

拉应力作用下 X80 管线钢预制长槽 缺陷周围局部腐蚀行为

李海坤¹, 孙倩², 张效铭³, 吴世杰⁴, 黄琳¹, 谢涛¹

(1. 中国石油天然气管道科学研究院有限公司, 河北 廊坊 065000; 2. 中国石油大学(北京), 北京 102249; 3. 中国石油管道局工程有限公司 国际事业部, 河北 廊坊 065000; 4. 中石化石油机械股份有限公司沙市钢管分公司, 湖北 荆州 434003)

摘要: **目的** 评价在应力作用下, 土壤中管道长槽缺陷周围的腐蚀速率。**方法** 采用有限元方法分析了 100% 屈服应力下, X80 管线钢垂直于应力方向的长槽形人造缺陷周围的应力分布。采用扫描电化学显微镜技术 (SECM) 测试了 100% 屈服应力下, 库尔勒土壤模拟溶液中预浸 40 天的 X80 管线钢试件人造缺陷附近的腐蚀电化学活性, 通过电流场模型和法拉第定律计算并估计了人造缺陷端部应力集中区和缺陷两侧在库尔勒土壤中的腐蚀速率。**结果** 外加应力下, 长槽形预制缺陷端部产生应力集中, 缺陷两端局部应力达到试件所施加应力的 2~3.4 倍。在土壤模拟溶液中, 缺陷端部应力集中区为阳极区, 缺陷两侧低应力区为阴极区。预制缺陷端部应力集中区域作为阳极, 有腐蚀加速的趋势, 存在点蚀倾向。**结论** 在拉应力作用下, 库尔勒土壤模拟溶液中 X80 钢缺陷端部平均腐蚀速率可达 0.12 mm/a, 点蚀速率可达 0.9~1.7 mm/a, 分别为自然腐蚀速率的 1.25 倍和 9.4~17.7 倍, 即在应力集中位置更易发生点蚀。

关键词: 长槽缺陷; 应力集中; 局部腐蚀; 微区电化学; 腐蚀速率

中图分类号: TG172 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)02-0226-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.02.032

Local Corrosion Behavior around Artificial Groove Defect of X80 Pipeline Steel under the Tensile Stress

LI Hai-kun¹, SUN Qian², ZHANG Xiao-ming³, WU Shi-jie⁴, HUANG Lin¹, XIE Tao¹

(1. China Petroleum Natural Gas Pipeline Research Institute Co., Ltd, Langfang 065000, China; 2. China University of Petroleum (Beijing), Beijing 102249, China; 3. International Division of China Petroleum Pipeline Bureau Langfang 065000, China; 4. Shashi Steel Pipe Works, Sinopec Oilfield Equipment Corporation, Jingzhou 434003, China)

ABSTRACT: The work aims to evaluate the corrosion rate around the artificial groove defect of pipeline in soil under the tensile stress. The stress distribution around the long groove artificial defect of the X80 pipeline perpendicular to stress direction under 100% yield stress was analyzed by finite element. The electrochemical activity around the artificial defect of X80 pipeline steel samples after immersed in the pre-prepared Korla soil simulated solution for 40 days was measured with the Scanning Electrochemical Microscopy (SECM). The corrosion rate of the stress concentration area at the artificial defect ends and both sides of defects was calculated and estimated by the model of current field and the Faraday's law. The ends of long grooved pre-

收稿日期: 2018-08-14; 修订日期: 2018-10-13

Received: 2018-08-14; Revised: 2018-10-13

作者简介: 李海坤 (1978—), 男, 硕士, 工程师, 主要研究方向为油气管道腐蚀与防护技术。邮箱: lihk78@126.com

Biography: LI Hai-kun (1978—), Male, Master, Engineer, Research focus: development of the corrosion and protection technology of oil gas pipeline. E-mail: lihk78@126.com

fabricated defects had stress concentration under external stress and local stress on both ends of defects reached 2~3.4 times of external stress on samples. In the soil simulation solution, the stress concentration area at ends of defects was anodic area, while the low stress area at both sides of defects was cathodic area. The stress concentration area at the end of prefabricated defects as anodic area could accelerate the corrosion and tended to appear pitting. Under tensile stress, the average corrosion and pitting rates of defect ends of X80 steel in Korla soil simulation solution are 0.12 mm/a and 0.9~1.7 mm/a respectively, being 1.25 and 9.4~17.7 times of natural corrosion rate. Therefore, the stress concentration area is easy to generate pitting.

KEY WORDS: groove defect; stress concentration; local corrosion; localized electrochemistry; corrosion rate

土壤环境下的应力腐蚀开裂（SCC）被认为是油气管线的一种主要破坏形式^[1-6]。已发现的管线钢土壤环境 SCC 主要有两种模式：高 pH-SCC^[7]和近中性 pH-SCC^[8-9]。其中高 pH-SCC 的发生机制主要是由钝化膜破裂导致晶界处优先发生阳极溶解而引起的，即为膜破裂+阳极溶解机理（AD+FR）^[10-14]；而越来越多的研究结果表明，近中性的 pH-SCC 机理是阳极溶解与氢脆的混合（AD+HE）机制^[4-5,15-17]，但多年来尚未得到统一的认识，需要更深入的研究。上述两种机制均认为阳极溶解（AD）对 SCC 起到重要作用，特别是起源和初期扩展阶段起主要作用^[6,18-19]。同时，点蚀及焊接缺陷等处的残余应力对 SCC 的萌生和扩展也起到重要作用。此外，对含缺陷管道的剩余寿命评价必须要考虑剩余强度和管体腐蚀速率两个因素^[20]。因此，要评价含缺陷管道的剩余寿命就需要量化管体缺陷在长、宽、深三维方向的局部腐蚀行为。在各种类型的缺陷中，垂直于应力方向的长槽形缺陷更易造成危害极大的爆裂^[20]。因此研究垂直于应力方向的长槽形缺陷周围的局部腐蚀特性对于管道安全评价具有重大意义。

本工作针对研究垂直于应力方向的长槽形缺陷周围的局部腐蚀特性，采用有限元分析和扫描电化学显微镜（SECM）技术研究了外加应力下的 X80 管线钢在库尔勒模拟土壤溶液中腐蚀缺陷附近的局部腐

蚀行为，首次采用电流场模型分析了 SECM 试件上的电流分布，并利用法拉第定律结合实测钢材腐蚀速率估算了试件上不同位置的腐蚀速率。

1 实验方法

扫描电化学显微镜技术（SECM）是基于扫描隧道显微镜发展而来的一种分辨率介于普通光学显微镜与 STM 之间的电化学原位测试技术，SECM 的最大特点是能够在溶液体系中对研究对象进行实时、现场、三维空间观测，有独特的化学灵敏性^[21-22]。SECM 不但可以测量探头和基底之间的异相反应动力学过程及本体溶液中的均相反应动力学过程，还可以通过反馈电信号描绘基底的表面形貌，研究腐蚀和晶体溶解等复杂过程^[23]。近年来，利用 SECM 研究金属腐蚀取得了一些进展^[24]，比如不锈钢钝化过程的动力学特征^[25]、铝合金的相间粒子的局部分解过程^[26]、不锈钢中夹杂物引起的点蚀^[27]以及残余应力对碳钢局部腐蚀敏感性的影响^[28]等。

SECM 测试在 Uniscan M370 微区电化学工作站上进行，其工作参数见表 1。循环伏安测试采用三电极体系，工作电极为 X80 管线钢试件，其化学成分见表 2，辅助电极为铂针，参比电极为饱和甘汞电极（SCE）。

表 1 M370 微区电化学工作站参数
Tab.1 Parameter of M370 micro electrochemical workstation

Place of origin	Accuracy of potential/ μ V	Range of constant potential/V	Range of current/A	Accuracy of current/%	Range of AC impedance frequency
Import	± 1	20	1	1	10 μ Hz~1 MHz

表 2 试验 X80 管线钢的化学成分
Tab.2 Chemical composition of experimental X80 pipeline steel

wt%														
C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	N	Cu	Cr	Mo	Al	Ni	V	B
0.06	0.21	1.7	0.012	0.002	0.041	0.017	0.004	0.096	0.181	0.001	0.045	0.014	0.003	0.0001

实验前将试件工作面用 SiC 砂纸逐级打磨至 1200#，再用去离子水和无水乙醇将试件洗净吹干待用。所有测试均在室温(23±2)℃开放环境中进行。

试验钢材为国产 X80 钢，参照 ASME-B31G 标

准中满足安全运行要求的长槽缺陷（最大允许长宽深数据预制槽状缺陷），缺陷尺寸为 13 mm×3 mm×2.3 mm（长×宽×深），端部圆角半径为 1.5 mm。用应力环加载装置对 X80 管线钢试件施加 100%屈服强度

的拉应力,并在预先配制好的库尔勒土壤模拟溶液^[29]中腐蚀 40 天待测。浸泡试件测试位置示意图见图 1 红色方框。

实验前先将 Pt 探针用粒径为 $0.05\ \mu\text{m}$ 的 Al_2O_3 粉末抛光、打磨,然后用高纯去离子水洗净备用。将电解池中放入库尔勒土壤模拟溶液,加入 $1\ \text{mol}$ 羟甲基二茂铁为氧化还原剂。在测试前先对探针在库尔勒土壤模拟溶液中进行循环伏安曲线扫描,获取 SECM 实验的平衡电位为 $0.4\ \text{V}$, CV 曲线呈现出微电极的循环伏安“S”形特征,说明扫描探针性能良好,能够准确地反映出研究对象电活性物质的反应情况,如图 2 所示。然后经固定、调平后,对体系进行逼近曲线测试,以调节试件表面的微型 SECM 扫描探针(φ 为 $10\ \mu\text{m}$)至试件表面 $70\ \mu\text{m}$ 距离,待体系稳定后,开始 SECM 面扫。将浸泡周期 40 天的 X80 管线钢试件分别对预制缺陷顶端和右侧边缘区域进行了微区电化学面扫,人工缺陷顶端和右侧边缘扫描面积分别为 $5000\ \mu\text{m} \times 5000\ \mu\text{m}$ 、 $2000\ \mu\text{m} \times 2000\ \mu\text{m}$,扫描速率为 $50\ \mu\text{m}/\text{s}$,步长为 $20\ \mu\text{m}$ 。

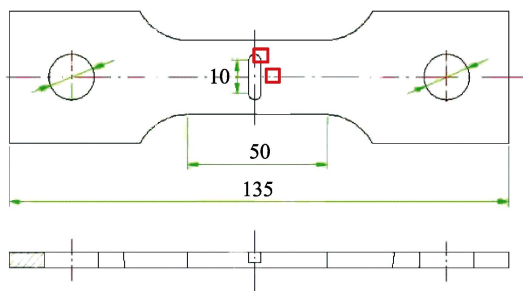


图 1 浸泡试件测试位置
Fig.1 Test position of immersed samples

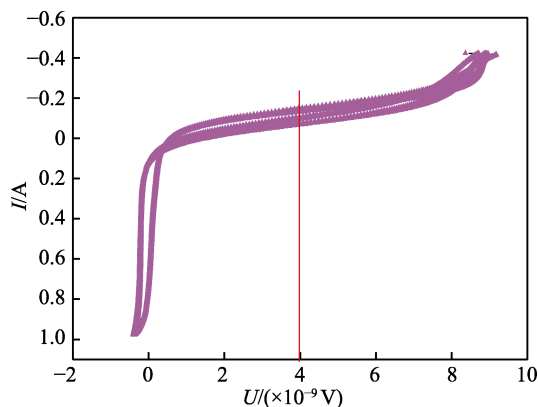


图 2 探针在土壤模拟溶液中的循环伏安曲线
Fig.2 CV curve of probe in simulated soil solution

2 实验结果及分析

2.1 有限元分析

图 3 是有限元数值模拟得出 100%屈服强度拉应力下模型的变形云图和应力云图。红色区域标注有

MX 的橙色区域为变形最大处,冷色区域标注有 MN 的蓝色区域为变形最小处。缺陷端部 SECM 面扫区域大约相当于绿色晕包围的区域。由图可见,100%屈服强度下,试件人工缺陷端部区域应力集中明显,缺陷两端局部应力达到试件所施加应力的 2~3.4 倍。

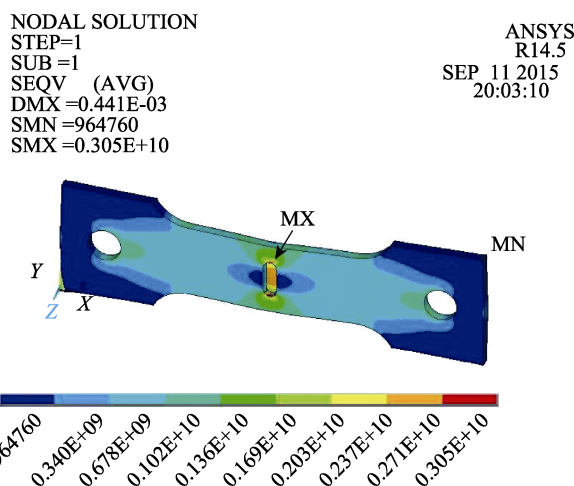


图 3 100%屈服强度拉伸应力下缺陷周围的应力分布
Fig.3 Stress nephogram around groove defect under 100% yield strength

2.2 SECM 面扫描结果

取试件电位为开路电位,探头电位为 $0.4\ \text{V}$,探头与基体的面扫间距为 $70\ \mu\text{m}$ 。当铂探头扫描到 X80 管线钢基体表面时,局部区域发生腐蚀溶解,铁易失去电子发生氧化反应,探针上氧化电流增大,面扫图中出现凸峰,即为试件溶解的表面活性点。

图 4 为外加应力下 X80 管线钢预制缺陷端部外沿在库尔勒土壤模拟溶液中的 SECM 面扫图。从图 4a 中观察得知,原点处存在一个强负电流区域,经分析,应为在人工缺陷的边缘探针与试件间距突然变大所致。此外,图 4a 中还存在一个自原点开始大约与 X 轴成 45° 的带状负电流反馈区域,这可能是一条钝化带。该钝化带两侧均显示正电流反馈,腐蚀速率较高,靠近缺陷长轴线一侧存在大量点状正电流反馈区域,说明该区域为试件溶解的表面活性点,存在点蚀,如图 4b 所示。

图 5 为外加应力下 X80 管线钢预制缺陷右侧边缘在库尔勒土壤模拟溶液中的 SECM 面扫图。从图 5 中可以看出,缺陷右侧边缘表面均为阴极电流(负的),为阴极区。而远离缺陷的部位阴极电流逐渐减小,呈现自然腐蚀状态。

2.3 试件腐蚀形貌

图 6、图 7 分别为 100%屈服强度外加应力下的 X80 管线钢在库尔勒土壤模拟溶液中腐蚀 40 天后,缺陷顶端和缺陷右侧边缘的局部腐蚀照片。图 6 中可见试片表面附着分布不均匀的腐蚀产物,有数量较多

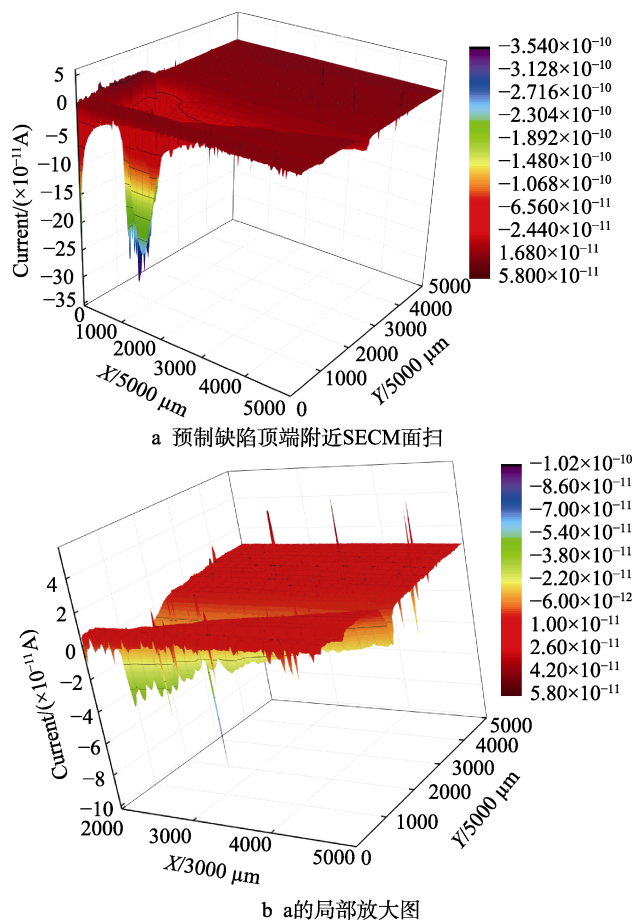


图 4 预制缺陷顶端附近 SECM 面扫图

Fig.4 SECM images of the part around the top of prefabricated defect: a) SECM surface scanning of prefabricated defect ends; b) partial enlarged detail of a

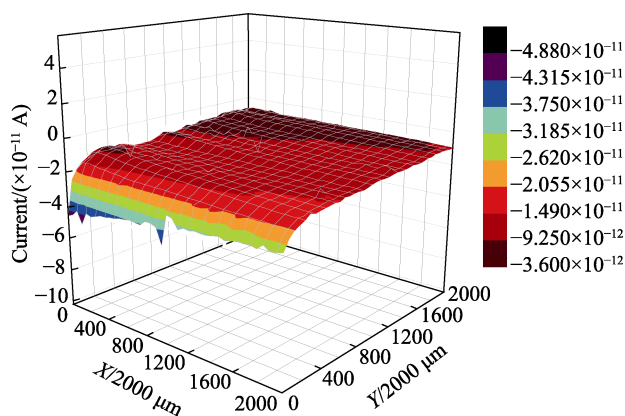


图 5 预制缺陷右侧边缘 SECM 面扫图

Fig.5 SECM images of right side of prefabricated defect

直径约为 $10\ \mu\text{m}$ 的黑色腐蚀产物,符合无氧快速腐蚀的状态特征,由于其呈点状分布,倾向于发展成为点蚀。图 7 是去除锈层后高倍显微镜下缺陷端部的点蚀形貌,从图中可见试件表面有大量腐蚀坑。图 8 中缺陷右侧边缘局部腐蚀则主要以大面积浮锈为主,符合均匀腐蚀特征,没有出现大面积腐蚀坑。通过对比图 6 和图 8,可以明显看出人工缺陷顶端的腐蚀趋势明显强于人工缺陷两侧区域。

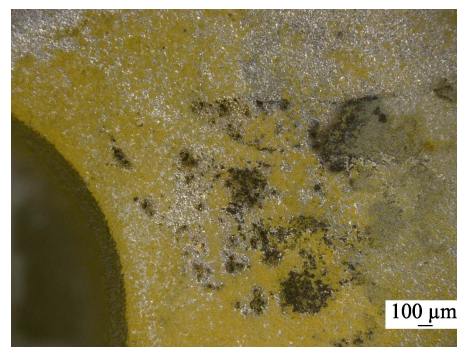


图 6 浸泡试件表面缺陷顶端局部腐蚀

Fig.6 Local corrosion of surface defect top of immersed samples

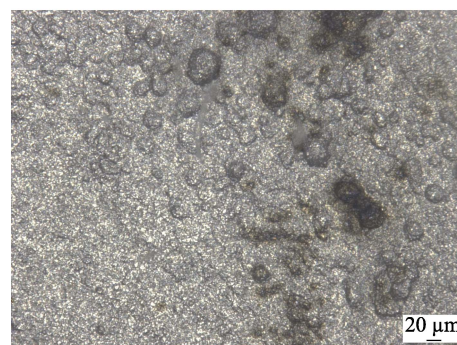
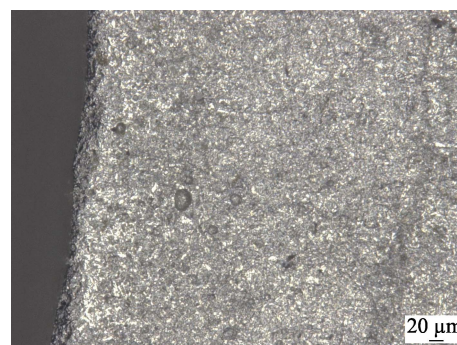


图 7 浸泡试件缺陷顶端点蚀形貌

Fig.7 Pitting morphology of defect top of immersed samples



图 8 浸泡试件表面缺陷右侧边缘局部腐蚀

Fig.8 Local corrosion of right side of surface defect of immersed samples

3 应力集中区的腐蚀速率

SECM 测试中,试件表面存在阳极区、阴极区和

零电位区域, 阳极区和阴极区形成电偶, 零电位区则相当于处于自然腐蚀状态。根据法拉第定律和阳极电流密度可以计算出阳极区与零电位区的腐蚀速率差, 再结合管线钢在该土壤中的自然腐蚀速率, 就可以估算阳极区在该土壤中的腐蚀速率。

探针直径远小于探针与试件间距, 可以把探针看作一个点电流源。由图 4b 可见, 人造缺陷端部阳极区阳极电流 I_1 大约为 1×10^{-11} A, 缺陷端部阳极区尖峰状阳极电流 I_2 大约为 $2 \times 10^{-11} \sim 4 \times 10^{-11}$ A。点电荷在半无限大导电介质中的电位分布方程^[30]为:

$$\varphi = \frac{1}{4\pi\epsilon} \frac{(1+k_{12})q}{\sqrt{(x-x_0)^2 + y^2 + z^2}} \quad (1)$$

其中, $k_{12} = \frac{\epsilon_2 - \epsilon_1}{\epsilon_2 + \epsilon_1}$ 。根据稳恒电流场与静电场的相似性, 把介电常数 ϵ 和电荷 q 换成电导 γ 和电流 I , 则 $k_{12} = \frac{\gamma_2 - \gamma_1}{\gamma_2 + \gamma_1}$ 。由于金属电导 γ_2 远大于溶液的电导 γ_1 , 因此 $k_{12} \cong 1$ 。令探针与试件的距离为 h ($x=0, x_0=h$), 稳恒电流场中, 以探针在试件上的投影为圆心且半径为 r 的圆上的电位分布方程为:

$$\varphi = \frac{1}{4\pi\gamma} \frac{2I}{\sqrt{h^2 + r^2}} \quad (2)$$

此外, 由于 $J = \gamma E$, 通过距探针尖距离为 R ($R = \sqrt{h^2 + r^2}$) 的金属表面电场强度 $E = -\frac{\partial\varphi}{\partial R}$, 可得金属试件表面的电流密度:

$$J = \frac{I}{2\pi} (r+h)(r^2+h^2)^{3/2} \quad (3)$$

当 $r=0$ 时, 可得探针在试件上的投影位置的电流密度:

$$J = \frac{I}{2\pi h^2} \quad (4)$$

把阳极电流 I_1 代入公式 (4), 可得阳极区电流密度大约为 3×10^{-8} A/cm²。对于尖峰状正电流, 每个尖峰可以看作一个点蚀, 由于其性质与周围区域的性质差异, 不适用于公式 (4), 我们只能对其电流密度做一估计。根据图 4b 所示, 每个尖峰底部直径 d 约 80 μm 。假设尖峰正电流密度在该圆面积上分布为等腰圆锥, 则尖峰位置的电流密度可以估算为:

$$J_{\text{peak}} = \frac{12I}{\pi d^2} \quad (5)$$

把 I_2 代入公式 (5), 尖峰正电流密度约为 $1.2 \sim 2.4 \times 10^{-6}$ A/cm²。根据法拉第定律计算可知, 阳极区均匀腐蚀和点蚀相对零电位区域的等效腐蚀速率差分别大约为 0.02 mm/a 和 0.8~1.6 mm/a。

实地测试显示, 管线钢在库尔勒土壤中的平均自然腐蚀速率为 0.096 mm/a。假设缺陷两侧零电流区域的腐蚀速率近似等于自然腐蚀速率, 则缺陷端部的均匀腐蚀和点蚀速率分别可以达到 0.12 mm/a 和 0.9~

1.7 mm/a, 分别为自然腐蚀速率的 1.25 倍和 9.4~17.7 倍, 即在应力集中位置更易发生点蚀。

可见人造长槽缺陷端部的应力集中使该区域腐蚀速率增加, 导致缺陷端部槽壁溶解, 腐蚀范围变大, 具体影响范围与应力分布有关。考虑到本实验腐蚀时间较短, 随着腐蚀的发展, 缺陷端部的应力集中程度降低, 缺陷端部阳极区的腐蚀速率可能会降低。

4 结论

1) 外加应力下, X80 管线钢长槽形预制缺陷端部产生应力集中, 100%屈服强度下, 缺陷端部应力明显超过了材料的屈服强度。

2) 长槽预制缺陷端部应力集中区为阳极区, 有腐蚀被加速的趋势, 且存在点蚀倾向; 缺陷侧面边缘低应力区表面为阴极区, 以均匀腐蚀为主。

3) 在库尔勒土壤模拟溶液中, X80 钢在应力集中的缺陷端部区域计算得出平均腐蚀速率可达 0.12 mm/a, 点蚀速率可达 0.9~1.7 mm/a, 点蚀现象明显。

参考文献:

- [1] LI Xiao-gang, ZHANG Da-wei, LIU Zhi-yong, et al. Share corrosion data[J]. Nature, 2015, 527(7579): 441-442.
- [2] LIU Zhi-yong, CUI Zhong-yu, LI Xiao-gang, et al. Mechanistic aspect of stress corrosion cracking of X80 pipeline steel under non-stable cathodic polarization[J]. Electrochemistry communications, 2014, 48: 127-129.
- [3] LIU Z Y, LU L, HUANG Y Z, et al. Mechanistic aspect of non-steady electrochemical characteristic during stress corrosion cracking of an X70 pipeline steel in simulated underground water[J]. Corrosion, 2014, 70(7): 678-685.
- [4] LIU Zhi-yong, LI Xiao-gang, DU Cui-wei, et al. Effect of inclusions on initiation of stress corrosion cracks in X70 pipeline steel in an acidic soil environment[J]. Corrosion science, 2009, 51(4): 895-900.
- [5] LIU Z Y, LI Q, CUI Z Y, et al. Field experiment of stress corrosion cracking behavior of high strength pipeline steels in typical soil environments[J]. Construction & building materials, 2017, 148: 131-139.
- [6] YAN Mao-cheng, SUN Cheng, XU Jin, et al. Stress corrosion of pipeline steel under occluded coating disbondment in a red soil environment[J]. Corrosion science, 2015, 93(1): 27-38.
- [7] 孟旭, 薛旦, 李强, 等. X80 钢在碱性环境中的应力腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护, 2014, 35(6): 546-549. MENG X, XUE D, LI Q, et al. Stress corrosion cracking of X80 steel in alkaline environment[J]. Corrosion & protection, 2014, 35(6): 546-549.
- [8] CUI Zhong-yu, LIU Zhi-yong, WANG Li-wei, et al. Effect of plastic deformation on the electrochemical and stress corrosion cracking behavior of X70 steel in near-

- neutral pH environment[J]. *Materials science & engineering A*, 2016, 677: 259-273.
- [9] LIU Z Y, WANG X Z, DU C W, et al. Effect of hydrogen-induced plasticity on the stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in simulated soil environments[J]. *Materials science & engineering A*, 2016, 658: 348-354.
- [10] LI M C, CHENG Y F. Corrosion of the stressed pipe steel in carbonate-bicarbonate solution studied by scanning localized electrochemical impedance spectroscopy[J]. *Electrochimica acta*, 2008, 53(6): 2831-2836.
- [11] SONG F M. Predicting the mechanisms and crack growth rates of pipelines undergoing stress corrosion cracking at high pH[J]. *Corrosion science*, 2009, 51(11): 2657-2674.
- [12] LIU Z Y, LI X G, CHENG Y F. Understand the occurrence of pitting corrosion of pipeline carbon steel under cathodic polarization[J]. *Electrochimica acta*, 2012, 60(1): 259-263.
- [13] LIU Z Y, LI X G, CHENG Y F. In-situ characterization of the electrochemistry of grain and grain boundary of an X70 steel in a near-neutral pH solution[J]. *Electrochemistry communications*, 2010, 12(7): 936-938.
- [14] LIU Zhi-yong, LI Xiao-gang, DU Cui-wei, et al. Local additional potential model for effect of strain rate on SCC of pipeline steel in an acidic soil solution[J]. *Corrosion science*, 2009, 51(12): 2863-2871.
- [15] LIU Zhi-yong, LI Xiao-gang, DU Cui-wei, et al. Stress corrosion cracking behavior of X70 pipe steel in an acidic soil environment[J]. *Corrosion science*, 2008, 50(8): 2251-2257.
- [16] LIU Z Y, LI X G, CHENG Y F. Mechanistic aspect of near-neutral pH stress corrosion cracking of pipelines under cathodic polarization[J]. *Corrosion science*, 2012, 55(2): 54-60.
- [17] LIU Z Y, LI X G, CHENG Y F. Electrochemical state conversion model for occurrence of pitting corrosion on a cathodically polarized carbon steel in a near-neutral pH solution[J]. *Electrochimica acta*, 2011, 56(11): 4167-4175.
- [18] CHENG Y F, NIU L. Mechanism for hydrogen evolution reaction on pipeline steel in near-neutral pH solution[J]. *Electrochemistry communications*, 2007, 9(4): 558-562.
- [19] HE D X, LUO J L, CHEN W X. Effect of cathodic potential on hydrogen content in a pipeline steel exposed to NS4 near-neutral pH soil solution[J]. *Corrosion*, 2004, 60(8): 778-786.
- [20] ASME B31G—1991. Manual for determining the remaining strength of corroded pipelines[S].
- [21] 刘智勇, 翟国丽, 杜翠薇, 等. X70 钢在鹰潭酸性土壤中的应力腐蚀行为[J]. *四川大学学报(工程科学版)*, 2008(2): 76-81.
- LIU Zhi-yong, ZHAI Guo-li, DU Cui-wei, et al. SCC of X70 steel in Yingtan acid soil environment[J]. *Journal of Sichuan University (engineering science edition)*, 2008(2): 76-81.
- [22] 梁平, 李晓刚, 杜翠薇, 等. 影响埋地 X70 管线钢腐蚀性的土壤因素评价[J]. *腐蚀与防护*, 2009, 30(8): 526-530.
- LIANG Ping, LI Xiao-gang, DU Cui-wei, et al. Evaluation of soil factors influencing corrosion of buried X70 pipeline steel[J]. *Corrosion protection*, 2009, 30(8): 526-530.
- [23] OLTRA R, VIGNAL V. Recent advances in local probe techniques in corrosion research—Analysis of the role of stress on pitting sensitivity[J]. *Corrosion science*, 2007, 49(1): 158-165.
- [24] 俞春福, 徐久军, 黑祖昆. 电化学扫描探针显微镜在腐蚀电化学研究中的应用[J]. *腐蚀与防护*, 2002(1): 1-5.
- YU Chun-fu, XU Jiu-jun, HEI Zu-kun. Application of electrochemical scanning probe microscopy in corrosion-electrochemistry research[J]. *Corrosion protection*, 2002(1): 1-5.
- [25] 朱应扬, 朱日彰, 王旷, 等. 不锈钢裸表面在氯化物溶液中钝化的动力学规律和机理研究[J]. *中国腐蚀与防护学报*, 1987(1): 27-34.
- ZHU Ying-yang, ZHU Ri-zhang, WANG Kuang, et al. Kinetics of passivation of stainless steel in chloride solution[J]. *Journal of Chinese society for corrosion and protection*, 1987(1): 27-34.
- [26] DAVOODI A, PAN J, LEYGRAF C, et al. Norgren probing of local dissolution of Al-alloys in chloride solutions by AFM and SECM[J]. *Applied surface science*, 2006, 252(15): 5499-5503.
- [27] 张琳, 杨德钧. 夹杂物对不锈钢孔蚀敏感性的影响[J]. *中国腐蚀与防护学报*, 1987(4): 297-302.
- ZHANG Lin, YANG De-jun. A study of the effect of inclusions on pitting susceptibility of stainless steel[J]. *Journal of Chinese society for corrosion and protection*, 1987(4): 297-302.
- [28] 王玉杰. 残余应力影响碳钢腐蚀敏感性的局部电化学研究[D]. 济南: 山东大学, 2014: 45-58.
- WANG Yu-jie. Local electrochemical study of the effect of residual stress on the corrosion sensitivity of carbon steel[D]. Jinan: Shandong University, 2014: 45-58.
- [29] 刘智勇, 李晓刚, 杜翠薇, 等. 管道钢在土壤环境中应力腐蚀模拟溶液进展[J]. *油气储运*, 2008, 27(4): 34-39.
- LIU Zhi-yong, LI Xiao-gang, DU Cui-wei, et al. Development of stress corrosion simulation solution of pipeline steel in soil environment[J]. *Oil & gas storage and transportation*, 2008, 27(4): 34-39.
- [30] 刘忠乐, 龚沈光. 海水中稳恒电流电场的点电极计算模型[J]. *海军工程大学学报*, 2004, 61(1): 35-39.
- LIU Zhong-le, GONG Shen-guang. Point-electrode calculation model of electric field of steady current in sea[J]. *Journal of Naval University of Engineering*, 2004, 61(1): 35-39.