

X52 MS 管线钢在含 Cl^- 和饱和 H_2S 介质中 腐蚀产物膜的演变

董洋洋, 黄峰, 王晶晶, 黄飞, 程红娟, 万阳

(武汉科技大学 材料与冶金学院, 武汉 430081)

摘要: 通过腐蚀失重法、线性电位扫描法以及场发射扫描电镜(FE-SEM)和 X-射线衍射(XRD)等表面分析技术对酸性环境用 X52 MS 管线钢在 H_2S 饱和的 5% NaCl 溶液中所形成的腐蚀产物膜的形貌、结构特征及物相组成进行了观察和分析。结果表明, 在本试验条件下, 腐蚀产物膜的主要成分由非晶态 FeS 逐步转变为四方相硫铁矿(mackinawite)FeS, 且随着时间的延长, 腐蚀产物膜厚度逐渐增加, 结构也越来越致密; 无论是平均腐蚀失重速率还是瞬时腐蚀电流密度 J_{cor} 均随着时间的延长而降低, 相对致密的 mackinawite 腐蚀产物膜对试样有一定的保护性, 对 X52 MS 管线钢的均匀腐蚀能够起到一定的抑制作用。

关键词: X52 MS 管线钢; 湿 H_2S 环境; 腐蚀产物膜

中图分类号: TG174

文献标志码: A

文章编号: 1005-748X(2015)10-0918-05

Evolution of Corrosion Films on X52-MS Pipeline Steel in Saturated H_2S and Cl^- Solution

DONG Yang-yang, HUANG Feng, WANG Jing-jing, HUANG Fei, CHENG Hong-juan, WAN Yang

(School of Materials and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: The morphology, structure and composition of the corrosion product films on X52 MS pipeline steel in 5% NaCl solution with saturated H_2S were investigated by weight loss method, surface analysis techniques such as field emission scanning electron microscopy (SEM) and X-ray Diffraction (XRD), electrochemical techniques such as linear potential sweep and electrochemical impedance spectroscopy. The results showed that, in the experimental conditions, the main composition of the corrosion product films was mackinawite FeS, and with the increase of time, the thickness of the corrosion product films increased gradually, and the structure became dense. In addition, not only the average corrosion rates of weight loss, but also the instant current density both reduced with the time increased. The relatively dense corrosion product films had some protection properties, which could inhibit the general corrosion of X52 MS pipeline steel.

Key words: X52 MS pipeline steel; wet hydrogen sulfide environment; corrosion product film

硫化氢是石油和天然气中最具腐蚀作用的有害介质之一, 我国石油和天然气产品中的 H_2S 含量较高, 产生比较严重的 H_2S 腐蚀, 这对管道的抗 H_2S 腐蚀性能提出更高要求^[1-3]。氢致开裂(HIC)和硫化氢应力腐蚀(SSC)是 H_2S 环境中管线钢遭到的最典型的局部腐蚀形式, 而氢在钢中的渗透和扩散是发生 HIC 和 SSC 的第一步。氢扩散和渗透与管线钢本身的腐蚀速率紧密相关, 而钢的腐蚀又与

钢表面生成的腐蚀产物有关。在不同试验条件下, H_2S 既可加速铁的腐蚀, 也可抑制铁的腐蚀。 H_2S 对钢铁材料腐蚀的抑制作用归因于电极表面硫铁腐蚀产物的形成, 而且该硫铁产物膜的结构和组成与 H_2S 含量、溶液 pH 及浸泡时间有关^[4]。A. Hernández-Espejel 等^[5]指出在酸性 H_2S 环境中, 钢铁表面主要生成的是非化学计量比的硫铁腐蚀产物, 其对基体是否具有保护性由其化学成分决定。康永印等^[6]研究表明, API X52 管线钢在 35 °C, $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 饱和 5% NaCl 溶液的腐蚀产物膜为双层结构, 膜外层富含铁和硫且较内层更为致密。Shoosmith 等^[7]则认为, 在 pH 为 2~7 范围内, 随介质 pH 的变化, 电极表面所生成的硫化物成分、晶型、

收稿日期: 2015-03-05

基金项目: 国家自然科学基金项目(51201119)

通信作者: 黄峰(1972-), 教授, 博士, 从事材料电化学及金属腐蚀与防护, 027-68862632, Huangfeng@wust.edu.cn

结构以及产物在电极表面的分布取向都有较大差异。X52 MS 管线钢是武汉钢铁公司新研发的专门应用于高含硫油气田中的管线用钢, 对其在 H_2S 饱和 5% NaCl 溶液中所形成的腐蚀产物膜的物相成分及结构随时间的演变方面的研究工作目前鲜见报道, 而该工作对指导高含硫气田的防腐蚀工作具有重要意义。

本工作采用自然浸泡腐蚀试验、线性电位扫描法、FE-SEM 和 XRD 等表面分析技术对 X52 MS 管线钢在 H_2S 饱和 5% NaCl 溶液中所形成的腐蚀产物膜的结构特征及物相组成随时间的演变进行了观察和分析, 并初步探讨了腐蚀产物膜对腐蚀速率的影响规律。

1 试验

1.1 试验材料和试样准备

试验温度为 25 $^{\circ}\text{C}$, 试验材料为武汉钢铁公司生产的酸性环境专用 X52 MS 管线钢, 主要化学成分(质量分数/%)为: C 0.061, Si 0.211, Mn 0.752, P 0.015, S 0.006, Cr 0.112, Cu 0.063, 余量为铁。材料的显微组织形貌见图 1。X52 MS 管线钢的基体组织为典型的多边形铁素体加分布在铁素体基质中的少量珠光体。本工作共准备 5 组试验, 每组 6 个试样, 其中 3 个试样用于测定平均腐蚀速率, 一个用于试样表面腐蚀产物膜的 FE-SEM 观察, 一个用于腐蚀产物成分的 XRD 物相分析, 剩余一个试样用作电化学试验。所有试样尺寸均为 20 mm \times 20 mm \times 3 mm, 试验前将试样用 SiC 砂纸逐级打磨至 1 200 号, 用蒸馏水冲洗, 无水乙醇、丙酮清洗后用冷风吹干, 放入干燥器内恒重后用电子天平称量备用。

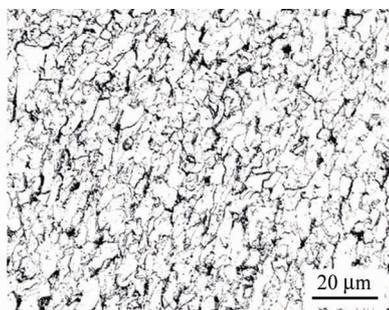


图 1 X52 管线钢的显微组织

Fig. 1 The microscopic structure of X52 pipeline steel

1.2 腐蚀失重浸泡试验

为了自发形成腐蚀产物膜并测量 X52 MS 管线钢在不同浸泡时间的平均腐蚀速率, 采用 NACE

TM0284 2003 标准中的 H_2S 试验容器^[8]进行, 具体试验步骤如下: (1) 向试验容器中装入适量 5% NaCl 溶液后放入试样, 连续通入 2 h N_2 以保证整个试验环境为无氧环境; (2) 持续通入 H_2S 气体使其达到饱和, 并保持溶液中每分钟约有 5~7 个气泡冒出, 装置末端接入饱和的 CuSO_4 溶液进行尾气收集; (3) 试样分别在溶液中浸泡 0.5, 3, 24, 48, 96 h 后取出。

其中 3 个平行试样使用除锈液去除表面的腐蚀产物, 除锈液为 500 mL HCl + 500 mL 蒸馏水 + 3.5 g 的缓蚀剂配制而成, 将试样用蒸馏水洗净, 待干燥后再次称量, 利用失重法^[9]计算平均腐蚀速率。剩下两个试样分别用于 SEM 观察和 XRD 分析。

1.3 腐蚀产物的形貌观察和物相分析

两个待测试样取出后依次用蒸馏水、丙酮去除表面残留的溶液, 在真空干燥箱中室温干燥, 其中一片采用美国 FEI 公司生产的 Nova 400 NanoSEM 型扫描电子显微镜进行 SEM 观察, 另一片使用干净的刀具轻轻刮下试样表面的腐蚀产物, 利用 XRD-6000 型 X 射线衍射仪进行 XRD 分析, 靶材为铜, 滤波为镍, 管压为 30 kV, 管流为 20 mA, 扫描速率为 8 ($^{\circ}$)/min。

1.4 电化学试验

电化学试验测试装置选用武汉科思特仪器有限公司生产制造的 CS310 电化学工作站。采用三电极系统, 工作电极为待测试样, 辅助电极为铂电极, 参比电极为饱和甘汞电极 (SCE), 文中电位若无特指, 均相对于 SCE。极化曲线扫描速率为 0.5 mV/s, 动电位扫描区间为 -0.3~0 V (相对于 E_{corr})。

2 结果与讨论

2.1 腐蚀失重浸泡试验

图 2 为试样在 H_2S 饱和 5% NaCl 溶液中的平均腐蚀速率随时间的变化关系。由图 2 可见, 腐蚀初期, 即 0.5~3 h, 腐蚀速率急剧下降, 继续延长浸泡时间至 24~96 h, 腐蚀速率继续下降但趋于缓慢, 原因可能是随着腐蚀时间的延长, 试样表面生成的腐蚀产物膜厚度增加并且更加致密和稳定, 从而导致了腐蚀速率不断降低。

2.2 电化学试验

图 3 为采用线性电位扫描得到该腐蚀体系的阴极极化曲线。如图 3 所示, 利用 Tafel 线性外推得到腐蚀体系的瞬时自腐蚀电流密度 J_{corr} , 换算成失

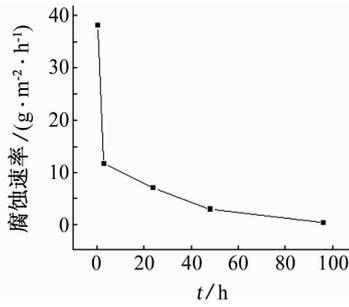


图2 试样在溶液中浸泡不同时间后的腐蚀速率
Fig. 2 The corrosion rates of the specimens immersed for different times

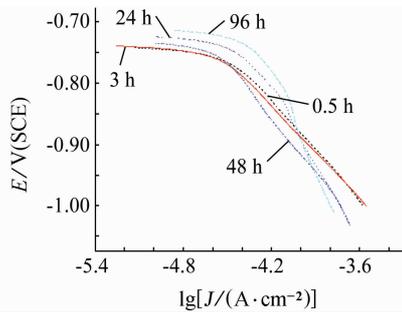


图3 试样在溶液中浸泡不同时间后的极化曲线
Fig. 3 The polarization curves of the specimens immersed for different times

重腐蚀速率如表1所示。由表1可见: J_{corr} 随着时间的变化规律与平均腐蚀速率相同, 初期快速下降, 后期平缓下降, 这与失重法所得出的结论基本一致。另外, 自腐蚀电位 E_{corr} 随着浸泡时间的增加逐渐正移, 但变化并不大, 说明 X52 MS 管线钢在该介质体系中表面并未发生明显钝化。腐蚀速率的下降与浸泡过程中生成的腐蚀产物膜的表面结构形貌、化学成分以及电化学性能密切相关。

表1 X52 管线钢在不同时间下极化曲线的拟合参数

Tab. 1 The fitting parameter values of cathodic polarization curves of the specimens immersed for different times

t/s	v_{corr} $/(mm \cdot a^{-1})$	R_p $/(Ω \cdot cm^2)$	J_{corr} $/(μA \cdot cm^{-2})$	E_{corr} $/V$
0.5	0.524 2	585.3	44.57	-0.741 5
3	0.653 3	469.67	25.28	-0.738 9
24	0.293 2	1 046.4	24.93	-0.723 7
48	0.261 9	1 171.6	22.27	-0.733 9
96	0.234 2	1 310.3	19.91	-0.713 4

2.3 腐蚀产物膜形貌及物相分析

2.3.1 腐蚀产物膜表面及截面形貌随浸泡时间的演变

图4为腐蚀产物膜的表面形貌。可以看出, 腐

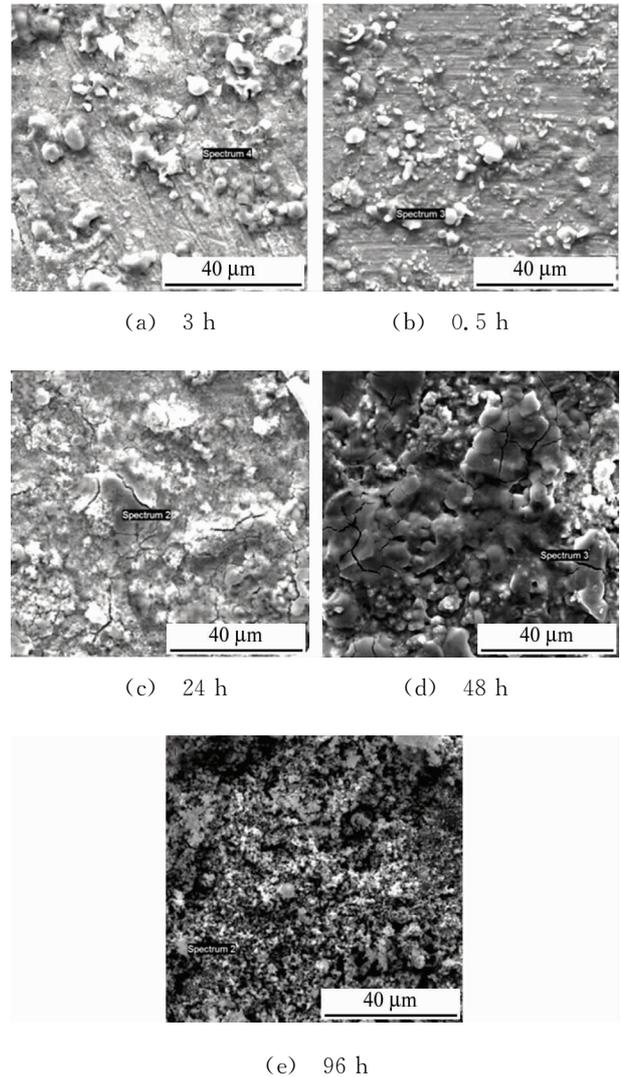


图4 试样在溶液中浸泡不同时间后腐蚀产物的表面形貌
Fig. 4 Morphology pictures of corrosion product films of the specimens immersed for different times

蚀初期, 腐蚀产物膜在试样表面随机且不连续生长, 膜生长密度较小, 腐蚀产物膜覆盖度较小, 有大量裸露金属表面存在, 见图4(a)和(b), 试样表面还可看到清晰的打磨划痕。随着浸泡时间的延长, 膜生长密度逐渐变大, 腐蚀产物膜完全均匀地覆盖了整个金属表面, 开始能够对腐蚀介质与基体的直接接触起到一定的阻碍作用, 但同时膜内部也出现了明显的裂纹, 这是因为硫化物膜发生破裂、修复和再生长的结果^[9-10], 见图4(c)和(d)。在腐蚀后期, 腐蚀产物在基体表面进一步堆积, 腐蚀产物膜的结构形态开始趋于稳定, 成大小基本均一的颗粒状且相对致密, 使得腐蚀介质中的离子更加难以通过, 但腐蚀产物膜间仍然有 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ 的孔隙, 见图4(e)。综上所述, 腐蚀产物膜的覆盖度及致密度好, 对基体的腐蚀

会起到一定的抑制作用,但由于腐蚀产物膜内部本身具有缺陷,所以也仅可以延缓试样的腐蚀速率,不能阻止试样发生腐蚀。

图 5 是 X52 管线钢试样经不同时间浸泡后形成的腐蚀产物膜的截面形貌。由图 5 可见,腐蚀时间为 0.5 h 时,腐蚀产物膜质地疏松、稀薄,且不连续分布,最厚的位置只有 $5\sim 6\ \mu\text{m}$,与试样基体表面存在着明显的分界线。随着腐蚀时间的延长,腐蚀产物颗粒越来越细化,膜开始变得接近致密,但仍然与基体存在着较为明显的裂缝,见图 5(b)。在腐蚀试验后期,腐蚀产物膜的生长由粗大的堆垛型向致密的覆盖型进行转变,与基体连接处的裂纹开始向腐蚀产物膜内部进行扩展,见图 5(c)~(d)。虽然腐蚀产物膜经长时间浸泡后致密度增加,但所有浸泡试样靠近外部的腐蚀产物依然较疏松。

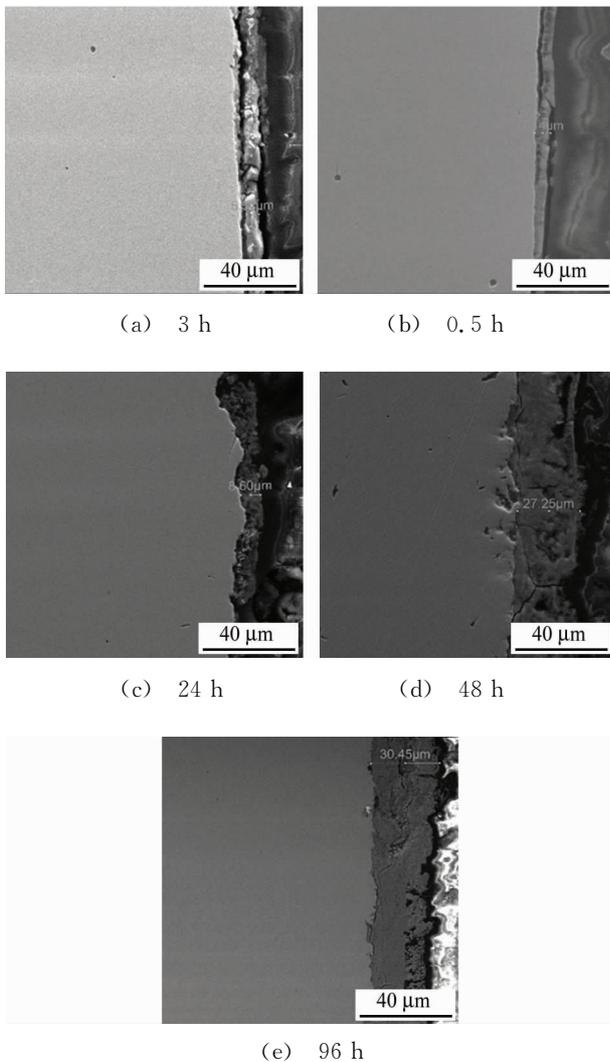


图 5 X52 管线钢腐蚀产物的 SEM 截面形貌
Fig. 5 Cross SEM micrographs of corrosion films on X52 pipeline steel

表 2 为利用 FE-SEM 得到的腐蚀产物膜的平均厚度。由表 2 可见,在腐蚀前期(即 24 h),膜厚的增加幅度并不是特别明显,在继续延长浸泡时间至 48 h,膜的厚度大幅增加,腐蚀时间继续延长至 96 h,膜的厚度依然继续在增加,但增幅又开始趋于平缓。这与失重试验得到的结论趋于一致。这表明腐蚀速率与膜的厚度之间存在着一定联系。

表 2 试样在溶液中浸泡不同时间的腐蚀产物的平均厚度

时间/h	0.5	3	24	48	96
膜厚/ μm	5.54	7.14	8.6	27.25	30.45

2.3.2 腐蚀产物膜物相组成

图 6 为 X52 MS 管线钢浸泡不同时间后得到的腐蚀产物膜的 XRD 图谱。根据 XRD 图谱可以确定腐蚀产物的结构和晶相,在浸泡初期谱图上仅观察到 NaCl 的晶体衍射峰,浸泡 3 h 后的 XRD 图谱出现了四方硫铁矿 FeS 的衍射峰,且衍射峰强度随浸泡时间的增加逐渐增强,而 NaCl 的晶体的衍射峰逐渐减弱,至 96 h 时,NaCl 的衍射峰完全消失。另外,对于 0.5,3,24 h 浸泡试样的 XRD 图谱,在入射角为 $20^\circ\sim 30^\circ$ 之间均出现了一个宽而弱的非晶相峰,根据文献^[11-12]以及腐蚀产物膜表面 EDS 能谱分析结果可以确定为非晶态 FeS,此非晶态 FeS 在浸泡过程中逐渐晶化为四方硫铁矿 FeS。

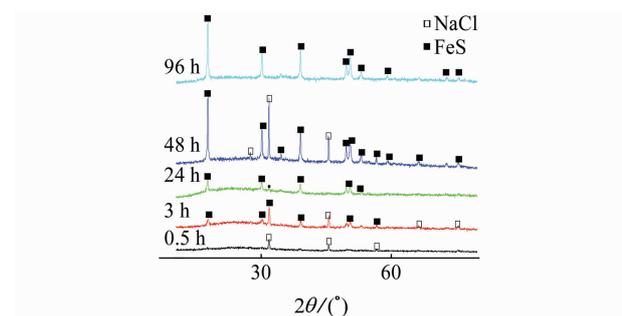
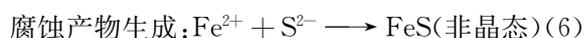


图 6 X52 管线钢腐蚀产物膜的 XRD 图谱
Fig. 6 XRD patterns of corrosion films on X52 pipeline steel

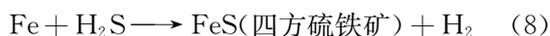
2.4 腐蚀产物膜对腐蚀速率影响的初步探讨

根据 Iofa^[13]等人的观点,在 H_2S 溶液中 HS^- 可在电极表面形成单分子吸附,并将对电极表面过程产生影响;Shoosmith^[14-15]和 Salvarezza^[16-17]认为,在 H_2S 溶液中,无论是钢的电化学溶解,还是表

面钝化,都与腐蚀反应初期溶液中 HS^- 和 OH^- 的竞争吸附有关。据此,可推测:当试样浸入到腐蚀溶液中时,在腐蚀初期,溶液中大量存在的 HS^- 会迅速吸附于试样表面产生阳极放电,并进一步在试样表面首先生成非晶态的硫化物膜,成分为 FeS ,随着浸泡时间延长, FeS 不断溶解沉积并晶化为四方硫铁矿 FeS ,且完全覆盖试样表面后,会对试样起到一定的保护作用,从而使得腐蚀速率逐渐降低,膜继续堆垛生长的动力开始减弱。具体反应过程如下^[18]:



电化学总反应:



3 结论

(1) X52 MS 管线钢在 $25\text{ }^\circ\text{C}$, H_2S 饱和 5% NaCl 溶液中浸泡腐蚀时,首先生成非晶态的 FeS 腐蚀产物,随着浸泡时间的延长,非晶态的 FeS 逐渐转化为四方相的 FeS 。

(2) X52 MS 管线钢在 H_2S 饱和 5% NaCl 中的腐蚀产物膜随浸泡时间的延长,厚度增加,且除靠近溶液一侧较疏松外,内部逐渐变得相对致密。

(3) X52 MS 管线钢在 H_2S 饱和 5% NaCl 溶液中,无论是均匀失重腐蚀速率还是瞬时腐蚀电流密度均随浸泡时间延长而降低,四方硫铁矿腐蚀产物膜的存在对 X52 MS 管线钢的腐蚀反应能够起到一定程度的抑制作用。

参考文献:

- [1] FENG Y R, HUO C Y, MA Q R, et al. Some aspects on west-east gas transmission pipeline steels and pipes [C]//Proc 4 th Inter Pipeline Conf. Calgary: The Publisher of American Society of Mechanical Engineers, 2002:371-379.
- [2] STREISSELBERGER A, FLUESS P, BAUER J, et al. Modern line pipe steels designed for sophisticated sub-sea projects for sweet and sour gas[C]//Proc 9 th Inter off Shore and Polar Engineering Conf. Brest: The Publisher of ISOPE, 1999:125-131.
- [3] MENDOZA R, ALANIS M, PEREZ R, et al. On the

processing of $\text{Fe}_2\text{C}_2\text{Mn}_2\text{Nb}$ steels to produce plates for pipelines with sour gas resistance[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 337(1/2):115-120.

- [4] MA Y, CHENG L, LI Q, et al. The Influence of hydrogen sulfide on corrosion of iron under different conditions[J]. Corrosion Science, 2000, 42:1669-1683.
- [5] HERNÁNDEZ-ESPEJEL A, DOMÍNGUEZ-CRESPO M A, CABRERA-SIERRA R, et al. Investigations of corrosion films formed on API-X52 pipeline steel in acid sour media[J]. Corrosion Science, 2010, 52(2): 2258-2267.
- [6] 康永印, 袁曦, 黄金营, 等. X52 钢在 $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 饱和 5% NaCl 溶液中的腐蚀行为研究[J]. 材料保护, 2008, 41(5):7-10.
- [7] SHOESMITH D W, TAYLOR P, BALLY M G, et al. The formation of ferrous monosulfide polymorphs during the corrosion of iron by aqueous hydrogen sulfide at $21\text{ }^\circ\text{C}$ [J]. J Electrochem Soc, 1980, 127(5): 1007-1019.
- [8] NACE TM0284 2003 Evaluation of pipeline and pressure vessel steels for resistance to hydrogen induced cracking[S].
- [9] 曾荣昌, 韩恩厚. 材料的腐蚀与防护[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006:8-9.
- [10] SHOESMITH D W, TAYLOR P, BALLEY M G, et al. The formation of ferrous monosulfide polymorphs during the corrosion of iron by aqueous hydrogen sulfide at $21\text{ }^\circ\text{C}$ [J]. J Electrochem Soc, 1980, 127(5): 611-620.
- [11] ARZOLA S, MENDOZA F J, DURAN-ROMERO R, et al. Electrochemical behavior of API X70 steel in hydrogen sulfide-containing solutions[J]. Corrosion, 2006, 62(5):433-443.
- [12] NING J, ZHENG Y G, YOUNG D. Bruce brown and srdjan nestic; A thermodynamic study of hydrogen sulfide corrosion of mild steel[J]. Corrosion, 2014, 70: 4:375-389.
- [13] IOFA Z A, BATRAKOV V V, CHO-NGOK B. Influence of anion adsorption on the action of inhibitors on the acid corrosion of iron and cobalt[J]. Electrochim Acta, 1964, 9:1645.
- [14] SHOESMITH D W, TAYLOR P, BAILEY M G, et al. Electrochemical behavior of iron in alkaline sulphide solutions[J]. Electrochim Acta, 1978, 23:903.
- [15] SHOESMITH D W, BAILEY M G, IKEDA B. Electrochemical formation of mackinawite in alkaline sulphide solutions[J]. Electrochim Acta, 1978, 23:1329.

(下转第 928 页)

电位显著上升,那么材料仍有可能发生 SCC。

3 结论

(1) 在 290 °C 模拟一回路高温水溶液中,在 $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 应变速率和 $-720 \sim +100 \text{ mV(SHE)}$ 的较低电位区 SSRT 时,16MND5/309L/308L 所有试样均在远离界面的 308L 焊缝金属区发生纯力学韧性断裂,与在氮气中的试验结果类似;当电位提高到 $+200 \text{ mV}$ 后,试样在 16MND5/309L 界面发生 SCC 脆断,界面附近的 16MND5 侧发生穿晶 SCC,309L 侧发生沿晶 SCC。

(2) 该异材焊接件在该高温水环境中存在一个临界破裂电位,高于此电位发生 SCC,在 $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率下,该临界破裂电位处于 $+100 \sim +200 \text{ mV}$ 范围;降低速率至 $1 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,临界破裂电位仍处于 $+100 \sim +200 \text{ mV}$ 范围;提高速率至 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 后在 $+200 \sim +300 \text{ mV}$ 电位区没有显示出 SCC。

参考文献:

[1] 上海电力发展研究院编. 压水堆核电站核岛主要材料和焊接[M]. 上海:上海科学技术文献出版社,2009.

[2] 李光福,杨武. 异材焊接件在水堆动力系统中的应用问题与应力腐蚀破裂评价方法[J]. 核安全,2003,12:37-40.

[3] JANG C. Mechanical property variation within Inconel 82/182 dissimilar metal weld between low alloy steel and 316 stainless steel[J]. International Journal of Pressure and Piping,2008,85:635-646.

[4] JENSSEN A, NORRGARD K, LAGERSTROM J, et al. Assessment of cracking in dissimilar metal welds [C]//Proceedings of Tenth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Lake Tahoe: NACE 2001.

[5] 李光福. 压水堆压力容器接管-主管安全端焊接件在高温水中失效案例和相关研究[J]. 核技术,2013,36(4):40-44.

[6] YOUNG G A, CAPOBIANCO T E, ETIEN R A III, et al. Development of a highly weldable and corrosion resistant nickel-chromium filler metal[C]//Proceedings of Thirteenth International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Canada: Canadian Nuclear Society,2007.

[7] FRANCOIS V, JEAN-MARIE B, LAUTRINT L, et al.

A review of weldability and SCC behaviors of Ni-base weld metals in laboratory PWR environment[C]//Proceedings of Thirteenth International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Canada: Canadian Nuclear Society,2007.

[8] 李光福,李冠军,方可伟,等. 异材焊接件 A508-52M-316L 在高温水环境中的应力腐蚀破裂[J]. 金属学报,2011,47(7):797-803.

[9] 袁义帆,卢煦,杨星红,等. 16MND5. 309L/308L/Z2CND18-12N 异材焊接件的组织和性能[J]. 理化检验(物理分册),2014,50(6):404-413.

[10] 王光辉,彭君,袁义帆,等. 硫酸根离子和电极电位对异材焊接件 A508/52M 在高温水中应力腐蚀破裂的影响[J]. 理化检验(物理分册),2013,49(6):357-360.

[11] 彭君,王光辉,李冠军,等. 水中杂质和电极电位对国产 SA-508 III 低合金钢在模拟一回路高温水环境中应力腐蚀破裂的影响[J]. 腐蚀与防护,2013,34(1):1-4.

[12] 李冠军,彭君,李光福,等. 国产 SA-508 III 低合金钢在模拟核电高温水服役环境中的应力腐蚀破裂及力学行为[J]. 腐蚀与防护,2011,32(9):673-676.

[13] FORD P. Quantitative prediction of environmentally assisted cracking[J]. Corrosion, 1996, 52(5): 375-395.

[14] ANDREESEN P L, YOUNG L M. Crack tip micro-sampling and growth rate measurements in low-alloy steel in high temperature water[J]. Corrosion, 1995, 51(3):223-233.

[15] PENG Q J, LI G F, SHOJI T. The crack tip solution chemistry in sensitized stainless steel in simulated boiling water reactor water studied using a micro-sampling technique[J]. Journal of Nuclear Science and Technology, 2003, 40(6):397-404.

(上接第 922 页)

[16] SALVAREZZA R C, VIDELA H A A J. The electro-dissolution and passivation of mild steel in alkaline sulphide solutions[J]. Corrosion Science, 1982, 22(9):815.

[17] SALVAREZZA R C, VIDELA H A, ARVIA A J. The electro-dissolution behavior of mild steel in phosphate-sulphide solutions [J]. Corrosion Science, 1983,23(7):717.

[18] KANE R D. Roles of H₂S in the behavior of engineering alloy[J]. Int Mater Rev, 1985, 30(11): 291-301.