

专题——海洋构筑物阴极保护

海水中阴极极化对 X80 钢应力腐蚀及氢脆敏感性的影响

胡茹萌^{1,2}, 杜敏^{1,2}

(1.中国海洋大学 化学化工学院, 山东 青岛 266100;

2.海洋化学理论与工程技术教育部重点实验室, 山东 青岛 266100)

摘要: **目的** 研究不同 pH 值海水中阴极极化对 X80 管线钢应力腐蚀及氢脆的抑制作用。**方法** 采用慢应变速率拉伸试验、电化学测试、微观组织观察等分析方法。**结果** X80 钢在天然海水中的析氢电位约为 -940 mV(vs.SCE, 下同), 海水 pH 为 3.5 时析氢电位发生正移。其应力腐蚀敏感性与极化电位有很大关系, 随着极化电位负移, X80 钢的氢脆敏感性增加。天然海水中当极化电位负于 -950 mV 时, 断口出现准解理断裂特征形貌。在 -1050 mV 极化电位下, 钢材进入氢脆断裂区发生脆性断裂。海水 pH 为 3.5 时, -900 mV 钢材有发生氢脆的危险。**结论** 与天然海水相比, X80 钢在 pH 为 3.5 的酸性海水中具有较高的应力腐蚀敏感性, 两种海水介质中 X80 钢的应力腐蚀敏感性均随极化电位负移而增加。

关键词: 应力腐蚀; 氢脆; 阴极极化; X80 钢; 慢应变速率拉伸

DOI: 10.7643/issn.1672-9242.2018.03.001

中图分类号: TJ04

文献标识码: A

文章编号: 1672-9242(2018)03-0001-08

Effects of Cathodic Polarization on Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of X80 Steel in Seawater

HU Ru-meng^{1,2}, DU Min^{1,2}

(1.College of Chemistry and Chemical Engineering, Ocean University of China, Qingdao 266100, China;

2.Key Laboratory of Marine Chemistry Theory and Technology, Ministry of China, Qingdao 266100, China)

ABSTRACT: Objective To study the inhibition effects of cathodic polarization of X80 pipeline steel to stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement in seawater of different pH value. **Methods** The slow strain rate test, electrochemical test and SEM observation of fracture surfaces were applied. **Results** The hydrogen evolution potentials of X80 steel in seawater was about -940 mV (vs.SCE, similarly hereinafter). Shifting potential appeared in the positive direction when pH value of seawater was 3.5. The cathodic potential had strong influences on SCC susceptibility of the X80. It became more positive with the increase of cathodic potential. The susceptibility to hydrogen embitterment increased with shifting potential in the negative direction. When the polarization potentials were negative to -950 mV, the fracture surfaces exhibited quasi-cleavage fracture; at -1050mV, the steel reached into the dangerous zone of hydrogen embitterment, and the fracture was brittle. When the pH was 3.5, X80 steel was in danger of hydrogen embitterment. **Conclusion** Compared with natural seawater, X80 steel has a high sensitivity of stress corrosion cracking when the pH of seawater is 3.5. The sensi-

收稿日期: 2017-10-15; 修订日期: 2017-11-16

基金项目: 国家自然科学基金(41576076)

作者简介: 胡茹萌(1994—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为海洋腐蚀与防护。

通讯作者: 杜敏(1969—), 女, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为海洋腐蚀与防护技术。

tivity increases with the potential negative shift in both two kinds of seawater.

KEY WORDS: stress corrosion cracking; hydrogen embrittlement; cathodic polarization; X80 steel; slow strain rate test

低合金高强钢在增加结构安全性的同时可减轻结构质量,因此其在海上构筑物等设施中得到广泛应用^[1-2]。高强钢因其具有位错、夹杂等组织缺陷的特点,在海洋环境中很容易发生应力腐蚀等局部失效现象^[3-6],且随着高强钢强度的提高,应力腐蚀(SCC)及氢脆(HE)敏感性也将增大^[7],因此这也成为制约海洋工程发展的关键因素。海洋油气管道的传输介质中常常含有CO₂和H₂S等酸性气体,进而使管道传输介质变为酸性。另外钢材发生小孔腐蚀时,孔蚀闭塞区内的介质也变为酸性,碳钢的腐蚀过程易出现阴极析氢,氢渗透到金属内部,从而使材料的耐应力腐蚀性能减弱^[8]。

阴极保护是保护钢材最有效的办法之一^[9-10],但在阴极极化条件下,高强钢在海水中的应力腐蚀敏感性会因阴极析氢而增加。如果阴极保护电位控制过负,导致氢在金属表面生成,氢随后扩散到某些高强钢材料内部,容易引起材料发生氢脆断裂现象^[11-13]。因此需要给定阴极保护电位的上限值,研究阴极极化对高强钢氢脆敏感性影响,从而为特定的高强钢-环境体系确定合适的阴极保护准则。国内学者利用氢脆系数研究了ZC-120钢、16Mn和921A钢^[14-16]等在不同阴极保护电位下的氢脆敏感性。刘智勇等人^[17-21]对X70钢、X80钢在不同环境中阴极极化对其应力腐蚀及氢脆性能进行了深入的研究。国外的腐蚀研究者们也就阴极极化对高强钢焊缝的影响进行相关的研究^[22-24]。文中采用慢应变速率拉伸试验(SSRT)并结合电化学等方法研究阴极极化电位下X80钢在不同pH值海水中的应力腐蚀及氢脆敏感性,为阴极保护设计提供必要依据。

1 试验材料及方法

试验材料为国产X80钢基体材料,其主要化学成分见表1。

表1 X80管线钢的主要化学成分 %

C	S	P	Mn	Cu	Si	Ti	Ni	Cr	Fe
0.006	0.002	0.007	1.89	0.153	0.190	0.016	0.165	0.228	97.071

试验条件:常温,试验介质取自青岛海域天然海水;酸性海水采用1 mol/L HCl溶液调节天然海水至pH=3.5±0.2。

慢应变速率拉伸试验采用光滑板状拉伸试样,试样规格符合国标要求,其尺寸如图1所示。标距部分用水砂纸逐级打磨至2000#并用蒸馏水冲洗,无水乙

醇除油,冷风吹干后,非工作段用卡夫特硅橡胶密封。试样用HWL-1型恒电位/恒电流仪(山东电讯七厂有限责任公司)恒电位极化3天后,在极化电位下采用Letry慢拉伸试验机(西安力创材料检测技术有限公司)进行慢应变速率拉伸(SSRT)实验。溶液介质为天然海水,拉伸速率为10⁻⁶ s⁻¹。负荷-位移曲线由计算机自动采集和记录。实验过程中,采用恒电位对光滑拉伸试样施加阴极极化电位。SSRT结束后,采用超声波清洗断裂试样。

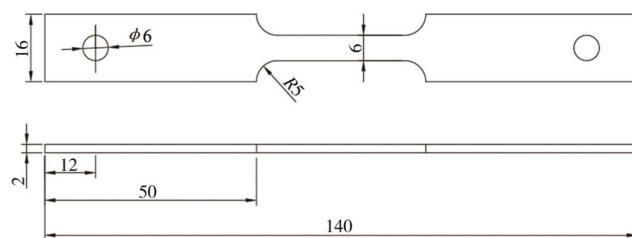


图1 拉伸试样尺寸

微观组织观察用JSM-6700 Jeol Field Emission型扫描电子显微镜(SEM)观察拉伸断口形貌。观察断口形貌时,在靠近光滑拉伸试样断口约5 mm位置处锯开,用400#水砂纸将底部打磨平滑,在质量分数为10%的柠檬酸溶液中浸泡并超声波除锈,再用去离子水、无水乙醇清洗,然后分别观察拉伸试样断口的表面及断面,分析试样在不同条件下的断裂类型。

电化学实验采用Gamry电化学工作站(Reference 600)进行测量,测试体系为三电极体系,工作电极为底面直径为8 mm、高为10 mm的圆柱体,辅助电极为铂电极,参比电极为饱和甘汞电极(SCE,文中电位如无特殊说明均相对于SCE)。电位扫描从-350~0 mV(vs. E_{corr}),扫描速率为10 mV/min。

2 结果与讨论

2.1 电化学测试结果

图2是动电位极化曲线扫描测得的X80钢的动电位极化曲线,通过该图可得出X80钢在不同pH值的海水环境中的析氢电位。由图2可知,天然海水中X80钢的自腐蚀电位在-700 mV左右,在海水中的析氢电位约为-940 mV。天然海水中的阴极极化曲线上存在两个拐点:在第一个拐点a处,阴极反应由氧活化控制转变成由氧的扩散过程控制,在该拐点之前阴极反应是由氧活化控制,主要是进行氧还原反应,如反应式(1)所示;b点为阴极极化的第二个拐点,该点代表的是阴极析氢起始电位,此时阴极反应是由

氧的扩散和氢的去极化过程混合控制，在两拐点 ab 段之间的阴极反应由氧扩散控制，在 b 点之后阴极反应过程中氢的去极化过程占主要地位，即主要发生的阴极反应如方程式 (2) 所示。



从图 2 中也可看出，在 pH 值为 3.5 的酸性海水中，X80 钢的自腐蚀电位正移至 -670 mV 附近，析氢电位也较天然海水发生正移至 -900 mV 左右，这说明 pH 值的降低明显促进了析氢反应的发生。

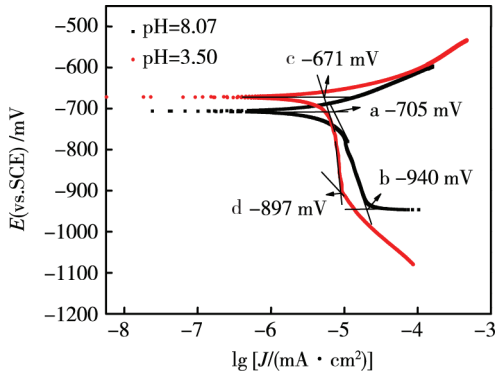


图 2 不同 pH 值海水中 X80 钢的极化曲线

2.2 慢应变速率拉伸结果

不同 pH 值的海水中 X80 钢在自腐蚀电位及不同极化电位下的应力-应变曲线如图 3 和图 4 所示。可以

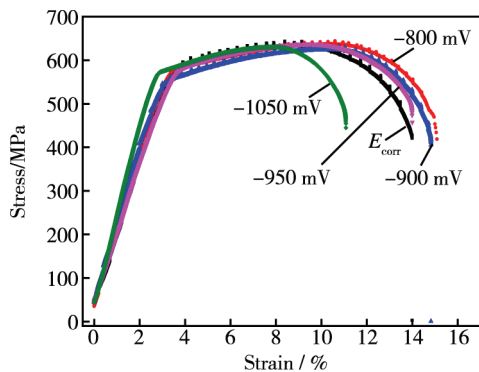


图 3 海水中不同极化电位下 X80 钢的应力-应变曲线

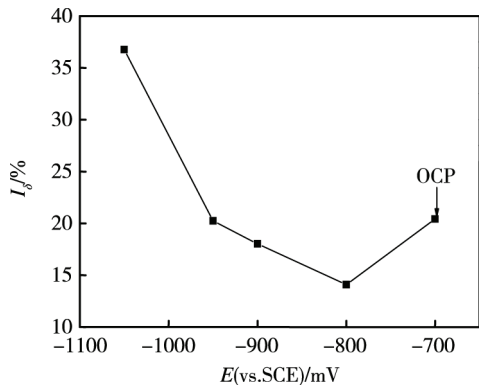


图 4 pH=3.5 酸性海水中不同极化电位下 X80 钢的应力-应变曲线

看出，阴极极化电位对海水中 X80 钢的 SCC 敏感性有很大影响。拉伸试样在海水中不同极化电位下的应力-应变曲线的弹性阶段基本重合。由应力-应变曲线图可知，开路电位下 X80 管线钢在海水中有一定的应力腐蚀敏感性。随着阴极极化电位的负移，应力-应变曲线偏离越大，材料的应变量总体呈现减小的趋势。材料断后伸长率逐渐降低，表明材料的韧性降低、脆性在增加，钢材在海水中的应力腐蚀敏感性增加。

天然海水中，当极化电位为 -800~-950 mV 区间时，材料的断后伸长率均大于自腐蚀电位下的断后伸长率，表明在此电位区间范围内，X80 钢的应力腐蚀得到了一定的抑制作用。随着极化电位的负移，尤其是当阴极极化电位为 -1050 mV 时，钢材的应变量出现了大幅度的降低，钢材的氢脆敏感性明显增加，具有脆性断裂的倾向。在 pH 值为 3.5 的酸性海水中，钢材的 SCC 敏感性较天然海水有所增加。当施加阴极极化电位在 -800~-900 mV 时，材料的断后伸长率大于自腐蚀状态，X80 钢 SCC 敏感性较低，试样得到了很好的保护；当电位在 -950 mV 时，试样的应力-应变曲线与自腐蚀电位下的曲线基本重合，钢材发生应力腐蚀；当电位继续负移至 -1050 mV 时，X80 钢的应力腐蚀敏感性达到最大，材料会发生氢脆断裂。

人们通常采用试样伸长率损失系数 I_δ 来评价材料的应力腐蚀敏感性，计算公式为： $I_\delta = (\delta_0 - \delta) / \delta_0 \times 100\%$ ，其中 δ_0 和 δ 分别代表试样在空气及海水中的断后伸长率。从图 5 中可以看出，X80 钢在天然海水中具有一定的应力腐蚀敏感性，当施加阴极极化电位在 -800~-950 mV 时，应力腐蚀敏感性得到了一定的降低，材料得到了很好的保护；当极化电位继续负移至 -1050 mV 时，材料的应力腐蚀敏感程度大幅度增加。当海水的 pH 值为 3.5 时，极化电位在 -800~-900 mV 范围内，材料的应力腐蚀得到了一定的抑制，得到了较好的保护；当电位负移至 -1050 mV 时，应力腐蚀敏感性极大增加，如图 6 所示。

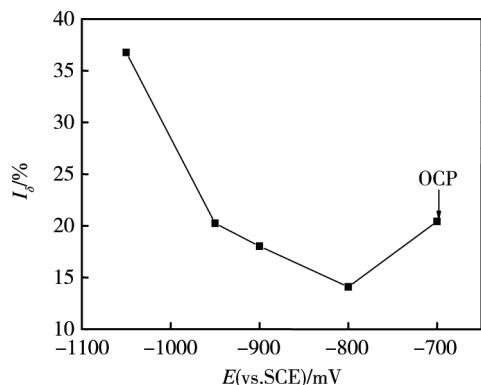


图 5 海水中 X80 钢 SCC 敏感性与极化电位关系

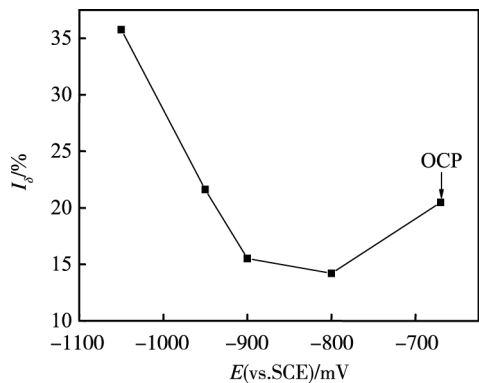


图6 pH=3.5的酸性海水中 X80 钢 SCC 敏感性与极化电位关系

断面收缩率和断裂能(试样承受拉伸载荷发生断裂时所做的功,大小为载荷-位移曲线下的面积)是反映材料力学性能变化最灵敏的塑性指标^[25],人们常用它来评价材料的氢脆敏感性。图7和图8是不同pH值的海水中断面收缩率和断裂能与阴极极化电位的关系。在天然海水中, X80 钢的断面收缩率和断裂能均随极化电位负移而下降,但下降幅度不同。

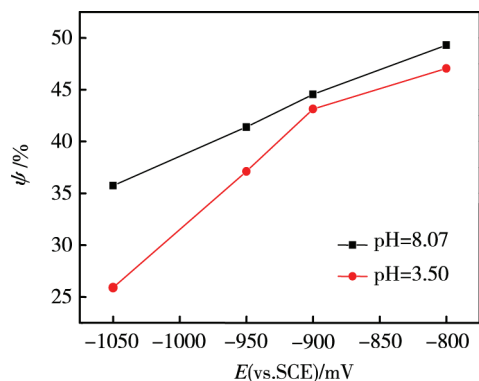


图7 不同 pH 值海水中 X80 钢断面收缩率与极化电位关系

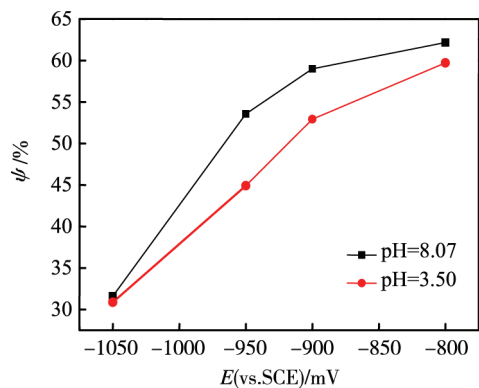


图8 不同 pH 值海水中断裂能随极化电位的变化曲线

工程上常用氢脆系数评价材料的氢脆敏感性^[16],其表达式为: $F_\psi = (\psi_0 - \psi) / \psi_0 \times 100\%$, 其中 F_ψ 表示的是

氢脆系数,即试样断面收缩率所损失的百分比; ψ_0 和 ψ 分别代表的是试样在惰性介质和海水环境中不同极化电位下的断面收缩率。根据 F_ψ 值的大小将材料的氢脆敏感性程度划分为三个不同的区间:当 F_ψ 值大于 35% 时,试样处于脆断区,即一定会导致材料在该环境条件下发生氢脆断裂现象;当 F_ψ 值处于 25%~35% 范围内时,则认为材料处于危险区,即在此条件下材料有发生脆性断裂的危险;而当 F_ψ 值比 25% 还要低时,则认为钢材位于安全区,即在该环境下不会有氢脆断裂现象的发生。

不同 pH 值海水中氢脆系数与极化电位关系如图9所示,可以看出,随着阴极保护电位的负移,氢脆系数逐渐增大, X80 钢在海水环境中的氢脆敏感性也在逐渐增强。当天然海水中所施加极化电位为 -950 mV 时,氢脆系数接近危险区;阴极极化电位达到 -1050 mV 时,氢脆系数大于 35%,试样进入脆断区。在 pH 值为 3.5 的酸性海水中,当极化电位为 -900 mV 时,氢脆系数接近危险区;当极化电位继续负移至 -1050 mV 时,氢脆系数达到 58%,极易发生氢脆。阴极保护条件下金属材料的氢脆敏感性与断后伸长率相关,随着断后伸长率减小,氢脆敏感性逐渐增大^[26]。

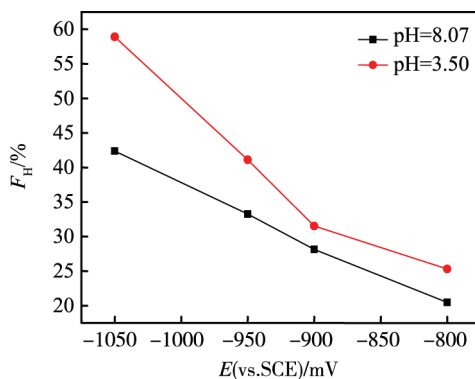


图9 不同 pH 值海水中氢脆系数与极化电位关系

2.3 断口形貌分析

图10~图13是不同pH值的海水介质中不同极化电位下试样的断口形貌。在天然海水中,自腐蚀电位状态下拉伸试样有明显的颈缩现象,断口表面具有凹凸不平的形貌特征,如图10a所示。试样断口与拉伸主轴间呈现45°倾斜角,在图11a中可观察到有较多大小不等的韧窝存在,属于典型的韧性断裂。随着阴极极化电位的负移,断口与拉伸主轴之间的倾斜角逐渐降低,颈缩现象慢慢减小并趋于消失。当极化电位为-800 mV和-900 mV时,宏观断口有明显的力学撕裂现象存在,从图13b, c中也可观察到有较多的韧窝等微孔聚集断裂的基本特征存在,说明材料在SSRT中产生大量的塑性变形。在天然海水中,极化电位为-950 mV时,宏观断口边缘部分撕裂现象减

少，微观断口形貌图中有较少的韧窝存在，并且有河川花样出现（如图 11e 所示），试样断裂方式为准解理断裂。当极化电位为-1050 mV 时，宏观断口边部

出现较大的齐平台阶特征，如图 10e 中箭头所示，微观形貌图中出现比较多的舌状物和脆性平台区，由此判断出试样发生脆性断裂，属于脆性断口。

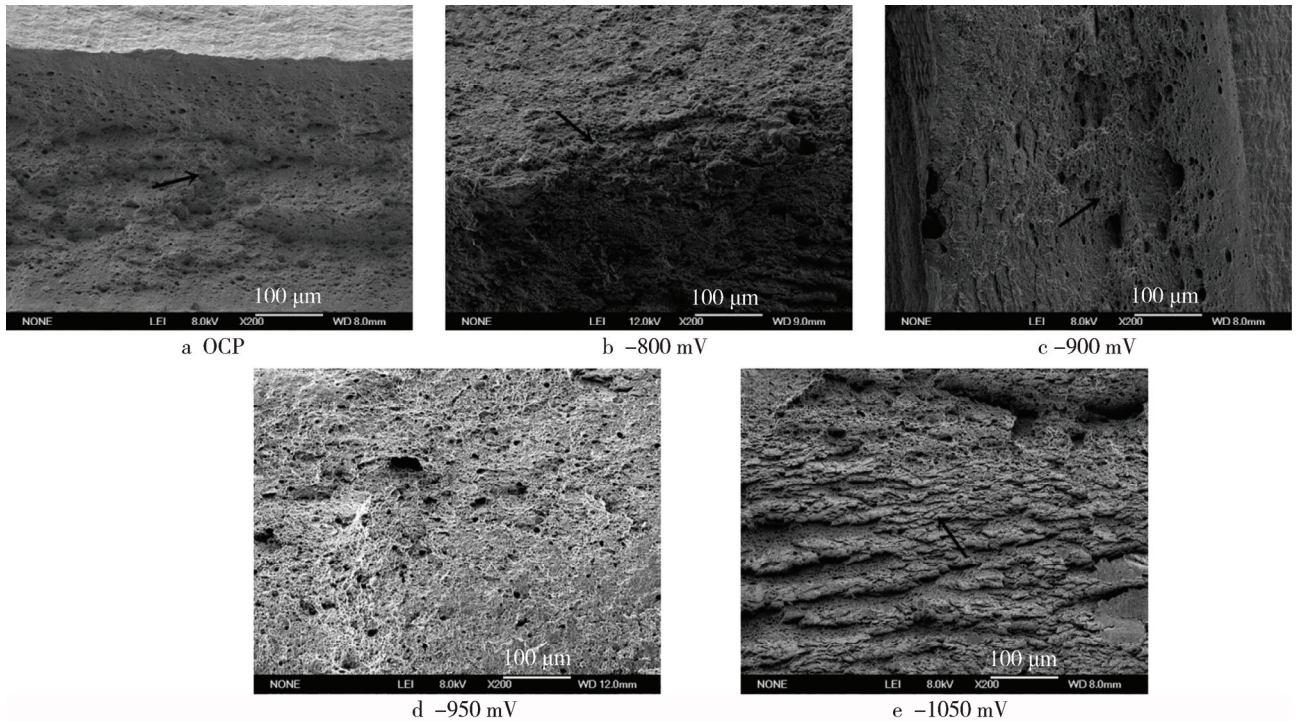


图 10 天然海水中不同极化电位下断口形貌（低倍）

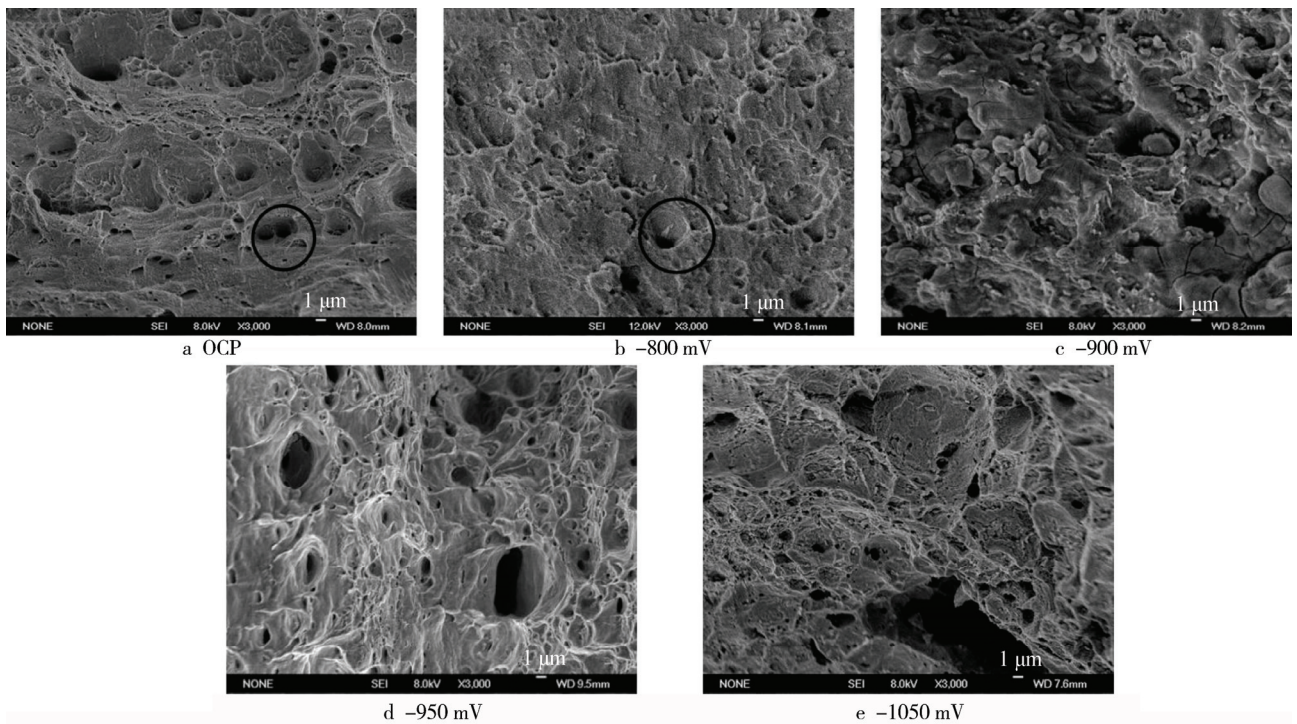


图 11 天然海水中不同极化电位下断口形貌（高倍）

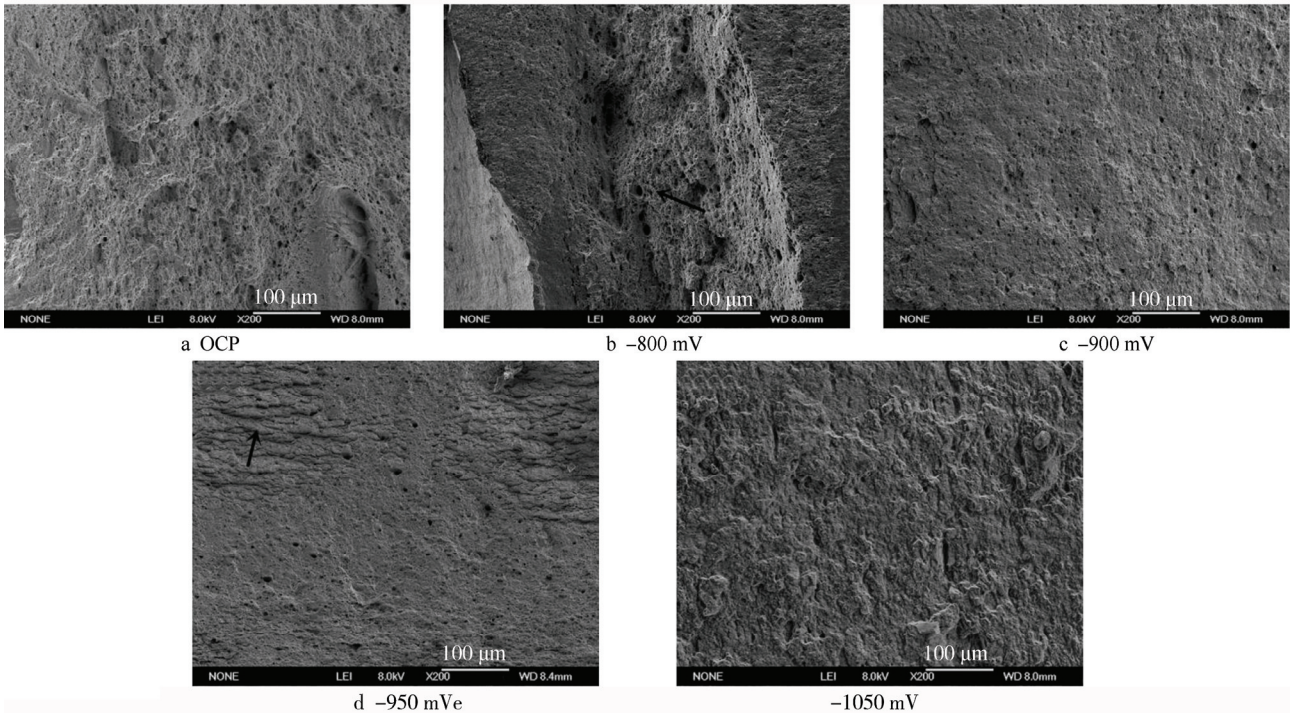


图 12 pH=3.5 酸性海水中不同极化电位下断口形貌 (低倍)

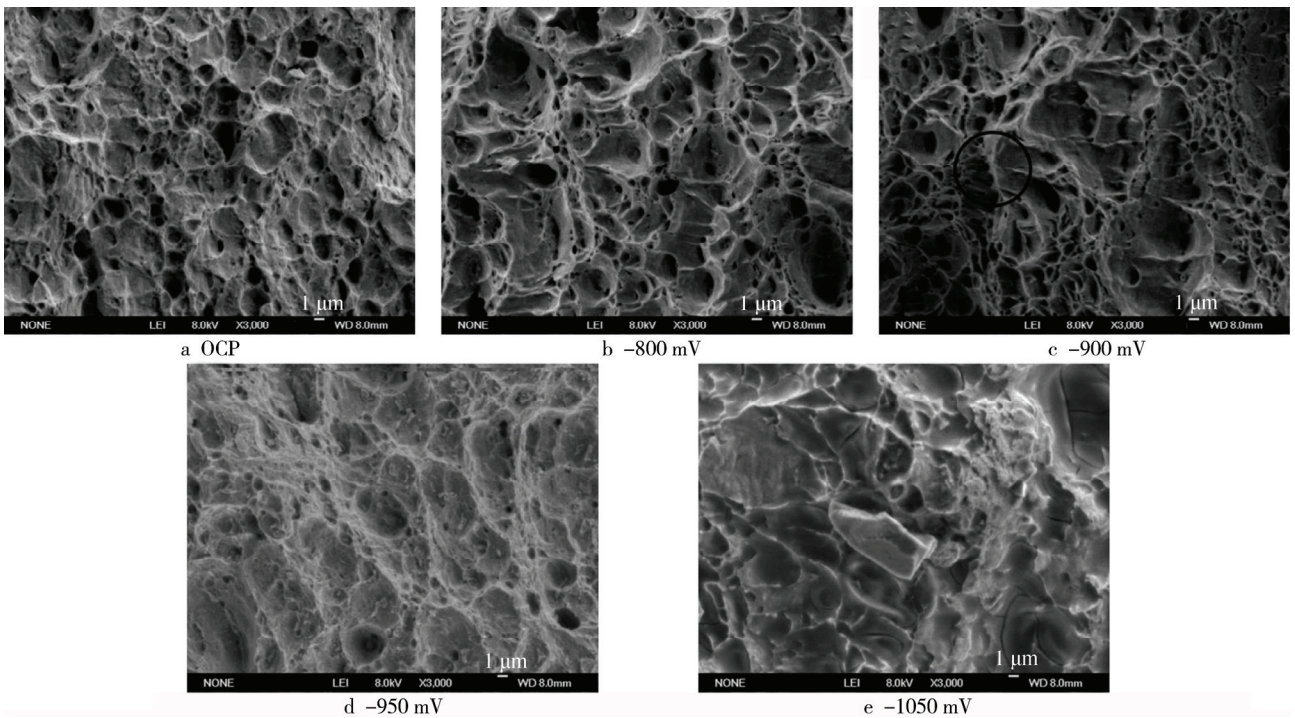


图 13 pH=3.5 酸性海水中不同极化电位下断口形貌 (高倍)

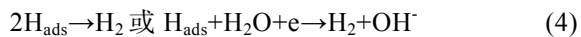
在 pH 值为 3.5 的酸性海水中，开路电位下拉伸试样也呈现一定的颈缩现象；由图 13a, b, c 可知，试样微观形貌有较多的韧窝。当电位为 -800 mV 时，宏观断口边部有较大的剪切唇，显微分析断口为韧窝组织，属于微孔聚集性韧性断裂；极化电位继续负移，微观形貌韧窝数量逐渐减少，并伴随着少量的河流状花样出现；随着极化电位的不断负移，光滑拉伸试样

的力学撕裂现象逐渐减小；当极化电位为 -900 mV 时，宏观断口剪切唇减少，试样微观形貌图中可观察到有大面积的韧窝存在，在此基础上还存在有小面积的解理现象，局部表现为河流状花样；当极化电位达到 -950 mV 时，宏观断口处出现小的齐平台阶，如图 12e 所示，显微观测试样断口呈现脆性解理断裂的形貌特征。

有学者研究发现^[27], 氢能提高钢的阳极溶解速率, 这是由于氢使腐蚀反应过程中的化学势和交换电流密度发生改变。因此, 随着充氢电流密度的增加, 钢材中的氢浓度也增加, 最终导致阳极溶解过程电流密度增大。此外充氢也会使氢诱导晶格应变和外加应力相互作用所产生的能量增加, 从而进一步加快钢的阳极溶解。海水为近中性腐蚀介质, 当对钢材进行阴极极化时, 阴极反应主要是氧还原和水的分解反应。水的分解能产生氢原子, 其过程为^[28]:



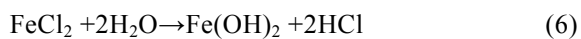
一部分氢原子在钢材表面通过反应形成氢气逸出:



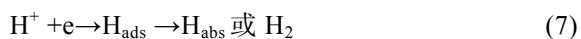
另一部分则进入钢材基体:



氧的扩散控制区也能产生氢原子进入钢材基体, 这是由于亚铁离子水解使钢材-海水界面的 pH 值降低:



当海水呈酸性时, 对钢材施加阴极极化, 则主要进行如下反应:



H_{ads} 和 H_{abs} 分别代表吸附在钢材表面的氢原子和扩散进入钢材基体的氢原子。原子态氢通过吸附-吸收过程进入钢材基体, 随后这些原子态的氢聚集在钢材基体的晶界、夹杂物、空位等微观组织缺陷处。同时拉伸应力也会促进氢原子的扩散过程, 使其向缺陷或裂纹前沿的应力集中区扩散, 阻碍了该区域处的位错运动, 从而造成局部加工硬化变脆^[29], 进而提高了金属抵抗塑性变形的能力。因此在外加应力的作用下, 能量只能通过裂纹扩展的方式释放出来。在吸附氢原子的作用下, 塑性变形区域的腐蚀速率增大, 加速了裂纹的扩展速率^[30-33], 使钢材的脆性增加、塑性性能降低, 且断面收缩率、断裂能等塑性指标也出现显著的降低现象^[34-35], 最终导致氢脆断裂现象的发生。

阴极极化电位越负, 钢材吸收的原子态氢就越多, 材料断后伸长率、断面收缩率和断裂能下降也越大, 材料的塑性损失就越多, 结果致使钢材的断裂性质由韧性断裂转变成脆性断裂。韧性断裂现象是由裂纹前段发生塑性变形所导致的, 脆性断裂则是因为裂纹沿某些特定方向快速传播而产生的断裂现象。图 11d 的准解理断裂形貌是裂纹沿一定方向或晶面快速扩展引起的, 在其解理面上有少量的塑性变形现象存在^[36]。

酸性海水中, 由于阴极析氢反应的发生, 在钢材基体的表面会有氢原子产生, 随后可扩散进入 X80 钢基体, 并在其内部形成气团, 阻碍位错滑移, 导致钢材的脆性增加。在 -800 mV 的极化电位时, 裂纹尖

端处由于阳极反应的进行, 使裂纹的形成和发展得到了加强, 而非裂尖区域发生析氢反应则使应力腐蚀速率提高, 由此表明, 极化电位在 -800 mV 时, 阳极溶解和氢脆协同作用使 X80 钢发生应力腐蚀开裂^[37]。-1050 mV 极化电位下 X80 钢完全受阴极过程控制, 裂纹尖端及非裂尖区均发生析氢反应, 材料受氢脆程度更严重, 强度更高, 韧性进一步下降。

Sanchez 等人^[38]最新的研究报告表明, 当钢材处于屈服强度之上时, 氢原子才会进入晶格中, 因此氢原子可能导致钢材塑性变形大幅度减少, 但对断裂强度没有明显的影响。这也说明了为什么图 3、图 4 中材料的极限抗拉强度只有轻微的变化。

3 结论

1) X80 钢在天然海水中的析氢电位在 -940 mV 左右, 当海水 pH 值为 3.5 时析氢电位发生正移。

2) 天然海水环境下 X80 钢具有一定的 SCC 敏感性, 施加极化电位在 -800~-900 mV 范围内时, SCC 被很好地抑制, 在电位负于 -950 mV 时, 其 SCC 敏感性增强。

3) pH 值为 3.5 的酸性海水中 X80 钢的 SCC 敏感性较天然海水中要强, 极化电位在 -800 mV 时, X80 钢 SCC 敏感性最低, 当电位负于 -900 mV 时, 其 SCC 敏感性增强。

4) 随着阴极极化电位的负移, 不同 pH 值海水环境下 X80 钢材料的韧性降低、脆性增加, 钢材的氢脆敏感性增强。

参考文献:

- [1] 张立. 高性能金属管在深海中的应用[J]. 钢管, 2005, 34(6): 62-63.
- [2] 张林, 杜敏, 刘吉飞, 等. 海水中极化电位对 X70 钢氢脆敏感性的影响[J]. 材料科学与工艺, 2011, 19(5): 96-101.
- [3] 刘振宇, 唐帅, 陈俊, 等. 海洋平台用钢的研发生产现状与发展趋势[J]. 鞍钢技术, 2015(1): 1-7.
- [4] 朱王晶. 阴极极化对 590 高强钢及其焊接件氢脆敏感性影响的研究[D]. 青岛: 青岛科技大学, 2014.
- [5] 柯伟. 中国工业与自然环境腐蚀调查[J]. 全面腐蚀控制, 2003, 17(1): 1-10.
- [6] 郝文魁. 海洋工程用 E690 高强钢薄液环境应力腐蚀行为及机理[D]. 北京: 北京科技大学, 2014.
- [7] COUDREUSE L, RENAUDIN C, BOCQUET P, et al. Evaluation of Hydrogen Assisted Cracking Resistance of High Strength Jack-up Steels[J]. Marine Structures, 1997, 10(2-4): 85-106.
- [8] 王峰, 王立贤, 艾池, 等. TP110TS 油管钢在酸性气田环境中的应力腐蚀行为研究[J]. 表面技术, 2015, 44(3): 57-62.

- BILLINGHAN J, SHARP J V. Review of the Performance of High Strength Steels Used Offshore[R]. Cranfield: Cranfield University, 2003: 111-117.
- [9] 李成杰, 杜敏. 深海钢铁材料的阴极保护技术研究与进展[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2013, 33(1):10-14.
- [10] MA Hong-chi, LIU Zhi-yong, DU Cui-wei, et al. Effect of Cathodic Potentials on the SCC Behavior of E690 Steel in Simulated Seawater[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 642: 22-31.
- [11] SUN Min, XIAO Kui, DONG Chao-fang, et al. Stress Corrosion Cracking of Ultrahigh Strength Martensite Steel $\text{Cr}_9\text{Ni}_5\text{MoCo}_{14}$ in 3.5% NaCl Solution[J]. Aerospace Science and Technology, 2014, 36: 125-131.
- [12] HUNG M H, IBRAHIM M. G, AKRAM A. Hydrogen Evolution and Absorption in an API X100 Line Pipe Steel Exposed to Near-neutral pH Solutions[J]. Electrochimica Acta, 2016, 204:18-30.
- [13] 谭文志, 杜元龙, 傅超, 等. 阴极保护导致 ZC-120 钢在海水中环境氢脆[J]. 材料保护, 1988, 21(3): 10-13.
- [14] 邱开元, 魏宝明, 方耀华. 16Mn 钢在 3.5%氯化钠水溶液中的阴极保护及其氢脆敏感性[J]. 南京化工学院学报, 1992, 14(2): 8-12.
- [15] 常娥, 闫永贵, 李庆芬, 等. 阴极极化对 921A 钢海水中氢脆敏感性的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2010, 30(1): 83-87.
- [16] 邱景, 李成杰, 杜敏. X80 管线钢焊接件在酸性海水中的应力腐蚀及阴极保护[J]. 腐蚀与防护, 2014, 35(4): 357-361.
- [17] 郭望, 赵卫民, 张体明, 等. 阴极极化和应力耦合作用下 X80 钢氢渗透行为研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2015, 35(4): 353-358.
- [18] 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: 54-60.
- [19] CUI Zhong-yu, WANG Li-wei, LIU Zhi-yong, et al. Anodic Dissolution Behavior of the Crack tip of X70 Pipeline Steel in Near-neutral pH Environment[J]. Materials Engineering and Performance, 2015, 25(12): 5468-5476.
- [20] LIU Z Y, WANG X Z, LI X G, et al. Effect of Hydrogen-induced Plasticity on the Stress Corrosion Cracking of X70 Pipeline Steel in Simulated Soil Environments[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 658:348-354.
- [21] KOMAZAKI Shin-ichi, MARUYAMA Rie, MISAWA Toshihei. Effect of Applied Cathodic Potential on Susceptibility to Hydrogen Embrittlement in High Strength Low Alloy Steel[J]. ISIJ International, 2003, 43(4): 475-481.
- [22] KIM S J, JANG S K, KIM J I. Electrochemical Study of Hydrogen Embrittlement and Optimum Cathodic Protection Potential of Weled High Strength Steel[J]. Met Mater Int, 2005, 11: 63-69.
- [23] BATT C, DODSON J, ROBINSON M J. Hydrogen Embrittlement of Cathodically Protected High Strength Steel in Sea Water and Seabed Sediment[J]. Bri Corrosion, 2002, 37: 184-198.
- [24] FAN Lin, DING Kang-kang, ZHANG Peng-hui, et al. Electrochemical Characterization on the Potential Dependent Stress Corrosion Cracking Mechanism of 10Ni8CrMoV High Strength Steel[J]. ISIJ International, 2017, 57(5): 888-894.
- [25] ZUCCHI F, GRASSI V, MONTICELLI C, et al. Hydrogen Embrittlement and Optimum Cathodic Protection Potential of Welded High Strength Steel[J]. Metals and Materials International, 2005, 11(1): 63-69.
- [26] HARDIE D, CHARLES E A, LOPEZ A H. Hydrogen Embrittlement of High Strength Pipeline Steels[J]. Corrosion Science, 2006(48): 4378-4385.
- [27] STROE M E. Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials[D]. Romania: University Libre De Bruxelles, 2006.
- [28] ZHANG C, CHENG Y F. Synergistic Effects of Hydrogen and Stress on Corrosion of X100 Pipeline Steel in a Near-neutral pH Solution[J]. Materials Engineering and Performance, 2010, 19(9): 1284-1289.
- [29] 刘白. 氢对位错运动的影响[J]. 材料科学与工程, 2001, 19(1): 63-66.
- [30] WANG Gang, YAN Yu, HUANG Jing-yu, et al. Hydrogen Embrittlement Assessment of Ultra-high Strength Steel 30CrMnSiNi₂[J]. Corrosion Science, 2013, 77: 273-280.
- [31] GUO Tao, QIAO Li-jie, PANG Xiao-lu, et al. Brittle Film-induced Cracking of Ductile Substrates[J]. Acta Materialia, 2015, 99:273-280.
- [32] YUAN W J, ZHANG Z L, QIAO L J, et al. A Novel Method to Measure the Residual Stress in a Corrosion Film Formed on Metallic Substrates[J]. Corrosion Science, 2013, 68:128-133.
- [33] 刘猛, 张玉志, 张大磊, 等. 热浸镀锌-5%铝钢材在海水中的氢脆敏感性[J]. 海洋科学, 2008, 32(9): 7-11.
- [34] CHENG Y F. Thermodynamically Modeling the Interactions of Hydrogen, Stress and Anodic Dissolution at Crack-tip during Near-neutral pH SCC in Pipelines[J]. J Mater Sci, 2007, 42: 2701-2705.
- [35] 李明, 陆明炯, 张嘉立, 等. 10Ni3MnCuAl 钢动态断裂过程中二次裂纹扩展机制[J]. 机械工程材料, 1997, 21(2): 10-12.
- [36] 刘智勇, 翟国丽, 杜翠薇, 等. X70 钢在酸性土壤模拟溶液中的应力腐蚀行为[J]. 金属学报, 2008, 44(2): 209-214.
- [37] SANCHEZ J, LEE S F, MARTIN-RENGEL M A, et al. Measurement of Hydrogen and Embrittlement of High Strength Steels[J]. Engineering Failure Analysis, 2016, 59: 467-477.