

X80 埋弧焊热影响区的微观组织与局部软化行为分析

朱敏, 张延松

(上海交通大学, 上海市复杂薄板结构数字化制造重点实验室, 上海, 200240)

摘要: 以 X80 高等级管线钢埋弧焊接头作为研究对象, 利用小尺寸拉伸样配合数字图像相关技术 (DIC) 对其热影响区的局部软化现象和失效行为做了表征, 研究接头热影响区的强度退化和组织演变之间的关系. 应用数字图像相关技术的拉伸应变云图表明, 单道焊热影响区内的一次细晶区 (FGHAZ) 及两道焊交叠热影响区内的二次细晶亚区 (UAFZHAZ 和 ICFGHAZ) 均发生了明显的软化现象. 微观组织表征结果表明, 微区内部位错缠结、位错墙等亚结构消失导致的位错强化效果的下降和 M/A 组元形态及数量变化导致的析出强化效果的减弱是软化发生的主要原因; 在两道焊交叠热影响区, 二次细晶亚区的局部软化可以被周围的其它区域有效缓和, 对接头的安全服役威胁较小, 相比之下, 一次细晶区的强度退化更值得关注.

创新点: (1) 一次细晶区及二次细晶亚区是 X80 热影响区的局部软化区域.
(2) 二次细晶亚区的软化可以被周围的其它区域有效缓和.
(3) 位错强化和析出强化效果的减弱是热影响区局部软化发生的主要原因.

关键词: 热影响区; 数字图像相关技术; 局部软化; 位错; M/A 组元

中图分类号: TG 453.9 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20200929002

0 序言

以贝氏体铁素体为主体组织的 X80 及更高等级的新一代管线钢由于具有良好的强韧性, 已经逐步在国内外得到推广^[1-2]. 这类管线钢在经历焊接过程之后, 热影响区各亚区的力学性能会发生一定退化, 影响管线服役寿命, 其中焊接热影响区的脆化是突出问题之一. 目前, 已有大量的学者对其做了细致的研究^[3-4]. 但是, 对于管线钢焊接接头而言, 除了脆化问题之外, 热影响区局部位置发生的软化会强烈影响接头的疲劳等长期服役性能, 同样值得研究和关注^[5]. 由于焊接热影响区的尺寸较小, 很难直接对其进行准确的力学性能描述, 因此目前已报道的针对焊接热影响区软化的研究多是替代性地采用热模拟技术制备样品, 并采用显微硬度测试的方法对其软化程度进行描述^[6-7]. 然而, 这种静态测试手段存在一定的局限性, 很难准确地评价热影响区软化对于全尺寸接头安全服役的影响.

数字图像相关技术 (digital image correlation,

DIC) 是近年来快速发展的表征样品全场位移和应变分布的有效分析测试方法, 其原理上是基于图像处理的非接触式测量, 通过采集样品变形过程中前后表面标记斑点的相对位置变化而计算得到应变场信息^[8]. 这样的处理方式一方面提升了测量精度, 简化了数据采集过程; 更重要的是其解除了传统测试中因引伸计检测尺度有限而对试样最小尺寸的限制, 这就使得焊接接头内部某些小尺寸关键区域的力学行为表征成为可能. 近期, Luo 等人^[9]利用 DIC 技术, 配合小型拉伸样品成功地对高强钢点焊熔合微区内的材料本构关系进行了测定. DIC 技术为 X80 多道焊接头内的各热影响区微区力学行为的动态表征提供了新的思路.

文中选用 X80 管线钢埋弧焊接头作为研究对象, 设计了小尺寸的微拉伸试样配合 DIC 技术对接头的局部软化进行表征, 以实现热影响区失效过程的动态描述, 并结合多尺度的微观组织表征结果, 讨论了接头失效行为特征和组织演变之间的关系.

1 试验方法

试验选用商用 X80 板材作为研究对象, 焊接方

法为埋弧焊,第一、二道焊的热输入分别控制在 44 ~ 49 kJ/cm 和 53 ~ 58 kJ/cm,母材及所用埋弧焊丝的化学成分如表 1 所示。

微区拉伸取样时垂直于焊缝截面,如图 1 所示。为表征热影响区在拉伸变形过程中的实时失效

行为,将接头第一道焊的一次热影响区和两道焊的重叠区域分别设置在两个拉伸样的平行段内,拉伸样平行段取样位置如图 1 黑色虚线所示,尺寸为 15 mm × 5 mm × 1 mm。拉伸测试在室温下进行,拉伸速度取 1 mm/min。

表 1 试验所采用的 X80 钢材及焊丝的化学成分 (wt.%)
Table 1 The composition of X80 pipeline steel and the corresponding welding wire

	C	Mn	Si	P	S	Cu + Cr + Ni + Mo + Nb + V	Fe
X80母材	0.046	1.75	0.20	0.005	0.000 4	0.58	余量
埋弧焊丝	0.04	1.85	0.35	0.003	0.002	0.49	余量

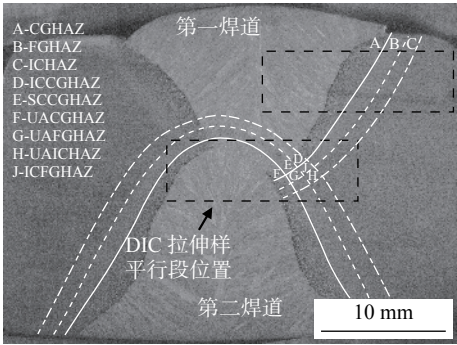


图 1 焊缝宏观形貌及微区拉伸样的取样方式示意图
Fig. 1 Macro-morphology of welding seam and the sampling schematic diagram of DIC tensile tests

文中金相观察在 Lecia DM6000M 光学显微镜上进行,金相腐蚀剂为 4% 硝酸酒精,腐蚀时间 15 s;此外,分别采用 Zeiss EVO 25 扫描电镜和 JEM-2100 透射电镜对样品的特征区域进行 SEM 和 TEM 观察。

2 结果与讨论

2.1 微区拉伸测试

图 2 为微区拉伸测试结果,图 2a 为第一道焊热影响区样品的拉伸应变云图,由图可知,一次细晶区 (FGHAZ) 位置在拉伸开始阶段率先发生了应力集中,产生较大的塑性变形;而临界区 (ICHAZ) 和已报道研究中提到的脆化较为严重的一次粗晶区 (CGHAZ) 则未发生变化。之后母材会出现短暂的变形而后很快消失,同时之前细晶区位置的应力集中部位塑性变形加剧,且应变集中方向由平行于熔合线方向逐步转变为垂直于拉伸方向。随后拉伸过程继续进行,试样平行段左侧细晶区位置开始萌生裂纹,逐步发生颈缩和断裂。断裂位置表明,单道焊热影响区的拉伸样品最终断裂于一次细晶

区。单道焊 DIC 拉伸试验表明,一次细晶区会先于一次粗晶区、临界区等其它热影响区亚区发生塑性变形且在拉伸全过程中始终保持应变集中直至断裂。最后的拉伸结果表明,该试样的屈服强度较母材发生了明显的降低,即发生了软化现象,这说明在文中的 DIC 拉伸过程中,热影响区亚区发生塑性变形的先后与软化程度的大小是保持一致的,即 DIC 云图中的应变率先集中位置与热影响区内屈服强度退化最严重的各个亚区呈现着对应关系。

图 2b 是两道焊交叠热影响区样品的拉伸结果。此样品的平行段组织更加复杂,同时包括有临界粗晶区 (ICCGHAZ)、过临界粗晶区 (SCCGHAZ)、未变粗晶区 (UACGHAZ)、未变细晶区 (UAFZHAZ)、未变临界区 (UAICHAZ) 和临界细晶区 (ICFGHAZ) 等 6 个亚区。应变追踪结果显示,样品首先在 UAFZHAZ 和 ICFGHAZ 两个二次细晶区位置产生塑性变形,方向大致平行于熔合线方向。但是由于此样品中细晶亚区的面积较小,且呈交错间隔分布,因此第一阶段的应变集中持续了很短的时间就逐渐消失;而逐步向临界区以外的区域转移,直至断裂。

以上失效行为表明,单道焊热影响区内的一次细晶区及两道焊交叠热影响区内的二次细晶区在外力加载下会先于其它区域发生塑性变形,即均存在较为明显的软化现象。但是,在两道焊热影响区域,二次粗晶区与二次细晶区的交错分布可以有效缓和细晶区内发生的塑性变形,致使样品最终断裂在临界热影响区以外的区域。相比之下,第一道焊热影响区样品的应变集中始终集中于一次细晶区内且样品最终断裂于该区域。从这个角度来说,两道焊交叠热影响区内细晶亚区发生的软化现象对接头安全服役的威胁较小。

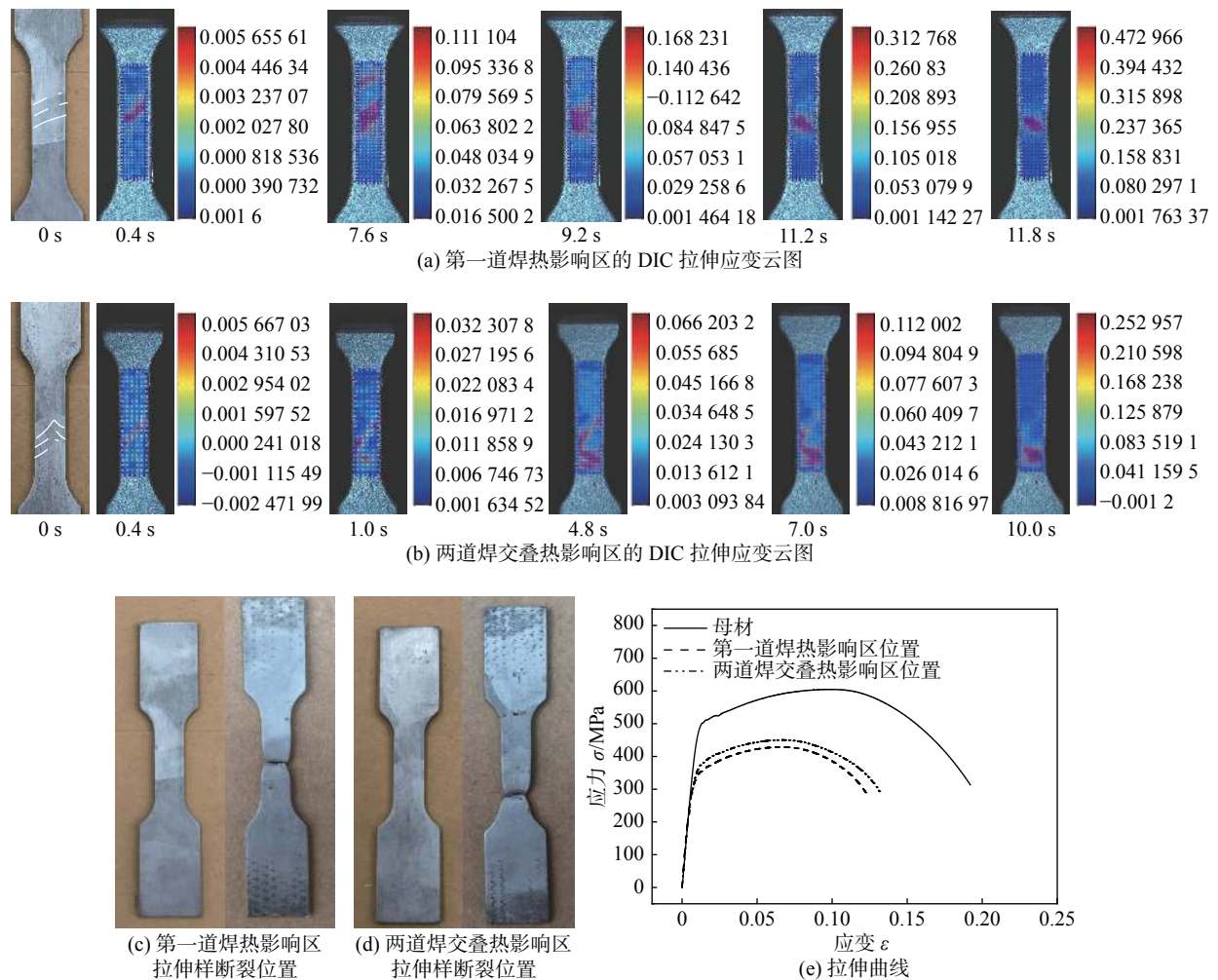


图 2 不同热影响区样品的 DIC 拉伸结果

Fig. 2 The DIC tensile test results. (a) primary HAZ; (b) secondary HAZ; (c) the initial and fractured samples of primary HAZ; (d) the initial and fractured samples of secondary HAZ; (e) tensile curves of samples

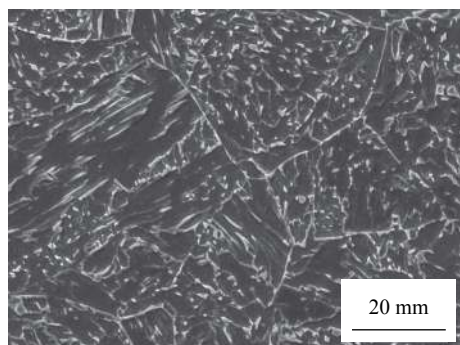
2.2 扫描电镜微观组织

接头第一、二道焊 CGHAZ 的组织分别如图 3a 和 3b 所示。由图可知,一次粗晶区的组织以贝氏体铁素体为主,其晶内及晶界位置存在一定数量的 M/A 组元。在较大的焊接规范下(第二道焊),CGH-AZ 内的 M/A 粗化较为严重,如图中白色箭头所示。与单道焊 CGHAZ 组织相比,两道焊交叠热影响区内的 ICCGAZ 的晶界衬度更为明显,如图 3d 所示,这说明其晶界 M/A 的尺寸和连续性都显著增强,M/A 粗化会显著增加高等级管线钢的脆化倾向^[3-4]。但尽管如此,M/A 尺寸的增加却可以加剧材料内部的晶格畸变情况,从而在局部区域内产生很明显的强化作用,这在后面的分析中还会提到。对于细晶区组织,由于相变重结晶的作用,组织类型由贝氏体铁素体转变为了准多边形铁素体,如图 3c 所示。

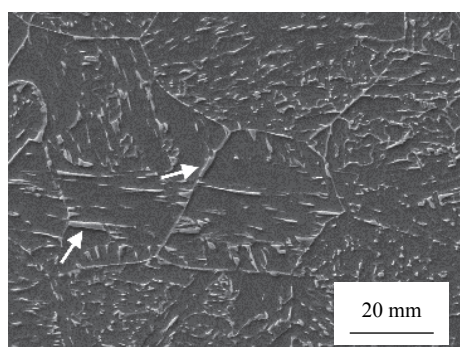
2.3 透射电镜微观组织

图 4a 为第一道焊的 CGHAZ 的透射电镜下的

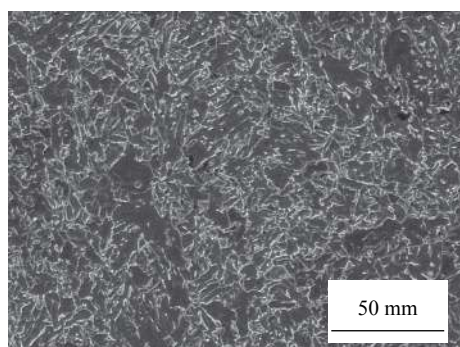
微观组织。CGHAZ 内的奥氏体晶粒内部存在较多呈平行分布的条状 M/A,这些条状 M/A 组元的周围分布有高密度的位错缠结,这是位错移动受阻的结果。M/A 组元作为 X80 钢中的硬脆第二相,在奥氏体晶粒内部的密集排布可以对位错移动起到较为明显的阻碍作用。从图 4b ICCGAZ 的组织可以看出,奥氏体晶粒的内部的 M/A 组元发生大幅粗化,其厚度和长度较 CGHAZ 样品相比都大幅增加。M/A 组元尺寸的大幅增加会导致管线钢产生明显的脆化倾向,同时也加剧了材料内部的晶格畸变情况,导致奥氏体晶粒内部产生了更为明显的位错墙结构,且逐步呈现出胞状特征,这样一种亚结构特征的变化是导致 ICCGAZ 微区强度升高的主要原因。图 4c, 4d 呈现了一次及二次细晶区的组织特征,虽然这两者之间的组织特征类似,但却与图 4a, 4b 呈现的粗晶区透射组织有显著不同,可以将差异归结为 3 点:一是由于相变重结晶作用,该



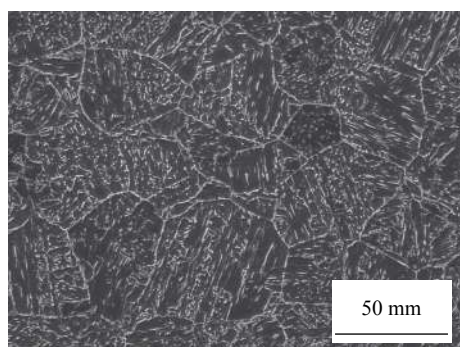
(a) 粗晶区 (第一道焊)



(b) 粗晶区 (第二道焊)



(c) 细晶区

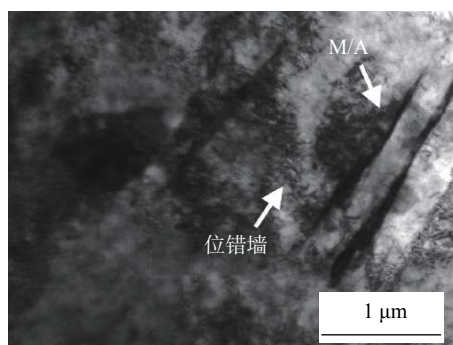


(d) 临界粗晶区

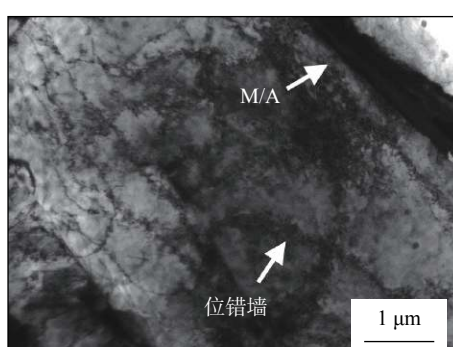
图 3 热影响区的扫描组织

Fig. 3 The microstructure of HAZ. (a) CGHAZ (first pass); (b) CGHAZ (second pass); (c) FGHAZ; (d) ICCGHAZ

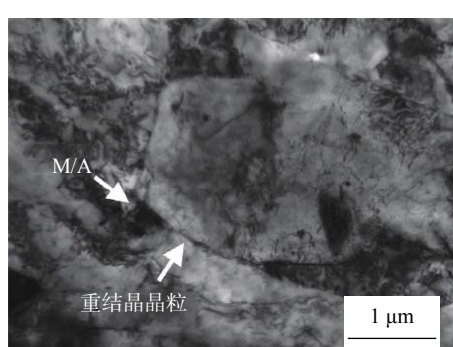
区域的主体组织由贝氏体铁素体转变为准多边形铁素体;二是原来在奥氏体晶界上聚集的 M/A 以及晶内平行分布的条状 M/A 消失,而是转变为在准多边形铁素体边界位置分布的小块状 M/A 颗



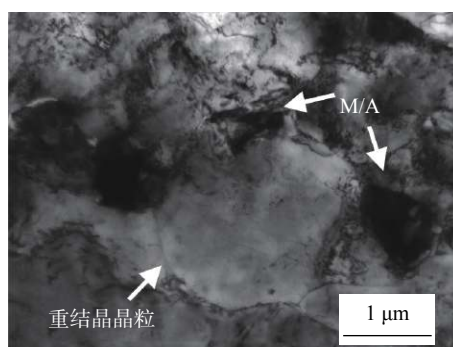
(a) 一次粗晶区 (CGHAZ, 第一道焊)



(b) 临界粗晶区 (ICCGHAZ)



(c) 一次细晶区 (FGHAZ, 第一道焊)



(d) 临界细晶区 (ICFGHAZ)

图 4 焊接热影响区的透射组织

Fig. 4 The TEM microstructure of HAZ. (a) CGHAZ (first pass); (b) ICCGHAZ; (c) FGHAZ (first pass); (d) ICFGHAZ

粒;三是基体组织内亚结构变化较大,位错密度大幅下降,分布在 M/A 组元周围的位错墙结构明显消失。

从表征的组织结果来看,接头一次及二次细晶

区的软化主要可以归结为两个原因. 第一个原因是细晶区经相变重结晶后, 亚结构和位错密度大幅减少, 位错强化的效果丧失. Kamikawa 等人^[10]的研究表明, 金属材料内部存在位错强化效应, 即

$$\sigma_{\text{dis}} = M\alpha Gb \sqrt{\rho_0 + \rho_{\text{dis}}}$$

式中: M 是泰勒因子; α 是常量 = 0.24; G 是剪切模量; b 是伯氏矢量; ρ_0 和 ρ_{dis} 分别是晶间和晶内的位错密度, 即金属材料内部的位错强化效应与位错密度的平方根成正比. 从 TEM 结果来看, FGHAZ, ICFGHAZ 等一次及二次细晶区与 CGHAZ, UACGHAZ 等一次及二次粗晶区的组织状态相比, 主要变化之一就是组织中位错密度及亚结构的减少. 在粗晶区的奥氏体晶粒内部, 常常可以发现高密度的位错缠结以及明显的位错胞结构, 这些亚结构特征的出现会加剧塑性变形时位错运动时的交割, 大幅增加位错运动的阻力, 从而提高金属的变形抗力, 产生强化作用^[11]; 相比之下, 无论是一次还是二次细晶区, 其内部位错缠结等亚结构均大幅减少, 重结晶铁素体晶粒内部的位错大量湮灭, 位错强化效果下降.

软化的第二个原因是一次及二次细晶区内部由 M/A 组元带来的析出强化效果有限. TEM 表征结果表明, 在 CGHAZ 及 ICCGHAZ 的奥氏体晶粒内部, 存在大量条状或薄膜状 M/A. 研究表明这种形态的 M/A 组元对于位错的滑移有着强烈的阻碍作用^[12]. 在文中试验可以发现条状或薄片状的 M/A 组元附近分布有高密度的位错缠结, 并在其周围产生了大量的位错墙并伴有位错胞结构特征, 这证实了一次及二次粗晶热影响区内条状 M/A 对于位错运动的阻碍作用. 相比之下, 一次及二次细晶区内部这种形态的 M/A 组元大幅消失, 导致位错受到的阻碍作用减弱, 材料的变形抗力降低, 出现软化现象.

3 结论

(1) 运用 DIC 技术结合小尺寸拉伸样对 X80 管线钢单/多道焊热影响区的局部力学性能和失效行为进行了表征, 结果表明单道焊一次细晶区 (FGHAZ) 及两道焊交叠热影响区的二次细晶亚区 (UAFZHAZ 和 ICFGHAZ) 是热影响区的局部软化区域.

(2) DIC 应变云图表明, 相比于单道焊一次细晶区 (FGHAZ), 二次细晶亚区 (UAFZHAZ 和 ICFG-

HAZ) 的软化可以被周围的其它亚区有效缓和.

(3) 微观组织表征结果显示, 微区内部位错错等亚结构消失导致的位错强化效果的下降和 M/A 形态和数量变化导致的析出强化效果的减弱是软化发生的主要原因.

参考文献

- [1] 毕宗岳, 杨军, 牛辉, 等. X90 管线钢埋弧焊缝组织与性能分析 [J]. 焊接学报, 2018, 39(10): 35 - 40.
Bi Zongyue, Yang Jun, Niu Hui, *et al.* Impact toughness of base metal and welded joints of X90 high-strength pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(10): 35 - 40.
- [2] 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 Genggeng, *et al.* Influence of preheating temperature on weldability of X100 pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(9): 36 - 40.
- [3] Li X D, Fan Y, Ma X, *et al.* Influence of martensite-austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness[J]. Materials & Design, 2015, 67: 457 - 463.
- [4] Wang X N, Zhao Y J, Guo P F, *et al.* Effect of heat input on M-A constituent and toughness of coarse grain heat-affected zone in an X100 pipeline steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(3): 1810 - 1821.
- [5] Zhao Z P, Qiao G Y, Li G P, *et al.* Fatigue properties of ferrite/bainite dual-phase X80 pipeline steel welded joints[J]. Science and Technology of Welding & Joining, 2016, 22(3): 1 - 10.
- [6] 陈小伟, 王旭, 王立柱, 等. X80 管线钢焊接热影响区软化问题研究 [J]. 焊管, 2017, 40(6): 1 - 8.
Chen Xiaowei, Wang Xu, Wang Lizhu, *et al.* X80 pipeline steel welding heat affected zone softening research[J]. Welded Pipe and Tube, 2017, 40(6): 1 - 8.
- [7] 谷雨, 周小宇, 徐凯, 等. 高强 X90 管线钢焊接热影响区脆化及软化行为 [J]. 金属热处理, 2018, 43(6): 74 - 78.
Gu Yu, Zhou Xiaoyu, Xu Kai, *et al.* Embrittlement and soften behaviors of heat affected zone of high strength X90 pipeline steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(6): 74 - 78.
- [8] Pan B, Qian K M, Xie H M, *et al.* Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review[J]. Measurement Science & Technology, 2009, 20(6): 152 - 154.
- [9] Luo C, Zhang Y S. Constitutive relationship of fusion zone in the spot welds of advance high strength steels[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 45: 624 - 633.