

# 严寒条件下 X80 钢管道全自动外焊焊缝组织与性能

汪宏辉<sup>1</sup>, 董淑磊<sup>1</sup>, 钱建康<sup>1</sup>, 汤克刚<sup>1</sup>, 陈源<sup>2</sup>

(1. 中石化江苏油建工程有限公司, 扬州, 225009; 2. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨, 150001)

**摘要:** 在-30 °C 严寒环境下进行了 X80 管线钢 MAG 电弧多层多道焊接试验, 研究了 22 mm 厚管线钢焊接接头的显微组织、拉伸性能、显微硬度以及低温冲击韧性。结果表明, 在严寒条件下采用高强韧焊丝获得的接头, 其焊缝组织组成主要为针状铁素体和先共析铁素体, 粗晶区存在大量板条状贝氏体铁素体; 焊接接头硬度呈“M”形分布, 粗晶区的大量板条状贝氏体铁素体是该区域显微硬度值最大的主要原因; 焊接接头的平均抗拉强度为 684 MPa, 具有延性断裂的典型特征; 接头韧性薄弱区集中于焊缝区域, 其平均冲击吸收能量为 83 J。与常温焊接相比, 由于严寒条件焊接提高了冷却速度, 促进了针状铁素体和 M/A 岛状组织的析出, 严寒条件下接头的抗拉强度和显微硬度增加, 但焊缝区域低温断裂韧性显著下降; 同时, 严寒条件下施焊更易产生气孔缺陷。

**关键词:** X80 管线钢; 焊接接头; 严寒条件; 力学性能

中图分类号: TG 406 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20200413002

## 0 序言

现代管线钢是低碳低合金化钢, 管线钢对远距离油气运输具有安全、高效、经济等特点。其中, X80 管线钢已广泛用于西气东输二线工程、三线工程、中缅天然气管道、中贵天然气管道等, 施工总距离超过 13 000 km, 是全球使用最广泛的高强管线钢<sup>[1]</sup>。其中, 中俄东线天然气管道工程于 2014 年签订, 工程采用 X80 管线钢, 在中国境内管道途经东北最终抵达北京<sup>[2]</sup>。长距离铺设管线钢离不开焊接技术的使用, 由于管线钢普遍较厚, 通常采用多层多道焊接方法。

目前, X80 管线钢施焊的临界环境温度为-5 °C, 在低于-5 °C 的环境中禁止焊接<sup>[3]</sup>。而由于西气东输工程和中俄天然气管道工程覆盖面积广, 管线钢焊接大多在户外进行, 会严重影响到冬季施工, 延长施工周期。严寒环境对管线钢焊接接头组织和性能有很大影响, 为提高管线钢在严寒条件下的焊接适应性, 国内外学者做了相关研究。尹长华等人<sup>[3]</sup>研究了 X80 管线钢在-20 °C 环境的焊接, 获得无裂纹的接头, 但接头焊缝区域韧性较低, 该区域的低温冲击功为 65-95 J。肖晓华等人<sup>[4-5]</sup>研究-10 °C 和-20 °C 环境下 X80 钢的焊接接头性能, 接头的拉伸

强度和冲击韧性较常温环境降低, 且随着环境温度的下降, 断裂方式由韧性断裂转变为脆性断裂, 适当地增加焊接电流有助于提高接头的冲击韧性和抗拉强度。

X80 管线钢的焊接易产生热影响区脆化、开裂、气孔等问题, 而在严寒条件下, 这些常见的焊接问题更容易发生。目前, 施焊环境温度对管线钢焊接的影响研究较少, 且多集中在不低于-20 °C 的低温环境, 对于-30 °C 严寒环境焊接研究尚未报道。

因此, 文中对比分析了常温和-30 °C 严寒条件下所获得的 X80 管线钢焊接接头, 研究了其焊缝及热影响区显微组织、硬度、抗拉强度及韧性的差异, 并分析其原因。

## 1 试验方法

试验所用钢材为 X80 管线钢, 其制管标准为 GB/T 9711/API 5L, 管径 1219 mm, 壁厚 22.0 mm, 采用对接接头型式, 坡口型式为复合型, 如图 1 所示, 焊接包括根焊、热焊、填充焊和盖面焊, 共 11 层 12 道焊, 属于典型的多层多道焊。焊接设备为法国的 SERIMAX SATURNAX 05 焊机, 焊丝选用伯乐焊丝, 其规格为  $\phi$ 1.0 mm, X80 管线钢和焊丝的化学成分如表 1 所示。为避免空气干扰, 选用 Ar + 50%CO<sub>2</sub> 的混合保护气体, 气体纯度均大于

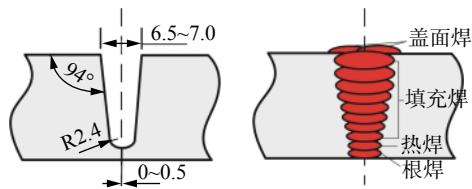


图 1 坡口形式和焊道分布示意图

Fig. 1 Schematic of welding groove and weld-bead distribution

99.99%。焊接试验在严寒条件下进行,温度为-30 °C,以相同工艺参数进行了3组焊接试验,同时,以相同条件实施室温为20 °C左右的焊接试验,分别进行了3组焊接试验。为避免未焊透和咬边等缺陷和晶粒组织过分粗大,随着焊道和层数的增加,焊接电流逐渐减小,根焊和热焊、填充焊、盖面焊的焊接电流分别为230~280 A、210~250 A、190~240 A。其它焊接工艺参数具体如下:焊接电压23~26 V,

保护气流45~65 L/min,焊接速度0.6~1.2 m/min。

焊接试样经取样、研磨和抛光后,采用4%的硝酸酒精溶液腐蚀,利用VHX-1000E型正置式超景深光学显微镜和S-3400型扫描电子显微镜做金相分析。为探究接头成形质量,对焊缝做单壁单影X射线无损检测。力学性能测试包括显微硬度、拉伸性能和低温冲击性能。显微硬度试验在HV-5维氏硬度计上进行,加载载荷为10 kg,按照母材-焊缝-母材的方向取点,距焊缝内表面1 mm。焊件的拉伸试样按照国家标准GB/T 228-2010制定,使用WEW2000万能拉伸试验机,为保证测试的可靠性,每组试样均做三次测试。按照名称SY/T 0452—2012标准制成标准夏比V形冲击试样,其试样尺寸为55 mm×10 mm×10 mm,缺口沿厚度方向,采用CBD300冲击试验机分别对焊缝和热影响区试样进行-40 °C低温冲击试验。

表 1 X80 管线钢母材及焊丝的化学成分(质量分数, %)  
Table 1 Chemical composition of X80 base material and welding wire

材料	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	P	S
母材	0.04	0.23	1.67	0.169	0.154	0.136	0.009	0.001
伯乐焊丝	0.05	0.69	1.53	0.020	0.890	0.110	0.004	0.006

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 焊缝质量

焊缝成形连续且均匀一致,无咬边、未熔合、未焊透等焊接缺陷,如图2a所示,焊缝正面焊缝宽度约为15 mm。由图2b可知,各焊缝间的界限明显,焊缝中柱状晶均朝向焊缝中心斜向上生长,热影响区为1~2 mm,且从下到上热影响区宽度逐渐增大,这与多层多道焊的热循环特征有关。

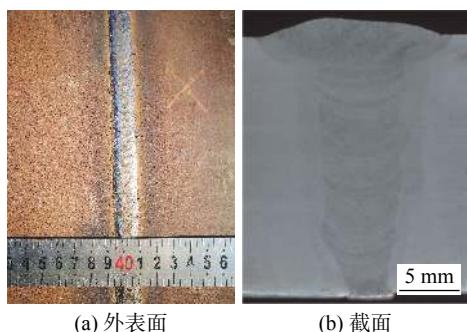


图 2 接头焊缝外表面及截面宏观形貌

Fig. 2 Welding appearance of upper surface and cross section. (a) weld surface; (b) cross-section

为进一步探究焊缝整体成形质量,X光射线无损探伤分析得:其中一组严寒接头在沿周长为10 mm左右范围内存在少量气孔型缺陷,属于Ⅱ级焊缝;其余两组接头和常温接头均为Ⅰ级焊缝,不存在裂纹、气孔、内咬边等缺陷。

### 2.2 显微组织

分别在严寒条件和室温条件进行多层多道焊接后,接头及母材显微组织如图3和图4所示。母材组织由多边形铁素体、粒状贝氏体和一些M/A岛状组织组成,粒度参差不一,平均晶粒尺寸约5 μm,如图3a所示。其中M/A组织弥散分布于晶界和晶内,粒状贝氏体由针状铁素体和M/A岛状组织组成<sup>[6]</sup>。

邻近焊缝的粗晶区,如图3b所示,由于焊接时处于过热状态,晶粒急剧长大,原奥氏体晶界清晰可见,多边形铁素体析出于原奥氏体晶界,形成网状结构,在晶内析出大量板条贝氏体铁素体,且在板条间分布着M/A岛状组织<sup>[7]</sup>。

焊缝盖面层组织以针状铁素体为主,同时出现极少量的先共析铁素体,如图3c所示。晶内形核针

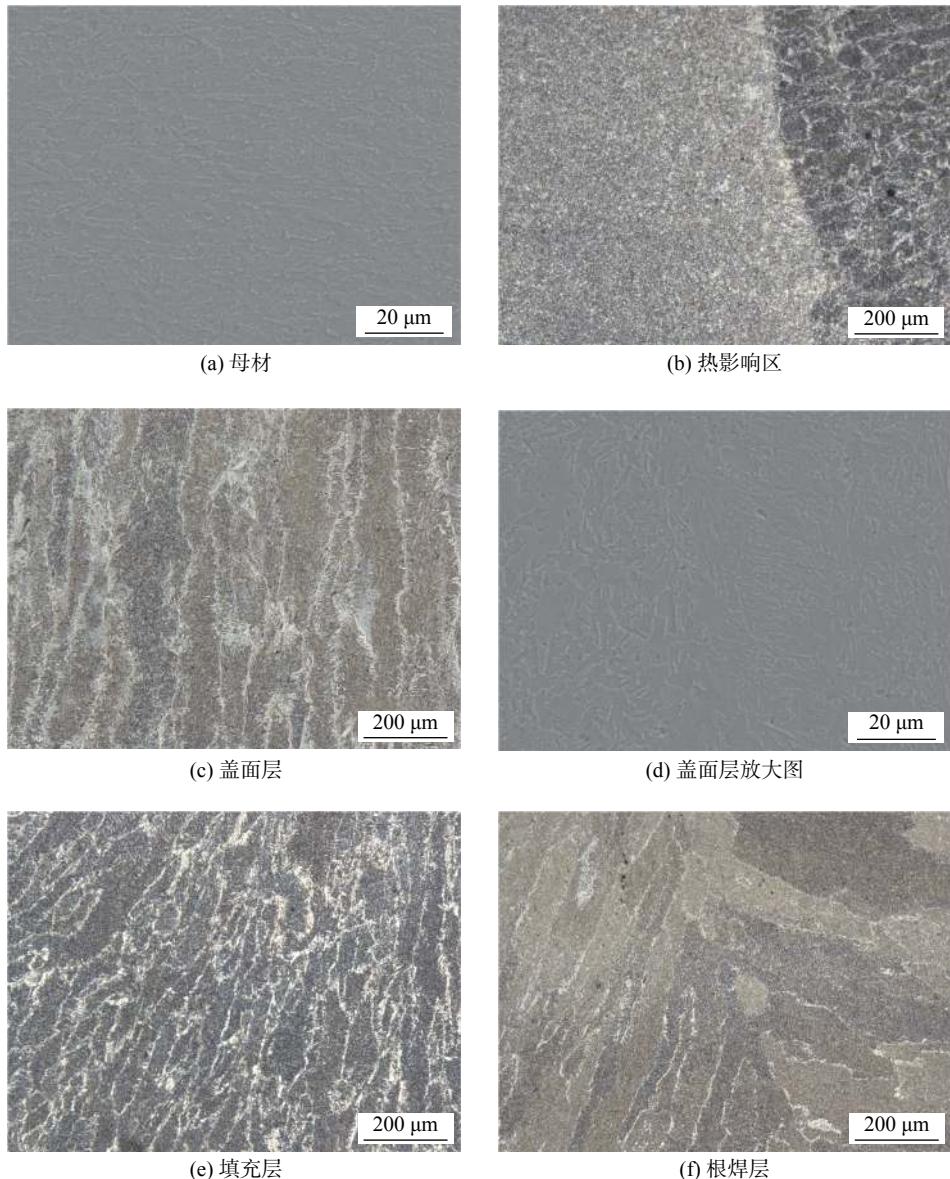


图 3 严寒条件下的焊接接头不同区域及母材显微组织

Fig. 3 Microstructure of welded joints and base metal in cold environment. (a) base metal; (b) heat-affected zone; (c) capping layer; (d) amplification of capping layer; (e) filling layer; (f) root welding layer

状铁素体为异质形核, 各片独立生长相互交叉, 如图 3d 所示。由于焊接熔池过热, 液相温度梯度较大, 焊缝的结晶形态为柱状晶, 对称分布于焊缝中心线两侧。盖面层为最后一道焊缝, 电弧焊热量集中于熔池表面中心处。因此, 盖面层柱状晶垂直于盖面层熔合线指向焊缝上表面中心斜向上生长。

焊缝填充层显微组织以针状铁素体和先共析铁素体为主, 填充层柱状组织斜向上生长, 且相对于盖面层焊缝组织, 其倾斜角度更大, 如图 3e 所示。多层多道焊过程中, 下一道焊使上一道焊缝重现奥氏体化, 晶粒变细小, 经冷却后晶内形核针状铁素体减少, 取而代之的是先共析铁素体增加<sup>[8]</sup>。

焊缝根焊层显微组织以先共析铁素体为主, 存

在极少量的针状铁素体, 如图 3f 所示。焊缝不同部位的组织形态和生长方向各异, 这与散热方向有关。晶粒沿着散热最快的方向, 从母材向焊缝中心生长, 最终生成细长的柱状晶。

常温环境下的焊接接头显微组织类型与严寒环境下相同, 如图 4 所示, 但常温环境下接头中晶内形核针状铁素体减少。

## 2.3 力学性能

### 2.3.1 显微硬度

不同工艺下的焊接接头显微硬度分布情况如图 5 所示。在常温和严寒条件下施焊的接头的显微硬度分布情况相似, 焊接接头硬度呈“M”形分布, 显微硬度的峰值出现在靠近焊缝的热影响区附近,

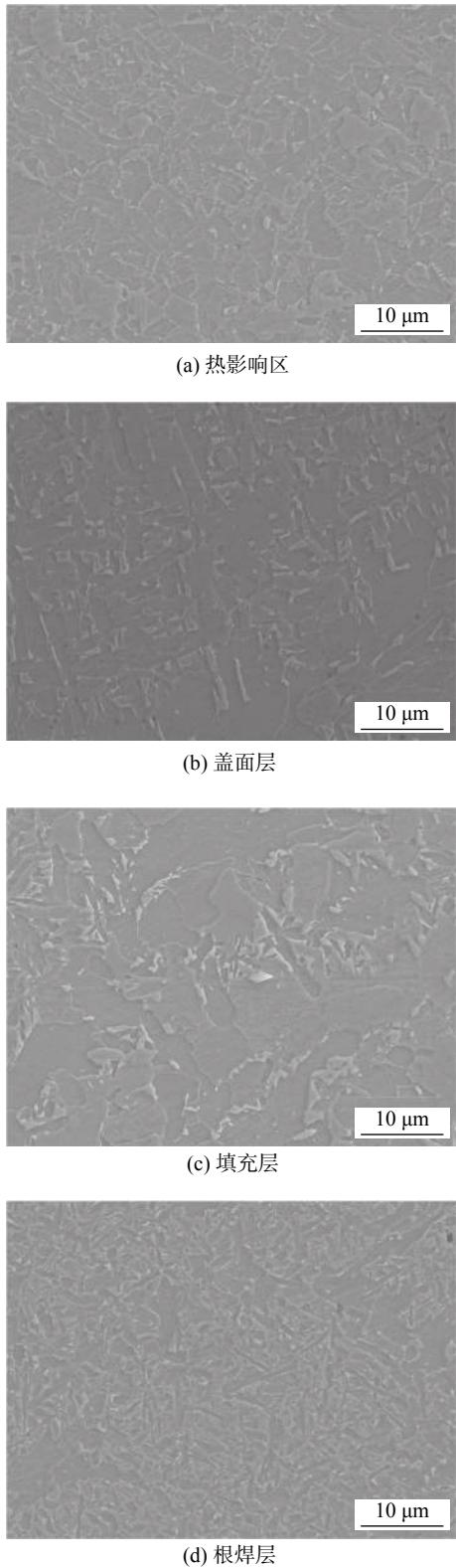


图 4 常温条件下的焊接接头显微组织

Fig. 4 Microstructure of welded joints in normal environment; (a) heat-affected zone; (b) capping layer; (c) filling layer; (d) root welding layer

即粗晶区, 焊缝处显微硬度略低于峰值, 为典型的电弧焊接头硬度分布, 与粗晶区的淬硬和晶粒粗化有关<sup>[4,7]</sup>. 粗晶区大量的板条状贝氏体铁素体是粗晶

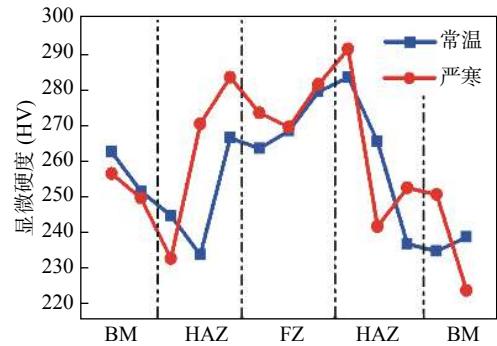


图 5 不同施焊条件下接头的显微硬度分布曲线

Fig. 5 Microhardness distribution of different welded joints

区显微硬度值最大的主要原因. 相较于常温下施焊, 严寒条件下焊接接头显微硬度整体呈现增加趋势.

### 2.3.2 拉伸性能

如图 6 所示, 所有焊接接头均在母材处断裂, 且在接头断裂处存在明显的缩颈现象, 具有延性断裂的典型特征. 常温和严寒条件下施焊接头的平均抗拉强度分别为 672 MPa 和 684 MPa, 都大于母材最低标准抗拉强度值 621 MPa.



图 6 断后拉伸试样及断口形貌

Fig. 6 Tensile samples and fracture morphology

### 2.3.3 低温冲击

不同工艺条件下 X80 焊接接头低温冲击试验结果如表 2 所示. 由表 2 可知, 接头热影响区的冲击吸收能量均已到达或接近 300 J, 同时, CBD300 冲击试验机在 -40 °C 低温冲击试验的测试上限是 300 J, 故推测常温焊接头热影响区的冲击吸收能量或将大于 300 J. 焊接接头热影响区韧性都能满足

表 2 不同工艺条件下 X80 焊接接头的低温冲击试验

Table 2 Low-temperature impact test of different X80 welded joints

接头	缺口位置	冲击吸收能量 $A_{kv}/J$
常温	焊缝	112, 93, 216
常温	热影响区	300, 300, 300
严寒	焊缝	82, 88, 79
严寒	热影响区	292, 288, 274

X80 管线钢焊接热影响区的标准要求, 且常温焊接头热影响区韧性高于严寒焊接头。

焊接接头韧性薄弱区集中于焊缝区域, 对于常温施焊条件下, 其平均冲击吸收能量为 140 J, 而严寒条件下焊接会降低接头焊缝的韧性, 其平均冲击功为 83 J。比较常温和严寒条件焊接接头可知, 施焊温度对热影响区的韧性影响不大, 但显著降低了焊缝的韧性。

## 2.4 讨论与分析

X80 管线钢壁厚大, 液态金属中的气体上浮路径长, 而严寒环境焊接熔池凝固速度快, 气泡可能来不及从液态金属中溢出, 形成气孔缺陷, 如一组严寒接头在沿周长为 10 mm 左右范围内存在少量气孔。

文中选用的 50%Ar + 50%CO<sub>2</sub> 混合保护气体既有利于降低氢的分压从而限制溶氢量, 又能降低液态金属的表面张力, 增大液态金属活性有利于气体的排出<sup>[9]</sup>。但 CO<sub>2</sub> 保护气体为 CO 气孔提供了碳来源, 由表 1 可知, 伯乐焊丝有足够的脱氧元素 Mn 和 Si, 防止 CO 的生成。严寒条件焊接更易产生气孔, 需要对氢来源的控制更加严格。一组严寒接头氢气孔的产生可能是因为工件或焊丝表面的水分、油脂等杂质未清理干净。

氢的作用易影响高强低合金钢, 产生氢脆, 导致其性能下降。Peng 等人<sup>[10]</sup>发现氢脆与接头的组织类型、析出相、显微硬度等有关, X80 母材中大量高位错密度的针状铁素体和晶粒细小抑制氢脆发生, 而焊缝和热影响区由于粗大的贝氏体铁素体和多边形铁素体易产生氢脆现象。作为低氢的伯乐焊丝, 接头对氢敏感性更低, 不易发生氢脆。

接头不同区域力学性能存在差异, Qiang 等人<sup>[11]</sup>研究发现母材具有最好的断裂韧性, 而焊缝断裂韧性最差, 与表 2 结果相符, 接头裂纹易出现在焊缝处, 与组织不均匀有关。接头拉伸断口均位于母材, 即接头薄弱的粗晶区拉伸强度高于母材, 在常温和严寒条件下都能获得高强度的接头, 且严寒条件下形成的淬硬组织使得严寒接头强度略有提高。严寒条件下焊接温差大, 具有更大的冷却速度, 促进接头焊缝晶内形核针状铁素体的生成<sup>[8]</sup>, 且较快的冷却速度也有利于热影响区中 M/A 岛状组织的析出, 适当的 M/A 岛状组织尺寸和分布能提高热影响区的韧性<sup>[12]</sup>。多层多道焊的设计减少了粗晶区的区域, 是不同环境下焊接接头热影响区韧性良好的

主要原因, 如表 2 所示。接头焊缝区域岛状 M/A 组织尺寸大、数量多, 而 M/A 岛状组织作为脆性相, 大尺寸分布对接头焊缝韧性不利。

严寒条件下焊接的接头较常温焊接接头, 抗拉强度略有提高, 接头焊缝处韧性下降明显, 而显微硬度增加。采用合适的焊接工艺(焊接电流 190~280 A; 焊接电压 23~26 V; 保护气流 45~65 L/min; 焊接速度 0.6~1.2 m/min), 能确保在-30 ℃ 严寒条件下焊接 X80 管线钢获得良好的焊接接头。

## 3 结论

(1) -30 ℃ 严寒条件焊接易产生氢气孔缺陷, 对氢来源的控制需更加严格。

(2) 焊缝组织主要为针状铁素体和先共析铁素体, 热影响区存在大量板条状贝氏体铁素体, 在严寒条件下焊缝析出更多的针状铁素体, 且粗晶区 M/A 岛状组织增多。

(3) 相较于常温焊接环境, -30 ℃ 严寒条件下焊接头抗拉强度略有上升, 接头焊缝处韧性下降明显, 而显微硬度增加。

(4) 为确保在-30 ℃ 严寒环境下焊接 X80 管线钢能获得良好的接头, 焊接电流应控制在 190~280 A, 焊接电压为 23~26 V, 保护气流为 45~65 L/min, 焊接速度为 0.6~1.2 m/min。

## 参考文献

- [1] 刘成, 尹立孟, 姚宗湘, 等. 焊缝余高对复合型坡口 X80 管线钢多层多道焊接残余应力的影响 [J]. 焊接学报, 2018, 39(12): 100~104, 133.  
Liu Cheng, Yin Limeng, Yao Zongxiang, et al. Effect of reinforcement on residual stress of multi-layer and multi-pass welding of composite groove X80 pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(12): 100~104, 133.
- [2] Zhang W W, Li H, Chi Q, et al. Technical specifications for X80 OD 1 422 mm line pipes and corresponding products[J]. Natural Gas Industry B, 2016, 3(5): 485~492.
- [3] 尹长华, 杨武堂. -20 ℃ 低温环境下大口径 X80 钢管的焊接 [J]. 焊接技术, 2009, 38(5): 19~23.  
Yin Zhanghua, Yang Wutang. Welding of the big diameter X80 pipe in low temperature environment of -20 ℃[J]. Welding Technology, 2009, 38(5): 19~23.
- [4] 肖晓华, 卢东华, 王丰, 等. X80 钢低温焊接接头组织与性能研究 [J]. 热加工工艺, 2014, 43(13): 169~172.

- Xiao Xiaohua, Lu Donghua, Wang Feng, *et al.* Study on microstructure and properties of welded joint of X80 steel at low temperature[J]. *Hot Working Technology*, 2014, 43(13): 169 – 172.
- [5] 肖晓华, 梁斐珂, 邓龙, 等. 焊接电流对 X80 钢低温焊接接头组织与性能的影响 [J]. *材料导报*, 2016, 30(2): 85 – 89, 94.
- Xiao Xiaohua, Liang Feike, Deng Long, *et al.* Effects of welding current on microstructure and properties of low-temperature welded joints of X80 steel[J]. *Materials Reports*, 2016, 30(2): 85 – 89, 94.
- [6] An T, Peng H T, Bai P P, *et al.* Influence of hydrogen pressure on fatigue properties of X80 pipeline steel[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, 42: 15669 – 15678.
- [7] Yin L M, Wang J Z, Chen X Z. Microstructures and their distribution within HAZ of X80 pipeline steel welded using hybrid laser-MIG welding[J]. *Welding in the World*, 2018, 62(4): 721 – 727.
- [8] 李鹤林, 郭生武, 冯耀荣, 等. 高强度微合金管线钢显微组织分析与鉴别图谱 [M]. 北京: 石油工业出版社, 2001.
- Li Helin, Guo Shengwu, Feng Yaorong, *et al.* An illustrative collection of microstructure micrographs of high strength micro-alloyed steels[M]. Beijing: Petroleum Industry Press, 2001.
- [9] 李亚江. 焊接冶金原理 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2015.
- Li Yajiang. *Principle of welding metallurgy*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2015.
- [10] Peng H T, An T, Zheng S Q. Investigation of hydrogen embrittlement susceptibility of X80 weld joints by thermal simulation[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27(5): 2513 – 2523.
- [11] Qiang B, Wang X. Ductile crack growth behaviors at different locations of a weld joint for an X80 pipeline steel: A numerical investigation using GTN models[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2019, 213: 264 – 279.
- [12] Moeinifar S, Kokabi A H, Hosseini H R M. Role of tandem submerged arc welding thermal cycles on properties of the heat affected zone in X80 microalloyed pipe line steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(3): 368 – 375.

**第一作者简介:** 汪宏辉, 1974 年出生, 中石化焊接技能大师;主要从事国内外长输管道/场站储罐(油、气、水)焊接工艺设计、编制、培训、实施, 以及焊接新工艺在实际生产应用中研究。发表论文 5 篇。Email: [adr400@vip.163.com](mailto:adr400@vip.163.com)。

**通信作者简介:** 陈源, 博士研究生。Email: [y\\_chen@hit.edu.cn](mailto:y_chen@hit.edu.cn)。

(编辑: 周珍珍)