

TP110TS 油管钢在酸性气田环境中的 应力腐蚀行为研究

王峰^{1,2}, 王立贤³, 刘智勇⁴, 艾池¹

- (1. 东北石油大学 石油工程学院, 黑龙江 大庆 163318;
2. 中国石油吉林油田公司 松原采气厂, 吉林 松原 138000;
3. 北京三聚环保新材料股份有限公司, 北京 100080;
4. 北京科技大学 腐蚀与防护中心, 北京 100083)

摘要: 目的 研究 TP110TS 油管钢在酸性气田环境中的应力腐蚀开裂行为。方法 通过模拟酸性气田环境, 采用动电位极化法、电化学阻抗法、电化学充氢、恒载荷浸泡试验和慢应变速率拉伸试验等方法进行研究。结果 在酸性气田环境中, 100 °C 时 TP110TS 钢中的含氢量大幅度降低, 氢脆作用减弱, 导致其应力腐蚀敏感性低于 60 °C。TP110TS 钢在 100 °C 的酸性气田环境中, 当拉应力超过 70% σ_s 时才表现出一定的应力腐蚀敏感性, 表明该材料在实际使用过程中应力水平应保持在 70% σ_s 以下, 但当温度降低到 60 °C, 其安全应力门槛值要降为 50% σ_s 。结论 TP110TS 钢在酸性气田环境中的应力腐蚀机制是阳极溶解与氢脆的混合机制。拉应力的存在会缩短 TP110TS 钢的耐腐蚀寿命, 且拉应力越大, 耐腐蚀寿命越短。

关键词: TP110TS; 酸性气田; 应力腐蚀; 氢渗透

中图分类号: TG172 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2015)03-0057-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2015.03.010

Study on Stress Corrosion Behavior of TP110TS Oil Pipeline Steel in the Sour Gas Field Environment

WANG Feng^{1,2}, WANG Li-xian³, LIU Zhi-yong⁴, AI Chi¹

- (1. College of Petroleum Engineering, Northeast Petroleum University, Daqing 163318, China;
2. Songyuan Gas Production Plant, Jilin Oil Field Company of China Oil, Songyuan 138000, China;
3. Beijing Sj Environmental Protection and New Material Co., Ltd, Beijing 100080, China;
4. Corrosion and Protection Center, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

ABSTRACT: Objective To study the stress corrosion cracking (SCC) behavior of TP110TS oil pipeline steel in the simulated sour

收稿日期: 2014-11-02; 修订日期: 2015-01-18

Received: 2014-11-02; Revised: 2015-01-18

基金项目: 国家高技术研究发展计划(863计划 2012AA040105); 国家科技基础性工作专项(2012FY113000)

Fund: Supported by the National High-tech Development Plan (2012AA040105) and Special Basic Work of National Science and Technology (2012FY113000)

作者简介: 王峰(1973—), 男, 高级工程师, 主要从事采油采气、CO₂ 驱油等技术研究工作。

Biography: WANG Feng(1973—), Male, Senior engineer, Research focus: oil gas extraction, CO₂ flooding technology.

gas field environment. **Methods** Potentiodynamic polarization, electrochemical impedance method, electrochemical hydrogen charging, constant load test methods such as immersion test of constant-loading specimen and slow strain rate tensile test were used for research in the simulated sour gas field environment. **Results** It showed that the amount of hydrogen in the TP110TS oil pipeline steel in the sour gas field environment was substantially decreased when the temperature was 100 °C, the hydrogen embrittlement effect was diminished, which resulted in the decreased stress corrosion sensitivity as compared to that at 60 °C. In the sour gas field environment with a temperature of 100 °C, the TP110TS steel showed some stress corrosion sensitivity only when the tensile stress on the steel exceeded 70% σ_s . It showed that the stress level of the material in the process of actual use should be kept below 70% σ_s . However, when the temperature was reduced to 60 °C, its security stress threshold value should be decreased to 50% σ_s . **Conclusion** The SCC mechanism of TP110TS oil pipeline steel in the sour gas field environment was mixed-controlled by both anodic dissolution (AD) and hydrogen-induced (HE), and the existence of the tensile stress shortened the corrosion life of the TP110TS steel and the greater the tensile stress was, the shorter the corrosion life became.

KEY WORDS: TP110TS; sour gas field; stress corrosion; hydrogen permeation

随着我国能源需求的快速增长,高含 H_2S/CO_2 的油气田进入全面开发阶段,油套管钢的环境条件更加苛刻,在 H_2S 介质体系中的应力腐蚀开裂(SCC)时有发生^[1-5],常引起重大事故,因此该类问题历来受到广泛的关注^[6-8]。在酸性 H_2S 环境中,金属表面会形成一层 FeS_x 膜层, H_2S 及腐蚀性介质需通过 FeS_x 层和残余氧化膜到达金属基体反应^[9]。该过程产生的 H 原子扩散进入金属晶格点阵中能够加速阳极溶解(Anodic Dissolution, AD)和促进 SCC 发生^[10-11]。温度对该过程有着重要的影响,一方面温度的升高使金属表面腐蚀产物更加致密,保护作用增强;另一方面温度升高使腐蚀性离子在膜内的扩散作用增强,导致环境腐蚀性增强^[12],均匀腐蚀速率增大,局部腐蚀萌生密度或扩展速率降低,SSC 敏感性减小^[13]。TP110TS 是新开发的抗硫油管钢,被广泛地应用于油气田设备当中,但目前关于其耐 H_2S 应力腐蚀开裂性能的研究还很少见报道。文中通过模拟酸性气田环境,采用动电位极化法、电化学阻抗法、电化学充氢、恒载荷试样浸泡试验和慢应变速率拉伸试验(SSRT)等方法研究了 TP110TS 油管钢在酸性气田环境下的应力腐蚀行为与机理。

1 实验方法

实验材料为 TP110TS 油钢管,其化学成分(以质量分数计)为: C 0.32%, Mn 1.34%, S 0.0033%, P 0.0075%, Cr 0.088%, Ni 0.011%。力学性能:屈服强度为 817 MPa,断裂强度为 898 MPa,伸长率为 25.7%,断面收缩率为 61.9%。TP110TS 的 SEM 金相照片如图 1 所示。其金相组织主要为铁素体 + 贝氏体组织,组织较细小且均匀。

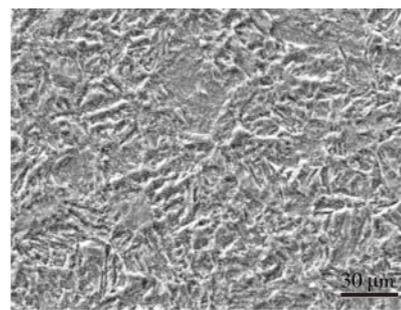


图 1 TP110TS 钢的金相组织

Fig. 1 The microstructure of TP110TS steel

金相观察试样需将试样打磨至 2000# 后抛光,用 4% (体积分数) 的硝酸酒精浸蚀,然后用去离子水和丙酮依次清洗,吹干备用。电化学试样工作表面为 1 cm^2 正方形,试样块背面焊接导线后用环氧树脂密封,留出工作面,然后将工作面用耐水砂纸逐级打磨至 1500#,除油、清洗、脱水后备用。按照 GB/T 15970 制作恒载荷拉伸试样,其长度方向均平行于材料轴向。所有试样表面用耐水砂纸打磨至 1500#,除油、清洗、干燥后称量并测量其工作面积,其余部分用耐热硅胶封装。

根据调研西南某气田的出井液成分分析结果,用分析化学试剂 NaCl, KCl, $MgCl_2$, $CaCl_2$ 配制腐蚀介质空白溶液,它们的质量浓度分别为 4 710, 780, 33 850, 33 600 mg/L, pH 为 5.0。pH 调节采用 5% (质量分数) 的 HCl,以模拟酸性气田环境,研究 TP110TS 钢的应力腐蚀行为及机理。

动电位极化和电化学阻抗在 APR 多通道电化学工作站上进行,试验采用三电极体系。TP110TS 钢试样为工作电极,Ag/AgCl 电极为参比电极,铂片为对电极。动电位极化曲线扫描速率为 0.5 mV/s,试验温度分别为 25, 60, 100 °C。试验前向新配的溶液介

质通入纯氮除氧 12 h,然后将除氧的溶液注入高压釜,装入试样并快速密封。通入高纯氮气除氧 2 h,升温至预定温度。然后依次通入 H₂S、CO₂ 和 N₂ 至预定压力,其中 H₂S 分压为 1.5 MPa,CO₂ 的分压为 1.8 MPa,总压为 10 MPa。

电化学充氢实验所用 TP110TS 钢试样为 20 mm × 10 mm × 5 mm 的长方体样块,充氢之前对试样所有表面进行机械抛光。充氢溶液为 0.5 mol/L H₂SO₄,并加入 250 mg/L 的 As₂O₃ 作为毒化剂。充氢电流密度为 10、30、50 mA/cm²,充氢温度为 30、40、50、70、90 °C,充氢时间为 24 h。将充氢后的试样立即浸入液体石蜡中测量放氢量。

采用恒载荷高温高压浸泡试验研究 TP110TS 钢的均匀腐蚀速率,试样分为无应力和拉应力两种,其中拉应力值为 TP110TS 钢屈服强度的 50%。浸泡时间分别为 120、240、360、720 h,温度分别为 60、100 °C。试验前处理以及压力设置同上。浸泡试验结束后,取出其中 3 个试样,用蒸馏水冲洗并清除表面的腐蚀产物,最后称量并计算腐蚀速率。对剩下的试样进行 SSRT 或恒载荷拉伸试验,恒载荷拉伸试验所加载荷依次为 TP110TS 钢的屈服强度的 50%、70%、80%、90%,拉伸应变速率为 1.33 × 10⁻⁶ s⁻¹。切取待观察部位,先丙酮清洗除油,再用洗液(500 mL HCl + 500 mL 蒸馏水 + 3 ~ 10 g 六次甲基四胺)超声波清洗 1 min 去除腐蚀产物,然后用去离子水超声波清洗,再用丙酮清洗除水,吹干后再观察,以排除残留溶液及腐蚀产物的影响。用电子扫描显微镜对断口形貌进行观察。

根据高温高压浸泡试验得到的腐蚀速率,对 TP110TS 在该环境下的剩余腐蚀寿命进行预测。其中腐蚀速率安全系数为 1.3,初始壁厚为 12.5 mm,无应力条件下的失稳判据为因腐蚀减薄导致管壁泄漏,拉应力条件下的失稳判据为因腐蚀减薄导致管壁实际应力超过屈服强度而引发应力腐蚀或机械断裂。

2 结果及分析

2.1 电化学行为

TP110TS 钢在模拟酸性气田环境中的电化学阻抗行为如图 2 所示。由图 2a 可见,温度对电化学阻抗谱的影响较大,随着温度的升高,其 Nyquist 图呈单一容抗弧特征,容抗弧半径逐渐减小,表明阻抗模值

逐渐降低。根据电化学阻抗原理,可用图 2b 的等效电路进行解析,R_s 为参比电极至工作电极间溶液欧姆降,R_{ct} 为电荷转移电阻,R_f 为腐蚀产物膜层电阻,Q_f 为反映腐蚀产物层电容的常相位角元件,Q_{dl} 为反映双电层电容的常相位角元件。由图 2a 可见,温度升高时,电化学阻抗大大下降,电荷转移电阻大幅降低。这表明温度升高大大促进了 TP110TS 钢腐蚀反应过程,耐蚀性能降低。

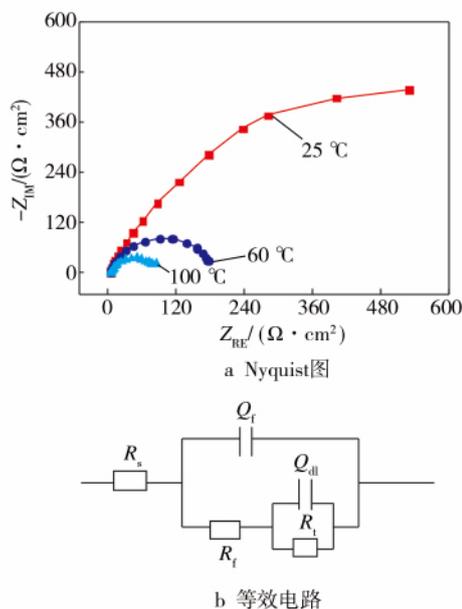


图 2 不同温度下 TP110TS 钢的 Nyquist 图和等效电路
Fig. 2 Nyquist plots (a) of TP110TS steel at different temperature and Equivalent circuit (b)

TP110TS 钢在模拟酸性气田环境中的电化学极化行为如图 3 所示。可见,随温度升高,极化曲线逐渐右移,零电流的腐蚀电流密度增大,腐蚀速率加快。这主要是因为温度升高,离子在膜内的扩散作用增强,导致电荷转移电阻降低。

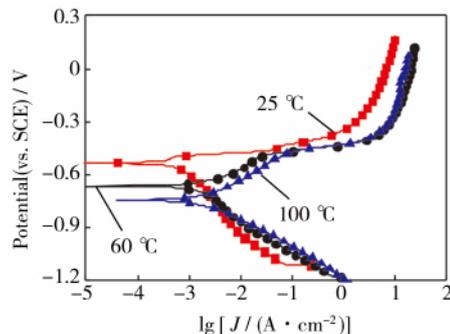


图 3 TP110TS 钢在模拟酸性气田环境下的极化曲线
Fig. 3 Polarization curves of TP110TS steel under simulated conditions of sour gas field

2.2 电化学充氢

TP110TS 钢在 H_2SO_4 溶液中充氢后浸入石蜡中测得的放氢量与充氢温度的关系如图 4 所示。可以看出,随着充氢温度的升高,TP110TS 钢在腐蚀过程中的吸氢量逐渐降低,50 °C 以后氢的吸收量急剧降低,90 °C 时氢的吸收量仅为 30 °C 时的 10% 左右。由于在析氢环境(含 H_2S 介质)中,进入金属中的氢能够促进 SCC 的萌生和发展,因此随着温度的升高,TP110TS 钢的 SCC 敏感性将会降低。同时也说明,在 100 °C 时 TP110TS 钢的 SCC 机制中,阳极溶解的作用大幅加强。

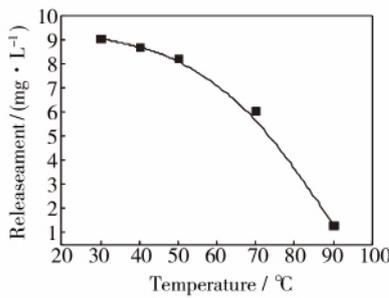


图 4 TP110TS 钢充氢后放氢量与充氢温度的关系

Fig. 4 Relationship between hydrogen release and hydrogen filling temperature after hydrogen filling of TP110TS steel

2.3 应力-应变曲线

不同恒载荷下的 TP110TS 钢试样在 100 °C 的模拟溶液中浸泡 720 h 后测试的应力-应变($\sigma-\epsilon$)曲线如图 5 所示,可以看出,预加载的拉应力水平对钢的拉伸性能有重要影响。预拉应力从 50% σ_s 增加到 90% σ_s 时,TP110TS 钢的强度和伸长率随加载水平的增加而逐渐降低。特别当预拉应力增加到 90% σ_s 时,伸长率大大降低,基本没有均匀变形行为,表现出明显的应力腐蚀敏感性。当预拉应力在 80% σ_s 以下时,应力腐蚀敏感性随预应力水平变化的幅度较小,表明该材料在实验条件下发生应力的腐蚀门槛值应该介于 80% σ_s 和 90% σ_s 之间。

预拉应力在 50% σ_s 时,不同温度下经过 720 h 浸泡腐蚀之后的应力-应变曲线如图 6 所示。可以看出,100 °C 时 TP110TS 钢的力学性能未发生明显劣化,仍具有较好的力学性能。当温度降到 60 °C 时,其伸长率明显降低,表现出一定的应力腐蚀倾向,说明温度降低能够增加 TP110TS 钢的应力腐蚀敏感性。

为了量化 TP110TS 钢 SCC 敏感性与施加恒载荷的相关性,以伸长率损失(I_δ)和(I_ψ)等指标表征其

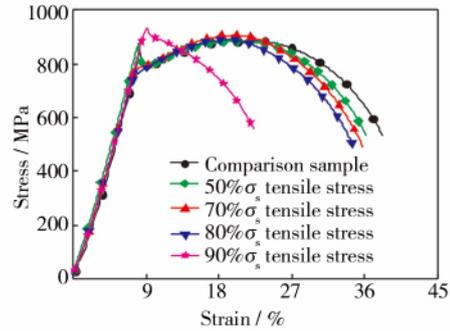


图 5 TP110TS 钢预应力试样在 100 °C 的模拟溶液中浸泡 720 h 后的应力-应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves of TP110TS steel prestressed sample after immersed in the analog solution at 100 °C for 720 h

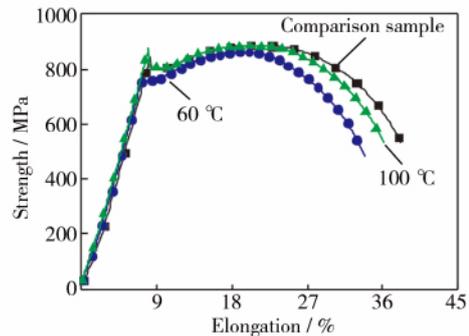


图 6 TP110TS 钢预拉应力试样在不同温度下浸泡 720 h 后的应力-应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves of TP110TS steel prestressed sample after immersed for 720 h at different temperature

SCC 敏感性,其计算公式为:

$$I_\delta = \left(1 - \frac{\delta_E}{\delta_0}\right) \times 100\% \tag{1}$$

$$I_\psi = \left(1 - \frac{\psi_E}{\psi_0}\right) \times 100\% \tag{2}$$

式中: ψ_E 表示腐蚀之后的试样断面收缩率; ψ_0 表示对比试样的断面收缩率; δ_E 表示腐蚀之后的试样伸长率; δ_0 表示对比试样的伸长率。

不同预应力浸泡后 SCC 敏感性指标的变化情况如图 7 所示,可见随着预加应力的增加,TP110TS 钢的伸长率损失指标相应增大,SCC 敏感性升高。当预加载荷小于 80% σ_s 时,SCC 敏感性的增加比较缓慢;当预加载荷增加到 90% σ_s 时,SCC 敏感性增幅加大。在所有情况下,断面收缩率的损失系数均较小。这是由于拉伸曲线是浸泡后在空气中测试时,溶液跟应力的协同效应无法发生,微裂纹在拉伸过程中不能扩展所导致的。上述结果表明,随着恒载荷的增大,SCC

敏感性增大, TP110TS 钢在此条件下的应力腐蚀门槛值介于 $80\% \sigma_s$ 和 $90\% \sigma_s$ 之间。

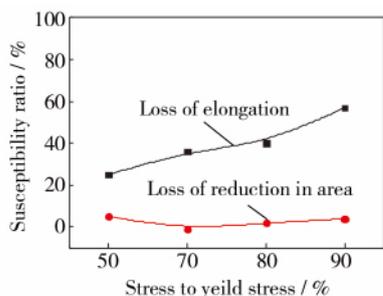


图 7 不同预加载荷下浸泡后 TP110TS 钢的应力腐蚀敏感性
Fig. 7 Stress corrosion sensitivity of TP110TS steel after immersion under different preloading load

2.4 质量损失速率测量

为了测试预加拉应力对腐蚀过程的影响, 截取不同预应力下浸泡的平行试样的测试标段, 测量了其质量损失速率, 其均匀腐蚀速率的计算公式为:

$$v_w = \frac{W_{i0} - W_i}{A_i t} = \frac{\frac{R_0^2 \bar{L}_i}{R_0^2 L_0} W_0 - W_i}{2\pi R_0 \bar{L}_i t} \quad (3)$$

式中: v_w 为均匀质量损失速率, $g/(dm^2 \cdot a)$; W_0 为标准试样标距长度内的质量, g ; W_{i0} 为被测试样标距长度内的质量, g ; W_i 为标准试样标距长度内的质量, g ; A_i 为被测试样标距长度内的表面积, dm^2 ; t 为试验时间, a ; R_0 为被测试样标距区内试样直径, mm ; R_i 为标准试样标距区内试样直径, mm ; L_i 为被测试样标距长度, dm ; L_0 为标准试样标距长度, dm 。

由于试样是精加工的 $R_0 \approx R_i$, 则式(3)变为:

$$v_w = \frac{W_{i0} - W_i}{A_i t} = \frac{\frac{\bar{L}_i}{L_0} W_0 - W_i}{2\pi R_0 \bar{L}_i t} \quad (4)$$

当用深度法来表征均匀腐蚀速率时, 腐蚀速度为:

$$v_d = \frac{v_w}{10\rho} \quad (5)$$

式中: v_d 为均匀腐蚀速率, mm/a ; ρ 为腐蚀材料的密度, 此时取 $7.86 g/mm^3$ 。

不同腐蚀时间下应力状态对腐蚀速率的影响如图 8 所示。可以看出, $50\% \sigma_s$ 下的腐蚀速率明显高于同环境下无拉应力状态, 腐蚀速率均随着腐蚀时间的延长而先降低后趋于稳定。这说明阳极溶解作用在 TP110TS 钢的应力腐蚀过程中起重要作用, 特别是对

于其裂纹的萌生过程, 拉应力导致的阳极溶解可能加速点蚀生长进而引发裂纹。

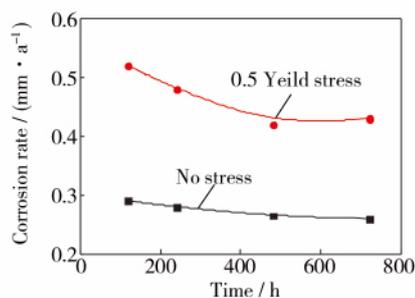
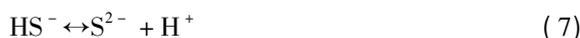


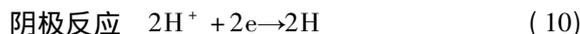
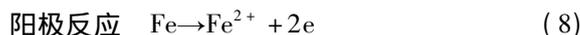
图 8 应力水平对腐蚀速率的影响
Fig. 8 Influence of stress level on the corrosion rate

3 讨论

已有的研究表明, 在 CO_2 和 H_2S 的分压比小于 200 时, 其腐蚀过程以 H_2S 的作用为主^[14]。在含 H_2S 的水溶液中, 因 H_2S 逐步电离而表现出酸性^[15]:



在金属表面发生电化学反应, 其中:



高强钢在酸性 H_2S 环境下的应力腐蚀机理一般是氢致开裂 (HIC) 或氢脆 (HE) 机制^[16], 同时也可能存在一定的 AD 作用。在温度低于 $80^\circ C$ 时, 温度的降低会导致阴极反应生成的氢更容易渗入钢中, 增强 HIC 或 HE 作用结果而促进 SCC, 这种作用在 $20 \sim 50^\circ C$ 时最强。当温度高于 $80^\circ C$ 时, 温度升高, 渗入钢中的氢量随温度快速减小, 常温下比 $90^\circ C$ 时钢中的含氢量高近 10 倍 (如图 3 所示)。这说明在 $100^\circ C$ 时 TP110TS 钢的 HIC 或 HE 敏感性大大降低, 进而导致其应力腐蚀敏感性比低温下的降低。

尽管 $100^\circ C$ 时钢中的渗氢浓度比 $60^\circ C$ 时大大降低, 但是在较高拉应力情况下, 由于部分晶格被拉长, 钢中有效的氢阱密度增加导致其具有较高的氢脆敏感性, 即均匀拉伸变形能力大大损失而导致应力腐蚀敏感性大幅增加。这些结果表明, TP110TS 钢在 $100^\circ C$ 时仍具有 HE 特征, 即其应力腐蚀机制具有 HIC 或 HE 机制。

同时由图 8 可见, 存在拉应力时 TP110TS 钢的腐蚀速率明显增大。说明 AD 作用在这两种钢的应力

腐蚀过程中起重要作用,特别是对于其裂纹的萌生过程。拉应力导致的阳极溶解可能加速点蚀生长进而引发裂纹。说明 TP110TS 钢在实验介质中的应力腐蚀也具有 AD 的特征。

综上所述,TP110TS 钢在模拟 H_2S 环境中的应力腐蚀机制是阳极溶解与氢脆的混合机制(AD + HE 机制)^[17-18]。在这种协同机制作用下,充氢作用加强,如降低 pH、增加 H_2S 浓度^[19-20]、改变温度等,或局部阳极溶解作用加强,如增加 Cl^- 浓度等^[21],均能增加其 SCC 敏感性。

应力腐蚀发生必须要有足够高的拉应力水平,即需要满足应力门槛值,应力腐蚀才能发生。由图 5 可见,只有当拉应力水平达到 $80\% \sigma_s$ 以上时,它们在 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 的模拟介质中才表现出强应力腐蚀敏感性,即其应力腐蚀门槛值在 $80\% \sigma_s \sim 90\% \sigma_s$ 之间。当拉应力超过 $70\% \sigma_s$ 时,已经具有一定的应力腐蚀敏感性。这表明该材料在实际使用过程中,应力水平在 $70\% \sigma_s$ 以下时,具有较高的安全性。

同时,由于温度降低到 $60\text{ }^\circ\text{C}$ 时,材料的应力腐蚀敏感性增大,导致其在 $50\% \sigma_s$ 条件下即表现出应力腐蚀敏感性。这表明在温度较低的条件服役时,其安全应力门槛值要降低。

4 结论

1) TP110TS 钢在模拟酸性气田环境中的应力腐蚀机制是阳极溶解与氢脆的混合机制(AD + HE 机制)。 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 时钢中的含氢量大幅度降低,HE 作用减弱,导致其应力腐蚀敏感性低于 $60\text{ }^\circ\text{C}$ 。

2) 拉应力的存在会促进 TP110TS 钢的阳极溶解过程。在 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 的模拟介质中,当拉应力超过 $70\% \sigma_s$ 时才表现出一定的应力腐蚀敏感性,表明该材料在实际使用过程中应力水平应保持在 $70\% \sigma_s$ 以下,但当温度降低到 $60\text{ }^\circ\text{C}$ 时,其安全应力门槛值要降低。

参考文献

[1] ZHU S D, WEI J F, BAI Z Q. Failure Analysis of P110 Tubing String in the Ultra-deep Oil Well [J]. Engineering Failure Analysis, 2011(18): 950—962.
[2] ZHU S D, WEI J F, BAI Z Q. Corrosion Failure Analysis of High Strength Grade Super 13Cr-110 Tubing String [J]. Engineering Failure Analysis, 2011(18): 2222—2231.

[3] XU X Q, BAI Z Q, FENG Y R. The Influence of Temperature on the Corrosion Resistance of $10^{\#}$ Carbon Steel for Refinery Heat Exchanger Tubes [J]. Applied Surface Science, 2013, 280: 641—645.
[4] LI W F, ZHOU Y J, XUE Y. Corrosion Behavior of 110S Tube Steel in Environments of High H_2S and CO_2 Content [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2012(19): 59—65.
[5] YIN Z F, ZHAO W Z, BAI Z Q. Corrosion Behavior of SM 80SS Tube Steel in Stimulant Solution Containing H_2S and CO_2 [J]. Electrochemical Acta, 2008(53): 3690—3700.
[6] 沈卓, 李玉海, 单以银. 硫含量及显微组织对管线钢力学性能和抗 H_2S 行为的影响 [J]. 金属学报, 2008, 44(2): 211—221.
SHEN Zhuo, LI Yu-hai, SHAN Yi-yin. Sulfur Content and Microstructure of Pipeline Steel Mechanical Properties and Resistance to the Influence of H_2S Behavior [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 44(2): 211—221.
[7] ZHANG S Q, CHEN L Q, CHEN C F. Failure Analysis of an A333Gr6 Pipeline after Exposure to a Hydrogen Sulfide Environment [J]. Engineering Failure Analysis, 2013, 35(15): 516—523.
[8] KONG D J, WU Y Z, LONG D. Stress of X80 Pipeline Steel Welded Joints by Slow Strain Test in NACE H_2S Solutions [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2013, 20(1): 40—46.
[9] IOFA Z A, BATRAKOV V V, NGOK C B. Influence of Anion Adsorption on the Action of Inhibitors on the Acid Corrosion of Iron and Cobalt [J]. Electrochim Acta, 1964(9): 1645—1653.
[10] MA H Y, CHENG X L, LI G Q. The Influence of Hydrogen Sulfide on Corrosion of Iron under Different Conditions [J]. Corrosion Science, 2000(42): 1669—1683.
[11] TSAI S Y, SHIS H C. A Statistical Failure Distribution and Lifetime Assessment of the HSLA Steel Plates in H_2S Containing Environments [J]. Corrosion Science, 1996, 38(5): 705—719.
[12] QIAO L, MAO X. Thermodynamic Analysis on the Role of Hydrogen in Anodic Stress Corrosion Cracking [J]. Acta Metal Mater, 1995, 43(11): 4001—4008.
[13] TSAY L W, CHI M Y, CHEN H R. Investigation of Hydrogen Sulfide Stress Corrosion Cracking of pH 13-8 Mo Stainless Steel [J]. Materials Science and Engineering, 2006, 416: 155—160.
[14] 白真权, 李鹤林, 刘道新, 等. 模拟油田 H_2S/CO_2 环境中 N80 钢的腐蚀及影响因素研究 [J]. 材料保护, 2003, 36(4): 32—34.

(下转第 73 页)

- GAO Chun-liang ,LIU Ming-liang ,LI Da-ming ,et al. Effects of CO₂ Partial Pressure on CO₂ Corrosion Behavior of N80 Tubular Steel [J]. Corrosion & Protection ,2014 ,35(10) : 975—978.
- [5] PANDARINATHAN V ,LEPKOVA K ,BAILEY S ,et al. Evaluation of Corrosion Inhibition at Sand-deposited Carbon Steel in CO₂-saturated Brine [J]. Corrosion Science ,2013 , 72: 108—117.
- [6] 李大朋 ,马文海 ,张雷 ,等. 温度对油管钢 CO₂ 腐蚀行为的影响 [J]. 腐蚀与防护 ,2012 ,33(2) : 81—84.
LI Da-peng ,MA Wen-hai ,ZHANG Lei ,et al. Effect of Temperature on CO₂ Corrosion Behavior of Tubular Steel [J]. Corrosion & Protection ,2012 ,33(2) : 81—84.
- [7] WU Qian-lin ,ZHANG Zhong-hua ,DONG Xiao-ming ,et al. Corrosion Behavior of Low-alloy Steel Containing 1% Chromium in CO₂ Environments [J]. Corrosion Science ,2013 , 75: 400—408.
- [8] LIU Q Y ,MAO L J ,ZHOU S W ,et al. Effects of Chloride Content on CO₂ Corrosion of Carbon Steel in Simulated Oil and Gas Well Environments [J]. Corrosion Science ,2014 , 84: 165—171.
- [9] 侯建国 ,安维杰 ,常炜 ,等. 原油对 CO₂ 腐蚀影响的模拟研究 [J]. 中国海上油气 ,2005 ,17(1) : 60—64.
HOU Jian-guo ,AN Wei-jie ,CHANG Wei ,et al. Simulating Study of the Influence of Crude Oil on CO₂ Corrosion [J]. China Offshore Oil and Gas ,2005 ,17(1) : 60—64.
- [10] 陈长风 ,路民旭 ,赵国仙 ,等. N80 油管钢 CO₂ 腐蚀点蚀行为 [J]. 中国腐蚀与防护学报 ,2003 ,23(1) : 21—25.
CHEN Chang-feng ,LU Min-xu ,ZHAO Guo-xian ,et al. Behavior of CO₂ Pitting Corrosion of N80 Steel [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection ,2003 ,23(1) : 21—25.
- [11] HASSANI SHOKROLLAH ,VU THANH NAM ,ROSLI NOR ROSLINA ,et al. Wellbore Integrity and Corrosion of Low Alloy and Stainless Steels in High Pressure CO₂ Geologic Storage Environments: An Experimental Study [J]. International Journal of Greenhouse Gas Control ,2014 ,23: 30—43.
- [12] ZHANG Y C ,PANG X L ,QU S P ,et al. The Relationship between Fracture Toughness of CO₂ Corrosion Scale and Corrosion Rate of X65 Pipeline Steel under Supercritical CO₂ Condition [J]. International Journal of Greenhouse Gas Control ,2011 ,6(5) : 1643—1650.
- [13] RUHL A S ,KRANZMANN A. Corrosion in Supercritical CO₂ by Diffusion of Flue Gas Acids and Water [J]. The Journal of Supercritical Fluids ,2012 ,68: 81—86.
- [14] 高斐 ,楼一珊 ,李忠惠 ,等. 油气井下 CO₂ 动态腐蚀模拟试验装置的研制 [J]. 材料保护 ,2014 ,47(7) : 48—52.
GAO Fei ,LOU Yi-shan ,LI Zhong-hui ,et al. Development of CO₂ Dynamic Corrosion Simulation Test Device in Underground Oil and Gas [J]. Materials Protection ,2014 ,47(7) : 48—52.
- [15] ZHANG G A ,ZENG Y ,GUO X P. Electrochemical Corrosion Behavior of Carbon Steel under Dynamic High Pressure H₂S/CO₂ Environment [J]. Corrosion Science ,2012 ,65: 37—47.

(上接第 62 页)

- BAI Zhen-quan ,LI He-lin ,LIU Dao-xin ,et al. Simulation Field H₂S/CO₂ Corrosion of N80 Steel in the Environment and Influencing Factors of Research [J]. Materials Protection ,2003 ,36(4) : 32—34.
- [15] PERINI N ,CORRADINI P G ,NASCIMENTO V P. Characterization of AISI 1005 Corrosion Films Grown under Cyclic Voltammetry of Sulfide Ion Concentrations [J]. Corrosion Science ,2013 ,74: 214—222.
- [16] DUNLOP A K. Stress Corrosion Cracking of Low Strength , Low Alloy Nickel Steels in Sulfide Environments [J]. Corrosion ,1978(2) : 88—95.
- [17] TANG J W ,SHAO Y ,GUO J. Corrosion Behavior of Carbon Steel in Different Concentration of HCl Solutions Containing H₂S at 90 °C [J]. Corrosion Science ,2010(53) : 1715—1723.
- [18] AEZOLA S ,GENESCA J. The Effect of H₂S Concentration on the Corrosion Behavior of API5L X-70 Steel [J]. Solid State Electrochemist ,2005(8) : 197—200.
- [19] TANG J W ,SHAO Y ,GUO J. The Effect of H₂S Concentration on the Corrosion Behavior of Carbon Steel at 90 °C [J]. Corrosion Science ,2010(52) : 2050—2058.
- [20] 杨建炜 ,张雷 ,丁春明. X60 管线钢在湿气和溶液介质中的 H₂S/CO₂ 腐蚀行为 [J]. 金属学报 ,2008 ,44(11) : 1366—1371.
YANG Jian-wei ,ZHANG Lei ,DING Chun-ming. The X60 Pipeline Steel in Moisture and H₂S/CO₂ Corrosion Behavior in the Liquid Medium [J]. Acta Metallurgica Sinica ,2008 , 44(11) : 1366—1371.
- [21] CHOI Y S ,KIM J G. Aqueous Corrosion Behavior of Weathering Steel and Carbon Steel in Acid-chloride Environment [J]. Corrosion ,2000(56) : 1202—1210.