

800 MPa 级高强度钢焊接接头组织及力学性能

李少峰, 马成勇, 宋志刚, 安同邦

(钢铁研究总院焊接研究所, 北京, 100081)

摘要: 采用焊条电弧焊和气体保护焊两种方法, 分别对具有良好抗焊接裂纹敏感性的 800 MPa 级船体用钢对接接头进行两种工艺的焊接, 并对其焊接接头进行显微组织分析和力学性能试验。结果表明, 两种焊接方法焊缝组织主要为交织分布的板条马氏体、贝氏体, 以及一定量的针状铁素体, 板条间有残余奥氏体, SMAW(焊条电弧焊) 焊缝宏观金相可见明显氧化夹杂; 两种焊接方法所得焊接接头具有相似的硬度分布, 抗拉强度相当, 且均断在母材, 但 SMAW 侧弯试验件出现 0.5 mm 裂纹; -50 °C 下 SMAW 接头冲击韧性低于 GMAW(气体保护焊) 接头, SMAW 断口由河流花样的准解离小刻面和少量的韧窝组成的撕裂棱构成, 属于韧-脆混合断裂, GMAW 断口由小且深的韧窝构成, 属于典型的韧性断裂。

关键词: 800 MPa 级高强度钢; 焊接方法; 焊接接头; 性能

中图分类号: TG 442

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20190115005

0 序言

随着现代海洋工程等制造行业向高端化方向的发展, 对其大型焊接结构件性能的要求不断提高, 采用低合金高强度钢制造大型结构件的使用量逐年增加^[1]。但随着钢中合金含量增加和强度的升高, 势必带来焊接性变差、裂纹敏感性增大等问题。对于现场施焊的结构, 由于受到各种条件的限制, 通常会采用焊条电弧焊和半自动的气体保护焊。因此文中针对 42 mm 厚的 800 MPa 级高强度钢, 采用

焊条电弧焊和气体保护焊两种方法, 分别进行板状对接接头的焊接, 并对其接头进行了显微组织和力学性能试验, 分析不同焊接方法对 800 MPa 级高强度钢焊接接头性能的影响。

1 试验方法

试验采用鞍钢 42 mm 厚的 800 MPa 级高强度钢, 其化学成分和基本力学性能分别见表 1 和表 2 所示。

表 1 试验用钢化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of test steel

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	V
≤ 0.11	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	≤ 0.010	≤ 0.015	4.4 ~ 4.8	0.40 ~ 0.70	0.30 ~ 0.55	0.03 ~ 0.09

表 2 试验用钢力学性能
Table 2 Mechanical properties of experimental steel

屈服强度 R_{eL} /MPa	抗拉强度 R_m /MPa	屈强比 R	断后伸长率 A (%)	断面收缩率 Z (%)	-50 °C 冲击吸收能量 A_{kv} /J
835	935	0.893	21.0	72	230

焊接材料分别采用武汉铁锚 $\phi 4.0$ mm V840 焊条和钢铁研究总院焊接所自制 $\phi 1.2$ mm 的 JS80 气体保护焊焊丝 (保护气体 95%Ar + 5%CO₂, 气体流

量 20 L/min)。表 3 为 V840 焊条和 JS80 焊丝熔敷金属的化学成分。

焊条电弧焊时, 坡口形式为对称 X 形 (焊条焊前烘干 380 ~ 400 °C, 保温 1 h); 气体保护焊时, 坡口形式为对称 X 形。焊条电弧焊和气体保护焊施

焊预热温度及道间温度都采用 800 MPa级高强度钢焊接原则工艺规定的下限值 100 ℃,待正面焊缝填满后,200~250 ℃ 后热 2 h,反面碳弧气刨清根,清根深度至 1/2 板厚.经 100% 磁粉探伤合格后,对试

板预热 100 ℃,进行反面坡口焊接,焊接完成后,对试板整体进行 200~250 ℃ 后热 2 h 处理.表 4 为 V840 焊条电弧焊及 JS80 焊丝气体保护焊的焊接工艺参数.

表 3 V840 焊条和 JS80 焊丝熔敷金属化学成分 (质量分数, %)
Table 3 Chemical compositions of V840 and JS80 deposited metal

材料	类别	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Ti
V840焊条	实测值	0.047	0.27	1.35	0.005 4	0.008 4	2.52	0.73	0.39	—
	技术要求	≤ 0.085	≤ 0.45	0.9~1.5	≤ 0.012	≤ 0.015	2.1~2.8	0.5~1.0	0.3~0.6	—
JS80焊丝	实测值	0.070	0.40	1.75	0.006 8	0.004 2	2.51	0.65	0.59	0.020
	技术要求	0.03~0.07	0.30~0.50	1.50~1.90	≤ 0.010	≤ 0.010	2.40~2.60	0.50~0.70	0.50~0.70	0.02~0.05

表 4 试验工艺参数
Table 4 Test process conditions

材料	环境温度 $T_1/^\circ\text{C}$	相对湿度 $\delta(\%)$	道间温度 $T_2/^\circ\text{C}$	焊接电流 I/A	焊接电压 U/V	焊接速度 $v/(\text{cm}\cdot\text{min}^{-1})$	热输入 $E/(\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1})$
V840焊条	27.4	34	100	300	28	15.5~16.8	20
JS80焊丝	27.4	34	100	170	25	25	15

2 试验结果及分析

2.1 焊接接头显微组织

如图 1 所示,分别是 SMAW 和 GMAW 的接头金相形貌.采用气体保护实心焊丝 JS80 焊接接头熔合良好,采用焊条 V840 焊接的接头宏观金相中存在夹渣缺陷.分析认为^[2],由于焊条电弧焊对操作人员的依赖性强,当焊接工艺参数选择不当,焊道熔敷顺序不合理,层间清理工作不彻底时,均会出现夹渣缺陷.夹渣的出现会减少焊缝截面积,降低接头强度、冲击韧性.

图 2 和图 3 分别是 800 MPa 级高强度钢在两种焊接方法下焊接接头微观组织形貌.分析认为^[3],由于焊接接头各组成区域所经历的焊接热作用不同,因而会形成不同的微观组织,甚至产生焊接缺陷.从而影响整个接头的力学性能.因此研究接头各区的组织特征及其形成机制,对于提高接头性能具有重要的指导意义.

熔池结晶后所形成的固态焊缝完全取决于结晶期间固-液态界面前沿成分过冷的程度.图 2a 和图 3a,为焊缝中心区域,由于温度梯度较小,结晶速度较大,形成较大成分过冷区,所以焊缝中心呈现典型的柱状晶.焊接熔池完全结晶后所形成的固态

焊缝,在随后的冷却过程中还将发生相变,形成焊缝最终的组织.对于合金钢相变组织主要取决于焊缝金属的化学成分和冷却条件.对于文中 800 MPa

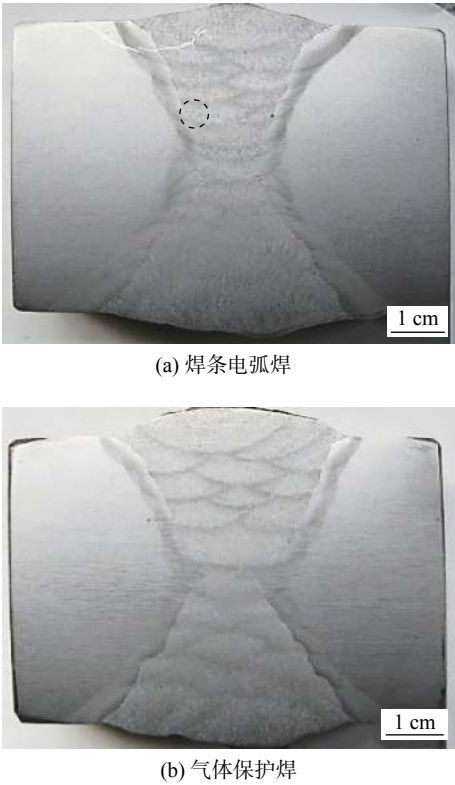
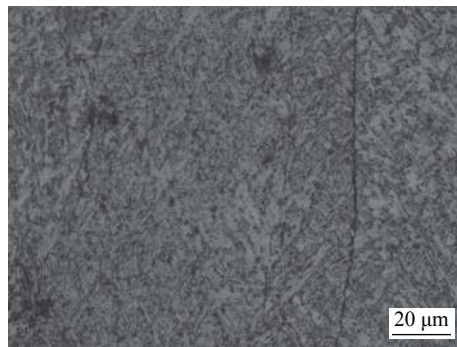


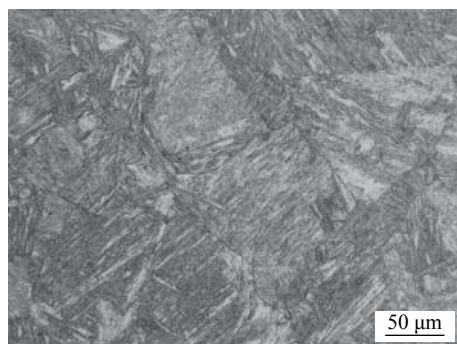
图 1 焊接接头宏观金相形貌
Fig. 1 Metallographic photo of welded joint. (a) manual welding; (b) gas shielded welding



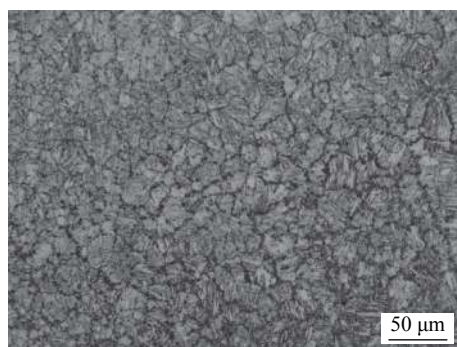
(a) 焊缝



(b) 熔合区



(c) 粗晶热影响区



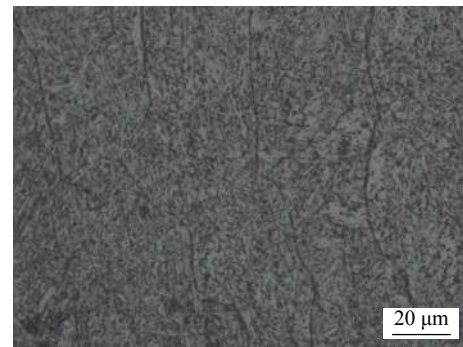
(d) 细晶区热影响区

图 2 V840 焊条电弧焊接头微观组织形貌

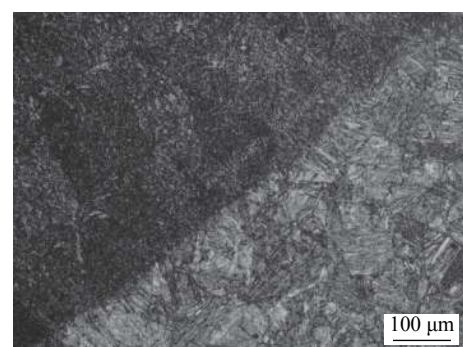
Fig. 2 Microstructure of V840 manual welding joint. (a) weld; (b) fusion zone; (c) coarse-grained heat affected zone; (d) fine-grained heat affected zone

级高强钢, 是典型的低碳低合金高强钢, 并且在焊接过程中焊缝经过复杂的冶金反应。

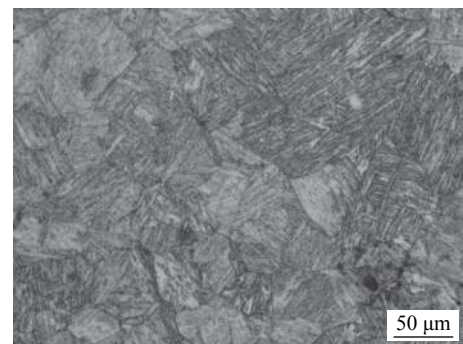
在光学显微镜下, 两种焊接方法所得焊缝金属的组织类型具有基本相似性, 均为板条贝氏体



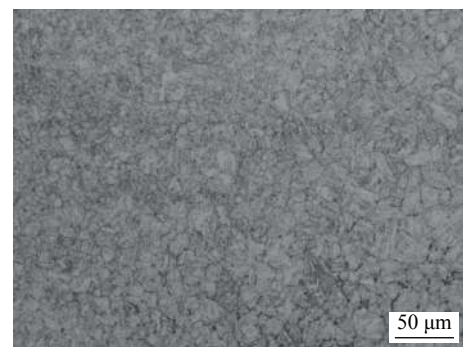
(a) 焊缝



(b) 熔合区



(c) 粗晶热影响区



(d) 细晶热影响区

图 3 JS80 焊丝气体保护焊接头微观组织形貌

Fig. 3 Microstructure of JS80 gas shielded welding joint. (a) weld; (b) fusion zone; (c) coarse-grained heat affected zone; (d) fine-grained heat affected zone

和马氏体结构, 板条间含有少量的残余奥氏体, 同时有一定量的针状铁素体, 并且部分板条束间呈“交织状”^[4]。交织分布的板条可以细化柱状晶

内组织,板条间分布的残余奥氏体可增强焊缝的韧性. SMAW 焊缝组织与 GMAW 相比,由于其热输入较大,使得焊缝组织的淬透倾向和淬硬倾向增大,在连续冷却过程中,生成更多宽大的板条状马氏体,同时针状铁素体和粒状贝氏体减少. 分析表明^[5],当组织为板条贝氏体并含有少量粒状贝氏体时,对裂纹扩展的阻碍作用最为明显. 板条状贝氏体的板条之间呈小角度相交,而板条束之间则成大角度相交,加上少量分散的粒状贝氏体的钉扎作用,使得裂纹的扩展极为困难,所以 SMAW 焊缝韧性变差.

图 2b, 图 3b 为熔合区的光学显微组织形貌. 熔合区是介于焊缝与热影响区之间的相当窄小的过渡区. 分析可知,熔合区主要以板条马氏体、贝氏体为主,还有少量粒状贝氏体. 图 2c, 图 3c 为熔合线附近粗晶热影响区的显微组织形貌. 由于其经历的温度高,接近焊缝金属的熔点,因而造成晶粒过热而严重长大. SMAW 粗晶区与 GMAW 粗晶区相比,由于热输入较大,高温停留时间长,晶粒和马氏体板条都更为粗大. 钢中的碳化物由于加热速度快,来不及充分溶解在奥氏体中,在冷却的过程中偏析,使得组织性能不均匀. 图 2d, 图 3d 为细晶区,由于这种组织相当于热处理时的正火组织,所以也称为正火区. 该区金属在加热和冷却过程中经历了两次相变重结晶,晶粒得到显著细化,组织为大小均匀的贝氏体和铁素体.

2.2 力学性能分析

对两种焊接方法所得接头进行维氏硬度测试. 由于多层多道焊中后一道焊缝对前一道会有类似回火作用,测试点位置选在受影响最小的后焊面下 2 mm. 从母材到热影响区、焊缝,再到母材,连续打点测试,载荷为 50 N. 在焊接热循环的作用下,焊接接头的硬度实质上是微观组织的反应,是评价钢种淬硬倾向的重要指标. 由于接头微观组织的分布是不均匀的,因而硬度的分布也是不均匀的.

硬度测试结果如图 4 所示. 在两种焊接方法下,800 MPa 级高强钢焊接接头硬度分布趋势大致相同. 相关研究认为^[6],在焊缝中心处硬度值较高,这是由于在结晶后,中心位置促进针状铁素体形核的合金浓度偏高,由于针状铁素体(AF)的形成. 在熔合线附近,因为母材成分与焊

材成分存在差别,母材中合金浓度高于焊材. 观察图 2b, 图 3b 熔合线靠近焊缝一侧,此处的合金浓度高于焊缝的其它位置. 在焊后的冷却相变过程中,这一位置形成的铁素体类组织较多,而且经历了类似回火的过程,因此具有较低的硬度,所以在此处形成一个小的低谷. 而在靠近母材一侧,也就是粗晶热影响区,母材没有和焊缝发生熔合,且处于过热状态,奥氏体晶粒严重长大,且由金相图 2c, 图 3c 分析,在随后的冷却相变过程中形成粗大的马氏体、贝氏体组织,使得此处硬度升高,形成波峰. 但是整体看来, SMAW 接头硬度比 GMAW 接头硬度高,且热影响区宽度较窄. 主要是因为焊条电弧焊热输入较大,晶粒和马氏体板条长大严重. 同时由于 SMAW 热输入较为集中,所以热影响区较窄.

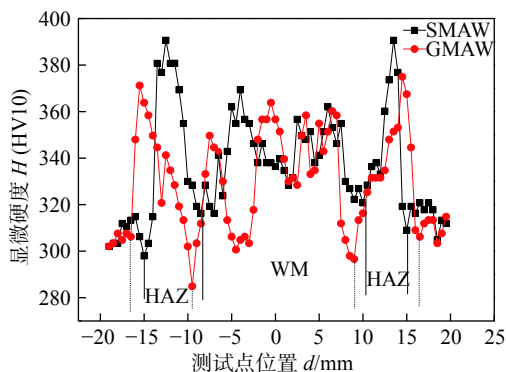


图 4 焊接接头硬度分布

Fig. 4 Joint hardness distribution

表 5 是 800 MPa 级高强钢焊接接头拉伸和弯曲试验结果. 由数据可知,二者抗拉强度相当,且均断在母材. 在侧弯试验中, SMAW 接头出现一个 0.5 mm 的裂纹,而 GMAW 接头试样完好. 结合硬度测试结果分析, SMAW 焊缝中淬硬组织较多,使得塑性较差. 另一方面,在弯曲试验中,试样表面应力最大,可以灵敏的反应材料表面的缺陷^[7]. 综合接头宏观金相和侧弯结果分析, SMAW 接头焊缝及表面存在夹杂和气孔等缺陷,会导致应力集中,在弯曲过程这些缺陷会成为裂纹源,在应力的作用下产生扩展,成为裂纹.

表 5 焊接接头力学性能
Table 5 Tensile test of welded joint

焊接方法	抗拉强度 R_m /MPa	断裂位置	120°弯曲	180°弯曲
SMAW	935	母材	裂纹	裂纹
GMAW	935	母材	完好	完好

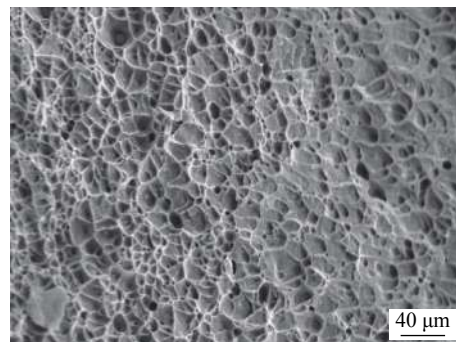
表 6 为 $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 两种方法焊接 800 MPa 级高强钢的 V 形接头冲击试验结果, 冲击吸收能量均大于 27 J. 焊接接头的冲击韧性作为材料抵抗冲击载荷的抗力指标, 反映焊接接头微观缺陷和显微组织的变化. 由表 6 可知, 从焊缝、熔合线到热影响区, 冲击吸收能量呈现逐渐增长的趋势. 且整体看来, GMAW 接头整体的低温韧性要优于 SMAW 接头. 主要是由于合金成分和组织结构不同造成的. 分析表明^[8-12], 当热输入在 15 kJ/cm 附近时, 焊缝金属的热容量增大, 这将增强焊缝熔池中合金元素的扩散能力. 使得焊材中的有益合金元素 Mn, Mo 和 Ni 向焊缝的过渡量增大, 而这些元素都会增强奥氏体的稳定性, 使奥氏体在更低的温度转变, 抑制了先共析铁素体的形成, 促使奥氏体向针状铁素体和粒状贝氏体转变, 使焊缝中针状铁素体的比例增大, 由此而细化组织, 提高韧性. 而 SMAW 中, 热输入增大, 焊缝组织虽然仍存在针状铁素体, 但是一方面由于冷却速度的降低, 针状铁素体变得粗大, 数量也明显减少. 同时晶粒直径较大, 有效晶界较少, 裂纹扩展所需的能量较小; 另一方面由于热输入增大导致熔合比增大, 使得母材对焊缝合金元素的稀释弱化了热容量增大所产生的积极作用, 同时增大了合金元素的烧损, 合金元素反而减少, 因此焊缝的冲击吸收能量降低.

表 6 焊接接头冲击吸收能量 (J)
Table 6 Impact test data of welded joints

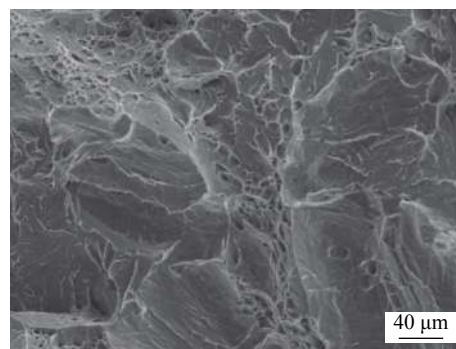
焊接方法	焊缝	熔合线	熔合线+1
SMAW	52.7	96.7	111
GMAW	81	127	205

图 5 为 SEM 下焊缝冲击断口形貌特征. 由图 5a 可知, 在 SMAW 断口纤维区有较为明显的氧化物夹杂. 断裂过程中, 在三向拉应力作用下, 致使夹杂物质点与基体界面脱落而形成微孔. 微孔在后续过程中不断长大和聚集形成微裂纹. 形成的韧窝大且浅, 有着向脆性断裂的发展的趋势. 而放射区由河流花样的准解离小刻面和少量的韧窝组成的撕裂棱构成, 属于韧-脆混合断裂. 而观察 SMAW 断口纤维区和放射区, 均由密集、小且较深的韧窝构成. 在放射区的韧窝底部可以清晰的观察到球形质点, 这些质点一般是在焊接冶金反应过程中形成的尺寸较小的氧化物夹杂, 这说明韧窝的形成机理为微孔聚集. 与 SMAW 断口相比, GMAW 断口无

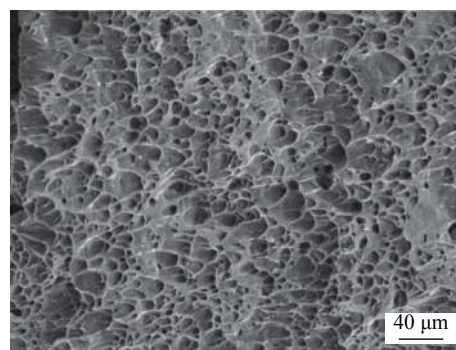
脆性断裂形成的解理刻面, 全部为连续密集的撕裂韧窝, 显示出更加优异的断裂韧性, 所以冲击吸收能量较之更高.



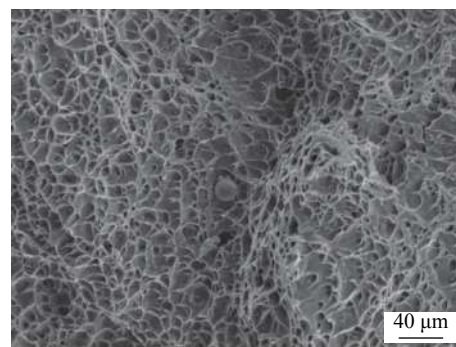
(a) SMAW 纤维区



(b) SMAW 放射区



(c) GMAW 纤维区



(d) GMAW 放射区

图 5 焊缝冲击断口形貌特性

Fig. 5 Morphology of weld impact fracture.(a) SMAW pars fibrosa; (b) SMAW radiation area; (c) GMAW pars fibrosa; (d) GMAW radiation area

3 结论

(1) 采用焊条电弧焊和气体保护焊两种焊接方法分别对具有良好抗焊接裂纹敏感性的 800 MPa 级船体用钢对接接头进行了两种参数的焊接, 获得具有良好成形性能的焊接接头. 两种焊接方法所得焊缝组织都以板条贝氏体和板条马氏体为主, 并有少量的针状铁素体. 热影响区以粗大的马氏体为主, SMAW 由于较高的热输入, 晶粒与组织较 GMAW 更为粗大.

(2) 两种焊接接头有着较高且相似的抗拉强度, 均断裂在母材. 但 GWAM 接头有着更好的弯曲性能, SMAW 接头由于气孔、夹杂等, 表面存在缺陷, 使得弯曲试样出现 0.5 mm 的裂纹. 两种接头焊缝有着相似的硬度变化趋势, 但 SMAW 的值较高. 这与热输入及合金元素不同, 从而导致组织差异有关.

(3) 两种焊接方法所得焊缝、熔合区及热影响区在 -50 ℃ 的冲击吸收能量均大于 27 J. 但 GMAW 接头冲击吸收能量均高于 SMAW 接头, 分析断口可得, SMAW 断口由河流花样的准解离小刻面和少量的韧窝组成的撕裂棱构成, 属于韧-脆混合断裂, GMAW 断口由小且深的韧窝构成, 属于典型的韧性断裂.

参考文献

- [1] 沈俊昶. Ni-Cr-Mo 系高强度高韧性钢强韧化热处理工艺的研究 [D]. 北京: 钢铁研究总院博士学位论文, 2007.
- [2] Yin Limeng, Wang Jinzhao, Chen Xizhang, *et al.* Microstructures and their distribution within HAZ of X80 pipeline steel welded using hybrid laser-MIG welding[J]. *Welding in the World*, 2018, 62(1): 1 - 7.
- [3] 张文钺. 焊接冶金学 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [4] 安同邦, 田志凌, 单际国, 等. 保护气对 1000 MPa 级熔敷金属组织及力学性能的影响 [J]. *金属学报*, 2015, 51(12): 1489 - 1499.
- An Tongbang, Tian Zhiling, Shan Jiguo, *et al.* Effect of protective gas on microstructure and mechanical properties of 1000 MPa grade deposited metal[J]. *Journal of Metal*, 2015, 51(12): 1489 - 1499.
- [5] Hu Xiaofeng, Jiang Haichang, Zhao Mingjiu, *et al.* Microstructure and mechanical properties of welded Joint of a Fe-Cr-Ni-Mo steel with high-strength and high-toughness[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(1): 1 - 10.
- [6] Yu Wei, Qian Yajun, Wu Huibin, *et al.* Effect of heat treatment process on properties of 1 000 MPa ultra-high strength steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research (International)*, 2011, 18(2): 64 - 69.
- [7] 束德林. 工程材料力学性能 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2003.
- [8] 马成勇, 田志凌, 杜则裕, 等. 热输入对 800 MPa 级钢接头组织及性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2004, 25(2): 23 - 28.
- Ma Chengyong, Tian Zhiling, Du Zeyu, *et al.* Effect of heat input on structure and mechanical properties of welded joint in a 800 MPa grade RPC steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2004, 25(2): 23 - 28.
- [9] 许祖泽. 新型微合金钢的焊接 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [10] Zheng H B, Ye X N, Wang B S, *et al.* Study on microstructure and toughness of welded joint of 12%Cr ferritic stainless steel[J]. *Journal of Iron & Steel Research*, 2010, 22(11): 28 - 33.
- [11] Hu Fenghan, Li Hong, Wang Hang, *et al.* The development and experimental study on high strength and toughness drill pipe steel[J]. *Advanced Materials Research*, 2011, 287: 1024 - 1032.
- [12] 吉华, 邓运来, 邓建峰, 等. 焊接速度对 6005A-T6 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊接头力学性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2019, 40(5): 23 - 28.
- Ji Hua, Deng Yunlai, Deng Jianfeng, *et al.* Effect of welding speed on mechanical properties of 6005A-T6 aluminum alloy bi-axial shoulder friction stir welding joint[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(5): 23 - 28.

第一作者简介: 李少峰, 1991 年出生, 硕士; 研究方向为先进钢铁材料焊接性; Email: beyondlsf@126.com.

通信作者简介: 马成勇, 博士, 教授级高级工程师; Email: machyong@yahoo.com.cn.

(编辑: 郑红)