

海洋平台用钢 D36 超大厚度焊接接头 CTOD 试验

王志坚¹, 蒋 军¹, 王东坡², 邓彩艳²

(1. 深圳赤湾胜宝旺工程有限公司, 广东 深圳 518068;

2. 天津大学 材料科学与工程学院, 天津 300072)

摘 要: 依据英国标准 BS7448 断裂韧性试验标准 (ISO/ TC164/ SC4 - N400) 和 DNV - OS - C401, 采用埋弧焊和 CO₂ 气体保护焊工艺对国产钢板板厚为 80 mm 的海洋石油平台导管架对接接头试样进行了低温裂纹尖端张开位移 (CTOD) 试验。测试了零下该工艺的焊缝和热影响区的 CTOD 断裂韧性, 探讨了这种大厚板焊接接头在埋弧焊和 CO₂ 气体保护焊工艺下免除焊后热处理的可能性, 为海洋平台施工建造提供科学依据。

关键词: 焊接接头; 裂纹尖端张开位移; 断裂韧性

中图分类号: TG15.28 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253 - 360X(2007)08 - 103 - 05



王志坚

0 序 言

海洋石油平台工作在复杂的环境下, 在服役期间可能要承受台风、地震和海浪以及温度骤变的侵袭, 加之其结构复杂, 导致出现各种危险情况的可能性较大。因此, 如何充分保证海洋石油平台在运行过程的安全性是开发和制造部门高度重视的问题。随着国内海洋开发的步伐不断向深海迈进, 平台结构所使用钢板的厚度不断增加, 因此, 其焊接接头部位发生脆性破坏的可能性也愈来愈大。

众所周知, 随着钢板厚度的增加, 其断裂韧性不断降低, 更主要的是这种大厚度钢板经过焊接之后, 在其热影响区部位很容易产生脆化, 而在焊接大厚度钢板时又不得不考虑焊接效率的问题, 往往采用高效的焊接方法 (如单丝甚至双丝埋弧焊、CO₂ 气体保护焊等) 和较大的焊接工艺参数以缩短平台的建造周期。但随之而来的问题是单位时间内热输入的增加导致焊接接头的韧性进一步恶化。因此, 为了保证使用大厚度钢板制造平台的抗脆断能力, 一般在设计时考虑采用焊后消除应力处理的方法改善焊接接头部位的断裂韧性。然而, 虽然这种焊后热处理对改善焊接接头部位的韧性很有效, 但它的缺点也是很明显的。主要表现为设备投入多、施工条件恶劣、能源消耗量大、劳动强度高、施工工期过长, 大幅度地增加了平台的建造成本和周期。如果严格控制制造平台所需钢板的质量且采用合理的焊接方法、焊接材料及焊接工艺, 在能够充分保证所建造平

台韧性的前提下, 就可以免除焊后热处理。这在 API, AWS, DNV 等制定的相应平台建造规范中都有较为明确的规定。如果免除了焊后热处理, 必将产生巨大的经济效益和社会效益。然而, 对于大厚度钢板, 能够免除焊后热处理的前提是它的焊接接头不经过消除应力热处理就有足够的抗脆断性能。因此, 如何合理准确地评价这种海洋平台用钢焊接接头的低温韧性是问题的关键^[1,2]。大量试验研究表明, 对海洋平台广泛使用的中、高强度低合金钢而言, 与传统的夏比 V 形缺口试验冲击韧性比较, CTOD 值更能有效准确地评价钢材的抗脆断能力。依据 API, AWS, DNV 的相应平台建造规范的规定, 如果焊接部位 (包括焊缝和热影响区) 有足够的 CTOD 值, 构件厚度小于或等于试验厚度时就可免除焊后热处理。有鉴于此, 作者进行了针对免除焊后热处理的 CTOD 试验, 探讨了这种大厚板焊接接头免除焊后热处理的可能性。

1 试 验

1.1 试验方法

近年来由英国焊接研究所提出的测试材料断裂韧性如 K_{IC} , CTOD () 和 J_{IC} 的统一标准 BS7448 受到国际焊接学会的重视并予以推广应用^[3]。目前已被国际标准局 (ISO) 采纳, 编号为 ISO/ TC164/ SC4 - N400。其中 BS7448:1991 - Part 《确定金属材料 K_{IC} 、临界 CTOD 和 J 积分的方法》与 BS7448:1997 - Part 《确定焊缝 K_{IC} 、临界 CTOD 和 J 积分的方法》试验标准已在工程界得到了普遍采用^[4,5]。依据该试验标准, 对海

洋平台焊接接头的焊缝和热影响区进行了低温 (0) 特征 CTOD ($c_{m,u}$) 的测试。

1.2 试样制备

试验所用为 D36, 板厚为 80 mm, 由上海轧钢三厂生产。焊接材料为国产埋弧焊丝、焊剂和 CO₂ 气体保护焊药芯焊丝。对于热影响区试板采用 K 形坡口, 焊缝金属试板采用 X 形坡口, 焊接方法为单丝埋弧焊和 CO₂ 气体保护焊, 其中 CO₂ 气体保护焊分平焊、立焊和仰焊三种位置。

按照 BS7448 标准规定, 试验采用带预制疲劳裂纹的三点弯曲 (TPB) 标准试样, 试样宽度 $W = B$ 。试样加工至截面为 $B \times B$ (74 mm \times 74 mm) 的最终尺寸。然后在线切割机上用 0.12 mm 的钼丝加工机械缺口。按试验要求缺口分别开在焊缝和热影响区。焊缝金属试样采用 X 形坡口焊接接头, 机械缺口位于名义焊缝中心线处; 热影响区试样采用 K 形坡口, 机械缺口沿坡口直线边一侧位于距熔合线 0 ~ 1 mm 的范围内。

采用高频疲劳试验机在室温 (25) 下进行疲劳裂纹预制, 在疲劳裂纹预制过程中, 应随时观测、监控疲劳裂纹的扩展长度与方向, 以保证裂纹总长度 $a = 0.45 \sim 0.70 W$ 的有效范围内。

为保证疲劳预制裂纹前缘具有合理的形状, 对每一个试样都采用局部压缩方法减少焊缝中心部位的焊接残余应力。

2 试验过程

2.1 试验装置及步骤

试验在 1 000 kN 的万能材料试验机上进行。

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0.5} \left[1.99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2.15 - \frac{3.93 a_0}{W} + \frac{2.7 a_0}{W}\right)\right]}{2\left(1 + \frac{2 a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1.5}}$$

2.2 试样有效性判断

BS7448 标准对母材金属有效试样规定为: 平均裂纹深度为 $a_0 = 0.45 \sim 0.55 W$, 裂纹前缘任意两个裂纹深度的差值均不大于 10 % a_0 , 但对焊接接头断裂韧性试样有所放宽, 其具体要求如下。

(1) 试样平均裂纹深度 $a_0 = 0.45 \sim 0.70 W$, 机械缺口宽度最大为 0.065 W ; (2) 在断口上测量初始裂纹深度 a_0 时, 要求任意两个裂纹深度的差值均不大于 20 % a_0 ; (3) 在断口上预制疲劳裂纹的最小值应不小于 1.3 mm 和 2.5 % W 两者中的较大值; (4) 预制疲劳裂纹扩展方向与垂直试样长度方向的夹角应不大于 10°; (5) 对于热影响区试件, 根据 DNV - OS - C401^[6] 的规定必须进行断口金相检查来确认

试验步骤如下: (1) 测量记录试样尺寸并将试样放入低温箱中进行冷却, 待温度达到零度后进行保温, 温度变化控制在 ± 2 。 (2) 采用一次加载方式直到试样失稳断裂, 加载速率控制在 0.48 ~ 1.28 mm/min, 通过试验机测试系统记录载荷 P 和裂纹嘴张开位移 V 值并自动绘制 $P - V$ 曲线。 (3) 试样失稳断裂后, 取出试样, 放入冷冻箱冷冻。 (4) 重复上述过程直到完成全部试样试验。 (5) 在试验机上快速压断冷冻后的试样, 然后对断口进行烘干处理以及后续测量。

通过机械加工从断裂试样上取下断口, 测量原始裂纹长度 a_0 , 分别在预制疲劳裂纹前缘和稳定扩展裂纹前缘, 沿试件厚度方向等间距的 9 点上测量初始裂纹长度 a_{0i} ($i = 1, 2, \dots, 9$) 和裂纹扩展后长度 a_i , 其中最外侧点位于距试样表面内 1 % B 处。采用下式计算平均裂纹长度, 即

$$a_i = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right)$$

CTOD 的计算公式为

$$= l \frac{ES}{BW^{1.5}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \frac{(1 - \frac{2}{2R_{dL}})}{E} + \frac{0.4(W - a_0)V_p}{0.4W + 0.6a_0 + z},$$

式中: 弹性模量 $E = 2.1 \times 10^5$ MPa; 泊松比 $\nu = 0.3$; F 为 $P - V$ 曲线上对应的最大载荷值; B 为试样的厚度; W 为试样的宽度; S 为三点弯曲时的试样的跨度; V_p 为 $P - V$ 曲线上对应最大载荷时的夹式引伸计塑性张开位移; R_{dL} 为裂纹尖端处材料的屈服强度, 计算热影响区 CTOD 时, 取母材和焊缝中较大 R_{dL} ; $z = 2.0$ mm 为刀口高度; $f(a_0/W)$ 为试样几何形状因子, 计算公式为

其有效性。断口金相检查工作主要是测量 N_I 指标。所谓 N_I 指标是指试件厚度中间 75 % 区域内, 裂纹尖端落在熔合线和预制疲劳裂纹之间距离小于 0.5 mm 范围内的累积长度, DNV - OS - C401 同时规定 N_I 指标的验收标准, 即 N_I 必须大于等于试件 75 % 厚度值的 20 %。 N_I 测量示意图如图 1 所示。

3 试验结果与讨论

采用单丝埋弧焊工艺焊接的焊缝和热影响区 80 mm 板厚的 CTOD 试验结果如表 1 所示, CO₂ 气体保护焊平焊、立焊和仰焊三种位置的 CTOD 试验结

果如表 2 所示,单丝埋弧焊工艺焊接 70 mm 板厚的 CTOD 试验结果如表 3 所示,CO₂ 气体保护焊立焊位置补做 CTOD 试验结果如表 4 所示。

试验中的全部试样都获得很好的裂纹前缘形状,完全符合 BS7448:1997 - Part 标准的规定。全部试样裂纹前缘任意两个裂纹深度的差值都小于 10 % a_0 , a/W 均小于 0.7。对 80 mm 板厚热影响区试件剖面测量 N_I , N_{II} 值都大于 11.1 mm (20 % $\times 75\% B$),对 70 mm 板厚热影响区试件剖面测量 N_I , N_{II} 值都大于 9.6 mm (20 % $\times 75\% B$) 满足挪威船级社 DNV - OS - C401 标准的要求。因此,全部热影响区均为有效试件。

根据 DNV - OS - C401 的规定,海洋平台构件施

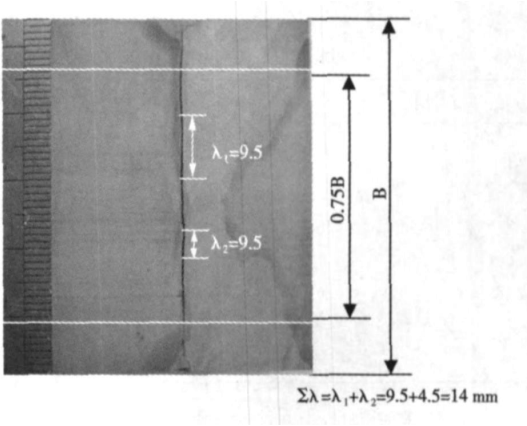


图 1 N_I 测量示意图

Fig. 1 Measurement of N_I

表 1 80 mm 板厚单丝埋弧焊 CTOD 试验结果

Table 1 CTOD test result for single - wire submerged arc welding with thickness of 80mm

缺口位置	试件编号	CTOD /mm	N_I /mm	有效性判定结果
焊 缝	Q2004 - 16 - W1	0.096 4	—	有效
	Q2004 - 16 - W2	0.078 4	—	有效
	Q2004 - 16 - W3	0.066 8	—	有效
热影响区	Q2004 - 16 - H1	0.928 1	18.5	有效
	Q2004 - 16 - H2	0.375 7	16.5	有效
	Q2004 - 16 - H3	0.750 2	18.5	有效

表 2 CO₂ 气体保护焊平焊和立焊及仰焊位置 CTOD 试验结果

Table 2 CTOD test result for downhand , vertical , and overhead welding of CO₂ gass hielded welding

缺口位置	试件编号	CTOD /mm	N_I /mm	有效性判定
平焊	Q2004 - 17 - W1	0.177 0	—	有效
	焊缝 Q2004 - 17 - W2	0.280 3	—	有效
	Q2004 - 17 - W3	0.220 7	—	有效
	Q2004 - 17 - H1	0.184 0	52	有效
	Q2004 - 17 - H2	0.165 7	32	有效
	热影响区 Q2004 - 17 - H3	0.719 7	42	有效
立焊	Q2004 - 18 - W1	0.264 9	—	有效
	Q2004 - 18 - W2	0.107 7	—	有效
	焊缝 Q2004 - 18 - W3	0.234 6	—	有效
	Q2004 - 18 - H1	0.080 1	30	有效
	Q2004 - 18 - H2	0.153 4	21	有效
	热影响区 Q2004 - 18 - H3	0.165 7	17	有效
仰焊	Q2004 - 19 - W1	0.172 6	—	有效
	Q2004 - 19 - W2	0.326 1	—	有效
	焊缝 Q2004 - 19 - W3	0.140 8	—	有效
	Q2004 - 19 - W4	0.264 6	—	有效
	Q2004 - 19 - W5	0.278 2	—	有效
	Q2004 - 19 - W6	0.325 8	—	有效
	Q2004 - 19 - H1	0.179 5	24	有效
	热影响区 Q2004 - 19 - H2	0.342 2	20	有效
	Q2004 - 19 - H3	0.202 0	44	有效

表 3 70 mm 板厚单丝埋弧焊 CTOD 试验结果

Table 3 CTOD test result for single - wire submerged arc welding with thickness of 70mm

缺口位置	试件编号	CTOD /mm	N /mm	有效性判定结果
焊缝	Q2004 - 42 - W3	0.392 5	—	有效
	Q2004 - 42 - W4	0.342 2	—	有效
	Q2004 - 42 - W5	0.245 6	—	有效
热影响区	Q2004 - 42 - H3	0.199 0	43.0	有效
	Q2004 - 42 - H4	1.056 9	43.5	有效
	Q2004 - 42 - H5	1.787 8	55.5	有效

表 4 CO₂ 气体保护焊立焊位置 CTOD 试验结果

Table 4 CTOD test result for vertical welding of CO₂ gas shielded welding

缺口位置	试件编号	CTOD /mm	N /mm	有效性判定结果
焊缝	Q2004 - 42 - W3	0.155 2	—	有效
	Q2004 - 42 - W4	0.522 1	—	有效
	Q2004 - 42 - W5	0.414 6	—	有效
热影响区	Q2004 - 42 - H3	1.357 2	11	有效
	Q2004 - 42 - H4	1.534 8	18	有效
	Q2004 - 42 - H5	1.221 0	30	有效

工建造过程中,为了不进行焊后热处理,焊接接头的焊缝和热影响区试件的 CTOD 断裂韧度必须满足 3 个有效试件的 CTOD 值均大于或等于 0.15 mm,如果 3 个试件中有不满足条件的,必须追加 CTOD 试验试件的数量。

由表 1 可见,在 80 mm 板厚单丝埋弧焊试验结果中,3 个焊缝试件的 CTOD 值均小于 0.15mm 的验收标准值,显然该组试验没有通过,虽然 3 个热影响区试件的 CTOD 值均大于 0.15 mm 而通过了 CTOD 试验,但根据设计规格书的要求,只有某种焊接工艺下的焊缝和热影响区两组试件全部通过,才能判定此焊接工艺能够免除焊后热处理。因此,80 mm 厚单丝埋弧焊工艺被确定不能免除焊后热处理。为此,重新制定了焊接工艺,降低了试验板厚到 70 mm,又进行了基于免除焊后热处理的 CTOD 试验研究,结果如表 3 所示。由表 3 可见,在 70 mm 板厚单丝埋弧焊试验结果中,3 个焊缝试件的 CTOD 最小值为 0.245 6 mm,大于 0.15 mm 的验收标准值,该组试验得以通过,3 个热影响区试件的 CTOD 值也均大于 0.15 mm (最小值为 0.199 mm)。因此,70 mm 板厚单丝埋弧焊工艺被判定能够免除焊后热处理。

CO₂ 气体保护焊平焊的 CTOD 试验结果如表 2 所示,3 个焊缝试件的 CTOD 最小值为 0.177 mm,大于 0.15 mm 的验收标准值,该组试验得以通过;3 个热影响区试件的 CTOD 值也均大于 0.15 mm (最小

值为 0.165 7 mm)。因此,CO₂ 气体保护焊平焊位置被判定能够免除焊后热处理。CO₂ 气体保护焊仰焊的 CTOD 试验结果也如表 2 所示,从表中可见,3 个热影响区试件的 CTOD 值也均大于 0.15 mm,最小值为 0.179 5 mm,该组试验得以通过;焊缝试件在试验过程中出现了一个低值 (0.140 8 mm),因此按照规格书的要求追加了 3 个试件。所追加 3 个试件的 CTOD 值均大于 0.15 mm 的验收标准值,通过追加试件数量的方法,CO₂ 气体保护焊仰焊位置也被判定能够免除焊后热处理。

对于 CO₂ 气体保护焊立焊位置,其第一批 CTOD 试验结果如表 2 所示。从表 2 中可见,焊缝和热影响区试件在试验过程中均出现了一个小于 0.15 mm 的低值 (对于焊缝试件最小值为 0.107 7 mm,而热影响区试件最小值为 0.080 1 mm) 使两组试验都没有通过,因此按规格书的要求将焊缝和热影响区各追加了 3 个试件。追加试件的 CTOD 试验结果见表 4。3 个焊缝试件和 3 个热影响区试件的 CTOD 值均大于 0.15 mm 的验收标准值,故而通过追加试件数量的方法,CO₂ 气体保护焊立焊位置同样被判定能够免除焊后热处理。

4 结 论

(1) 在 D36 80 mm 板厚 CTOD 试验中,CO₂ 气体

保护焊平焊只做了 6 个试件就顺利地能够免除焊后热处理。而 CO_2 气体保护焊仰焊和立焊位置通过追加试件数量的方法也免除了相应的焊后热处理。

(2) 80 mm 板厚单丝埋弧焊免除焊后热处理的 CTOD 试验没有通过,但合理地将厚度降低到 70 mm,在该厚度下单丝埋弧焊免除焊后热处理的 CTOD 试验最后得以通过。

(3) 在平台施工建造过程中通过钢材和焊接材料国产化以及利用 CTOD 试验来免除焊后消应热处理方法可以大大降低建造成本,并且明显缩短生产周期,降低劳动强度,而产生巨大的经济和社会效益。

参考文献:

[1] 虞维明,周岳银,陈秀妹. 海洋平台的建造与维修[M]. 北京:海

洋出版社,1992.

- [2] 孔祥鼎,夏炳仁. 海洋平台建造工艺[M]. 北京:人民交通出版社,1993.
- [3] 霍立兴. 焊接结构的断裂行为及评定[M]. 北京:机械工业出版社,2000.
- [4] BS7448: Part 1:1991, Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials[S].
- [5] BS7448: Part 2:1991, Fracture mechanics toughness test. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials[S].
- [6] DNV - OS - C401 Fabrication and testing of offshore structures[S], 2001.

作者简介: 王志坚,男,1968 年出生,工学学士,国际焊接工程师。主要从事焊接工艺、焊接性的研究工作。发表论文 5 篇。

Email: zjwang@szcse.com

[上接第 102 页]

- [7] Hyde T H, Sun W, Becker A A. Creep crack growth in welds: a damage mechanics approach to predicting initiation and growth of circumferential cracks[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2001, 78(11 - 12): 765 - 771.
- [8] 董志波,魏艳红,刘仁培. 不锈钢焊接温度场的三维数值模拟[J]. 焊接学报, 2004, 25(2): 9 - 14.
- [9] Dong P,Brust F W. Welding residual stress and effects on fracture in pressure vessel and piping components: a millennium review and beyond[J]. Journal of Pressure Vessel Technology, 2000, 12(8): 329 - 338.
- [10] 方向威,吴氏达,吴关昌,等. 机械工程材料性能数据手册

[M]. 北京:机械工业出版社,1995.

- [11] 鹿安理,史清宇,赵海燕,等. 焊接过程仿真领域的若干关键技术问题及其初步研究[J]. 中国机械工程, 2000, 11(1 - 2): 201 - 205.
- [12] 英若采. 熔焊原理及金属材料焊接[M]. 北京:机械工业出版社,2000.
- [13] 张国栋,周昌玉. 管道对接间断焊与连续焊的有限元分析[J]. 焊接学报, 2006, 27(12): 85 - 88,92.

作者简介: 张国栋,男,1982 年出生,博士研究生。主要从事过程装备的可靠性、寿命预测的研究工作。发表论文 5 篇。

Email: zhanggdln@163.com

Diffusion bonding of TC4 to ZQSn10 - 10 with nickel and copper interlayers

YUAN Zhesi, WU Zhizhong, SONG Minxia, ZHAO Huanling (School of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130022, China). p92 - 95

Abstract : The experimental investigation of the diffusion bonding of TC4 to ZQSn10 - 10 in vacuum was carried out by using pure nickel and copper as the transition metal. Experimental results show that the optimum bonding parameters were selected as follows : bonding temperature 850 , bonding time 20 min and bonding pressure 10 MPa. So the strength of the joint without obvious shape changing was up to 155.8 MPa, which the strength can reach to about 65 % of the strength of base metal ZQSn10 - 10. Various reaction layers appeared in TC4 and Ni interface. When the rest condition was same, Ni₃Ti phase was produced at the interface zone at 800 ; and there appeared Ni₃Ti and NiTi phases at 850 ; and there produced NiTi₂, Ni₃Ti and NiTi phases at 880 . The strength of the joint lied on types and thickness of nickel and titanium inter-metallic compounds.

Key words : titanium alloy; tin-bronze; diffusion bonding; nickel and copper interlayers; intermetallic compound

Prediction system of CTOD for high strength pipeline steel welded joint based on back propagation artificial neural network

TONG Lige¹, BAI Shiwu², LIU Fangming² (1. School of Mechanical Engineering, Beijing University of Science and Technology, Beijing 100083, China; 2. Pipeline Research Institute of China National Petroleum Corporation, Langfang 065000, Hebei, China). p96 - 98

Abstract : Aiming at limitation of selecting the main technical parameters for high strength pipeline steel welding in practical operation, a back propagation artificial neural network (ANN) was established with Visual C++ 6.0 for predicting the welding performance parameter-crack tip opening displacement (CTOD)-of high strength pipeline steel joint. Based on the experiment data, the average heat input, wall thick, preheat temperature and joint region were used as the input parameters of ANN, which includes one input layer with 4 nodes, one hidden layer with 14 nodes, and Sigmoid activation function. The average absolute error of prediction result is 15.4 %. The number of the sample whose error is less than $\pm 20\%$ is about 93.3 % in total 15 experimental data. The result showed that ANN method is a kind of effective method to predict the welding performance parameter CTOD of high strength pipeline steel welded joint. The ANN system can be used as selecting and optimizing the key welding parameters.

Key words : artificial neural network; welded joint; crack tip opening displacement; prediction; performance parameter

Effects of welding residual stress on creep of welded joint

ZHANG Guodong, ZHOU Changyu (College of Mechanical and Power Engineering, Nanjing University of Technology, Nanjing 210009, China). p99 - 102, 107

Abstract : By the finite element analysis codes ABAQUS and

the function of RESTART, a sequential coupling calculating program for creep based on welding residual stress has been developed by establishing the model of temperature field, residual field and creep analysis. The welding residual stress and creep of welded joint for Cr5Mo furnace tubes was simulated by this program. This method established the basis for calculating the effects of welding residual stress on the creep of welded joint. A creep comparison between the welded joint tubes with welding residual stress and with internal pressure was made. The results showed that the tube creep was decided by the welding residual stress, although the welding residual stress was relaxed in a short time.

Key words : Cr5Mo furnace tubes; welded joint; welding residual stress; stress relaxation; creep; numerical simulation

CTOD fracture toughness test for super-thick welded joints of D36 offshore platform steel

WANG Zhijian¹, JIANG Jun¹, WANG Dongpo², DENG Caiyan² (1. Chiwan Sembawang Engineering CO., LTD, Shenzhen 518068, Guangdong, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072, China). p103 - 107

Abstract : Based on BS7448 fracture toughness test experiment standard (ISO/TC164/SC4-N400) and DNV-OS-C401, crack tip opening displacement (CTOD) tests are carried out on 80 mm thick plates butt joints of offshore petroleum platform joined by the submerged-arc welding and CO₂ gas shielded welding. The CTOD values of weld metal and the heat-affected zone are tested at 0 . The possibility of avoiding post-weld heat treatment in thick welded joints is discussed using the submerged-arc welding and CO₂ gas shielded welding. These work provide the scientific basis on the offshore platform construction.

Key words : welded joints; crack tip opening displacement; fracture toughness

Mechanism and influencing factors of spatter formation with self-shielded flux cored wire

PAN Chuan¹, YU Ping¹, XUE Zhenkui², TIAN Zhiling¹ (1. China Iron & Steel Research Institute Group, Beijing 100081, China; 2. Pipeline Research Institute of CNPC, Langfang 065000, China). p108 - 112

Abstract : The spatter formation mechanism of self-shielded flux cored wire has a remarkable different with other welding materials because of its speciality in wire's construction and welding method. The mechanism and influencing factors of welding spatter are studied. High speed photographs indicate that there are mainly three types of spatter in self-shielded flux cored arc welding, which are big spatter caused by arc force, bubble released spatter and gas explosion spatter. Five flux ingredients, which influence the welding spatter greatly, are investigated by means of spatter tests using mixing material regression method. Experimental result shows that the effect of fluorides and carbonates is greater than that of oxides, killing agents and alloys.

Key words : self-shielded flux cored wire; spatter; formation mechanism