

焊后热处理对拘束焊焊缝金属冲击韧性与断裂韧性的影响

王东坡¹, 刘恺悦¹, 邓彩艳¹, 龚宝明¹, 吴世品², 肖娜¹

(1. 天津大学, 天津, 300072; 2. 天津职业技术师范大学, 天津, 300222)

摘要: 针对 DH36 钢厚板拘束焊焊接接头进行了 $620\text{ }^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$ 的焊后热处理, 测试了热处理前后焊缝金属的冲击韧性和断裂韧性, 对比分析冲击韧性与断裂韧性的差异, 同时研究了焊后热处理的影响及其韧化机制。结果表明, 焊态下焊缝金属的冲击韧性良好, 而断裂韧性较差; 焊后热处理后, 冲击韧性没有明显变化, 但断裂韧性显著上升, 平均 CTOD 值由 0.123 mm 显著升高至 0.707 mm 。一方面, 焊后热处理引起位错密度降低, 位错缠结显著减少, 细小碳化物析出并球化, 有利于韧性的改善; 另一方面, 焊后热处理可消除大厚板拘束焊产生的应变时效局部脆化现象, 提高断裂韧性。由于冲击韧性与断裂韧性测试结果存在较大差异, 采用单一温度的冲击韧性评估拘束焊焊缝金属的韧性与结构安全性可能存在风险。

关键词: 冲击韧性; 断裂韧性; 焊后热处理; 拘束焊

中图分类号: TG 401 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20190914001

0 序言

DH36 是常用的高强度船体结构钢, 广泛用于大型焊接结构。焊接接头是焊接结构中最薄弱的部位, 加上海洋平台结构常处于低温、海浪等恶劣的服役环境, 焊接接头处极易产生裂纹使结构发生失效。因此, 海洋结构钢焊接接头除了要具有足够的强度和良好的耐腐蚀性之外, 还需要具有良好的韧性^[1-3]。大厚板焊接由于结构自身存在拘束或采用外部拘束限制焊接过程中的宏观变形, 焊接结构中会引入较大的残余应力, 危害焊接结构的安全性与可靠性。因此大厚板海洋结构焊接接头一般要求进行焊后热处理 (post-weld heat treatment, PWHT) 来消除焊接接头中的残余应力^[4]。同时, 焊后热处理会引起组织转变从而进一步影响焊接接头的韧性。大量研究表明, 焊后热处理会使组织内位错密度降低, 位错形态由位错缠结转变为可动位错线, 改善焊缝金属的韧性^[5-6]。同时, 焊后热处理会促进碳化物的析出, 析出粗大碳化物会导致材料的韧性恶化, 而析出细小碳化物有利于其韧性^[7-8]。此外, 大

型焊接结构存在较大的拘束应力, 在焊接过程中, 拘束焊焊缝金属中会发生动态热应变过程, 此时焊缝金属的韧性可能会受到应变时效作用的影响。应变时效是材料在经受一定塑性变形后, 随温度和时间作用产生的一种强度、硬度升高, 塑性、韧性下降现象, 其一般发生在 $150\text{~}400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内^[9]。厚板拘束焊焊接接头多采用多层多道焊的连接方式, 此时每一道随停留时间的延长, 其温度逐渐下降, 且随着与后一道距离的增加, 焊缝金属内的温度降低。相邻各道之间有依次热处理作用, 因此多层多道焊缝金属在不断冷却和热传递升温的过程中使得焊缝金属处于应变时效温度条件下的时间较长, 促进应变时效现象的产生, 引起焊缝金属的脆化。

夏比冲击试验和裂纹尖端张开位移 (crack tip opening displacement, CTOD) 试验是检测材料冲击韧性和断裂韧性的常用方法。Wen 等人^[10]发现热处理使得两种韧性的变化趋势基本一致。也有研究将冲击吸收能量与平面应力强度因子进行公式换算, 认为冲击韧性与断裂韧性可以相互预估和替代^[11]。然而, 夏比冲击试验及 CTOD 试验在韧性测试机理、试验条件以及试样尺寸上均存在较大差异^[1,11]。因此对于大厚板拘束焊焊接接头, 尤其是在焊缝内存在局部脆化区域时, 采用冲击韧性替代断裂韧性来评估结构安全性的方法, 其合理性有待探

讨。因此,通过对比分析焊后热处理对拘束焊焊缝金属冲击韧性和断裂韧性的影响,探究拘束焊焊缝金属脆化的原因以及焊后热处理的韧化机制,同时探讨冲击韧性与断裂韧性测试结果存在差异的原因。

1 试验方法

试验母材为 DH36 低合金高强钢,板厚 50 mm,屈服强度为 440 MPa,抗拉强度为 610 MPa。试验采用焊条电弧焊,焊条为 CHE58-1,多层多道的焊接方式。焊缝金属的化学成分如表 1 所示。焊前装配时,在试板背面加马板约束固定。焊接试样分为两组,其中,一组依据 AWS D1.1 标准进行焊后热处理,热处理温度为 620 °C,保温时间 2 h,然后随炉冷却至室温,加热速率不超过 5 600 °C/h,冷却速率不超过 6 600 °C/h。

表 1 焊缝金属的化学成分(质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of the weld metal

C	Si	Mn	Cr	Ni
0.0965	0.49	1.29	0.032	0.0137

夏比 V 型冲击试样缺口位于焊缝中心,试样尺寸为 55 mm × 10 mm × 10 mm。冲击试验采用示波冲击试验机,试验温度为 -20 °C,试验过程中记录载荷-位移曲线、能量-位移曲线和冲击吸收能量。低温断裂韧性采用 CTOD 试验测试。依据 BS7448 标准制备含预制疲劳裂纹的三点弯标准试样^[12-13],试样尺寸为厚度 B × 宽度 W × 长度 $L = 35 \text{ mm} \times 35 \text{ mm} \times 400 \text{ mm}$,其中宽度沿焊接方向,缺口贯穿厚度,位于焊缝中心。焊态和热处理态的 CTOD 试样各取 3 个,在 0 °C ± 2 °C 下进行测试,同时记录试验过程的载荷-位移曲线。试验后,依据 BS7448 标准计算 CTOD 值,计算公式为

$$\delta = \left[\frac{FS}{BW^{1.5}} f\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right] \frac{(1-\nu)^2}{2\sigma_{ys}E} + \frac{0.4(W-a_0)V_p}{0.4W+0.6a_0+Z} \quad (1)$$

式中: B 为试样厚度; W 为试样宽度; a_0 为原始裂纹长度; ν 为泊松比; Z 为刀口厚度; σ_{ys} 为屈服强度; E 为弹性模量; F 为最大载荷; S 为跨距; V_p 为塑性张开位移。按照标准规定,当原始裂纹长度在 0.45 ~ 0.70 W 范围内,且裂纹长度的最大差值不大于 20% a_0 时,所得试样的 CTOD 值有效^[12]。

采用扫描电子显微镜(SEM)和透射电子显微镜(TEM)观察热处理后的显微组织变化。SEM

试样经打磨、抛光后,采用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀; TEM 试样由焊缝区域切取厚度为 0.5 mm 的薄片并冲压出直径为 3 mm 的圆片,随后用电解双喷仪在 5% 高氯酸酒精溶液中进行电解双喷,电解电压为 32 V,温度为 -25 ~ -30 °C。

2 试验结果

2.1 冲击试验结果

焊态与热处理态的焊缝金属冲击试验结果如图 1 所示。热处理前后焊缝金属的平均冲击吸收能量分别为 126 和 128 J,平均起裂功分别为 72 和 70 J,平均裂纹扩展功分别为 54 和 58 J。可见,焊态与热处理态的焊缝金属均具有较高的冲击吸收能量,焊后热处理并没有显著提高焊缝金属的冲击韧性。

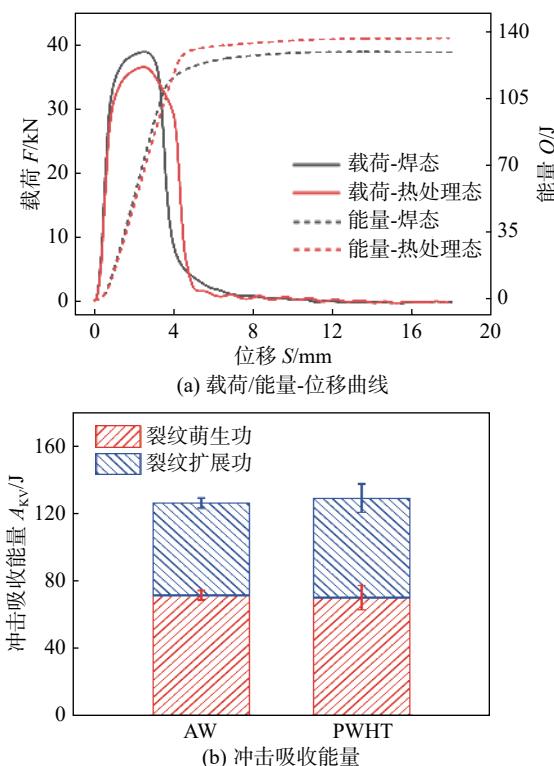


图 1 焊后热处理对焊缝金属冲击韧性的影响

Fig. 1 Effect of PWHT on impact toughness of weld metal. (a) load-displacement and energy-displacement curves; (b) impact test results

2.2 CTOD 试验结果

图 2 为热处理前后 CTOD 试验载荷-位移曲线。焊态试样在受力过程中很快发生脆断,而热处理后,试样的 CTOD 缺口张开位移显著上升,图 3 为 CTOD 值计算结果。取 CTOD 试件断口进行测量可得,原始裂纹长均在 17.5 mm ± 0.2 mm 内,且裂纹

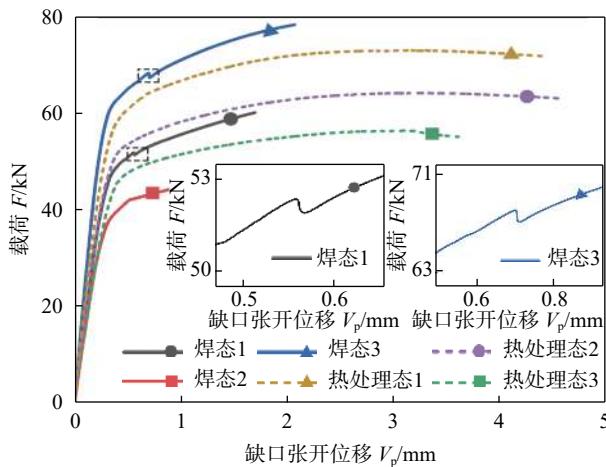


图 2 CTOD 载荷-位移曲线

Fig. 2 Load-displacement curves of weld metal

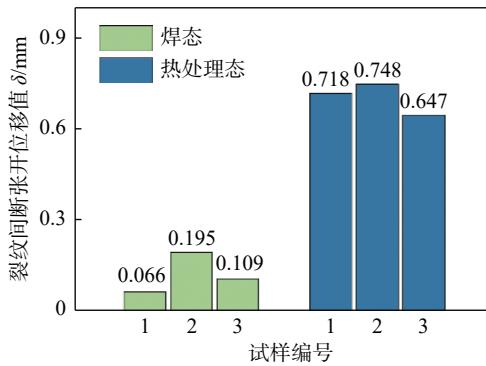


图 3 焊后热处理对焊缝 CTOD 值的影响

Fig. 3 Effects of PWHT on the CTOD values of weld metal

长度最大差值均在 2.4~3.0 mm 之间,根据有效性要求,试验的结果均有效。CTOD 测试结果表明,与冲击韧性试验结果不同,焊态下焊缝金属的断裂韧性较差,而热处理后焊缝金属的断裂韧性显著提高,平均 CTOD 值由 0.123 mm 升高到 0.704 mm。观察载荷-位移曲线发现,焊态试样的 CTOD 曲线中会出现载荷突然下降,位移增加的突跃现象,即 Pop-in 现象^[13],随后载荷和位移继续增加直到试样开裂。然而热处理态试样 CTOD 曲线中均未出现 Pop-in 现象。研究表明,Pop-in 现象是由于裂纹尖端出现了局部脆化区,从而导致裂纹突然快速扩展而形成的^[14]。焊态试样 CTOD 曲线上的 Pop-in 现象表明,焊态焊缝金属内可能存在局部脆化区域。

2.3 显微组织观察

图 4 是焊态和热处理态焊缝金属的组织形貌,两种状态焊缝金属的显微组织主要由先共析铁素体和针状铁素体构成。焊接冷却过程中在奥氏体晶界处优先形成柱状先共析铁素体,并在奥氏体晶粒

内部形成细小针状铁素体^[2-3]。由于焊后热处理的温度低于共析转变温度,热处理后两种组织的形貌没有明显变化。此外,焊态与热处理态先共析铁素体平均晶粒宽度分别为 10.6, 10.5 μm , 针状铁素体

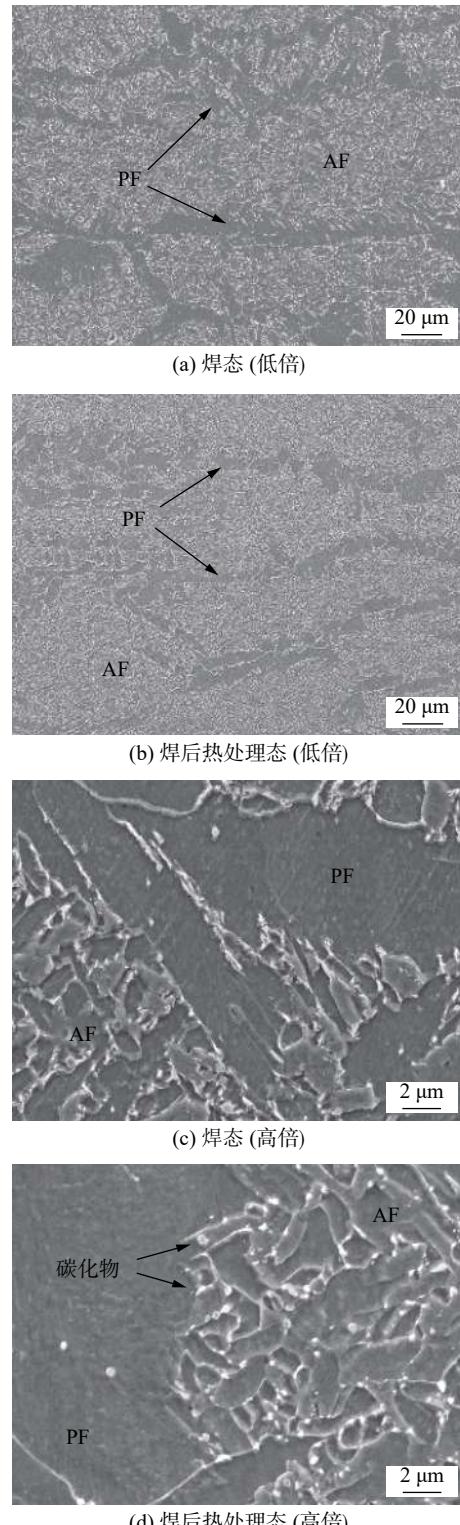


图 4 焊缝金属组织微观形貌

Fig. 4 Microstructures of weld metal. (a) as-welded state (low); (b) PWHT state (low); (c) as-welded state (high); (d) PWHT state (high)

的平均晶粒宽度分别为 $1.26, 1.23 \mu\text{m}$, 晶粒大小在热处理前后基本相同。然而, 如图 4c 和 4d 所示, 热处理之后析出大量碳化物, 绝大多数碳化物分布在针状铁素体中, 少量分布在先共析铁素体中。采用透射电子显微镜进一步观察焊态与热处理态下的位错形态, 如图 5 所示。焊态下组织内位错密度较高, 位错线呈现纷乱的不均匀分布状态, 形成大量的位错缠结。而热处理后, 位错密度显著降低, 且位错缠结现象明显减少。

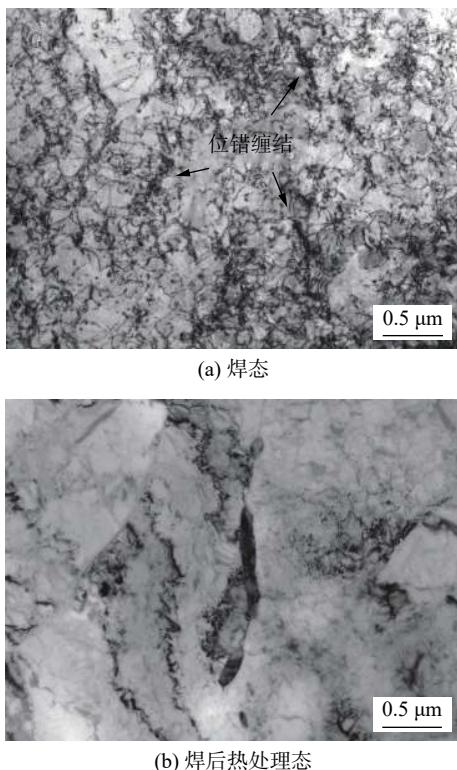


图 5 焊缝组织位错形态

Fig. 5 Dislocation configurations of weld metal. (a) as-welded state (b) PWHT state

3 分析与讨论

研究表明, 低合金高强钢焊缝金属的韧性与组织形貌, 晶粒尺寸, 位错形态, 析出相等因素相关^[10,15]。显微组织观察发现, 热处理后先共析铁素体和针状铁素体的组织形貌和晶粒尺寸均没有明显变化, 但组织内有大量碳化物析出(图 4), 且位错密度显著降低(图 5)。位错密度是阻碍晶格移动的重要参数^[16], 晶体中的位错通过晶格移动发生滑移, 因此位错密度会影响位错的滑移从而影响焊缝金属的韧性。焊态下焊缝金属的位错密度较高, 位错缠结现象明显。由于位错缠结会严重阻碍位错运

动, 使位错滑移困难, 造成焊态下的焊缝金属的韧性较差。焊后热处理后, 位错密度下降, 位错缠结显著减少, 焊缝金属的形变能力增强, 韧性增加。除了位错的密度与形态发生变化以外, 碳化物的析出也对焊缝金属的冲击韧性与断裂韧性产生一定影响。当组织内碳化物的尺寸小于相应临界尺寸时, 将不会促使微裂纹或孔洞的萌生, 细小碳化物的析出反而有利于金属的韧性^[5-6]。Pacyna 等人^[5]提出, 当组织的碳含量小于 0.47% 时, 组织内析出的细小碳化物对材料的韧性不产生损害。Lee 等人^[6]研究发现, 当温度高于 -75°C 时, 尺寸小于 400 nm 的碳化物难以引发裂纹。经测量统计, 焊后热处理后析出的碳化物平均长度为 288 nm , 远小于临界尺寸, 且热处理后碳化物发生球化, 因此并不会引起焊缝金属韧性的降低。此外, 热处理过程中, 碳化物的析出降低了铁素体晶粒内的固溶碳原子浓度, 使晶粒内的碳元素过饱和度降低, 晶格畸变程度减弱, 也有利于焊缝金属的韧性^[2]。

对于大型焊接结构, 焊接过程常在一定的拘束条件下进行, 拘束焊过程中会伴随动态热应变的产生, 此时焊缝金属中可能发生应变时效脆化现象, 从而影响焊缝金属的韧性。由于拘束焊焊接方法给组织引入大量微观应变, 增大焊接接头内的位错密度。随着时间推移, 铁素体晶格间隙中的 C, N 原子会逐渐向位错处偏聚, 形成柯氏气团钉扎位错, 阻碍位错滑移, 从而降低焊缝金属的变形能力, 使其发生脆化^[9]。由于应变时效脆化的过程与原子偏析的位置相关, 对于多层多道焊焊缝金属, 原子的偏聚仅在局部发生, 极易引起局部脆化现象。其中, 焊态下焊缝金属 CTOD 曲线上出现的 Pop-in 现象(图 2)可能与这种局部脆化现象有关。经过热处理后, 由于位错密度大大降低, 且热激活作用加速柯氏气团中溶质原子的扩散, 使组织内发生应变时效的逆过程, 偏聚的间隙原子重新分布, 解扎位错, 降低位错的运动阻力, 从而提高焊接接头的韧性^[9]。尽管焊后热处理引起焊缝金属组织内位错密度降低, 碳化物析出及应变时效脆化作用消失, 对于焊接接头的韧性有一定的改善。然而对比单一温度冲击试验与 CTOD 试验结果可以发现, 焊后热处理对焊缝金属断裂韧性和冲击韧性的影晌程度存在较大差异。焊态下焊缝金属断裂韧性较差, 经过热处理后其断裂韧性显著升高。然而冲击测试结果在热处理前后差别很小, 焊态与热处理态下焊缝金属冲

击韧性均表现良好。可见, 对于大厚板拘束焊焊接接头, 冲击韧性难以预估和替代断裂韧性, 仅依据单一温度冲击韧性来评估焊缝金属的安全性可能存在风险。研究表明, 冲击试验中材料经受瞬间冲击载荷作用, 具有较大的加载速度($3 \sim 5 \text{ m/s}$)和加速度。并且由于冲击试样上没有预制裂纹, 因此在断裂过程中需要经历裂纹萌生和扩展的过程。而 CTOD 试验为准静态断裂韧度测试方法, 其加载速度为 $0 \sim 20 \text{ mm/min}$ 。且 CTOD 测试在有疲劳预制裂纹的情况下, 断裂过程中无需裂纹萌生的过程^[1]。因此, 冲击韧性作为衡量抗冲击能力的指标, 并不能全面反映材料的真实断裂韧性。此外, 由于冲击试样尺寸较小, 因此其对于大型焊接结构整体韧性的反映比较受限^[1]。而 CTOD 试验采用全厚度焊接接头试样, 可以有效避免试件尺寸带来的局限性, 能够更全面地反映焊接接头实际结构韧性的好坏。由于焊态下厚板拘束焊焊接接头中可能存在应变时效脆化现象, 此时采用单一温度的冲击试验, 难以准确反映出材料的局部脆化。因此, 焊态下的焊缝金属的冲击韧性良好, 而由 CTOD 值反映的断裂韧性较差。

4 结论

(1) 焊态下焊缝金属的冲击韧性良好, 但断裂韧性较差; 焊后热处理后, 冲击韧性无明显变化, 但断裂韧性显著提高, 平均 CTOD 值从 0.123 mm 升高到 0.704 mm 。同时焊态下的 CTOD 曲线上会出现 Pop-in 效应, 而焊后热处理后 Pop-in 现象消失。

(2) 经焊后热处理后的焊缝金属组织形态和晶粒尺寸与焊态下基本相同; 但焊缝金属内的位错密度下降, 位错缠结现象明显减少, 同时组织内析出大量碳化物并发生球化现象。细小碳化物析出与位错密度下降有利于焊缝金属的韧化。

(3) 焊态下, 拘束焊焊缝金属可能存在局部应变时效脆化现象, 焊后热处理有利于消除应变时效脆化, 提高断裂韧性; 对于大厚板多层多道拘束焊焊接接头, 采用单一温度的冲击韧性替代断裂韧性对其结构安全性进行评估可能会存在风险。

参考文献

[1] 吴世品. 海洋结构用钢 DH36 厚板焊接接头断裂韧性的研

- 究[D]. 天津: 天津大学, 2012.
- Wu Shipin. Study on the fracture toughness of welded joints of DH36 steel thick plate used in marine structures[D]. Tianjin: Tianjin University, 2012.
- [2] Zhang C, Yang S, Gong B, et al. Effects of post weld heat treatment (PWHT) on mechanical properties of C-Mn weld metal: Experimental observation and microstructure-based simulation[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 712: 430 – 439.
- [3] Yan C, Chen J H. Microstructure and toughness of local brittle zone of HSLA steel multipass weld metals[J]. China Welding, 1992, 1: 122 – 127.
- [4] 温志刚, 靳伟亮, 张剑利, 等. 焊后热处理对 DH36 钢焊接接头断裂韧性的影响 [J]. 焊接学报, 2013, 34(3): 89 – 93.
- Wen Zhigang, Jin Weiliang, Zhang Jianli, et al. Influence of post weld heat treatment on fracture toughness of DH36 steel welded joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(3): 89 – 93.
- [5] Pacyna J, Witek L. The effect of carbides on fracture toughness of steels of ferritic matrix[J]. Steel Research, 1988, 59: 68 – 74.
- [6] Lee S, Kim S, Hwang B, et al. Effect of carbide distribution on the fracture toughness in the transition temperature region of an SA 508 steel[J]. Acta Materialia, 2002, 50(19): 4755 – 4762.
- [7] Cheng G, Zhang F, Ruimi A, et al. Quantifying the effects of tempering on individual phase properties of DP980 steel with nanoin-dentation[J]. Materials Science & Engineering A, 2016, 667: 240 – 249.
- [8] Kuang C F, Li J, Zhang S G, et al. Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 613: 178 – 183.
- [9] 彭涛, 程时遐, 吉玲康, 等. X100 管线钢在应变时效中的脆化 [J]. 热加工工艺, 2013, 42(20): 179 – 181.
- Peng Tao, Cheng Shixia, Ji Lingkang, et al. Embrittlement of X100 pipeline steel during strain aging[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(20): 179 – 181.
- [10] Wen X, Wan M P, Huang C W, et al. Effect of microstructure on tensile properties, impact toughness and fracture toughness of TC21 alloy[J]. Material & Design, 2019, 180: 1 – 14.
- [11] 许昌淦, 余刚. 冲击韧性与断裂韧性间关系的探讨 [J]. 航空学报, 1990, 11(4): 182 – 187.
- Xu Changgan, Yu Gang. A discussion on the relationship between impact toughness and fracture toughness[J]. Acta Aeronautica Et Astronautica Sinica, 1990, 11(4): 182 – 187.
- [12] BS 7448 Part 1 and Part 2. Fracture mechanics toughness tests, part 1. Method for determination of KIC, critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials[S]. British Standards Institution, 1997.