

专题——石油石化行业中的腐蚀与防护

H_2S - CO_2 环境下低铬钢的硫化物应力腐蚀开裂行为

孙建波, 靳亚鹏, 孙冲, 蒋涛, 程相坤, 刘慧枫

(中国石油大学(华东), 山东 青岛 266580)

摘要: 目的 评价 90SS 和 90SS-3Cr 油管钢在 H_2S - CO_2 环境下的硫化物应力腐蚀开裂 (SSCC) 行为, 并分析其断裂机理。方法 利用四点弯曲实验和慢应变速率拉伸实验, 结合显微组织分析、扫描电子显微镜分析技术, 研究 90SS 和 90SS-3Cr 两种钢材在 H_2S - CO_2 环境下的应力腐蚀开裂行为和断口形貌特征。结果 90SS-3Cr 钢的显微组织中存在更多的非金属夹杂物。经过 720 h 四点弯曲实验后, 90SS 和 90SS-3Cr 试样表面均未出现宏观及微观裂纹, 表现出良好的抗硫化物应力腐蚀开裂能力。在慢应变速率拉伸实验中, 当 H_2S 浓度由 0 增加至 6 mol/L 时, 90SS-3Cr 试样的断后伸长率 δ 、断面收缩率 φ 及断裂时间 t 分别下降了 71.6%, 69.6%, 61.4%, 远高于 90SS 钢的塑性损失 (分别下降 2.9%, 52.5%, 10.3%)。断口形貌分析表明, 90SS-3Cr 钢在较低浓度 H_2S 时就由塑性断裂向脆性断裂转变。结论 随着 H_2S 浓度的升高, 90SS 和 90SS-3Cr 钢的塑性损失增加, 抗 SSCC 能力均下降。相比 90SS 钢, 90SS-3Cr 钢对应力腐蚀开裂更为敏感。

关键词: 低铬钢; H_2S - CO_2 腐蚀; 应力腐蚀开裂; 90SS 钢; 90SS-3Cr 钢; 油气管材

中图分类号: TG172.9; TG111.91

文献标识码: A

文章编号: 1001-3660(2016)02-0001-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2016.02.001

Sulfide Stress Corrosion Cracking Behavior of Low-Cr Steel in H_2S - CO_2 Environment

SUN Jian-bo, JIN Ya-peng, SUN Chong, JIANG Tao, CHENG Xiang-kun, LIU Hui-feng

(China University of Petroleum (Huadong), Qingdao 266580, China)

ABSTRACT: **Objective** To evaluate the sulfide stress corrosion cracking (SSCC) behavior of 90SS and 90SS-3Cr tube steels in H_2S / CO_2 environment, and determine the fracture mechanism. **Methods** The SSCC behavior and fracture morphologies of 90SS and 90SS-3Cr tube steels in H_2S / CO_2 environment were investigated by using four point bend test (FPB), slow strain rate test (SS-RT), microstructure and scanning electron microscope (SEM) analysis. **Results** For 90SS-3Cr, more non-metallic inclusions appeared in the microscopic structure. After the FPB test for 720 hours, there were neither macroscopic nor microcosmic cracks on the surfaces of 90SS and 90SS-3Cr specimens, which meant that they possessed a favorable SSCC resistance. However, the SSRT tests indicated that as the concentration of H_2S increased from 0 mol/L to 6 mol/L, the elongation, the reduction of cross section and the fracture time of 90SS-3Cr steel decreased by 71.6%, 69.6% and 61.4%, which were much higher than that of 2.9%, 52.5% and

收稿日期: 2015-10-31; 修订日期: 2015-12-15

Received: 2015-10-31; Revised: 2015-12-15

基金项目: 山东省自然科学基金 (ZR2010EM034)

Fund: Supported by the Natural Science Foundation of Shandong Province (ZR2010EM034)

作者简介: 孙建波 (1975—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为金属材料的腐蚀与防护。

Biography: SUN Jian-bo (1975—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: metal materials corrosion and protection.

10.3% of 90SS steel respectively. The fracture morphology analysis showed that the fracture of 90SS-3Cr steel transformed from ductile fracture into brittle fracture at lower H_2S concentrations. **Conclusion** The SSCC resistance of both 90SS and 90SS-3Cr tube steels decreased with the rising of H_2S concentration. 90SS-3Cr specimens were more prone to fracture than 90SS steel.

KEY WORDS: low-Cr steels; H_2S - CO_2 corrosion; stress corrosion cracking; 90SS steel; 90SS-3Cr steel; oil country tubular goods

CO_2 和 H_2S 腐蚀对石油天然气工业造成了巨大的经济损失和安全问题^[1-3]。使用耐蚀合金虽能有效控制腐蚀,但由于一次性投入太大而无法获得广泛应用,一些中等腐蚀环境还缺乏合适的耐蚀材料。低铬钢不仅耐蚀性较高,而且成本接近碳钢,因此市场需求日益广泛^[4-5]。

通常情况下,与在 CO_2 腐蚀环境下相比,低铬钢在 H_2S - CO_2 腐蚀环境下的均匀腐蚀速率低得多^[6],但在酸性油气田中, H_2S 引起的应力腐蚀开裂是油气管材面临的最危险失效形式。因此,在油气管材的选材和设计时,低铬钢在 H_2S - CO_2 腐蚀环境下的均匀腐蚀速率并非主要考虑因素,其抗 H_2S 环境断裂性能才是关键^[7-10]。 H_2S 作为一种强渗氢介质,不仅本身可以提供氢,而且还会起到毒化作用,阻碍氢原子结合成氢分子的反应,提高钢铁表面氢浓度,加速氢向钢中的扩散溶解过程^[11],从而导致开裂。在 CO_2 环境下,目前普遍认为低铬钢中 Cr 的加入改变了腐蚀产物膜的结构、致密性和稳定性^[12-19],进而提高了低铬钢的耐蚀性。在 H_2S - CO_2 环境下,Cr 元素对油气管材腐蚀行为的影响尚未形成统一结论:有研究认为添加 Cr 元素提高了材料的耐 H_2S 腐蚀性能^[20],并降低了管线钢硫化物应力腐蚀开裂 (SSCC) 敏感性^[21];但也有文献报道,Cr 元素增加了低铬钢的 SSCC 敏感性,含 3% Cr 和 5% Cr 的 X65 钢抗 SSCC 性能不如含 0.5% Cr 的 X65 钢(百分数均为质量分数)^[22]。因此,对于低铬钢在 H_2S - CO_2 环境下的腐蚀行为,除了需考虑腐蚀产物膜对腐蚀速率和腐蚀形态的影响之外,还需考虑其抗应力腐蚀开裂性能。

文中通过四点弯曲 (FPB) 实验和慢应变速率拉伸 (SSRT) 实验,结合显微组织分析和断口 SEM 分析,研究了 90SS 和 90SS-3Cr 两种钢材在 H_2S / CO_2 环境下的应力腐蚀开裂行为,并讨论了 H_2S 浓度与合金

元素对硫化物应力腐蚀开裂行为的影响。

1 实验

选择 90SS 和 90SS-3Cr 两种油管钢作为实验材料,其化学成分见表 1。采用 Leica DM2500M 型共聚焦显微镜对两种材料的显微组织进行观察。

FPB 实验参照 ANSI/NACE MR0175/ISO 15156—2009(第二版)、ISO 7539-2:1989《金属和合金腐蚀应力腐蚀实验第 2 部分:弯梁试样的制备和应用》等相关标准进行。试样规格为 115 mm×15 mm×4 mm,其表面经磨削或机加工抛光到深度至少为 0.25 mm,再依次用 360#,600#,800# 水砂纸逐级打磨,最终划痕与试件的长度方向平行,然后经去离子水冲洗,丙酮除油,无水乙醇脱水,冷风吹干。以某气田实际工况载荷为依据,施加载荷不小于 0.72SMYS(额定最小屈服强度)。四点弯曲夹具材料为哈氏合金 (C276),采用缓慢加载方式。实验介质为 NACE TM 0177—2005 标准 A 溶液(组成为 5.0% 氯化钠+0.5% 冰醋酸+去离子水), H_2S 分压 0.1 MPa,实验温度(24±3)℃。每种材质 3 个平行试样,实验周期为 720 h。实验结束后,试样用去离子水清洗,无水乙醇脱水,观察宏观腐蚀形貌。

为进一步研究 CO_2 与 H_2S 共存环境下的断裂机理,进行不同 H_2S 浓度下的 SSRT 实验。根据 GB/T 15970.7—2000《合金和金属的腐蚀 应力腐蚀试验 第 7 部分 慢应变速率试验》进行实验设计。试样表面依次用 360#,800#,1200#,2000# 水砂纸逐级打磨,最终划痕应与拉伸方向一致。慢拉伸实验机为 WDML-5 型,加载方式采用单轴拉伸方法,应变速率为 $10^{-6} s^{-1}$ 。实验介质为 NACE TM 0177—2005 标准 A 溶液,实验温度(24±3)℃, CO_2 分压 0.1 MPa。为了验证不同浓度 H_2S 对应力腐蚀开裂行为的影响, H_2S 浓度分别选

表 1 两种材料的化学成分
Tab.1 Composition of the two steels

Materials	Weight percent/%									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Fe
90SS	0.31	0.25	0.62	0.009	0.002	0.62	0.04	0.20	0.004	Bal.
90SS-3Cr	0.25	0.30	0.49	0.012	0.004	2.97	0.21	0.44	0.009	Bal.

取 0, 6, 60 mol/L。实验前, 腐蚀介质采用高纯 CO₂ (99.99%) 除氧 12 h 至饱和, 再用不同数量的饱和 H₂S 溶液对饱和 CO₂ 腐蚀介质进行滴定(在 1 L 混合溶液中, 三种条件下所需的饱和 H₂S 溶液分别为 0, 60, 590 mL), 以满足 CO₂ 与 H₂S 的不同浓度比。试样断裂后, 用去离子水清洗, 并用无水乙醇脱水, 在 LEO1450 扫描电镜(SEM)下观察断口形貌。

2 结果及分析

2.1 两种钢材的显微组织

90SS 和 90SS-3Cr 钢的显微组织如图 1 所示。可

见, 90SS 和 90SS-3Cr 钢的显微组织均为细小的回火索氏体组织, 大量细小的碳化物弥散而均匀地分布在基体组织上。对比图 1c 和 d 可以看出, 90SS-3Cr 钢中非金属夹杂物的数量明显大于 90SS 钢。造成差别的原因在于合金元素的不同(表 1), 90SS-3Cr 钢中 Cr, Ni, Mo, V 的含量明显高于 90SS 钢, 这有利于细化晶粒和形成非金属化合物。

2.2 SSCC 实验

图 2 是试样去除腐蚀产物膜前后的表面宏观形貌。可见在 720 h 的 SSCC 实验后, 90SS 和 90SS-3Cr 钢试样均未发生断裂, 用 10 倍放大镜检查, 也未发现

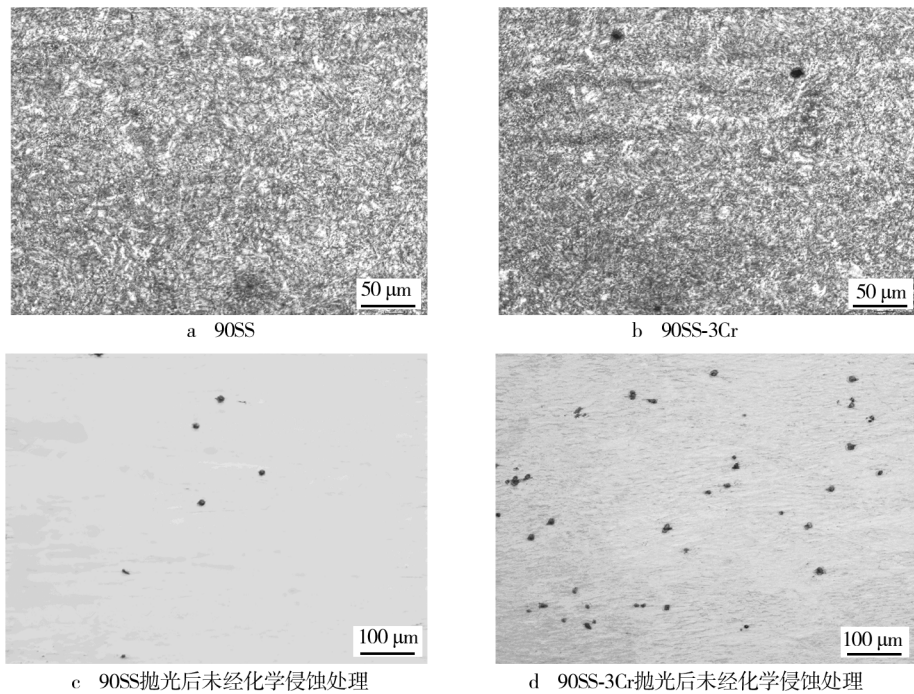


图 1 两种材料的显微组织

Fig.1 Microstructures of 90SS (a) and 90SS-3Cr (b) and photomicrographs of 90SS (c) and 90SS-3Cr (d) after polishing

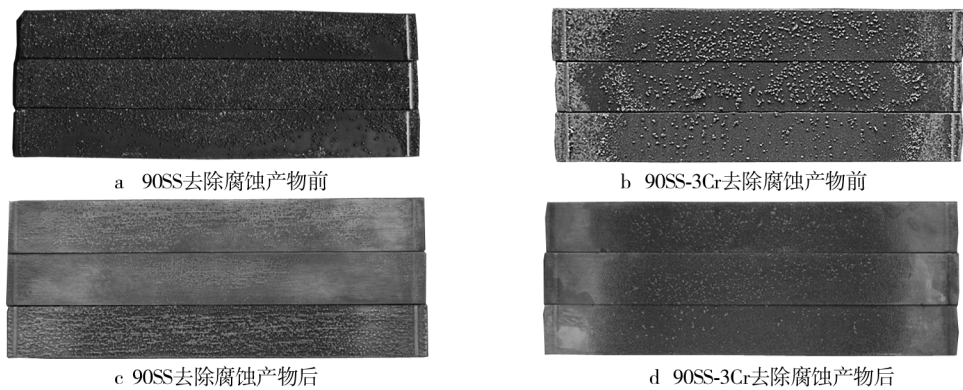


图 2 去除腐蚀产物前后的 SSCC 试样表面宏观形貌

Fig.2 Morphologies of the SSCC samples before and after descaling:

a) 90SS before descaling, b) 90SS-3Cr before descaling, c) 90SS after descaling, d) 90SS-3Cr90SS after descaling

垂直于拉应力方向的裂纹。这表明两种材料均表现出良好的抗 H_2S 应力腐蚀性能。

2.3 慢应变速率拉伸曲线及断口形貌

在不同 H_2S 浓度下, 90SS 和 90SS-3Cr 钢的应力-应变曲线如图 3 所示。可见, 两种钢材在不含 H_2S 的饱和 CO_2 溶液中, 应力-应变曲线存在明显的屈服阶段, 均表现为塑性断裂特征。 H_2S 的加入显著加速了断裂过程, 而且 H_2S 浓度越高, 断裂时间越短, 应变越小, 应力-应变曲线下的面积(断裂前吸收的能量)也越小。在 60 mol/L H_2S 条件下, 90SS-3Cr 的应力-应变曲线由弹性阶段直接过渡到断裂阶段(图 3b), 在断裂前不存在塑性变形, 表现为脆性断裂。此外, 添加 H_2S 之后, 相比 90SS 钢(图 3a), 90SS-3Cr 钢断裂之前的应变及其所吸收能量均有更大幅度减小。这表明在 CO_2 与 H_2S 共存环境下, 90SS-3Cr 钢比 90SS 钢表现出更高的应力腐蚀敏感性。

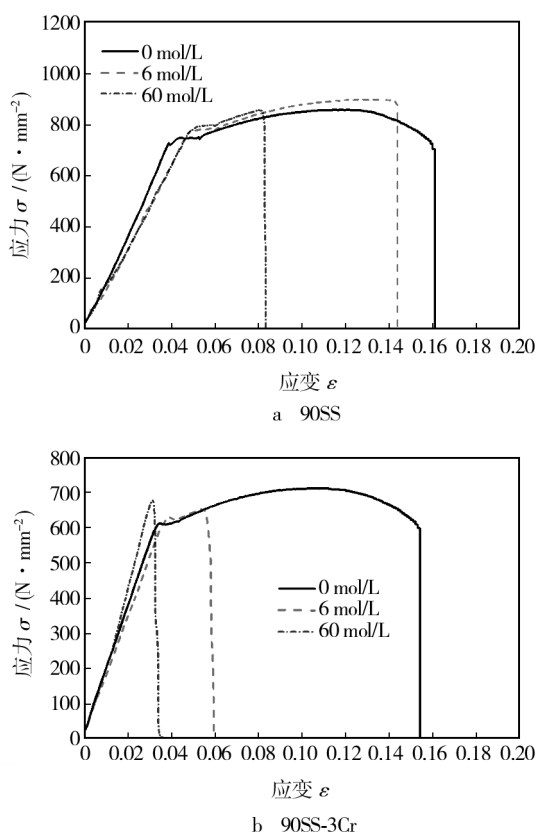


图3 90SS 和 90SS-3Cr 钢在含不同浓度 H_2S 的饱和 CO_2 溶液中的应力-应变曲线

Fig. 3 Stress-strain (σ - ϵ) plots of 90SS (a) and 90SS-3Cr (b) in CO_2 -saturated solution with different H_2S concentrations

对图 3 中不同应力-应变曲线下的面积进行积分, 则应力腐蚀开裂 (SCC) 敏感指数 $I_{SCC} = (A_0 - A) / A_0$ (A_0 和 A 分别是无 H_2S 、含 H_2S 时的应力-应变曲线所围面积)。将两种材料的 I_{SCC} 及断后伸长率 δ 、断面收缩率 φ 、断裂时间 t 对 H_2S 浓度作图, 结果如图 4 所示。可见, 随着 H_2S 浓度的增加, 90SS 和 90SS-3Cr 钢的三项抗 SCC 指标 (δ, φ, t) 均明显下降, 塑性损失逐渐增多, 即应力腐蚀敏感性增加。相比之下, H_2S 对 90SS-3Cr 钢应力腐蚀敏感性的影响更为明显。当 H_2S 浓度由 0 增加至 6 mol/L 时, 90SS-3Cr 钢的 δ, φ, t 分别下降了 71.6%, 69.6%, 61.4% (图 4b, d), 远高于 90SS 钢分别下降 2.9%, 52.5%, 10.3% 的塑性损失(图 4a, c)。此外, 由图 4c, d 可见, 在含 6 mol/L H_2S 时, 90SS-3Cr 钢的 SCC 敏感指数 ($I_{SCC} = 0.72$) 远大于 90SS 钢 ($I_{SCC} = 0.11$)。通常认为, $I_{SCC} > 0.35$ 时视为脆断区, 材料在该条件下肯定会发生 SCC; $0.25 \leq I_{SCC} \leq 0.35$ 时视为危险区, 材料存在潜在的 SCC 威胁; $I_{SCC} < 0.25$ 时视为安全区, 材料不会发生 SCC^[23]。当 H_2S 浓度进一步增加至 60 mol/L 时, 90SS 钢也进入 SCC 脆断区 ($I_{SCC} = 0.58$)。由此可见, 随着溶液中 H_2S 含量的增加, 90SS 和 90SS-3Cr 钢的抗 SCC 能力均下降, 90SS-3Cr 钢比 90SS 钢对应力腐蚀开裂更为敏感。

慢拉伸试样断口 SEM 形貌如图 5 所示。在 CO_2 环境下, 90SS 钢的断口表面存在大量韧窝(图 5a), 是典型的塑性断裂。当 H_2S 浓度为 6 mol/L 时, 断口形貌与前者相似, 但韧窝数量减少(图 5b), 也属于塑性断裂。当 H_2S 浓度达到 60 mol/L 时, 断口形貌发生改变, 韧窝消失, 可见类似解理台阶的脆性断裂特征(图 5c)。

在 CO_2 环境下, 90SS-3Cr 钢的断口表面也存在大量韧窝(图 5d), 属于塑性断裂。当 H_2S 浓度为 6 mol/L 时, 断口中韧窝的数量明显减少, 开始出现解理台阶的脆性断裂特征(图 5e), 属于混合型断口。根据图 4 所示的结果, 相比同等条件下的 90SS 钢, 90SS-3Cr 钢的断后伸长率 δ 、断面收缩率 φ 及断裂时间 t 都大幅下降, 塑性损失明显增加, I_{SCC} 显著提高, 应力腐蚀开裂行为变化明显。当 H_2S 浓度增加至 60 mol/L 时, 90SS-3Cr 钢断口形貌呈现出明显的脆性断裂特征, 并伴有河流花样(图 5f)。以上分析表明, 当 H_2S 浓度达到 6 mol/L 以上时, 在恒载荷下, 90SS-3Cr 钢由塑性断裂向脆性断裂转变, 这与应力-应变曲线分析结果一致。

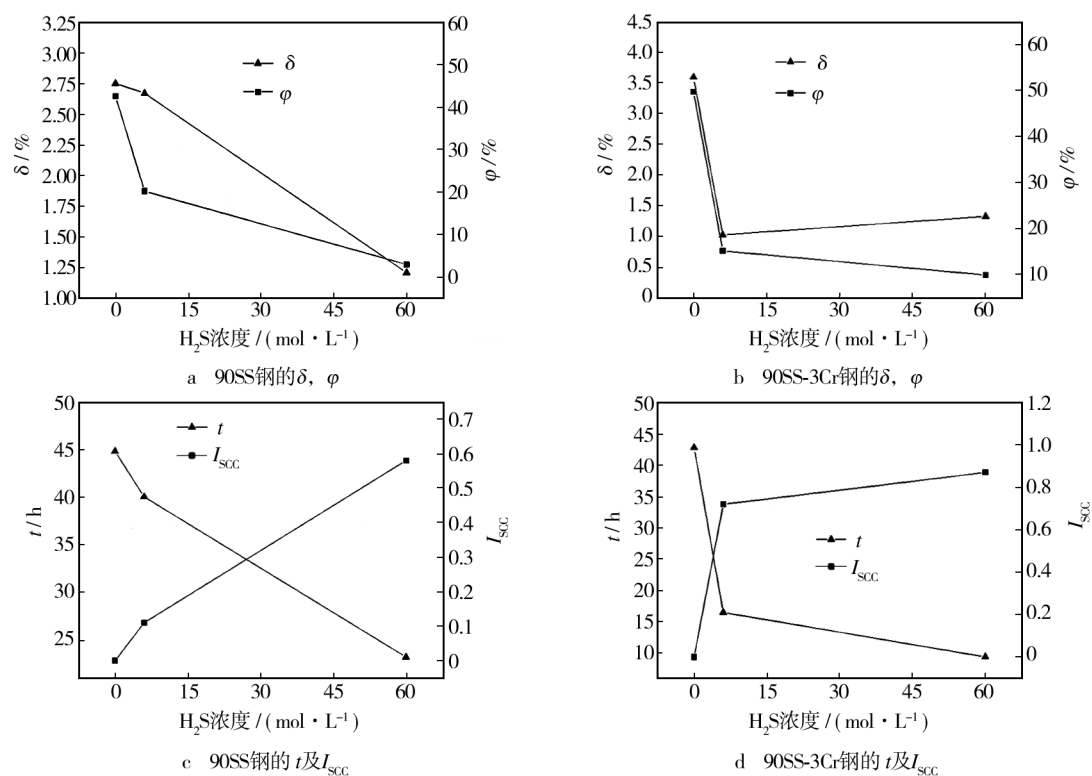


图 4 90SS 和 90SS-3Cr 钢在不同 H_2S 浓度下的抗 SCC 指标及 SCC 敏感指数

Fig. 4 Change of elongation, reduction of cross section, fracture time and SCC sensitivity of 90SS (a, c) and 90SS-3Cr (b, d) with different H_2S concentrations

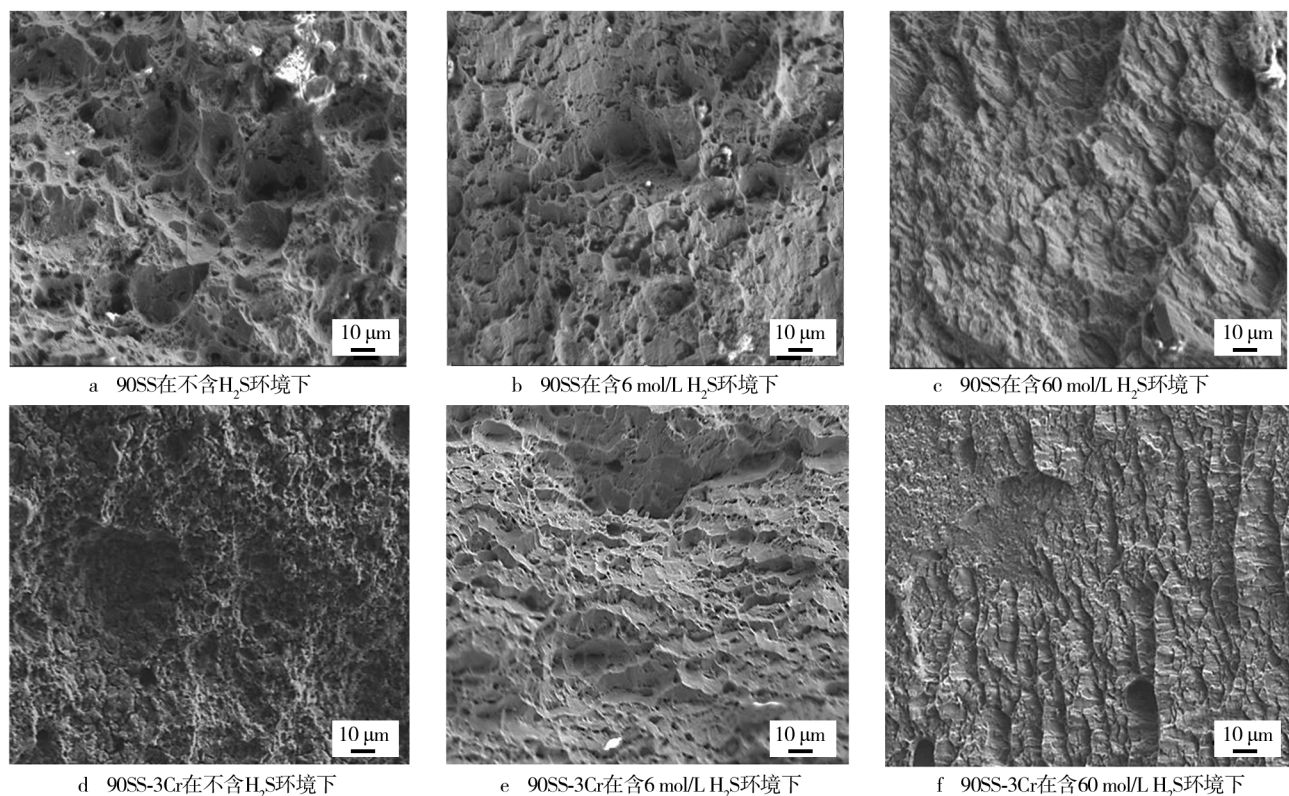


图 5 90SS 和 90SS-3Cr 钢在含不同浓度 H_2S 的饱和 CO_2 溶液中的 SSRT 断口 SEM 形貌

Fig. 5 SEM fracture morphologies of 90SS (a, b, c) and 90SS-3Cr (d, e, f) in SSRT with different H_2S concentrations: (a, d) 0 mol/L, (b, e) 6 mol/L, (c, f) 60 mol/L

2.4 断裂机理

金属材料的硫化物应力腐蚀开裂本质上属于氢脆。关于氢脆的机理,目前存在很多理论观点。各种理论的共同点是:氢原子通过应力诱导扩散在高应力区富集,只有当富集的氢浓度达到临界值,使材料断裂应力降低,才发生脆断。而关于氢原子如何诱导材料发生断裂,目前尚未形成统一的认识。在 $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 环境下,除了 H_2CO_3 和 HCO_3^- 的还原反应之外, H^2S , HS^- 和 H^+ 都有可能参与阴极反应:



H_2S 的存在不仅提供了更多氢,还阻滞了还原反应(生成的氢原子结合成氢分子)的过程,提高了钢表面的氢浓度,进而加速了氢原子向金属基体中的扩散。进入钢中的氢原子通过扩散到达缺陷处,析出氢分子,产生很高的压力,当金属内部缺陷处产生的氢压超过金属的断裂强度时,就会引发裂纹,导致金属材料快速断裂。所以,随着 H_2S 浓度的增加,钢表面吸附的氢原子浓度增大,进入钢内部的氢原子增多,90SS 和 90SS-3Cr 钢的应力腐蚀敏感性增加,并由塑性断裂向脆性断裂转变。在这一复杂过程中,金属内部存在的缺陷(夹杂、晶格、晶界)成为氢原子的聚集区,在拉应力作用下,裂纹快速萌生并扩展,直至断裂。

根据冶金学原理,钢中添加少量 Cr, Mo, V, Nb, Ti 等,可以细化晶粒,改善力学性能,提高基体对裂纹扩展的阻力。90SS-3Cr 钢的 Cr, Ni, Mo, V 元素含量均远远高于 90SS 钢(见表1),从这个角度来看,90SS-3Cr 钢应具有更好的抗应力腐蚀敏感能力。然而,实验结果恰恰相反,这可能与显微组织有关。90SS-3Cr 钢局部非金属夹杂物的数量明显大于 90SS 钢(图1),说明 Cr, Ni, Mo, V 元素在细化晶粒的同时,增加了组织的不均匀性。此外,90SS-3Cr 钢的 S 和 P 含量较高,必然使其在冶金过程中更容易形成硫化物或磷化物夹杂。90SS-3Cr 钢中较多的非金属夹杂物为氢原子向钢中的扩散创造了有利条件,从而增大了 90SS-3Cr 钢的应力腐蚀敏感性。

3 结论

1) 在施加载荷不小于 0.72SMYS(额定最小屈服

强度)时,90SS 和 90SS-3Cr 钢均未发生应力腐蚀开裂,具有较好的抗 SSCC 性能。

2) 在 $\text{H}_2\text{S}-\text{CO}_2$ 环境中,随着 H_2S 浓度的升高,90SS 和 90SS-3Cr 钢的塑性损失增加,抗 SCC 能力均下降。90SS-3Cr 钢在 H_2S 浓度为 6 mol/L 以上时就由塑性断裂向脆性断裂转变,比 90SS 钢对应力腐蚀开裂更为敏感。

3) 90SS-3Cr 钢应力腐蚀敏感性与成分和显微组织有关,需进一步优化成分设计和热处理工艺,降低其应力腐蚀开裂敏感性。

参考文献

- [1] 王成达,严密林,赵新伟,等. 油气田开发中 $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 腐蚀研究进展[J]. 西安石油大学学报,2005,20(5):66—70.
WANG Cheng-da, YAN Mi-lin, ZHAO Xin-wei, et al. $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ Corrosion Research Development in Oil and Gas Field [J]. Journal of Xi'an Shiyu University, 2005, 20(5): 66—70.
- [2] SMITH S N, JOOSTEN M W. Corrosion of Carbon Steel by H_2S in CO_2 Containing Oilfield Environments[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2006: 06115.
- [3] 孙冲,孙建波,王勇,等. 超临界 CO_2 /油/水系统中油气管材钢的腐蚀机制[J]. 金属学报,2014,50(7):811—820.
SUN Chong, SUN Jian-bo, WANG Yong, et al. Corrosion Mechanism of OCTG Carbon Steel in Supercritical CO_2 /Oil/Water System [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(7): 811—820.
- [4] NOSE K, ASAHI H, NICE P I, et al. Corrosion Properties of 3% Cr Steels in Oil and Gas Environments[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2001: 01082.
- [5] KERMANI B, GONZALES J C, TURCONI G L, et al. Materials Optimisation in Hydrocarbon Production[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2005: 05111.
- [6] KERMANI B, MARTIN J W, ESAKLUL K A. Materials Design Strategy: Effects of $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ Corrosion on Materials Selection[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2006: 06121.
- [7] CHEN T H, XU L N, LU M X, et al. Study on Factors Affecting Low Cr Alloy Steels in a CO_2 Corrosion System [C]//Corrosion. Houston: NACE, 2011: 11074.
- [8] 胡丽华,常炜,张雷,等. X65 钢和 3Cr 钢作为海底管道用钢抗 CO_2 腐蚀性能研究[J]. 中国海上油气,2011,23(2):131—134.
HU Li-hua, CHANG Wei, ZHANG Lei, et al. Research on

- CO_2 Corrosion of X65 Steel and 3Cr Steel as the Anti-submarine Pipeline[J]. China Offshore Oil and Gas, 2011, 23(2): 131—134.
- [9] 张忠铎, 黄子阳, 孙元宁, 等. 3Cr 抗 CO_2 和 H_2S 腐蚀系列油套管开发[J]. 宝钢技术, 2006(3): 5—8.
- ZHANG Zhong-hua, HUANG Zi-yang, SUN Yuan-ning, et al. Development of 3Cr Series Oil Pipes with Good CO_2 and H_2S Corrosion Resistant Properties[J]. Baosteel Technology, 2006(3): 5—8.
- [10] KERMANI M B, GONZALES J C, LINNE C, et al. Development of Low Carbon Cr-Mo Steels with Exceptional Corrosion Resistance for Oilfield Applications[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2001: 01065.
- [11] 杨建伟, 张雷, 路民旭. 油气田 $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 共存条件下的腐蚀研究进展与选材原则[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2009, 21(4): 401—405.
- YANG Jian-wei, ZHANG Lei, LU Min-xu. Research Progress on $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ and Principles for Materials Selection for Oil and Gas Field[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2009, 21(4): 401—405.
- [12] 孙建波, 柳伟, 常伟, 等. 低铬 X65 管线钢 CO_2 腐蚀产物膜特征和形成机制[J]. 金属学报, 2009, 45(1): 84—90.
- SUN Jian-bo, LIU Wei, CHANG Wei, et al. Characteristics and Formation Mechanism of Corrosion Scales on Low-chromium X65 Steels in CO_2 Environment[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(1): 84—90.
- [13] KERMANI M B, MORSHED A. Carbon Dioxide Corrosion in Oil and Gas Production—A Compendium[J]. Corrosion, 2003, 59(8): 659—683.
- [14] CHEN C F, LU M X, SUN D B, et al. Effect of Chromium on the Pitting Resistance of Oil Tube Steel in a Carbon Dioxide Corrosion System[J]. Corrosion, 2005, 61(6): 594—601.
- [15] NYBORG R, DUGSTAD A. Mesa Corrosion Attack in Carbon Steel and 0.5% Chromium Steel[C]//Corrosion. Houston: NACE, 1998: 29.
- [16] TAKABE H, UEDA M. The Formation Behavior of Corrosion Protective Films of Low Cr Bearing Steels in CO_2 Environments[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2001: 01066.
- [17] 张国安, 路民旭, 吴荫顺. CO_2 腐蚀产物膜的微观形貌和结构特征[J]. 材料研究学报, 2005, 19(5): 537—548.
- ZHANG Guo-an, LU Min-xu, WU Yin-shun. Morphology and Microstructure of CO_2 Scales[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2005, 19(5): 537—548.
- [18] 陈长风, 路民旭, 赵国仙, 等. N80 油套管钢 CO_2 腐蚀产物膜特征[J]. 金属学报, 2002, 38(4): 411—416.
- CHEN Chang-feng, LU Min-xu, ZHAO Guo-xian, et al. Characters of CO_2 Corrosion Scales on Well Tube Steels N80[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(4): 411—416.
- [19] EDMONDS D V, COCHRANE R C. The Effect of Alloying on the Resistance of Carbon Steel for Oilfield Applications to CO_2 Corrosion[J]. Materials Research, 2005, 8(4): 377—385.
- [20] KERMANI B, GONZALES J C, TURCONI G L, et al. In-field Corrosion Performance of 3% Cr Steels in Sweet and Sour Downhole Production and Water Injection[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2004: 04111.
- [21] KOH S U, KIM K Y, YANG B Y. The Effect of Chromium and Molybdenum on the Susceptibility to Sulfide Stress Cracking of API X70 Grade Linepipe Steels[C]//Corrosion. Houston: NACE, 2004: 04107.
- [22] 吕祥鸿, 赵国仙, 张建兵, 等. 模拟油田工况条件下低 Cr 钢抗 H_2S 应力腐蚀开裂行为研究[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2010, 22(1): 32—35.
- LYU Xiang-hong, ZHAO Guo-xian, ZHANG Jian-bing. H_2S Stress Cracking of Low Cr Steels in Simulated Oil Field Environment[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2010, 22(1): 32—35.
- [23] 杨洲. 硫化氢对石油管线钢应力腐蚀开裂和氢渗透行为的影响[D]. 青岛: 中国科学院海洋研究所, 2004.
- YANG Zhou. Influences of H_2S on Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Permeation Behavior of Oil Pipelines[D]. Qingdao: Institute of Oceanology, Chinese Academy of Sciences, 2004.