

轴向压力对异种钢水下摩擦锥塞焊接头组织及力学性能的影响

林伟, 杨新岐, 熊俊珍, 刘凯旋

(天津大学 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300072)

摘要: 在 X52 管线钢上采用 Q345 塞棒进行水下摩擦锥塞焊工艺试验研究, 讨论轴向压力对塞焊接头组织和力学性能的影响。结果表明, 对给定 7 000 r/min 焊接转速在 30 kN 轴向压力下, 塞焊缝底部圆角过渡处易产生未结合缺陷, 随着轴向压力增加达到 35 kN 以上, 可以获得完全结合的致密塞焊缝, 焊缝顶锻区及底部圆角过渡处的热影响区也不断扩。由于水介质快速冷却作用, 焊缝区组织特征比较复杂, 主要由板条状马氏体和板条状贝氏体组成, 硬度分布不均匀并产生明显淬硬现象其硬度可达 450 HV1。在 0 °C 下焊缝中心冲击吸收能量也会随着轴向压力的增加而不断提高, 最高可以达到 62 J, 但远低于母材的 267 J。

关键词: 水下摩擦锥塞焊; 轴向压力; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 453.9 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.2019400006

0 序言

摩擦锥塞焊 (FTPW, friction taper plug welding) 是一种固相连接技术, 由英国焊接研究所 (TWI) 于 1992 年发明并申请了专利^[1]。其基本原理是采用高速旋转的消耗性圆锥状塞棒材料与预制塞孔保持同轴, 塞棒在给定轴向压力作用下不断向下移动并与塞孔底部产生剧烈摩擦剪切作用。在摩擦热-力耦合共同作用下, 消耗性塞棒的摩擦界面处于热塑性状态, 同时不断地向四周转移并挤压填充塞棒与塞孔内壁之间的径向间隙, 最终与塞孔母材实现紧密冶金结合。

由于其焊接过程不受水深的影响, 可以获得综合力学性能良好的接头, 在海洋工程钢结构件的修复方面具有潜在的应用价值^[2]。目前国内外对水下 FTPW 工艺过程进行了不少研究, 研究内容主要包括接头几何尺寸设计、塞棒材料、工艺规范、焊缝成形、组织和力学性能等^[3-7], 但对异种材料水下 FTPW 焊接工艺参数与组织性能的相互影响仍需要深入探讨。文中对 X52 管线钢采用 Q345 塞棒异种材料进行了水下 FTPW 工艺试验研究, 深入讨论轴向压力对塞焊接头组织和力学性能的影响。

收稿日期: 2017-07-24

基金项目: 国家自然基金资助项目 (51474327)

1 试验方法

试验母材采用 X52 管线钢, 试样尺寸为 200 mm × 50 mm × 25 mm; 塞棒采用 Q345 结构钢材料, 塞孔和塞棒的具体几何尺寸见图 1a, 两种材料的主要化学成分如表 1 所示。

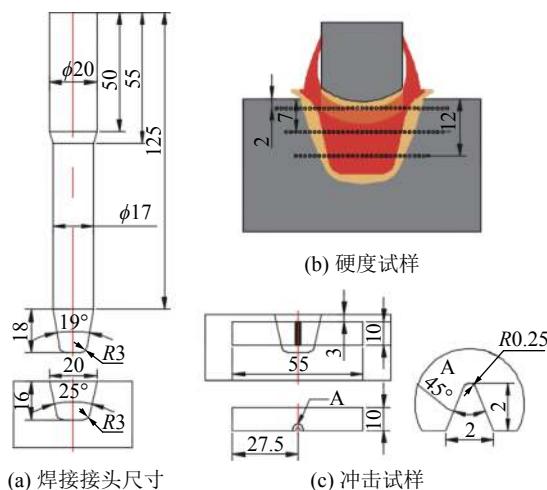


图 1 焊接接头尺寸及冲击韧性试样 (mm)
Fig. 1 Geometrical sizes of welded joint and impact toughness specimens

水下 FTPW 工艺试验在天津大学自主研制的 FTPW 设备上完成。实际焊接过程如图 2 所示, 塞孔试样及塞焊焊缝区完全浸没在水槽中以模拟湿法焊接环境, 具体焊接工艺参数如表 2 所示。

表 1 母材和塞棒的主要化学成分(质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of base material and rod

材料	C	Mn	Si	S	P	Cr	Fe
X52	0.16	1.09	0.22	0.003	0.018	0.022	余量
Q345	0.18	1.40	0.33	0.020	0.012	0.023	余量

截取焊缝区截面进行研磨和机械抛光之后, 用



(a) 正在施焊过程

4% 硝酸酒精试剂腐蚀, 并在 OLYMPUS-GX51F 光学显微镜下观察焊缝区成形及特定区域显微组织特征。采用图像数显显微硬度计 HVS—1000ZCCD 分别测量距离试样上表面 2, 7 和 12 mm 处的焊缝区截面的硬度分布, 具体测试位置如图 1b 所示, 载荷为 9.8 N, 加载时间为 15 s.



(b) 焊接结束时的接头

图 2 X52 管线钢水下 FTPW 焊接过程
Fig. 2 Underwater FTPW process for X52 pipeline steel

表 2 焊接工艺参数
Table 2 Welding parameters

焊接转速 $n/(r \cdot min^{-1})$	轴向压力 F_1/kN	顶锻压力 F_2/kN	顶锻时间 t/s	塞棒消耗量 S/mm
7 000	30	35	8	14
7 000	35	40	8	14
7 000	40	45	8	14
7 000	45	50	8	14

根据 GB/T 229—2007《金属夏比缺口冲击试验方法》进行 0 ℃ 低温冲击试验, 冲击试样的 V 形缺口开在焊缝中心处, 具体取样位置及试样几何尺寸如图 1c 所示, 并采用 SU1510 场发射扫描电子显微镜对冲击断口形貌进行观察。

2 试验结果与分析

2.1 焊缝宏观组织

焊接接头的宏观形貌如图 3 所示, 可以将宏观接头划分为以下几个区域: 剪切区 (SZ, shear zone)、最终摩擦界面 (FFI, final frictional interface)、顶锻区 (FZ, forged zone)、结合线 (BL, bonding line)、热影响区 (HAZ, heat affected zone) 和母材区 (BM, base material)。

SZ 是由于高速旋转的塞棒底部在轴向压力的作用下与其接触的金属进行摩擦加热并产生剪切

变形, 当达到热塑性状态后被挤压填充塞棒与塞孔底部周围间隙, 形成过渡沉积剪切区。同时塞棒形成底部飞边, 受到塞孔侧壁的限制而产生侧向挤压力, 并与塞孔侧壁挤压摩擦加热。由于塞孔与塞棒摩擦加热的不对称性, 摩擦热源将沿塞棒轴向不断向上移动, 塞棒摩擦端部将受到挤压-摩擦-沉积的不断循环作用, 直至填充整个塞孔的焊接阶段完成。

在顶锻阶段, 通过施加顶锻压力会使最后一层摩擦界面与剪切区紧密结合, 将轮廓近似月牙状的最后一层摩擦界面定义为 FFI, 而被挤压出去的金属塑性层形成飞边。将原始塞棒没有直接经历摩擦加热变形过程, 但受到 SZ 的热传导和力的作用区域定义为 FZ, 类似锻造加工过程。BL 分布与塞孔的轮廓相似, 而且比较明显。由于异种材料焊接特征, 又可以将热影响区分为母材热影响区 (BM-HAZ, base material-heat affected zone) 和塞棒热影响区 (TP-HAZ, taper plug-heat affected zone)。

试验表明: 塞孔底部初始加热阶段是最易产生缺陷的区域。当轴向压力为 30 kN 时, 其宏观接头的左侧底部圆角过渡处产生未结合缺陷, 如图 4 所示。这是由于在较低轴向压力作用下, 焊接初始阶段所产生的径向挤压力不足, 导致摩擦加热不剧烈, 造成材料流动性差填充不充分所产生的。随着轴向压力增加到 35 kN 以上, 缺陷减少并获得成形

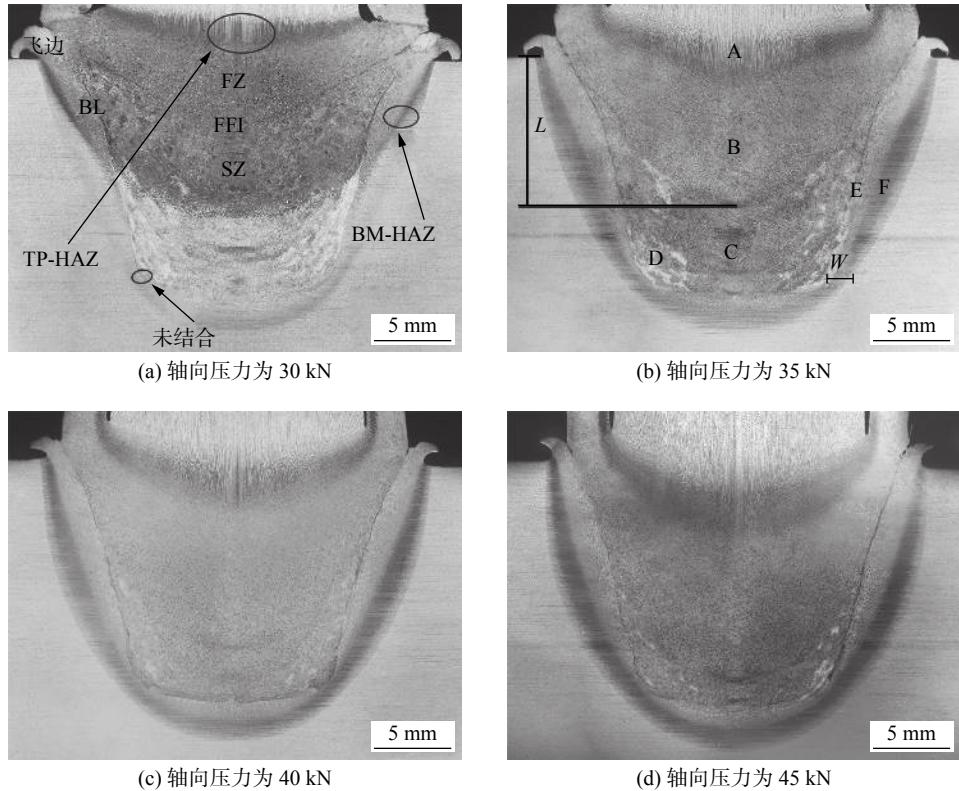
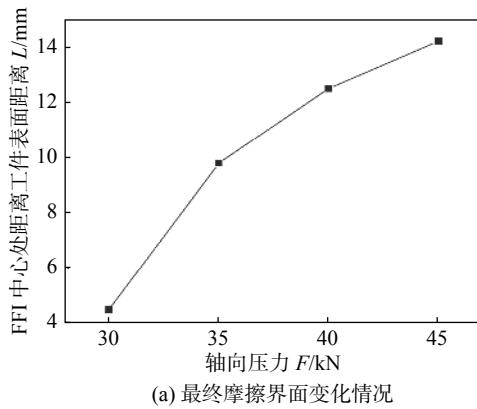


图 3 焊接接头的宏观形貌

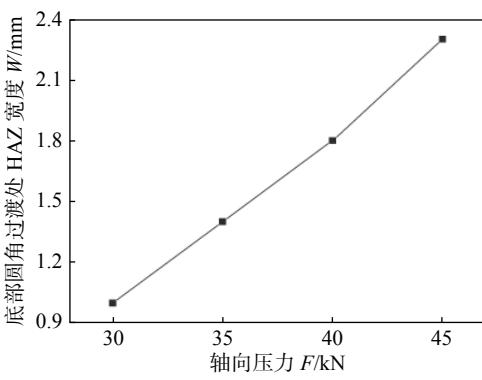
Fig. 3 Macro observation of welded joints

良好接头。此外, FFI 距工件上表面的距离(图 3b 中 L)和底部圆角过渡处的 HAZ 宽度(图 3b 中 W)也随着轴向压力的增大而不断增加,如图 5 所示。

在给定 7 000 r/min 焊接转速下,轴向压力越大,塞棒底部更容易处于塑性变形状态;此外,轴向压力越大,塑性层也更容易向四周流动。因此,随着轴向压力的增大,FFI 越接近塞孔底部。而摩擦界面相当于一个热源,越接近塞孔底部,对底部圆角过渡处的填充材料起到后热作用越明显,可以改善其流动性,减少缺陷的产生。从底部圆角过渡处 HAZ 的宽度不断增加也可以说明受热情况得到改善。



(a) 最终摩擦界面变化情况



(b) 底部圆角过渡处 HAZ 变化情况

图 5 焊接接头宏观形貌特征变化

Fig. 5 Changes of the weld joint macrograph features

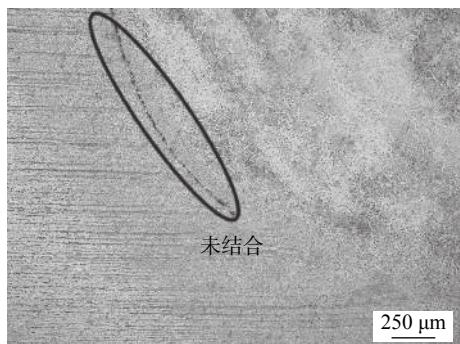


图 4 底部圆角过渡处未结合缺陷

Fig. 4 Lack of bonding at the corner near the bottom hole

2.2 显微组织

图 6 是图 3b 接头不同区域的金相组织形貌。图 6a 是塞棒原始组织, 由多边形铁素体和条带状珠光体构成。与塞棒原始组织相比较, 可以发现远离 FZ 的 TP-HAZ 图 6b 中的铁素体基本未发生转变, 而珠光体的形态发生了变化。靠近 FZ 的 TP-HAZ 图 6c 是由细小的马氏体和一部分未转变的铁素体构成, 这是由于该区域的温度远大于 A_{C1} , 珠光体和部分铁素体先发生了奥氏体转变, 但同时又受到水介质的急冷作用而转变成细小的马氏体组织。图 6d 是 FZ 组织形貌, 主要由大量细小的板条马氏体和少量板条贝氏体组成。由于该区域介于 TP-HAZ 和 SZ 之间, 所能达到的温度会比 TP-HAZ 更高, 能

够实现完全奥氏体化。另外, FZ 还会受到 SZ 的热传导作用, 会使该区域的冷却速率较 TP-HAZ 有所下降, 所以会出现少量的板条贝氏体组织。

SZ 的金相组织比较复杂, 主要由图 6e 中粗大的马氏体、上贝氏体、魏氏铁素体以及图 6f 中富有的细长的铁素体组成。观察图 3 中不同接头的宏观形貌, 发现在 SZ 两侧 BL 附近形成富有铁素体白色区域。这是由于剧烈摩擦加热必然在局部产生水蒸气 H_2O , 这将促使珠光体中 Fe_3C 与 H_2O 发生化学反应 $Fe_3C + H_2O(g) \rightleftharpoons 3Fe + CO + H_2$, 从而导致局部脱碳形成铁素体区。由于在较低轴向压力作用下焊接时间显著增加, 摩擦加热量也会随之增加, 这将促进上述反应形成更多富铁素体区。

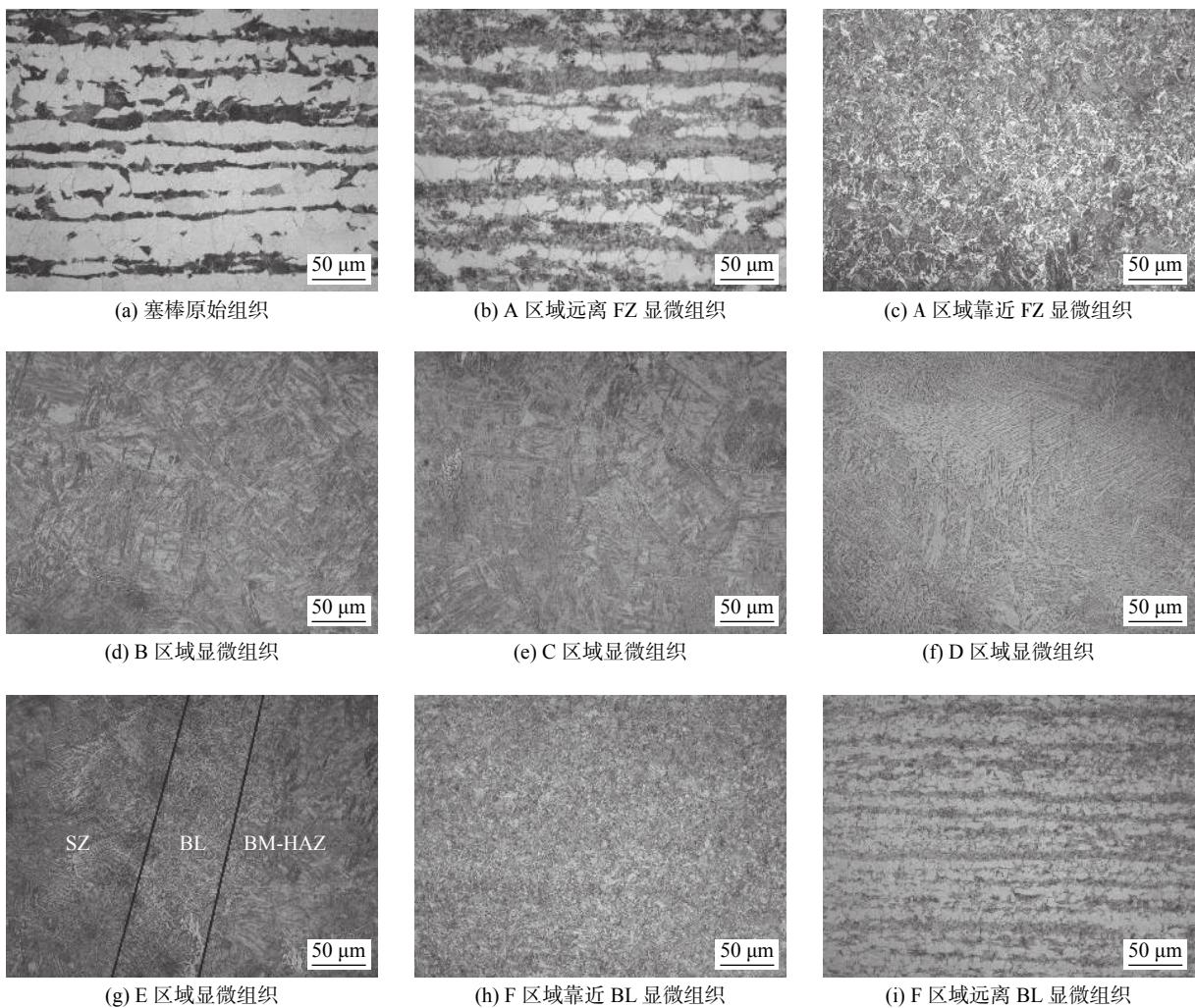


图 6 焊接接头的微观组织形貌
Fig. 6 Microstructure of welded joint

图 6g 所示的 BL 由一条宽约 70 μm 的细小铁素体带构成, 这是由于侧向摩擦挤压力低和局部水介质中脱碳所造成的。母材原始组织是由细小的多边形铁素体和条带状珠光体构成。临近 BL 的 BM-

HAZ 主要由粗大的板条马氏体和板条状贝氏体组成, 而偏离 BL 的 BM-HAZ 主要由图 6h 细小的马氏体和未转变的铁素体以及图 6i 只有珠光体形态发生变化组成。BM-HAZ 受热比 TP-HAZ 严重, 主要是

由于摩擦界面会与侧壁直接发生摩擦加热导致的.

2.3 力学性能

图 7 是沿塞焊缝截面不同位置的硬度分布. 图 7a 是 2 mm 处的硬度分布, 可以看出所有接头从 BM 到 BM-HAZ 的硬度值都由 190 HV1 上升到 430 HV1; 当从 BM-HAZ 靠近焊缝中心, 对 30 kN 和 35 kN 轴向压力, 测量路径基本在 FZ 内, 其硬度在 400 HV1 ~ 450 HV1 之间波动, 说明 FZ 硬度比较均匀但明显硬化; 对 40 和 45 kN 轴向压力, 由于 FZ 向下移动, 此时测量路径跨越两侧 FZ、塞棒中心热影响区与塞棒基体的过渡区, 出现硬度分布不均匀, 塞焊中心的硬度与塞棒基体 160 HV1 相当, 表示该区域进入塞棒过渡区, 硬度不断下降到 220 HV1.

图 7b 是 7 mm 处的硬度变化趋势. 可以看出, 从 BM 到 BM-HAZ 的硬度值也是不断上升, 焊缝

处均发生明显硬化现象, 硬度分布波动范围增加, 表示组织不均匀性增加. 对 30 kN 的接头是由于其 SZ 的板条状马氏体和贝氏体造成硬化的, 而其余接头则是由于 FZ 低温转变导致的.

图 7c 是 12 mm 处的硬度值, 测量路径基本在 FZ 与 SZ 的过渡区域. 可以看出: 硬度分布波动范围明显增加, 组织明显不均匀. 观察图 3 中 30 kN 接头, 发现在 12 mm 处的位置基本上都是白色富铁素体区, 所以其硬度值明显比较低. 而 35, 40 和 45 kN 的硬度分布主要是由于 FZ 与 SZ 的过渡区域的不均匀淬硬组织造成的. 在靠近 BL 附近, 有些硬度值发生下降, 这是由于 BL 的铁素体带引起的. 由此可见, FZ 组织均匀硬度分布波动小, SZ 随着接近塞焊缝底部, 组织不均匀性明显增加, 其硬度分布波动也显著增大.

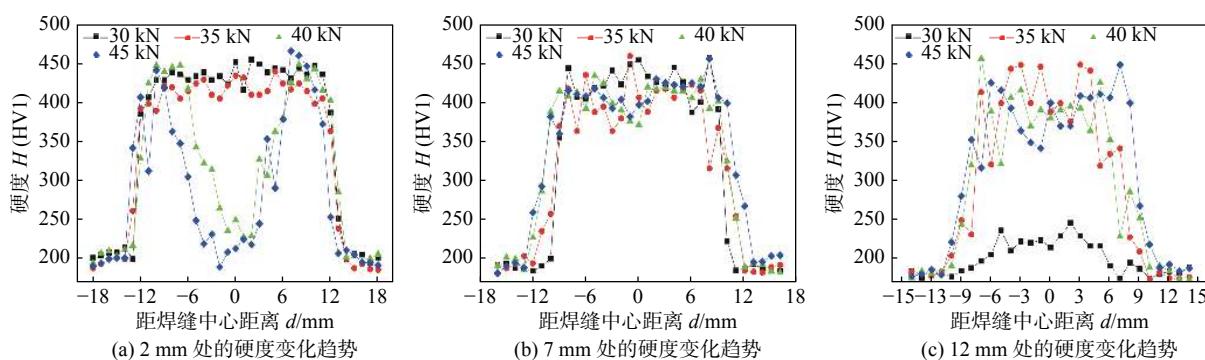


图 7 焊接接头硬度分布
Fig. 7 Hardness distribution of welded joints

图 8 是焊缝中心在 0 °C 下的冲击试验结果. 可以看出, 冲击吸收能量随着轴向压力的增大而增大, 最低为 27 J, 最高为 62 J, 但均远低于 BM 的冲击吸收能量 267 J. 因为在较大轴向压力作用下, FFI 中心处距离上表面也越来越大, 就意味着组织均匀与力学性能相对较好的 FZ 也会不断的扩大, 组织

明显不均匀的 SZ 将不断减少, 从而使得焊缝中心处的冲击吸收能量不断提高.

从图 9 可以看到冲击断口宏观形貌主要由颗粒状结晶面和暗灰色纤维状区域组成, 随着轴向压力的增大, 颗粒状结晶面区不断缩小, 而暗灰色纤维状区不断扩大, 表明断裂方式不断转换. 对 35 kN

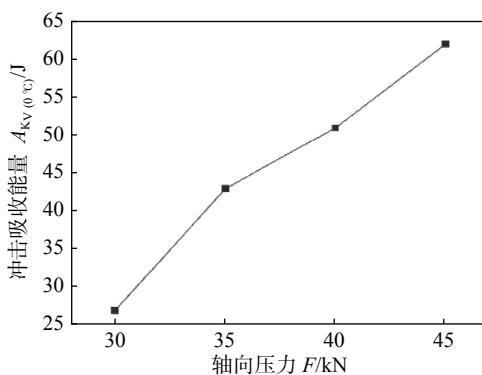


图 8 焊接接头冲击吸收能量

Fig. 8 Impact absorbed energy of welded joints

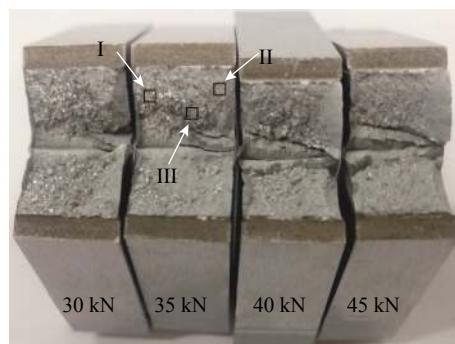


图 9 焊接接头冲击断口宏观形貌

Fig. 9 Macroscopic morphology of impact fracture of welded joint

断口扫描分析可知,颗粒状结晶面区域I呈现大量的河流花样和清晰的解理台阶,表现为解理断裂特征,如图10a所示;暗灰色区域II布满大小不一的韧窝与撕裂棱,表现出韧性断裂的特征,如图10b所示;而中间的过渡区域III可观察到河流花样与韧窝的混合,具有两者综合断裂特征,如图10c所示。

冲击断口形貌观察进一步表明,FZ组织均匀具有较好性能,而SZ组织明显不均匀其塑性和韧性也很低;增加轴向压力将扩大FZ在焊缝区所占比例,降低不均匀组织SZ的占比,从而会提高塞焊焊缝的冲击韧性。

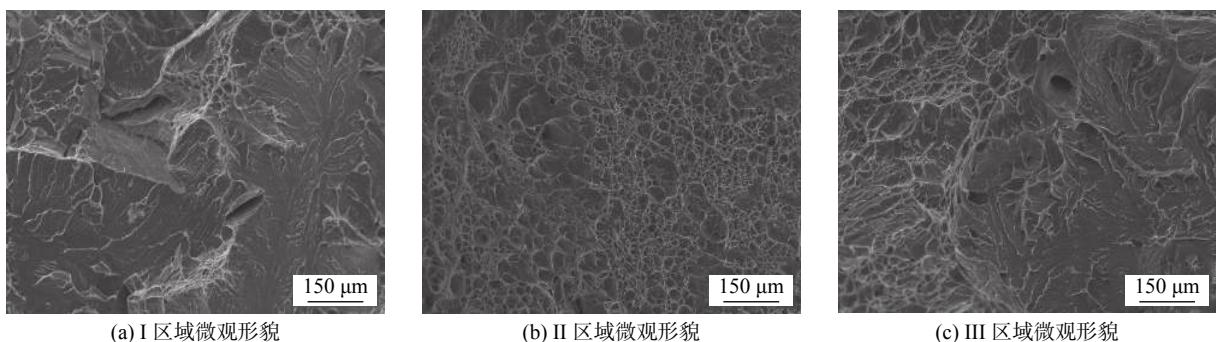


图10 焊接接头冲击断口微观形貌

Fig. 10 Microstructure of impact fracture of weld joint

3 结 论

(1) 水下FTPW对给定焊接转速为7 000 r/min时,当轴向压力超过35 kN以上,水下FTPW接头可以有效消除底部圆角过渡处未结合缺陷,获得成形良好的塞焊接头。

(2) 水下FTPW接头焊缝区组织十分不均匀,主要由大小不一的板条状马氏体和贝氏体组成。SZ组织复杂不均匀并产生少量的富铁素体区和魏氏铁素体组织,在BL附近产生细小的铁素体带组织特征。

(3) 水下FTPW接头焊缝区产生明显淬硬现象且分布不均匀。塞焊缝区硬度可达到450 HV1,明显超过塞棒基体160 HV1;越接近塞焊缝底部其硬度分布越不均匀。

(4) 随着轴向压力的增加,水下FTPW接头中FZ会不断扩大,其焊缝中心处的0 °C冲击吸收能量也会不断提高,最高可以达到62 J,但是仍远低于BM的267 J。

参考文献:

- [1] Thomas W M, Nicholas E D, Jones S B, et al. Friction forming: U.S. Patent, 469, 61 [P]. 1995-11-28.

- [2] 陈家庆,焦向东,周灿丰,等.新型材料成形加工技术—摩擦叠焊[J].*焊接学报*,2007,28(9): 108 – 112.
Chen Jiaqing, Jiao Xiangdong, Zhou Canfeng, et al. Friction stitch welding-a new kind of material forming technology[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(9): 108 – 112.
- [3] Hattingh D G, Bulbring D L H, Els-Botes A, et al. Process parameter influence on performance of friction taper stud welds in AISI 4140 steel[J]. Materials & Design, 2011, 32(6): 3421 – 3430.
- [4] Ambroziak A, Gul B. Investigations of underwater FHPP for welding steel overlap joints[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2007, 7(2): 67 – 76.
- [5] Chludzinski M, Paes M P, Bastian F L, et al. Fracture toughness of friction hydro-pillar processing welding in C-Mn steel[J]. Materials & Design, 2012, 33(1): 340 – 344.
- [6] Cui L, Yang X Q, Wang D P, et al. Friction taper plug welding for S355 steel in underwater wet conditions: Welding performance, microstructures and mechanical properties[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 611: 15 – 28.
- [7] Yin Y, Yang X, Cui L, et al. Material flow influence on the weld formation and mechanical performance in underwater friction taper plug welds for pipeline steel[J]. Materials & Design, 2015, 88: 990 – 998.

第一作者简介:林伟,男,1992年出生,硕士研究生。主要从事摩擦柱塞焊研究。Email: linweiju@163.com

通信作者简介:杨新岐,男,博士,教授,博士研究生导师。Email: xqyang@jtu.edu.cn