

X100 管线钢焊接冷裂纹敏感性

严春妍¹, 元媛^{1,2}, 张可召¹, 吴立超¹, 王宝森³

(1. 河海大学, 常州 213022; 2. 中车株洲电力机车有限公司, 株洲 412001;

3. 宝钢集团中央研究院, 上海 200431)

摘 要: 采用 E10018 焊条进行了斜 Y 形坡口焊接裂纹试验, 结合数值模拟方法对 X100 管线钢焊接冷裂纹敏感性进行了研究, 分析了预热温度对热影响区显微组织、接头硬度分布、应力应变状态的影响规律。结果表明, X100 管线钢具有一定的焊接冷裂纹敏感性, 采用不高于 100 ℃ 预热可以降低冷裂纹敏感性; 100 ℃ 预热时裂纹率为 0, 此时粗晶区显微组织不是很粗大、M-A 组元数量最少、硬度较低, 且残余应力和应变水平都较低; 但预热温度大于 150 ℃ 时, 粗晶区晶粒粗大、M-A 组元数量增加, 且接头中等效残余应力、应变水平升高, 导致冷裂纹敏感性增加。建议采用 100 ℃ 进行预热。

关键词: X100 管线钢; 冷裂纹敏感性; 应力; 应变

中图分类号: TG 457

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.2019400310

0 序 言

随着石油和天然气在各个领域内消耗量大幅增加以及国家能源规划的推进, 需要提高长距离油气输送管线的效率, 相应地也要求采用更高强度的管线钢。目前, 国内已铺设管线主要采用的是 X80 级及以下强度级别的管线钢^[1-3], 为了降低输送成本, X100 管线钢已成为作为未来高压、长距离输送油气管道设计和建设的新型用钢, 具有良好的应用前景^[4-7]。但由于 X100 管线钢强度级别较高, 屈服强度在 690 MPa 以上, 存在一定的冷裂纹敏感性^[8], 因此对其焊接冷裂纹敏感性进行研究极为重要。

基于斜 Y 形坡口焊接裂纹试验, 研究了五种预热条件下接头的粗晶热影响区 (coarse grained heat affected zone, CGHAZ) 的显微组织、M-A (martensite-austenite, M-A) 组元的数量及含碳量、焊接接头的硬度分布, 并结合焊接接头中残余应力和应变的 3D 有限元分析结果, 系统地研究了 X100 管线钢焊接冷裂纹敏感性。为优化 X100 管线钢焊接工艺、降低其焊接冷裂纹敏感性, 保证管道的安全建设和运行提供重要的数据支持。

1 试 验

试验母材选用板厚为 18.4 mm 的 API 5L X100 管线钢板, 其化学成分见表 1。焊条采用直径为 4 mm 的 E10018 管道专用焊条。母材的显微组织如图 1 所示, 主要为铁素体、贝氏体组织。

表 1 X100 管线钢母材的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of X100 pipeline steel

C	Si	Mn	Cr	Nb	P	S
0.050	0.24	1.96	0.029	0.045	0.010	0.003



图 1 X100 管线钢母材显微组织
Fig. 1 X100 steel microstructure

焊接试验采用焊条电弧焊 (shielded metal arc welding, SMAW) 方法, 按照 AWS B4.0:2007 标准进行, 考察不预热、60 ℃ 预热、100 ℃ 预热、150 ℃ 预热和 200 ℃ 预热五个条件下的裂纹率。试验时

环境温度为 20 ℃, 相对湿度为 80%。试验时焊接电流为 175 A, 电压为 24 V, 焊接速度为 16 cm/min。焊件在焊后需放置 48 h, 而后解剖、检测裂纹, 计算表面裂纹率和断面裂纹率, 结果如表 2 所示。可以看出, 未预热条件下裂纹率大于 20%, 而采用 60, 100 ℃ 预热时裂纹率下降, 提高预热温度到 150, 200 ℃ 时, 又出现一定的裂纹。

表 2 斜 Y 形焊接裂纹试验结果
Table 2 Cold cracking ratio result of the test

序号	预热温度 $T_0/^\circ\text{C}$	表面裂纹率 $C_f(\%)$	断面裂纹率 $C_s(\%)$
1	20(不预热)	0	22.5
2	60	0	15.0
3	100	0	0
4	150	0	8.3
5	200	0	16.0

采用光学显微镜、场发射扫描电镜对 CGHAZ 的显微组织进行观察。M-A 组元的显示采用 Le Pera 试剂进行侵蚀, 其面积百分比统计采用 MATLAB 软件进行定量分析, M-A 组元含碳量分析采用能谱分析 (energy disperse spectroscopy, EDS)。维氏硬度试验的载荷为 98 N, 加载时间为 15 s。

2 有限元分析步骤

利用 SYSWELD 有限元软件, 对 X100 管线钢在不同预热条件下的斜 Y 形焊接裂纹试验过程进行模拟, 分析焊件中残余应力、应变分布的变化规律。因建立三维有限元模型, 并同时考虑到提高计算精度、节约计算时间, 因此将焊件模型进行简化^[9], 通过设置约束条件来体现约束焊缝作用, 建模时只建立中间试验段长度范围的部分。简化后的三维有限元模型如图 2 所示。计算时, 采用热力顺序耦合方式进行。选用双椭球热源模型, 首先计算焊接温度场, 而后再进行应力应变分析。

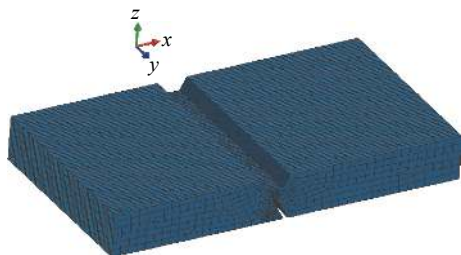


图 2 简化后的有限元模型

Fig. 2 Simplified FE mesh used for the analysis

3 结果与讨论

3.1 显微组织分析

不同预热温度下的 CGHAZ 显微组织如图 3 所示。CGHAZ 的显微组织主要为贝氏体组织。不预热和较低温度预热时, CGHAZ 组织为条状、粒状贝氏体。当预热温度较高 (150 ℃ 预热和 200 ℃ 预热), 粒状贝氏体比例增加, 且晶粒相对 100 ℃ 以下预热更为粗大。

研究表明, M-A 组元含量、尺寸、分布是影响贝氏体钢力学性能的重要因素, 降低材料中 M-A 组元的含量、减小 M-A 组元的尺寸, 可以提高管线钢的韧性^[10-12]。由于显微组织中出现了一定数量的影响韧性的 M-A 组元, 因此对 M-A 组元的形貌、数量和成分进行分析。对不同预热条件下 CGHAZ、熔合区 (fusion zone, FZ) 和焊缝区 (weld metal, WM) 三个区域的 M-A 组元进行定量统计。CGHAZ 典型的 M-A 组元形貌如图 4 所示。通常, 定义长宽比 (形貌比例) > 4 的组元为条状 M-A 组元, 把长宽比 < 4 的组元定义为块状 M-A 组元。可见, 块状和条状 M-A 组元均存在, 块状 M-A 组元多数出现在边界, 宽度为 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ 、长度为 $1 \sim 3 \mu\text{m}$; 而条状 M-A 组元多分布在铁素体条之间, 宽度为 $0.2 \sim 0.5 \mu\text{m}$ 、长度为 $1 \sim 6 \mu\text{m}$ 。相对于不预热试样, 150 ℃ 预热和 200 ℃ 预热的试样中, CGHAZ 中块状 M-A 组元数量有所增加。一般认为, 大块状的 M-A 组元对材料的韧性有着更显著的降低作用: 块状 M-A 组元中的马氏体多为片状马氏体, 硬度很高; 相对于条状 M-A 组元, 块状 M-A 组元周围存在更大范围的拉伸塑性应变, 大大降低了裂纹起裂和扩展所需的能量^[11-12]。由此可以得出, 过高的预热温度会导致对韧性危害较大的块状 M-A 组元增加, 且块状 M-A 组元多分布在晶界, 造成 CGHAZ 的韧性明显恶化, 导致接头的冷裂敏感性增加。

M-A 组元定量统计结果如图 5 所示。随着预热温度提高, CGHAZ、FZ 和 WM 三个区的 M-A 组元数量均出现下降趋势至 100 ℃ 时达到最小值, 随后又随着预热温度的升高而增加, 且 150, 200 ℃ 预热条件下 M-A 组元的尺寸有所增加。对图 4 中的箭头 1 和 2 所指的基体和 M-A 组元进行了 EDS 分析, 发现 M-A 组元含碳量比基体部分高 1.5% 左右。而较多数量高碳 M-A 组元的出现是不利于

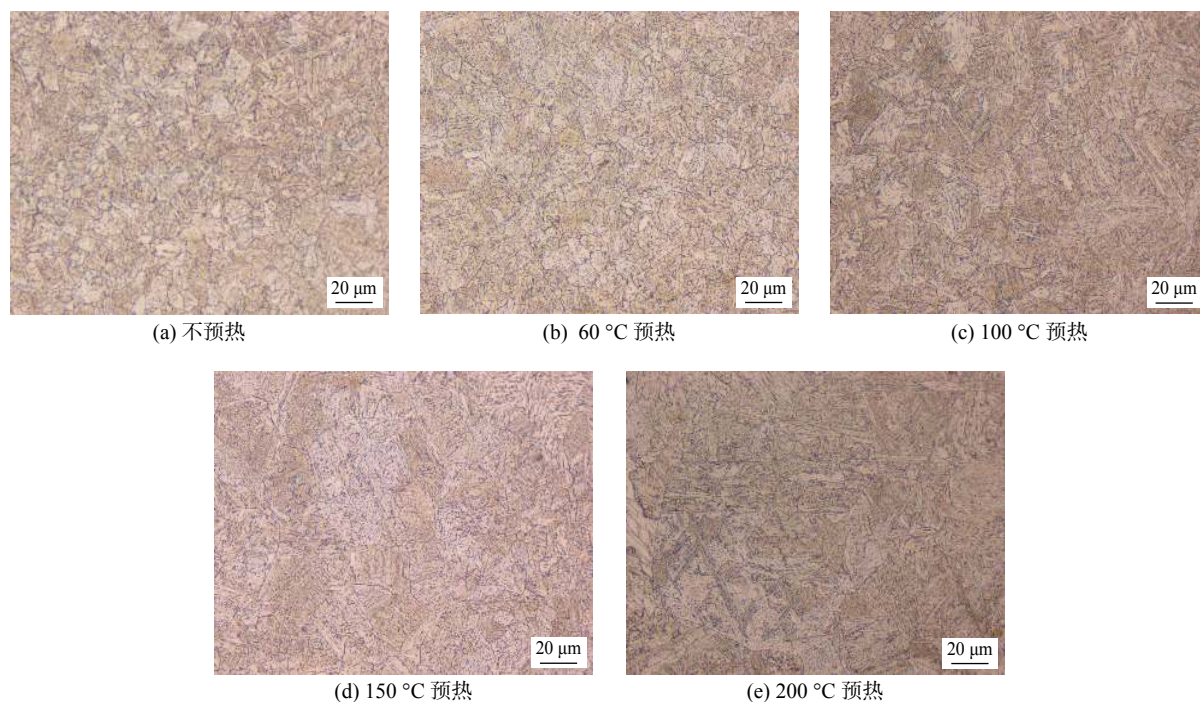


图 3 不同预热条件下 CGHAZ 显微组织

Fig. 3 CGHAZ microstructures for different preheating procedures

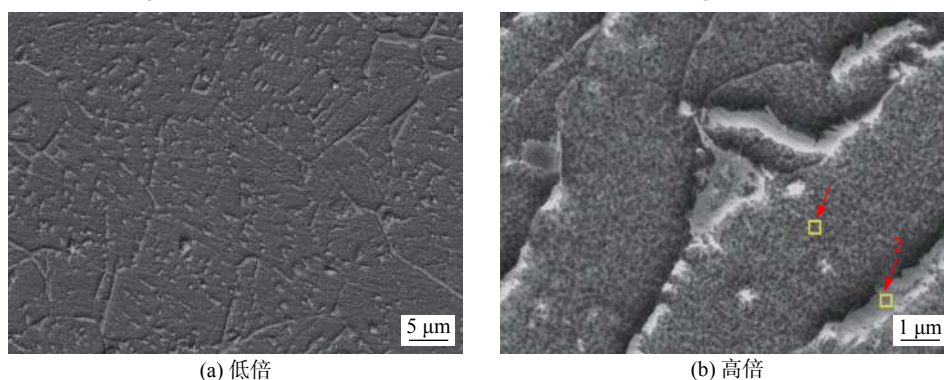


图 4 粗晶区 M-A 组元典型形貌

Fig. 4 SEM observation of M-A constituents in CGHAZ

韧性的, 结合晶粒尺寸的变化, 可见 150 °C 及以上预热是不太合适的, 会造成组织的粗化和 M-A 组元数量的增加.

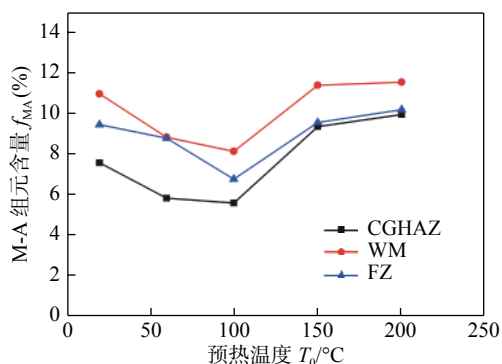


图 5 不同区域 M-A 组元含量

Fig. 5 Fraction of M-A constituent in different zones

3.2 硬度分析

不同预热温度下焊接接头的硬度分布如图 6 所示. 不预热条件下, 热影响区最高硬度为 270HV10, 低于 ISO 3183 对 X80 级及以上要求的 325HV10. 随着预热温度升高, 最高硬度值略有降低. 当预热温度达到 150 °C 和 200 °C 时, 硬度分布曲线变得比较平缓, 最高硬度值和母材的硬度水平 (240HV10) 相当.

3.3 应力应变分析

3.3.1 残余应力分析

不预热条件下 Von Mises 等效残余应力、纵向残余应力和横向残余应力分布如图 7 所示. 可以看出, 焊缝和热影响区出现了较高的拉应力, 且焊缝末端比起始端的应力水平高. 因此, 选取焊接終了

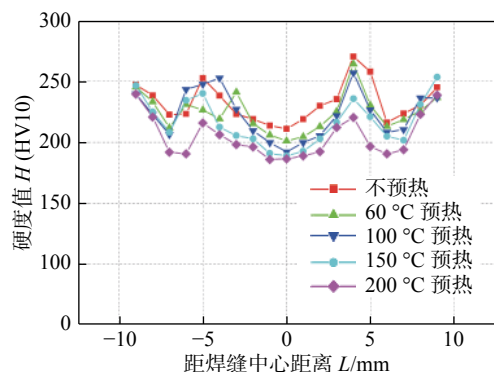


图 6 不同预热条件下硬度分布

Fig. 6 Hardness distribution for different preheating procedures

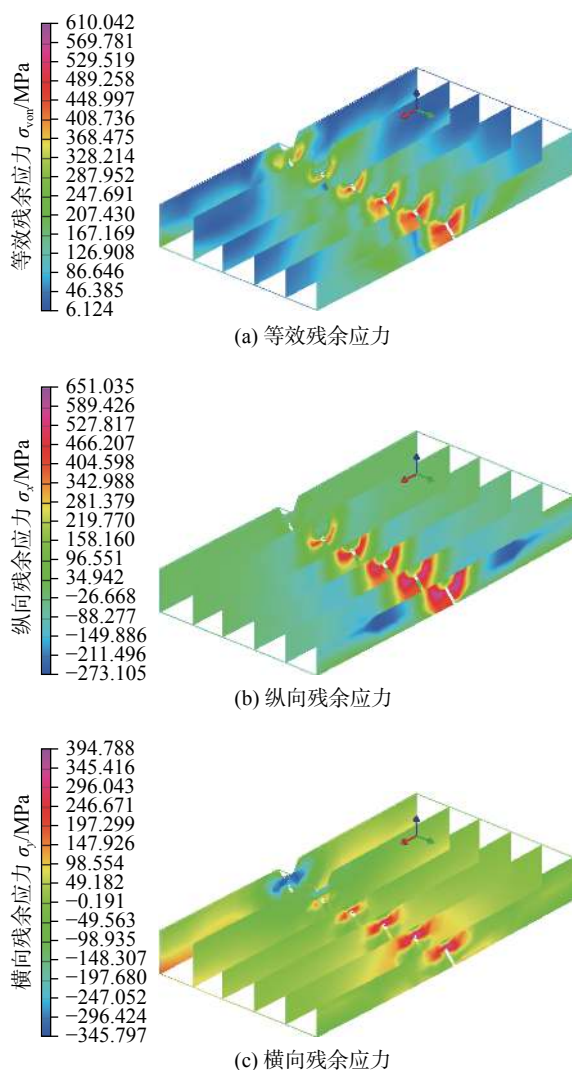


图 7 不预热条件下残余应力分布

Fig. 7 Stress distribution with no preheating

点附近截面分析残余应力在板宽方向分布, 选取焊缝上表面熔合线位置分析残余应力在长度方向上的分布. 不同预热温度下等效残余应力变化如图 8 所示. 可以看出, 等效残余应力峰值出现在焊接热

影响区部位, 较低温度 (60, 100 °C) 的预热对降低残余应力水平是有利的, 可使等效残余应力水平降低; 但 150, 200 °C 预热条件下, 等效残余应力水平相比 100 °C 以下预热时有所上升.

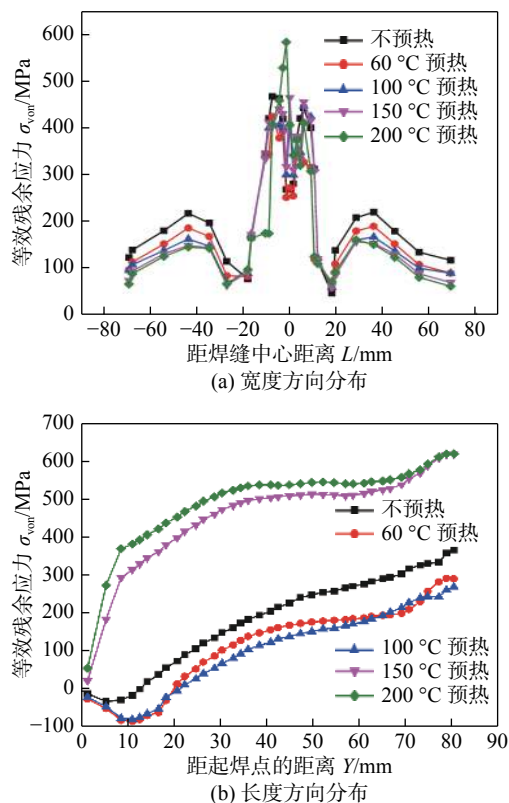


图 8 不同预热温度下等效残余应力分布

Fig. 8 Equivalent residual stress with different preheat procedures

不同预热温度下焊件中残余应力峰值变化如图 9 所示. 可以看出, 纵向残余应力峰值水平高于横向残余应力水平, 随着预热温度提高, 等效残余应力、纵向残余应力峰值水平基本呈下降趋势, 至 100 °C 预热时达到最低; 继续升高预热温度, 等效

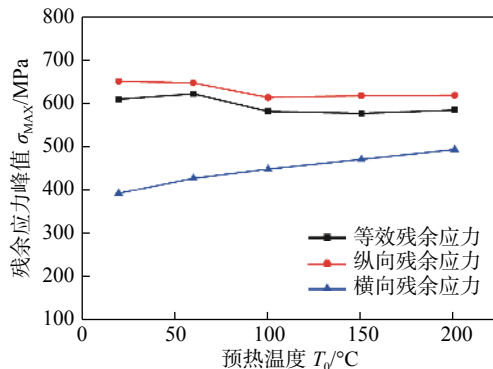


图 9 不同预热温度下残余应力峰值变化

Fig. 9 Peak residual stresses with different preheating procedures

残余应力、纵向残余应力的峰值水平有小幅上升, 横向残余应力峰值却随着预热温度的升高而大大升高, 因此过高的预热温度会导致过高的横向残余应力, 从而引发纵向裂纹。

3.3.2 残余应变分析

选取和应力分析时相同路径来分析不同预热条件下的等效残余应变分布, 如图 10 所示。可以看出, 最高应变出现在对称的半 X 形一侧焊缝根部, 意味着此处很容易出现裂纹。预热对应变集中位置的应变水平有较大的影响: 60 °C 预热时, 应变水平相对未预热条件已有一定程度的降低, 100 °C 预热时应变水平最低; 但预热温度为 150, 200 °C 时, 其应变水平相对 100 °C 预热又有了上升。因此, 可以看出采用 100 °C 预热对降低接头的应变来说效果是最好的。

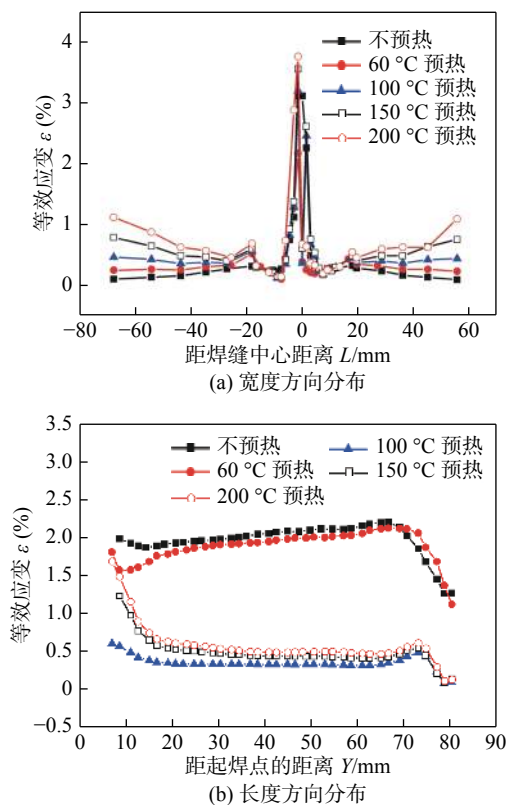


图 10 不同预热温度下等效应变分布

Fig. 10 Equivalent residual strain with different preheat procedures

3.4 讨论

综上所述, 可以得出以下规律: 裂纹率随着预热温度的提高出现先降低后升高的变化结果, 采用 100 °C 的预热温度时, 裂纹率为 0; 较低温度的预热有利于降低焊接冷裂敏感性。预热温度为 100 °C 时, CGHAZ 的晶粒也不是十分粗大, M-A 组元含

量最少、尺寸较小, 等效残余应力、等效应变水平都最低。当预热温度高于 150 °C 时, 粗晶区组织变得粗大、M-A 组元数量增加, 焊件中应力集中位置的等效残余应力水平、等效应变水平升高, 横向残余应力峰值有较大幅度的增加, 不利于降低焊接冷裂敏感性。

4 结 论

(1) 采用了试验和数值分析相结合的方法对 X100 管线钢的焊接冷裂纹敏感性进行了研究。结果表明, X100 管线钢具有一定的冷裂纹敏感性, 不预热条件下的裂纹率为 22.5%, 采用较低温度的预热有利于降低冷裂敏感性, 采用 100 °C 预热时冷裂敏感性最低。

(2) 当预热温度低于 100 °C 时, 升高预热温度, 不仅可以改善组织, 降低 M-A 组元含量和热影响区硬度水平, 而且可以降低焊件中残余应力和应变水平, 从而降低冷裂敏感性。

(3) 当预热温度在 150 °C 以上时, 升高预热温度会导致 CGHAZ 晶粒粗大, 且应力集中处等效残余应力、应变水平都会有所升高, 裂纹率反而升高。因此, 不建议采用 150 °C 以上的预热温度。

参考文献:

- [1] Felber S. Welding of the high grade pipeline-steel X80 and description of different pipeline-projects[J]. Welding in the World, 2008, 52(5-6): 19 - 41.
- [2] Witek M. Possibilities of using X80, X100, X120 high-strength steels for onshore gas transmission pipelines[J]. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 2015, 27: 374 - 384.
- [3] Sharma S K, Maheshwari S. A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels[J]. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 2017, 38: 203 - 217.
- [4] 汪 杰, 郭鹏飞, 王晓南, 等. X100 管线钢激光焊接接头显微组织及耐腐蚀性能研究 [J]. 应用激光, 2017, 37(6): 835 - 841.
Wang Jie, Guo Pengfei, Wang Xiaonan, *et al.* Research on micro-structure and corrosion resistance of X100 pipeline steel laser welded joints[J]. Applied Laser, 2017, 37(6): 835 - 841.
- [5] 徐学利, 黄景鹏, 郑梗梗, 等. 预热温度对 X100 管线钢焊接性的影响 [J]. 焊接学报, 2018, 39(9): 36 - 40.
Xu Xueli, Huang Jingpeng, Zheng Gengeng, *et al.* Influence of preheating temperature on weldability of X100 pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(9): 36 -

- 40.
- [6] Ronevich J A, D'Elia C R, Hill M R. Fatigue crack growth rates of X100 steel welds in high pressure hydrogen gas considering residual stress effects[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2018, 194: 42 – 51.
- [7] Zhao J, Xiong D, Gu Y H, *et al.* A comparative study on the corrosion behaviors of X100 steel in simulated oilfield brines under the static and dynamic conditions[J]. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 2019, 173: 1109 – 1120.
- [8] 严春妍, 李午申, 冯灵芝, 等. X100 级管线钢及其焊接性 [J]. *焊接学报*, 2007, 28(10): 105 – 108.
- Yan Chunyan, Li Wushen, Feng Lingzhi, *et al.* Review of X100 pipeline steel and its field weldability[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2007, 28(10): 105 – 108.
- [9] Qiao Lin, Han Tao, Zhang Hongjie, *et al.* Numerical study of fillet weld leg height of sleeve repair welding for in-service pipeline[J]. *China Welding*, 2018, 27(1): 32 – 40.
- [10] Li Xueda, Ma Xiaoping, Subramanian S V, *et al.* Influence of prior austenite grain size on martensite-austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa high strength linepipe steel[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 616: 141 – 147.
- [11] Huda N, Midawi A R H, Gianetto J, *et al.* Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X80 line pipe steels[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 662: 481 – 491.
- [12] Huda N, Lazor R, Gerlich A P. Study of MA effect on yield strength and ductility of X80 linepipe steels weld[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2017, 48(9): 4166 – 4179.

第一作者简介: 严春妍, 女, 1982 年出生, 博士, 副教授. 主要研究方向为金属材料焊接性及先进焊接技术. 发表论文 40 余篇. Email: yancy_hhu@163.com

[上接第 35 页]

- [10] Xu W, Brandt M, Sun S, *et al.* Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition[J]. *Acta Materialia*, 2015, 85: 74 – 84.
- [11] Zhang M K, Yang Y Q, Wang D, *et al.* Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V gradient structures manufactured by selective laser melting[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 736: 288 – 297.
- [12] 张飞奇, 陈文革, 田美娇. Ti-6Al-4V 丝材电弧增材制造钛合金的组织与性能 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(6): 1891 – 1894.
- Zhang Feiqi, Chen Wenge, Tian Meijiao. Microstructure and properties of Ti-6Al-4V alloy by wire+arc additive manufacturing[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(6): 1891 – 1894.
- [13] 卞红, 田 晓, 冯吉才, 等. TC4/Ti60 合金钎焊接头界面组织及力学性能 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(5): 33 – 36.
- Bian Hong, Tian Xiao, Feng Jicai, *et al.* Interfacial microstructure and mechanical properties of TC4/Ti60 brazed joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(5): 33 – 36.

第一作者简介: 勾健, 男, 1991 年出生, 博士研究生. 主要从事钛合金电弧增材制造的研究. 发表论文 6 篇. Email: goujian@tju.edu.cn

通信作者简介: 王志江, 男, 博士, 副教授. Email: wangzj@tju.edu.cn