介质, 会造成管道腐蚀, 严重时会导致输送管道失效和事故频发^[5-8]。据报道^[9], 在高含硫气田 H₂S 和 CO₂ 共存条件下, 影响腐蚀的主导因素为水中 Cl⁻ 含量和 S 含量。针对

龚文杰(2001–), 男, 苗族, 硕士研究生, 从事双金属复合管的技术研究。

通信作者: 王振生(1978–), 男, 博士, 教授, 硕士研究生导师。

天然气输送过程中管道面临的腐蚀挑战,特别是面对氢、高酸性、高氯根等极端环境,传统单一材质的管道材料已难以满足日益增长的耐腐蚀性需求。由于双金属冶金复合管不仅保留了碳钢层良好的力学性能,还通过不锈钢层提升了整体的耐蚀性能,为能源输送管道提供了更加全面和可靠的保障,故国内外学者开展了广泛的研究。

黄本生^[10]等研究了 316L/X65 双金属复合管焊接接头组织与性能,发现过渡层焊缝的化学成分受到稀释较小,过渡层熔合线附近出现了元素迁移,不锈钢层焊缝与母材的化学成分基本一致,过渡层和不锈钢层焊缝组织均为奥氏体和少量铁素体。汪建明^[11]等对 Inconel 625/X65 双金属复合管进行了焊接试验,焊接接头无缺陷,力学性能优良,焊缝区为晶粒非常细小的柱状树枝状奥氏体组织,主要合金元素含量均匀稳定,耐蚀性能良好。羊东明^[12]等对 Incoloy 825/20 双金属复合管的性能和组织进行分析,焊缝的屈服强度、抗拉强度均高于母材,冲击功>20 J,材料韧性好,合金层硬度<345 HV10,材料脆性低、塑性好。

基层的焊接接头力学性能直接制约工程应用。深入研究基层的必要性主要体现在四方面:第一,基层承担管道 90%以上的内压载荷与外力冲击,是防止管道爆裂的防线;第二,绝大多数复合管失

效(如分层、鼓包)源于基层与覆层的物理性能差异,通过基层组织调控才能消除界面隐患;第三,现场焊接主要在基层侧进行热传导,基层的淬硬倾向与裂纹敏感性是影响施工效率的关键之一;第四,基层成本占管材总成本的 60%~70%,且覆层破损时,基层的电化学行为决定剩余寿命。可见,基层材料的工艺优化,是突破双金属复合管在极端领域规模化应用的核心关键。

因此,本文拟利用大量的焊接数据,通过数值模拟双金属复合管 X52 层焊接温度场,分析焊接接头不同区域的热循环曲线,优化 S316L/X52 双金属复合管 X52 层焊接工艺,进而采用埋弧焊(Submerged Arc Welding, SAW)工艺焊接 X52 层、采用非熔化极气体保护电弧焊(Tungsten Inert Gas, TIG)工艺焊接 S316L 层生产出 S316L/X52 双金属复合管,研究双金属复合管焊接接头的微观组织、力学性能以及耐蚀性能。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验材料为 S316L/X52 双金属冶金复合板,化学成分及力学性能见表 1。双金属复合管直径为 1 067 mm,长度 12 000 mm,厚度 14 mm(X52)+4 mm(S316L)。

表 1 试验用 X52 和 S316L 钢板的化学成分(质量分数)和力学性能

项目	化学成分(质量分数)/%										力学性能				
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo		屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	屈强比	硬度 HV10
X52	0.105	0.22	1.36	0.002 1	0.016	0.3	0.3	0.5	0.15		459	550	35	0.846	≤240
S316L	0.019	0.53	1.91	0.08	0.026	18.50	11.30	-	2.10		255	600	63	0.425	≤250

1.2 数学建模

(1) 非线性瞬态热传导控制方程。焊接过程是一个温度急剧变化的过程,物体各点温度都处于瞬态变化,属于典型的非稳态温度场,域内任意

一点的瞬态温度 $T(x, y, z, t)$ 满足方程 $\rho c \frac{\partial T}{\partial t} =$

$\frac{\partial}{\partial x}(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y}(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}) + \frac{\partial}{\partial z}(\lambda \frac{\partial T}{\partial z})$ ^[13]。其

中, ρ 为密度, c 为比热容, λ 为导热系数, T 为温度, t 为时间。

(2) 边界条件。X52 焊接过程中焊接工件表面会通过对流和辐射向周围环境散热。因此在施加载

荷前有必要对金属板设定边界条件。辐射和对流为主要的热损失方式。模拟时通过提高热对流系数来代替辐射作用,设定好空气与焊件的对流系数即可。此外由于焊件结构及传热的对称性,模型的对称面要取绝热边界^[14-16]。对流和辐射总热流损失 $q_t = \alpha(T_s - T_0)$ 。其中, α 为对流和辐射总换热系数; T_s 为边界温度; T_0 为周围介质温度,取室温 20℃。

(3) 热源模型。采用双椭球热源模型,其前后各由一个不同长轴的 1/4 椭球组成,在空间上分布的热流密度表达式分别为:

$$q_t(x, y, z) = \frac{f_1 q_0 \sqrt{3}}{a_1 b c \pi^{3/2}} \cdot e^{-\left(\frac{3x^2}{a_1^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3z^2}{c^2}\right)} \quad (1)$$

$$q_i(x, y, z) = \frac{f_i q_0 \sqrt{3}}{abc \pi^{3/2}} \cdot e^{-\left(\frac{3x^2}{a_i^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3z^2}{c^2}\right)} \quad (2)$$

其中， f_i 与 f_r 分别为前后椭球的能量分布参数， $f_i+f_r=2$ ； a_i 与 a_r 分别为前后椭球沿 x 轴方向半轴长， b 与 c 分别为椭球沿 y 轴与 z 轴方向半轴长；有效热输入 $q_0=\eta UI^{[13]}$ 。

1.3 有限元分析

(1) 网格划分。基于湖南胜利湘钢钢管有限公司的 SAW 工艺，采用 simufact.welding 焊接有限元分析软件构建数值模型。模型聚焦于焊缝及其邻近母材区域，尺寸为 500 mm×230.5 mm×14 mm。采用映射网格和智能网格划分方式，焊缝区及近焊缝区采用较细的网格，远离焊缝区域采用较粗的网格；这两个区域采用映射网格划分，而中间的过渡区则采用智能网格划分，整体模型包含 81 900 个单元，精确模拟焊接接头邻近区域的温度变化。焊接坡口设计如图 1(a)所示。

(2) 设定软件配置参数。设定能量转换效率为 0.85^[17]。SAW 内外焊接参数见表 2，采用正交试验的方式进行 162 组组合。初始环境温度为 20 ℃，重力加速度 g 为 9.806 65 m/s²，沿焊缝厚度方向，在焊缝中心、熔合线及热影响区实施多点温度追踪，追踪点如图 1(b)所示。

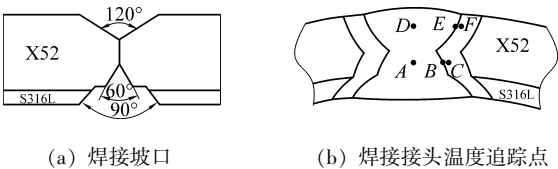


图 1 S316L/X52 复合管焊接坡口设计和焊接接头温度追踪点

表 2 X52 层 SAW 内外焊接工艺参数

项目	焊丝序号	焊接电压/V	焊接电流/A	焊接速度/(mm·min ⁻¹)
内焊	1	32, 33, 34	630, 700, 770	1.5, 1.6, 1.7
	2	37, 38, 39	405, 450, 495	
外焊	1	34, 35, 36	855, 950, 1 045	
	2	38, 39, 40	495, 550, 605	
	3	41, 42, 43	432, 480, 528	
	4	42, 43, 44	405, 450, 495	

(3) 材料热物理性能参数。焊缝区的温度随着焊接的进行而迅速改变，其材料的热物理性能也发生较大改变，对温度场的计算有较大影响，故焊接

温度场数值模拟时应考虑热物理性能参数的改变。X52 的热物理性能参数见表 3。

表 3 X52 热物理性能参数

温度/℃	热导率/[W·(m·K) ⁻¹]	密度/(kg·m ⁻³)	比热容/[J·(kg·℃) ⁻¹]
20	51	7 850	460
200	48	7 800	500
400	44	7 640	560
600	39	7 590	670
800	28	7 520	760
1 000	27	7 380	600
1 200	30	7 350	580

1.4 力学性能检测方法

根据 ASTM A370—2024a《钢制品机械试验的标准试验方法和定义》，采用 1000HDX 型微机控制电液伺服万能试验机测试室温拉伸性能，试样尺寸 200 mm×38 mm×14 mm，拉伸速度 1.27 mm/min。

根据 ASTM A262—2015(2021)《检测奥氏体不锈钢晶间腐蚀敏感度的标准规程》，测试 S316L 层的晶间腐蚀性能，试样尺寸为 76.2 mm×25.4 mm×3 mm，压头直径 6 mm，弯曲角度 180°，在铜-硫酸铜-16%硫酸溶液中浸泡 16 h。

依据 ASTM A370—2024a，采用 ZBC2452-C 型摆锤式冲击试验机测试剥离了 S316L 层的 X52 的夏比冲击性能，试样尺寸为 55 mm×10 mm×10 mm，V 型缺口深度为 2 mm，试验温度为-20 ℃。

依据 ASTM E384—2011《材料的努氏硬度和维氏硬度的试验方法》，采用 HVS-50 型维氏硬度计测试焊接接头 S316L 层与 X52 层的硬度，测试点分布如图 2 所示，在 X52 层内焊、外焊和 S316L 层区域各选取一条测试路径：一条靠近外焊缝表面 3 mm，一条位于外焊缝表面的 11 mm 位置处，第三条位于距离碳钢层与 S316L 层熔合处 2 mm 位置。载荷为 9.807 N，加载时间为 15 s。

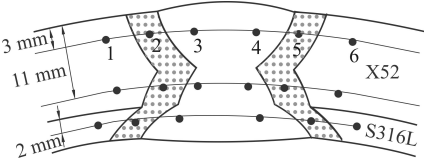


图 2 S316L/X52 复合管维氏硬度压痕位置分布示意

采用 DMILM 型光学显微镜(OM)分析金相组织，焊接接头试样经过机械研磨抛光后采用 4% (体积分数)硝酸酒精溶液腐蚀 X52 层，采用 10 mL

硫酸铜溶液+50 mL 盐酸+50 mL 蒸馏水的混合溶液腐蚀 S316L 层。

采用 FEI Quanta250 扫描电子显微镜 (SEM) 分析冲击试样的断口形貌。

1.5 焊接工艺参数优选

按照 X52 层—过渡层—S316L 层的顺序进行焊接：采用 SAW 焊接 X52 层，焊丝为 BHM-8；采用 TIG 焊接过渡层，焊丝为 GMS-309MOL；采用 TIG 焊接 S316L 层，焊丝为 GMS-316L，焊接参数见表 4，焊丝化学成分见表 5。基于已确定的焊接工艺参数组合，开展 X52 层的焊接工艺试验，制备焊接接头。

表 4 S316L 层焊接试验工艺参数

焊层	焊道	填充金属	焊接 电流/A	焊接 电压/V	焊接速度/ (mm·min ⁻¹)
1	1~3	GMS-309MOL	145	14.0	220
2~4	4~11	GMS-316L	150	13.8	220

表 5 焊丝化学成分(质量分数) %

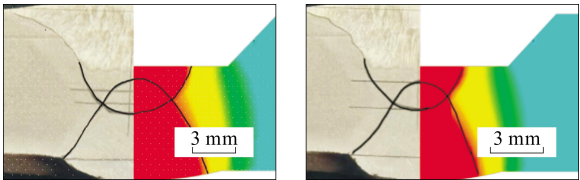
焊丝类型	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
BHM-8	0.060	0.25	1.60	0.20	0.03	-	0.35
GMS-309MOL	0.052	0.68	1.40	23.10	12.74	2.36	0.11
GMS-316L	0.024	0.55	0.96	18.00	13.20	2.20	0.035

优选两组焊接参数的焊接接头宏观形貌，对比试验所得到的焊接接头横截面熔池形貌与模拟所得到的焊接接头形貌，包括熔宽、熔深、余高的尺寸。优选的 X52 层焊接参数见表 6，焊接接头形貌如图 3 所示，焊缝尺寸对比见表 7。

表 6 优选的 X52 层焊接参数

项目	焊丝 序号	焊接电压/V		焊接电流/A		焊接速度/ (mm·min ⁻¹)
		工艺 A	工艺 B	工艺 A	工艺 B	
内焊	1	34	33	770	630	1.5
	2	38	37	495	450	
外焊	1	34	34	950	855	1.5
	2	38	38	550	495	
	3	41	41	480	480	
	4	43	42	450	450	

从表 7 可以看出，采用工艺 B 的焊接接头模拟误差显著高于工艺 A，因为工艺 B 的内焊热输入低于工艺 A，大电流(工艺 A)意味着熔池体积大、



(a) 工艺 A (b) 工艺 B

图 3 S316L/X52 复合管焊接接头形貌对比

表 7 S316L/X52 复合管焊缝模拟尺寸与实际尺寸对比 mm

项目	工艺 A					工艺 B				
	内焊		外焊			内焊		外焊		
	熔宽	熔深	熔宽	余高	熔深	熔宽	熔深	熔宽	余高	熔深
模拟	17.6	8.9	29.7	1.7	13.1	16.8	9.5	28.4	1.9	13.8
实际	18.3	9.3	31.9	1.6	12.4	17.6	8.9	30.8	2.1	12.9
误差/%	3.8	4.3	6.8	6.5	5.6	4.5	6.7	7.7	9.5	6.9

热作用时间长，热过程相对稳定；而工艺 B 的焊接电流较小，热输入低，熔池冷却速度快，导致外焊时母材散热更快，阻碍了熔深发展并促使金属堆积，从而导致工艺 B 外焊余高误差 9.5% 远超工艺 A 的 6.5%，母材和已焊部分的温度(层间温度)可能比工艺 A 低，实际层间温度低于模拟设定，就会导致实际熔深变浅、熔宽变窄。工艺 B 的第一道内焊电流(630 A)小于工艺 A(700 A)，对电弧挺度、熔滴过渡更敏感，导致实际焊缝成形波动大，增加了实测数据的不确定性。因此将工艺 A 作为优选的焊接工艺参数进行有限元模拟研究。

2 试验结果与分析

2.1 数值模拟结果

采用工艺 A 时 X52 层焊接过程中的温度场如图 4 所示。可以发现，热源不断移动，温度从焊缝向两侧不断扩散，熔池前端焊接热源等温线密集，温度梯度大；熔池后端的温度梯度相对较小。外焊的热输入与焊丝间距均较大，使得熔池形貌较长，外焊熔池长度为 273 mm；内焊热输入较小，内焊熔池长度为 137 mm。当热源加载结束后，焊接热源离开焊接模型，外部热输入消失，焊接模型的温度逐渐下降^[18]。在焊接初始阶段，熔池处于非稳态，随着焊接过程的进行，熔池趋于准稳态^[19]，熔池形状呈椭圆形，符合选定的热源模型。

采用工艺 A 时 X52 层各温度追踪点的热循环曲线如图 5 所示。可以看出，热源靠近时温度急剧上升，升温速率可达 200~300 ℃/s；热源离开后，冷

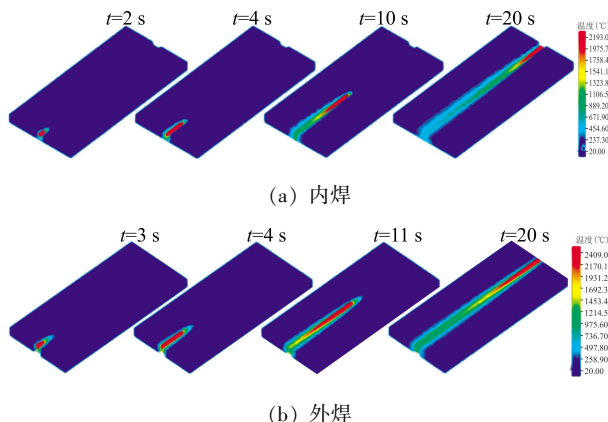


图4 X52层内、外焊温度场示意

却过程相对缓慢,降温速率为 $30\sim 50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。热源接近内焊焊缝中心(A点)时,该点温度迅速攀升,达到峰值温度 $2\ 193\text{ }^{\circ}\text{C}$;内焊粗晶热影响区(Coarse Grain Heat Affected Zone, CGHAZ)(C点)峰值温度为 $1\ 208\text{ }^{\circ}\text{C}$,高温停留时间 T_H 为 4 s 。外焊焊缝中心(D点)峰值温度为 $2\ 409\text{ }^{\circ}\text{C}$,外焊CGHAZ(F点)峰值温度 $1\ 295\text{ }^{\circ}\text{C}$, T_H 为 6 s 。内焊和外焊 CGHAZ 的 $t_{8/5}$ (从 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 到 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的冷却时间)分别为 8.9 s 和 10 s ,符合文献[16]的综合考虑焊接热影响区的组织、性能和接头质量宜控制 $t_{8/5}$ 在 $5\sim 10\text{ s}$ 的结论。内外焊 CGHAZ 峰值温度均低于 $1\ 350\text{ }^{\circ}\text{C}$,处于合理区间,组织完全奥氏体化但未严重粗化,冲击韧性良好[20]。

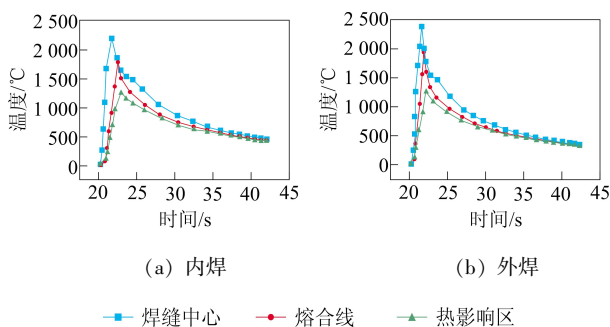


图5 X52层各温度追踪点的热循环曲线

2.2 显微组织

焊接接头不同位置的显微组织如图6所示。可以发现,X52层的内焊和外焊的焊缝组织主要为多边形铁素体(QF)、粒状贝氏体(GB)、贝氏体铁素体(BF)与少量M-A组元;CGHAZ组织为准多边形铁素体(QF),粒状贝氏体(GB)与少量M-A组元。内、外焊的 $t_{8/5}$ 相近,故内外焊最终组织类型相似;由于外焊的 T_H 大,高峰值温度导致奥氏体

晶粒粗化,故外焊晶粒尺寸比内焊粗大。在冷却过程贝氏体转变的初始阶段,由奥氏体转变的贝氏体铁素体的碳过饱和度较低,同时由于原始奥氏体晶界是元素的快速扩散通道,此时碳的扩散能力很强,碳会迅速扩散到奥氏体中,奥氏体中会形成富碳区域,在冷却到临界温度以下时,过冷奥氏体发生相变,块状或等轴状的上贝氏体铁素体与富碳的岛状组织组成了GB;剩余富碳奥氏体沿原始奥氏体晶界保留,形成M/A组元[21]。

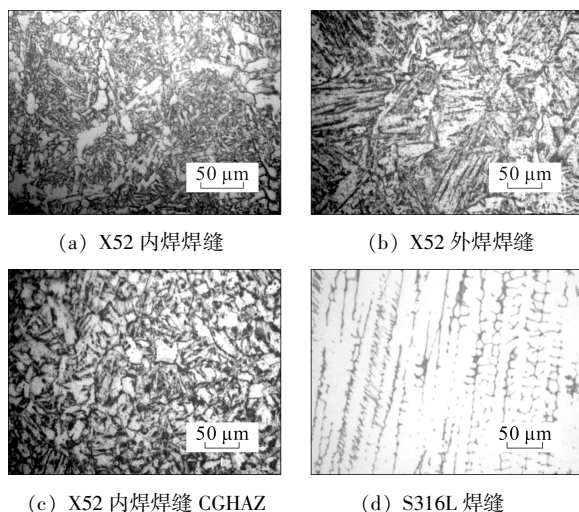


图6 S316L/X52复合管焊接接头不同位置的显微组织

S316L层焊缝组织由粗大的树枝状、胞状或块状奥氏体和铁素体组成。

2.3 腐蚀性能与力学性能

(1) 晶间腐蚀性能。S316L层晶间腐蚀试样试验后,弯曲面未见裂纹,表明S316L/X52双金属复合管具有良好的抗晶间腐蚀性能。

(2) 拉伸性能。2个X52层焊缝拉伸试样的抗拉强度分别为 615 MPa 和 595 MPa ,平均值为 605 MPa ;屈服强度分别为 485 MPa 和 495 MPa ,平均值为 490 MPa ;拉伸试样均在X52母材区域发生断裂,表明S316L/X52双金属复合管具有良好的拉伸性能。

(3) 冲击吸收能量。X52层焊接接头母材的 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击吸收能量最高,平均值为 428 J (单个值为 $429, 433, 422$),CGHAZ的平均值为 236 J (单个值为 $229, 241, 239$),焊缝区平均值为 158 J (单个值为 $160, 163, 152$),均满足API Spec 5L—2018(2019)《管线钢管规范》要求。这表明S316L/X52双金属复合管具有良好的抗冲击性能。

(4) 显微硬度。S316L/X52 双金属复合管焊接接头的硬度如图 7 所示。可以发现, X52 层的母材硬度值低, 为 175~208 HV10, CGHAZ 硬度为 175~194 HV10, 焊缝硬度为 202~223 HV10; 外焊缝的硬度均高于内焊缝, 硬度符合 API Spec 5L—2018(2019)(钢级 $\leq$ X65, 硬度 $\leq$ 270 HV10)。S316L 层的母材硬度为 232~245 HV10, 焊缝硬度 182~206 HV10 低于母材, 硬度符合 ISO 15156-3:2020《石油和天然气工业 油、气生产中含硫化氢(H_2S)环境下使用的材料 第 3 部分:耐裂化 CRAs(耐腐蚀合金)和其他合金》。与母材和影响区相比, 焊缝区 X52 层与 S316L 层的硬度差变小, 说明整个焊缝中元素扩散均匀。

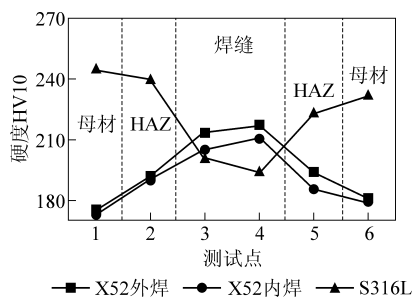


图 7 S316L/X52 复合管焊接接头的硬度

3 讨论

3.1 X52 层组织与力学性能研究

数值模拟和试验结果表明, 在 $t_{8/5}$ 接近的情况下, X52 层的内外焊的焊接接头组织相似, 外焊的 T_H 大导致外焊晶粒尺寸比内焊粗大。CGHAZ 微观组织为 QF+GB+M-A, 其中 GB 和 M-A 组元将降低其冲击韧性, 但其组织细小、分布均匀, M-A 因含量较低且尺寸较小不会过多降低韧性。另外, 细小弥散的 M-A 组元作为第二相粒子, 可以对基体产生显著的第二相强化(沉淀强化)作用, 有助于提高材料的强度; GB 由铁素体和岛状 M-A 组成, M-A 硬度较高, 导致焊缝和 CGHAZ 的硬度相对于母材有所提升。拉伸试样均断于 X52 母材区域, 这表明焊缝强度高于母材。

X52 层焊缝和 CGHAZ 冲击断口的扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)形貌如图 8 所示。可以发现, 焊缝断口上的韧窝为撕裂伸长型韧窝, 呈椭圆或半椭圆状; 其形成是微孔在拉应力作用下被拉长并长大的同时受到弯应力作用, 从而形成撕裂型韧窝; 裂纹萌生区以韧窝为主, 韧窝

呈非均匀弥散分布, 韧窝越大越深时, 将使材料的断裂韧性提高。与焊缝区相比, CGHAZ 的微观断口呈现出尺寸更大、深度更深的韧窝, 且其韧窝密度更高, 这表明 CGHAZ 在断裂过程中吸收能量更多; 裂纹扩展区表现为准解理断裂, 断口由解理断口和小部分韧窝断口组成, 撕裂棱上存在大小不一的韧窝, 对于改善韧性非常有利^[22]; 裂纹终止区呈现典型河流状的解理断裂, 这表明该区域断裂形式主要为脆性断裂。

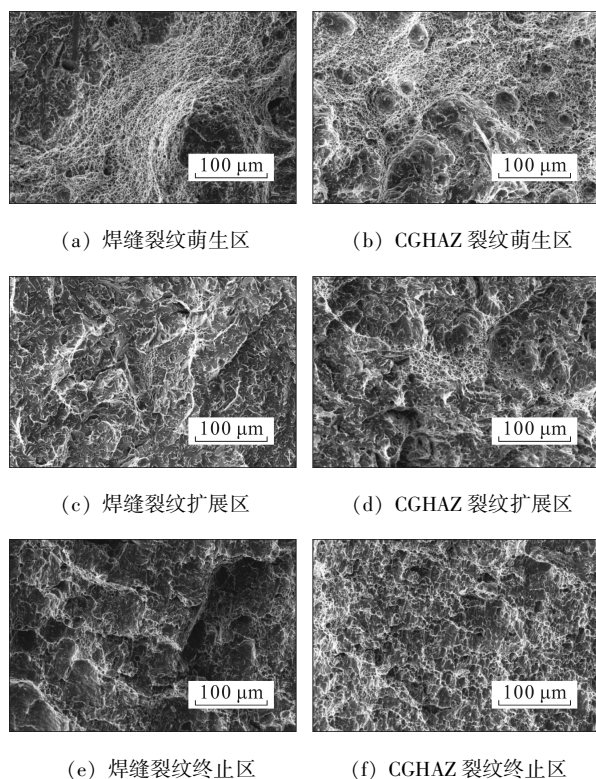


图 8 X52 层焊缝断口和 CGHAZ 断口形貌

因此, X52 层的焊接接头保障了双金属复合管兼具高强度、良好韧性和优异的抗裂性能。

3.2 S316L 层组织与性能研究

TIG 采用 GMS-309MOL 和 GMS-316L 焊丝, 配合低热输入(热输入 ≤ 8.95 kJ/cm)的焊接参数, 缩短了敏化温度区间(450~850 $^{\circ}C$)的停留时间, 有效抑制了 S316L 层的敏化倾向。过渡层通过高铬提供充足的铬储备, 优先与扩散来的碳结合成碳化物, 避免 S316L 层因贫铬而失效; 同时较高的 Ni 含量平缓了 X52 与 S316L 之间巨大的合金成分梯度, 显著减缓了碳和合金元素的扩散动力与速率, 从而保护了 S316L 层的耐蚀性能。所以, 过渡层的高铬镍含量(23Cr-13Ni-2Mo)有效阻隔了 X52 层向

S316L 层的碳迁移和合金元素的扩散,维持了不锈钢层的耐蚀性能。通过金相分析测得 S316L 层焊缝区域的铁素体含量为 8.4%,符合 S316L 不锈钢焊接接头 3%~10% 的标准;焊接过程中碳钢层元素的稀释率控制在合理范围内,有效避免了因过度稀释导致的 Cr/Ni 当量比失衡和耐蚀性下降问题,故试样在 180° 弯曲后未出现晶间腐蚀裂纹。

由于 S316L 层在焊接过程中形成铁素体,铁素体的硬度低于奥氏体,而粗大的奥氏体晶粒也可能降低硬度,故焊缝硬度低于 S316L 母材。焊接过程中,中间焊道经历了快速加热与冷却作用,同时后焊道对前焊道有热循环的影响,使得粗大的树枝状奥氏体晶粒发生了溶解,并且冷却时来不及长大。因此,焊缝中有粗大树枝状奥氏体,也有胞状和块状奥氏体,同时铁素体呈块状,这些铁素体组织一般在奥氏体晶界周围形成,有阻隔晶界通道并延伸总通道长度的作用,可减少晶间腐蚀,并有利于提高焊缝的抗腐蚀性能^[23-24]。

4 结 论

(1) 通过数值模拟指导并优化焊接试验工艺参数,为 S316L/X52 双金属复合管的实际焊接生产提供了工艺依据与理论指导。

(2) X52 层的内焊和外焊 CGHAZ 的 $t_{8/5}$ 分别为 8.9 s 和 10 s,处于合理区间 5~10 s,组织均为准多边形铁素体、粒状贝氏体与少量 M-A 组元;源于内、外焊的 $t_{8/5}$ 相近,故最终组织类型相似;峰值温度均低于 1 350 °C,组织完全奥氏体化而未严重粗化,韧性良好。X52 的焊缝主要为准多边形铁素体、粒状贝氏体、贝氏体铁素体与少量 M-A 组元。焊接接头的抗拉强度 605 MPa,屈服强度 490 MPa,拉伸均断裂于母材,冲击功满足 API Spec 5L—2018(2019)要求,硬度符合 API Spec 5L—2018(2019)和 ISO 15156-3:2020 要求,焊接接头兼具高强度、良好韧性和优异抗裂性能等优点。

(3) X52 层焊接接头的裂纹萌生区以非均匀分布的撕裂伸长型韧窝为主,其中 CGHAZ 区域韧窝尺寸更大、深度更深、分布密度更高。裂纹扩展区呈现准解理断裂特征,伴有撕裂棱上的韧窝;裂纹终止区则表现为典型的解理断裂形貌,断裂模式以脆性为主。

(4) GMS-309MOL+GMS-316L 焊丝配合低热输入(热输入 ≤ 8.95 kJ/cm)焊接的 S316L 层,组织

由粗大的树枝状、胞状或块状奥氏体和铁素体组成,经 180° 弯曲和 16 h 硫酸铜溶液浸泡后无裂纹,说明抗晶间腐蚀性能良好。

参考文献

- [1] 高振宇,张慧宇,高鹏. 2022 年中国油气管道建设新进展[J]. 国际石油经济, 2023, 31(3): 16-23. GAO Zhenyu, ZHANG Huiyu, GAO Peng. New developments in China's oil and gas pipeline construction in 2022[J]. International Petroleum Economics, 2023, 31(3): 16-23.
- [2] 王保群,林燕红,焦中良. 我国天然气管道现状与发展方向[J]. 国际石油经济, 2013, 21(8): 76-79. WANG Baoqun, LIN Yanhong, JIAO Zhongliang. Current status and development trends of natural gas pipelines in China[J]. International Petroleum Economics, 2013, 21(8): 76-79.
- [3] 马钢,白瑞. 全球油气管道分布及发展展望[J]. 焊管, 2018, 41(3): 1-5, 11. MA Gang, BAI Rui. Distribution and development outlook of global oil and gas pipelines[J]. Welded Pipe and Tube, 2018, 41(3): 1-5, 11.
- [4] 王晓香. 我国天然气工业和管线钢管发展展望[J]. 焊管, 2010, 33(3): 5-9. WANG Xiaoxiang. Outlook for China's natural gas industry and pipeline steel pipe development[J]. Welded Pipe and Tube, 2010, 33(3): 5-9.
- [5] 钱进森,李振东,刘月发,等. 低 H_2S/CO_2 分压比下油管钢腐蚀产物膜特征及形成机制研究[J]. 焊管, 2015, 38(6): 11-15. QIAN Jinsen, LI Zhendong, LIU Yuefa, et al. Study on the characteristics and formation mechanism of corrosion product films on oil pipe steel under low H_2S/CO_2 partial pressure ratios[J]. Welded Pipe and Tube, 2015, 38(6): 11-15.
- [6] 钱进森,燕铸,刘建彬,等. 微量 H_2S 对油管钢 CO_2 腐蚀行为的影响[J]. 焊管, 2014, 37(12): 39-45. QIAN Jinsen, YAN Zhu, LIU Jianbin, et al. Effect of trace H_2S on CO_2 corrosion behavior of oil pipe steel[J]. Welded Pipe and Tube, 2014, 37(12): 39-45.
- [7] 赵亚楠,陈学东,艾志斌,等. 304 奥氏体不锈钢在 $H_2S+Cl^-+CO_2+H_2O$ 环境下的慢应变速率拉伸腐蚀试验研究[J]. 压力容器, 2016, 33(4): 1-9. ZHAO Ya'nan, CHEN Xuedong, AI Zhibin, et al. Slow-rate tensile corrosion testing of 304 austenitic stainless steel in $H_2S+Cl^-+CO_2+H_2O$ environment[J]. Pressure Vessels, 2016, 33(4): 1-9.
- [8] 尹志福,朱世东,南蓓蓓,等. 2205 双相不锈钢在 $CO_2-H_2S-Cl^-H_2O$ 环境中的电化学腐蚀行为[J]. 材料保护, 2016, 49(3): 23-26, 7. YIN Zhifu, ZHU Shidong, NAN Beibei, et al. Electrochemical corrosion behavior of 2205 duplex stainless steel in $CO_2-H_2S-Cl^-H_2O$ environment

- [J]. Materials Protection, 2016, 49(3): 23–26, 7.
- [9] 胡永碧, 谷坛. 高含硫气田腐蚀特征及腐蚀控制技术[J]. 天然气工业, 2012, 32(12): 92–96. HU Yongbi, GU Tan. Corrosion characteristics and control technologies in high-sulfur gas fields[J]. Natural Gas Industry, 2012, 32(12): 92–96.
- [10] 黄本生, 陈鹏, 张荣副, 等. 316L/X65 双金属复合管焊接接头组织与性能[J]. 钢铁, 2016, 51(5): 69–75. HUANG Bensheng, CHEN Peng, ZHANG Rongfu, et al. Microstructure and properties of welded joints in 316L/X65 bimetallic composite pipes[J]. Iron and Steel, 2016, 51(5): 69–75.
- [11] 汪建明, 王文龙, 郭岳新, 等. Inconel 625/X65 复合管焊接工艺及接头性能研究[J]. 焊接, 2012(8): 42–46, 70. WANG Jianming, WANG Wenlong, GUO Yue-xin, et al. Welding process and joint properties of Inconel 625/X65 composite pipes[J]. Welding & Joining, 2012(8): 42–46, 70.
- [12] 羊东明, 朱原原, 蔡锐, 等. 825 合金/20 钢双金属复合管焊接工艺[J]. 焊接技术, 2015, 44(11): 33–36. YANG Dongming, ZHU Yuanyuan, CAI Rui, et al. Welding process for 825 alloy/20 steel bimetallic composite pipe[J]. Welding Technology, 2015, 44(11): 33–36.
- [13] 罗德通, 万夫伟, 王海燕. 基于 ANSYS 的 X80 管线钢焊接数值模拟[J]. 焊管, 2014, 37(1): 18–21. LUO Detong, WAN Fuwei, WANG Haiyan. Numerical simulation of X80 pipeline steel welding based on ANSYS[J]. Welded Pipe and Tube, 2014, 37(1): 18–21.
- [14] 高立, 赵福辰. 双面双弧不清根厚板多层多道焊有限元数值模拟[J]. 热加工工艺, 2009, 38(5): 124–126. GAO Li, ZHAO Fuchen. Finite element numerical simulation of multi-pass welding on double-sided double-arc rootless thick plates[J]. Heat Treatment Technology, 2009, 38(5): 124–126.
- [15] 王海波, 张建优, 马兆龙, 等. 多层多道埋弧焊工艺参数优化设计方法[J]. 电焊机, 2012, 42(8): 6–10. WANG Haibo, ZHANG Jianyou, MA Zhaolong, et al. Optimization design method for multi-layer multi-pass submerged arc welding process parameters[J]. Electric Welding Machine, 2012, 42(8): 6–10.
- [16] 何长红, 屈朝霞, 田志凌, 等. 焊接热循环对 X52 超细晶粒钢组织与性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2000, 12(6): 33–36. HE C H, QU Z X, TIAN Z L, et al. Effect of welding thermal cycling on microstructure and properties of X52 ultra-fine grain steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2000, 12(6): 33–36.
- [17] 陈伊祥, 王振生, 代志健, 等. T_H 对大直径 X80 焊管粗晶热影响区组织及力学性能的影响[J]. 钢管, 2025, 54(1): 13–19. CHEN Yixiang, WANG Zhensheng, DAI Zhijian, et al. Effect of T_H on microstructure and mechanical properties of coarse-grained heat-affected zone in large-diameter X80 welded pipes[J]. Steel Pipe, 2025, 54(1): 13–19.
- [18] 马志鹏, 刘顺利, 于心泷, 等. 20G/316L 双金属复合管焊接接头数值模拟与分析[J]. 焊接技术, 2023, 52(10): 35–39, 145–146. MA Zhipeng, LIU Shunli, YU Xinlong, et al. Numerical simulation and analysis of welded joints in 20G/316L bimetallic composite pipes[J]. Welding Technology, 2023, 52(10): 35–39, 145–146.
- [19] HUDA N, LAZOR R, GERLICH P A. Study of MA effect on yield strength and ductility of X80 linepipe steels weld[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2017, 48(9): 4166–4179.
- [20] 周方明, 单磊, 杨志东, 等. 基于 SYSWELD 的大厚板窄间隙双丝埋弧焊热过程数值模拟[J]. 江苏科技大学学报(自然科学版), 2024, 38(5): 45–50. ZHOU Fangming, SHAN Lei, YANG Zhidong, et al. Numerical simulation of thermal processes in SYSWELD-based double-wire submerged arc welding of thick plates with narrow gaps[J]. Journal of Jiangsu University of Science and Technology(Natural Science Edition), 2024, 38(5): 45–50.
- [21] 袁良增, 姜金星, 赵丽洋, 等. 加热温度对 X80 管线钢显微组织和低温韧性的影响[J]. 上海金属, 2023, 45(4): 77–83. YUAN Liangzeng, JIANG Jinxing, ZHAO Liyang, et al. Effect of heating temperature on microstructure and low-temperature toughness of X80 pipeline steel[J]. Shanghai Metals, 2023, 45(4): 77–83.
- [22] 杨柳青, 夏培培, 孟建涛, 等. L415/N08825 双金属复合管热丝 TIG 焊工艺研究[J]. 热加工工艺, 2022, 51(7): 36–39. YANG Liuqing, XIA Peipei, MENG Jiantao, et al. Research on hot-wire TIG welding process for L415/N08825 bimetallic composite pipe[J]. Heat Treatment Technology, 2022, 51(7): 36–39.
- [23] NART E, CELIK Y. A practical approach for simulating submerged arc welding process using FE method[J]. Journal of Constructional Steel Research, 2013, 84: 62–71.
- [24] 潘光慧, 李以善, 罗辉, 等. SA210GrA1/304L 不锈钢复合钢管的焊接工艺与接头性能分析[J]. 热加工工艺, 2017, 46(9): 196–200. PAN Guanghui, LI Yishan, LUO Hui, et al. Welding process and joint performance analysis of SA210GrA1/304L stainless steel composite pipes[J]. Heat Treatment Technology, 2017, 46(9): 196–200.

(收稿日期: 2026-01-04; 修回日期: 2026-03-07)