

管线钢在湿气介质中的 H₂S/CO₂ 腐蚀行为研究

Study On H₂S/CO₂ Corrosion Behavior of Pipeline Steel in Wet Gas

杨建伟, 张雷, 丁睿明, 路民旭

(北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083)

YANG Jian-wei, ZHANG Lei, DING Rui-ming, LU Min-xu

(School of Materials Science and Engineering,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 利用高温高压反应釜模拟高含硫气田 H₂S/CO₂ 共存环境, 在流动湿 H₂S/CO₂ 介质中进行腐蚀实验, 辅以 SEM, EDS 和 XRD, 探讨了湿气介质中高 H₂S 分压对 APF-X52 和 APF-X60 管线钢 H₂S/CO₂ 腐蚀行为的影响。两种钢在湿气介质中的腐蚀速率均随 H₂S 分压的升高而增加, X60 腐蚀速率略高于 X52, 随着 H₂S 分压由 0.15MPa 增至 2.0MPa, 腐蚀形态由全面腐蚀趋向局部腐蚀, 腐蚀过程由 H₂S 控制, 腐蚀产物以四方晶系的 FeS_{1-x} (Mackinawite) 为主。X60 钢表面出现氢鼓泡, 内部发生氢致开裂。

关键词: H₂S/CO₂; 腐蚀; 管线钢; 氢鼓泡

中图分类号: TG172.3 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2008)11-0049-05

Abstract: Flowing wet gas environments containing H₂S/CO₂ were simulated in a high temperature and high pressure autoclave. Corrosion behaviors of APF-X52 and APF-X60 pipeline steels were investigated with Scanning Electron Microscopy (SEM) and X-ray Diffraction methodology (XRD). Effects of high H₂S partial pressure on corrosion rate and products were discussed. Corrosion rates of both steels increased with the H₂S partial pressure increasing in wet gas, and the corrosion rate of X60 was appreciably higher than that of X52. Localized corrosion was obviously observed when the H₂S partial pressure up to 2.0 MPa. The corrosion process was controlled by H₂S and mackinawite (FeS_{1-x}) was the dominant corrosion product. Hydrogen blistering and hydrogen-induced cracking were also occurred in X60 in wet gas.

Key words: H₂S/CO₂; corrosion; pipeline steel; hydrogen blistering

随着高含硫酸性油气田的开发, H₂S/CO₂ 共存和高 H₂S 条件下金属管材的腐蚀逐渐成为影响油气生产及输送安全的难题而引起广泛关注。在天然气的生产和输送过程中, 管材内壁常处于湿气介质中, 其顶部和侧壁会发生由凝析水溶解 H₂S, CO₂ 等酸性气体引起的薄液膜腐蚀^[1,2]。以往关于湿气 H₂S/CO₂ 腐蚀研究多集中于在线监测与缓蚀控制, 理论研究相对较少^[3-8], 一般认为, 湿气介质中的腐蚀类型为全面腐蚀伴以严重的点蚀^[4] 或表现为明显的垢下腐蚀^[5], 腐蚀速率主要受气流状态^[7] 和水蒸汽冷凝率^[8] 的影响, 但腐蚀产物的存在状态与结构组成往往对腐蚀进程也起着重要的作用, 尤其高 H₂S 条件下这一影响就更为明显。在 H₂S/CO₂ 腐蚀机理方面, Smith 等^[9] 提出, 由于硫化物比 FeCO₃ 更稳定, 少量 H₂S 的存在就使腐蚀产物以硫化物为主。Pots 等^[10,11] 认为, H₂S/CO₂ 的分压比决定 H₂S/CO₂ 共存条件下的腐蚀控制状态。尽

管 H₂S/CO₂ 共存时的腐蚀机制具有竞争与协同效应已得到广泛认可, 但高 H₂S 分压 (> 1MPa) 湿气介质中的腐蚀规律和机理研究仍相对缺乏。因此, 本工作模拟了湿气介质环境, 研究了 H₂S/CO₂ 共存及高 H₂S 分压对 APF-X52 和 APF-X60 管线钢腐蚀速率与类型、腐蚀产物膜结构组成和腐蚀机制的影响, 为高含硫酸性油气田开发提供理论参考。

1 实验

实验材料取自 APF-X52 和 APF-X60 级管线钢, 化学成分见表 1。试样逐级打磨至 800# 砂纸, 清水冲洗, 丙酮除油。腐蚀模拟实验设备为高温高压 H₂S 反应釜。在密闭釜中, 通过釜体加热装置控制釜内气体温度, 模拟较高的管道内部气体温度; 通过试样外侧的冷却水系统保证试样表面与釜内气体之间存在一定温

差, 模拟较低的管壁温度; 温差使腐蚀模拟溶液的蒸汽接触试样表面时产生冷凝, 形成湿气腐蚀环境。釜内气相温度为 60℃, 冷却水温度为 30℃, 气相介质相对于试样的流速为 1m/s。产生湿气的实验溶液为 5% NaCl 溶液, 温度 60℃。试样安装于釜内后通入高纯氮气除氧 24h 以上, 再分别通入高纯 H₂S 和 CO₂ 达

到预定实验压力, 各实验均保持相同的 H₂S/CO₂ 分压比 ($P_{H_2S}/P_{CO_2} = 1.7$), H₂S 分压分别为 0.15, 0.33, 1.5, 2.0MPa, 实验周期 120h。利用 LEQ-1450 型号扫描电子显微镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 和日本理学 (RIGAKU) 12kW 旋转阳极 X 射线衍射仪 (XRD) 观察腐蚀产物膜形貌并测试其成分及物相。

表 1 实验用 API X52 和 API X60 化学成分 (mass fraction/%)

Table 1 Chemical composition of the X52 and X60 steel (mass fraction/%)

Steel	C	Si	Mn	S	P
X52	0.071	0.26	1.1	0.0041	0.0024
X60	0.07	0.27	1.29	0.005	0.011

2 结果与讨论

2.1 H₂S/CO₂ 腐蚀类型与腐蚀速率

H₂S 分压为 0.15~1.5 MPa 时, X52 和 X60 试样在湿气介质中均形成均匀覆盖且致密的腐蚀产物膜, 随 H₂S 分压增加膜层增厚, 但膜/基黏结力变差, 脱水后呈层片状, 龟裂、脱落现象明显。去除腐蚀产物后发现两种钢的腐蚀类型均为全面腐蚀。H₂S 分压增至 2.0 MPa, 试样的腐蚀产物膜仍完整覆盖, X52 表现为全面腐蚀伴以明显的局部腐蚀, X60 则表现为不均匀分布的全面腐蚀和少量点蚀。H₂S 分压为 0.33~2.0 MPa 时, X60 钢试样表面均出现明显的氢鼓泡。

失重法测得恒定 H₂S/CO₂ 分压比 ($P_{H_2S}/P_{CO_2} = 1.7$) 下 H₂S 分压对 X60 钢腐蚀速率的影响如图 1 所示, 两种钢 H₂S/CO₂ 腐蚀速率均较大, H₂S 分压较高时甚至超过 2mm/a。两种钢在 H₂S/CO₂ 湿气介质中, 腐蚀速率均随 H₂S 分压的增加而增加, X52 钢腐蚀速率略小于 X60。

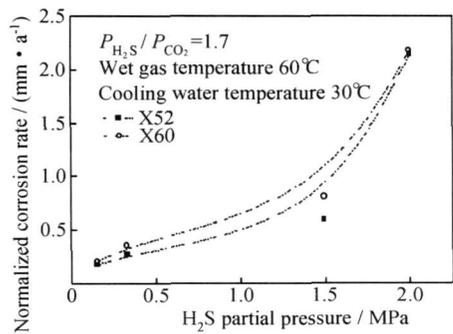


图 1 X52 和 X60 在湿气介质中的平均腐蚀速率与 H₂S 分压的关系 ($P_{H_2S}/P_{CO_2} = 1.7$)

Fig 1 Relationships between H₂S partial pressure and general corrosion rate of X52 and X60 in wet gas ($P_{H_2S}/P_{CO_2} = 1.7$)

2.2 H₂S/CO₂ 腐蚀产物膜组成与微观形貌

腐蚀产物膜 XRD 谱如图 2 所示, X52 和 X60 形成的腐蚀产物膜均由 Fe_xS_y 组成, 未见 FeCO₃, 表明 $P_{H_2S}/P_{CO_2} = 1.7$ 时, 两种钢在湿气介质中的腐蚀过程均由 H₂S 控制。H₂S 分压为 0.15~1.5 MPa 时, 腐蚀产物主要以四方晶系的 FeS_{1-x} (Mackinawite) 为

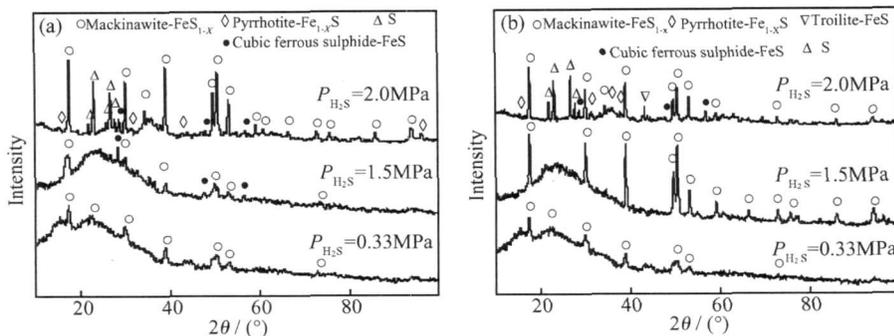


图 2 不同 H₂S 分压条件下 X52(a) 和 X60(b) 的表面腐蚀产物膜 XRD 图谱 ($P_{H_2S}/P_{CO_2} = 1.7$)

Fig 2 XRD patterns of the scales formed of X52 (a) and X60 (b) under the different H₂S partial pressure conditions ($P_{H_2S}/P_{CO_2} = 1.7$)

主, 随 H₂S 分压增加至 2.0 MPa, 腐蚀产物除四方 FeS_{1-x} 晶体外, 还出现少量立方晶系的 FeS (Cubic ferrous sulphide) 和极少量六方晶系的 Fe_{1-x}S (Pyrrhotite), X60 钢偶见六方晶系的 FeS (Troilite)。

不同 H₂S 分压下 X52 和 X60 钢的腐蚀产物膜微观形貌如图 3 所示。H₂S 分压为 0.15~0.33 MPa 时, 两种钢腐蚀产物均以粗大不规则、晶界清晰的四方 FeS_{1-x} 晶粒为主(图 3a, d), H₂S 分压为 1.5 MPa 时两种钢的腐蚀产物表面均出现体积较小、排列不规则的立方 FeS 晶粒(图 3b, e), 晶体堆垛膜层多孔隙。H₂S

分压 2.0 MPa 时, 两种钢的腐蚀产物表面的晶体更加细小, 主要为立方 FeS 和层片堆垛的六方 Fe_{1-x}S, 同一种晶体群生形成晶簇, 膜层疏松多囊孔(图 3c, f), X60 的孔隙率明显高于 X52, 对基体的保护性更差。随 H₂S 分压升高, 湿气介质中试样表面冷凝液膜的 pH 值显著降低, 阳极溶解速率加快, 液膜中具有较大的 Fe²⁺ 浓度, 此时液膜中的 HS⁻, S²⁻ 浓度也较高, 因此界面化学反应速度加快, 晶体形核率增大, 易形成晶粒较小且硫含量较高的硫铁化合物。

不同 H₂S 分压下两种钢腐蚀产物膜截面微观形

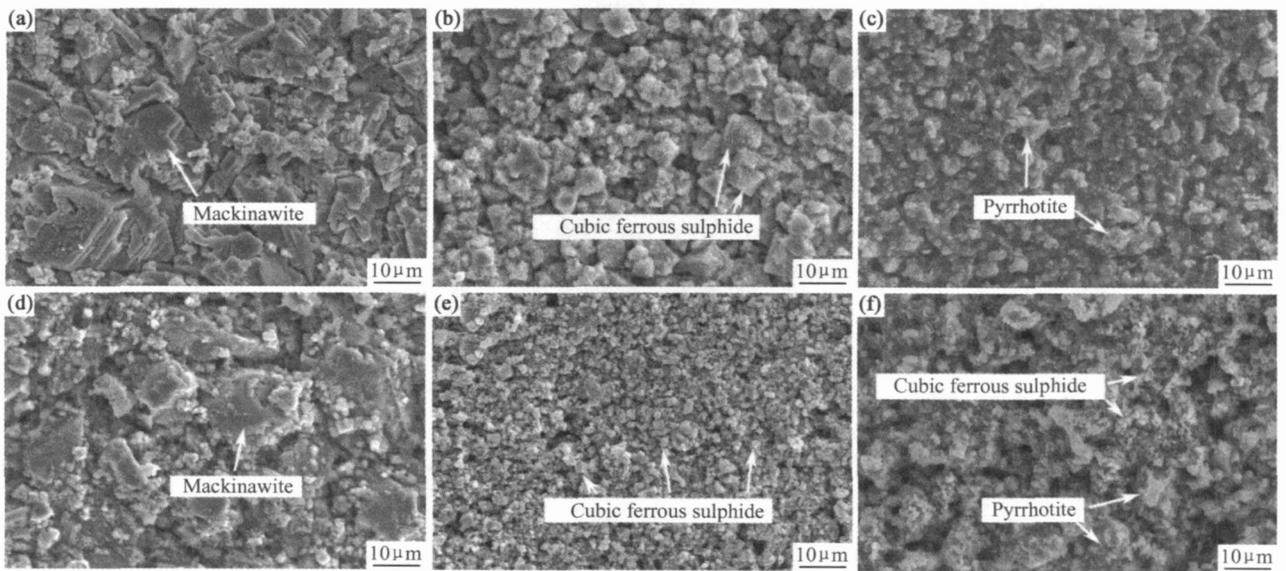


图 3 X52 和 X60 在不同 H₂S 分压条件下的腐蚀产物膜表面 SEM 照片

- (a) X52, P_{H₂S} = 0.33 MPa; (b) X52, P_{H₂S} = 1.5 MPa; (c) X52, P_{H₂S} = 2.0 MPa;
- (d) X60, P_{H₂S} = 0.33 MPa; (e) X60, P_{H₂S} = 1.5 MPa; (f) X60, P_{H₂S} = 2.0 MPa

Fig 3 SEM surface images of the corrosion scales for X52 and X60 with the different H₂S partial pressure

- (a) X52, P_{H₂S} = 0.33 MPa; (b) X52, P_{H₂S} = 1.5 MPa; (c) X52, P_{H₂S} = 2.0 MPa;
- (d) X60, P_{H₂S} = 0.33 MPa; (e) X60, P_{H₂S} = 1.5 MPa; (f) X60, P_{H₂S} = 2.0 MPa

貌如图 4 所示, 从试样膜/基界面形态可以看出, 随 H₂S 分压升高, X60 明显由全面腐蚀向局部腐蚀发展。两种钢的腐蚀产物膜厚度也显著增加, 由 0.33 MPa 时的 10~20 μm 增至 2.0 MPa 时的 150~200 μm, 膜/基界面的结合力显著变差(图 4c, f)。

H₂S 分压 2.0 MPa 时, 腐蚀产物膜出现分层现象, 靠近基体的膜层较薄且致密, 靠近湿气界面的膜层较厚且疏松(如图 4f)。EDS 分析结果表明, 两膜层含 S 量有所不同, 由基体侧向外 S 含量递增, 以 FeS_{1-x} 为主, 接近表层的部分区域出现少量富硫相 Fe_{1-x}S。

在 H₂S/CO₂ 腐蚀过程中, 少量 H₂S 的存在即可控制腐蚀进程^[12]。本研究中, H₂S 腐蚀起主导作用, 而离子通过膜层的质量扩散则进一步控制着腐蚀与成

膜过程。H₂S 溶于液膜经过电离分解为 H⁺、HS⁻ 和 S²⁻, 在高含 H₂S 的环境下, 液膜的 pH 值很低。腐蚀反应初期, 阳极反应形成的大量 Fe²⁺ 很快消耗掉试样表面附近的 HS⁻ 和 S²⁻, 形成一层富 Fe 的 FeS_{1-x}。随后, 在膜/基界面发生阳极反应产生的 Fe²⁺ 通过膜层向外扩散, 在膜层外表面发生沉淀反应生成 FeS, 膜层得以不断生长, 整个反应过程受 Fe²⁺ 的扩散控制, 最初生成膜层对 Fe²⁺ 扩散的阻碍作用强弱成为腐蚀进程的限制性环节, 膜层结构致密延缓腐蚀, 反之则加快腐蚀。Fe²⁺ 在膜/基界面浓度较高, 在腐蚀过程中 Fe²⁺ 由基体侧通过膜层向外扩散, 由于膜层的阻碍作用, 其浓度逐渐变小, 而 HS⁻ 则由膜层外表面通过膜层向基体侧扩散, 因此膜层外表面会形成相对的富 S

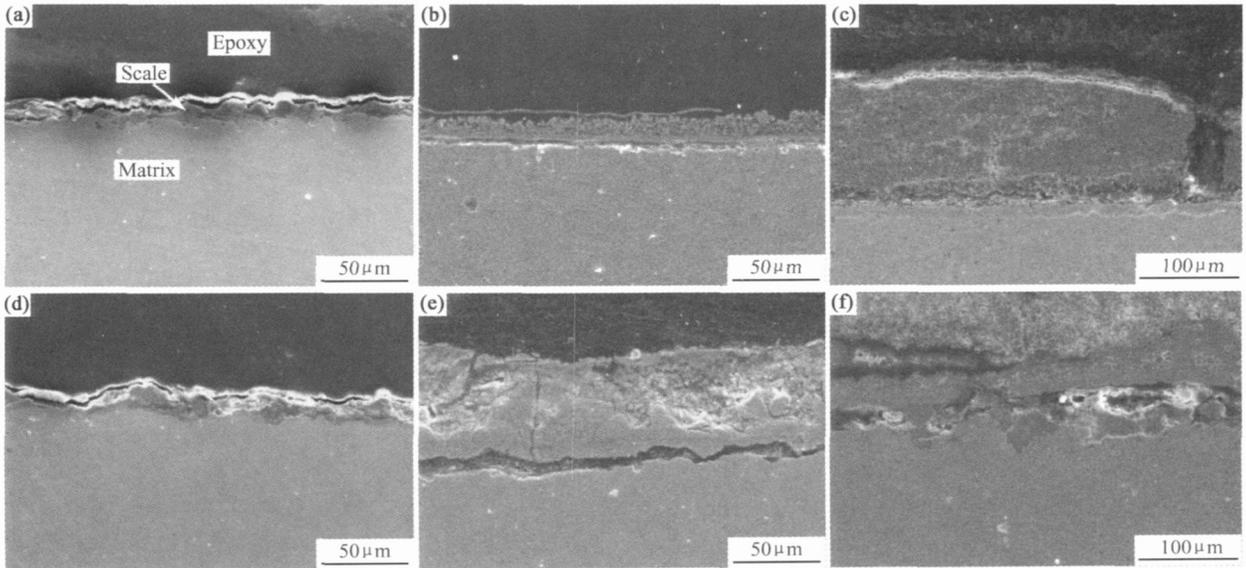


图 4 X52 和 X60 在不同 H_2S 分压条件下的腐蚀产物膜截面 SEM 照片

(a) X52, $P_{H_2S} = 0.33 \text{ MPa}$; (b) X52, $P_{H_2S} = 1.5 \text{ MPa}$; (c) X52, $P_{H_2S} = 2.0 \text{ MPa}$;
(d) X60, $P_{H_2S} = 0.33 \text{ MPa}$; (e) X60, $P_{H_2S} = 1.5 \text{ MPa}$; (f) X60, $P_{H_2S} = 2.0 \text{ MPa}$

Fig 4 SEM cross section images of the corrosion scales for X52 and X60 with the different H_2S partial pressure

(a) X52, $P_{H_2S} = 0.33 \text{ MPa}$; (b) X52, $P_{H_2S} = 1.5 \text{ MPa}$; (c) X52, $P_{H_2S} = 2.0 \text{ MPa}$;
(d) X60, $P_{H_2S} = 0.33 \text{ MPa}$; (e) X60, $P_{H_2S} = 1.5 \text{ MPa}$; (f) X60, $P_{H_2S} = 2.0 \text{ MPa}$

层, 靠近基体侧则形成相对的贫 S 层, 并且随腐蚀进行富 S 层和贫 S 层竞争转变。60 °C 时, H_2S 分压 1.5~2.0 MPa 下, 两种钢均表现出较高的腐蚀速率, 又形成较厚的腐蚀膜层, 可见反应初期的膜层没有抑制腐蚀, 对基体不但没有保护性, 反而促进腐蚀进程。

2.3 高 H_2S 分压对腐蚀形态的影响

腐蚀产物膜结构组成的变化是导致腐蚀随 H_2S

分压增大由全面腐蚀转变为局部腐蚀的主要原因。 H_2S 分压 2.0 MPa 时, 两种钢均发生明显的局部腐蚀 (图 5a, b)。更高 H_2S 分压下, 腐蚀产物膜变得厚而疏松, 并有明显的分层, 由于 FeS 膜的电位较铁的正^[13], 因此贫 S 与富 S 膜层、各膜层与基体之间存在电位差, 这可能会加速基体的腐蚀, 并诱发膜下局部腐蚀的发生 (图 5a)。

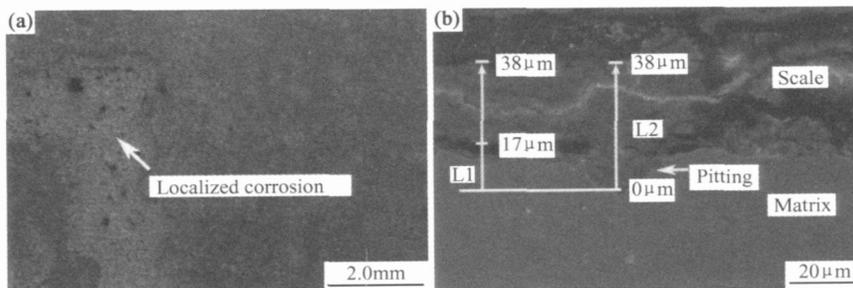


图 5 H_2S 分压 2.0 MPa 条件下试样表面局部腐蚀与点蚀坑截面 SEM 照片 (a) X52; (b) X60

Fig 5 SEM surface images of the localized corrosion and cross section images of the pitting with the H_2S partial pressure of 2.0 MPa (a) X52; (b) X60

X60 蚀坑外(L1)和蚀坑内(L2) S 元素在垂直表面方向的分布如图 6 所示, 蚀坑处 S 元素含量明显高于蚀坑外区域。这说明在腐蚀过程中, 液膜中的 HS^- 大量的向蚀坑处迁移, 加速点蚀进程。高 H_2S 分压下

凝析液膜中 HS^- 浓度较大, 在腐蚀产物的大空隙晶界或膜层脱落的膜层缺陷处容易富集 HS^- 等侵蚀性阴离子, HS^- 向缺陷内渗透使其腐蚀环境的 pH 值降低, 加速阳极溶解而诱发点蚀。但在湿气介质中, 腐蚀产

物受流体冲刷作用小, 容易形成完整膜层, 随着膜层的不断生长增厚, 缺陷处容易被腐蚀产物填满而减缓点蚀进程, 膜层具有一定的自我修复功能。在 H₂S 分压 2.0 MPa 时两种钢没有发生大面积严重的点蚀, 主要以膜下全面腐蚀伴以局部腐蚀为主。

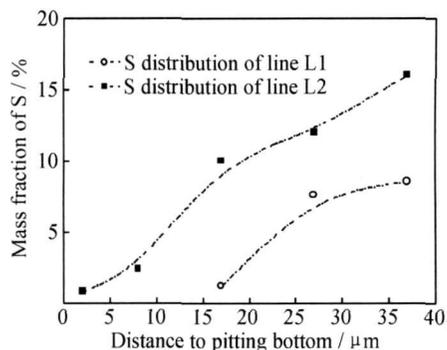


图 6 H₂S 分压 2.0 MPa 条件下 X60 腐蚀产物膜层中不同位置的 S 含量分布曲线

Fig. 6 Distribution curve of S content in the different positions of layer for X60 with the H₂S partial pressure of 2.0 MPa

2.4 H₂S 分压对氢损伤的影响

三种 H₂S 分压条件下 X52 钢表面去除腐蚀产物膜后均未发现氢鼓泡, 试样内部也未有氢致裂纹。而 X60 钢在 H₂S 分压 0.33~2.0 MPa 条件下表面均发现氢鼓泡, 2.0 MPa 时内部还发现氢致裂纹。

两种钢组织均以多边铁素体-珠光体为主, 钢中均存在 Al, Ca, Mg 和 Mn 等的氧化物和硫化物夹杂, X60 钢的晶粒更加细小, 部分铁素体晶界上分布有少量细长的偏析带-珠光体型组织。在腐蚀过程中, 阴极析出的氢原子吸附于膜层表面, 由于 HS⁻ 抑制 H 原子结合成 H₂, 因此大量的 H 原子通过膜层向金属基体内扩散, 在扩散过程中氢原子容易在楔形和多边形夹杂物周围聚集, 由于氢压形成空洞(图 7a), 随氢压不断增大导致裂纹形核, 并沿晶界扩展。偏析带也可成为氢陷阱, 由于偏析带处于铁素体晶界上, 所以裂纹源也多起源于铁素体晶界, 裂尖塑性区产生滑移带, 并在珠光体交界处产生大量位错, 伴以高浓度氢气团, 使裂纹沿铁素体晶界发展^[14, 15](图 7b)。

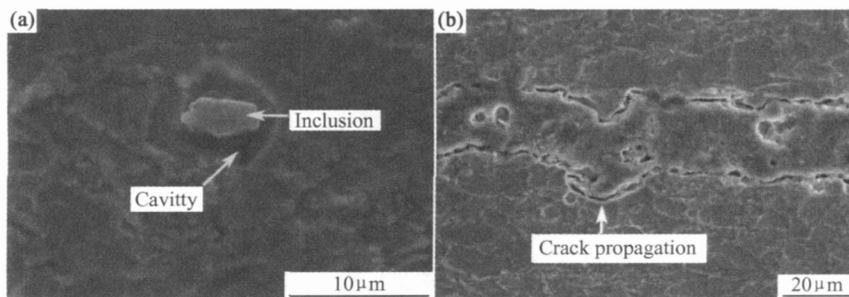


图 7 H₂S 分压 2.0 MPa 条件下 X60 夹杂物周边空洞(a)与内部裂纹(b)的 SEM 照片

Fig. 7 SEM images of the cavity around the inclusion (a) and the crack (b) in the X60 with the H₂S partial pressure of 2.0 MPa

3 结论

(1) 随 H₂S 分压的升高, X52 和 X60 管线钢的腐蚀速率均显著增加, X60 略高于 X52。

(2) H₂S 分压 0.15~1.5 MPa 时, X52 和 X60 均以全面腐蚀为主, H₂S 分压增至 2.0 MPa 时由全面腐蚀向局部腐蚀发展, HS⁻ 穿过膜层缺陷引发点蚀。

(3) 整个腐蚀过程由 H₂S 控制, 腐蚀产物成分以四方晶系的 FeSi_{1-x} 为主, H₂S 分压增加至 2.0 MPa 时, 出现少量立方晶系的 FeS 和六方晶系的 Fe_{1-x}S。

(4) 相同湿气条件下, X60 比 X52 对氢渗透更加敏感, 表面出现氢鼓泡, 内部发生氢致开裂。

参考文献

[1] VITSE F, ALAM K, GUNALTUN Y, et al. Semiempirical

model for prediction of the Top-Of-the-Line corrosion risk[A]. 57th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2002.
 [2] 柴成文, 路民旭, 张国安. 湿气管线的顶部腐蚀与防护对策[J]. 腐蚀与防护, 2007, 28(4): 167-170.
 [3] BICH N N. Corrosion monitoring for wet sour gas pipelines[A]. 61st NACE Annual Conference[C]. Houston: Omnipress, 2006.
 [4] GUNALTUN Y M, SUPRIYATAM A N D, ACHMAD J. Top of the line corrosion in multiphase gas lines. A case history[A]. 54th NACE Annual Conference[C]. Houston: Omnipress, 1999.
 [5] 姜放, 戴海黔, 曹小燕, 等. 油套管在 CO₂ 和 H₂S 共存时的腐蚀机理研究[J]. 石油与天然气化工, 2005, 34(3): 213-215.
 [6] ZHANG Z, HINKSON D, SINGER M, et al. A mechanistic model of top of the line corrosion[A]. 62nd NACE Annual Conference[C]. Houston: Omnipress, 2007.

度进行比较。

这个对比的试验结果说明加入了缝线并不意味着一定能够使得复合材料的连接强度得到提高。对于出现这个问题的具体原因, 需要从试验现象和理论分析方面给出解释。在试验现象上, 缝合 L 型试件与缝合 T 型试件缝线的断线方式并不完全一样, L 型试件的缝线主要在裂纹扩展面断裂, 而 T 型试件的缝线主要是断裂后从筋条突缘拔出的, 而且 T 型试件破坏后的筋条突缘厚度比 L 型试件的突缘厚度薄了很多。综合这些因素, 作者认为, 缝线在裂纹界面处的断裂强度比缝线与底线交叉点处的断裂强度低。由于 T 型试件筋条突缘厚度较薄, 与缝线的胶接强度较低, 因此容易出现脱胶, 导致缝线在筋条突缘表面与底线交叉处断裂, 随后缝线被拔出。在这整个过程中, 缝线并没有起到很强的增强作用, 因此试件的拉脱强度很低。

4 结论

(1) 缝合后的 L 型加筋蒙皮试件平均强度大大提高, 与非缝合 L 型加筋蒙皮试件相比, 提高了 90.6%。试验结果说明缝线的引入能够很大提高复合材料的连接强度。结构破坏时, 缝线存在多种断裂方式。

(2) 缝合后的 T 型加筋蒙皮试件较非缝合 T 型加筋蒙皮试件最大载荷承受能力没有提高。在初始损伤之后的继续加载过程中, 缝合试件较非缝合试件的剩余强度有明显提高。

(3) 缝线在裂纹界面处的断裂强度比缝线与底线

交叉点处的断裂强度低。T 型试件筋条突缘厚度较薄, 与缝线的胶接强度较低, 很容易出现脱胶, 导致缝线在筋条突缘表面与底线交叉处断裂, 缝线被拔出, 没有起到很强的增强作用。

参考文献

- [1] 杨乃宾, 章怡宁. 复合材料飞机设计手册[M]. 北京: 航空工业出版社, 2002.
- [2] 赵渠森. 先进复合材料手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 2003.
- [3] 魏玉卿, 张俊乾. 缝纫复合材料层合板面内拉伸强度研究[J]. 力学季刊, 2005, 26(4): 634-638.
- [4] MOURITZ A P, JAIN L K. Further validation of the Jain and Mai models for interlaminar fracture of stitched composites [J]. Comp Sci Tech, 1999, 59: 1653-1662.
- [5] DRANSFIELD K A, JAIN L K, MAI Y-W. On the effects of stitching in CFRPs-I. Mode I delamination toughness [J]. Comp Sci Tech, 1998, 58: 815-827.
- [6] JAIN L K, DRANSFIELD K A, MAI Y-W. On the effects of stitching in CFRPs-II. Mode II delamination toughness [J]. Comp Sci Tech, 1998, 58: 829-837.
- [7] LALIT K JAIN. Determination of mode II delamination toughness of stitched laminated composites [J]. Composites Science and Technology, 1995, 55: 241-253.

基金项目: 国家安全重大基础研究计划资助项目(6134702)

收稿日期: 2008-02-05; 修订日期: 2008-07-07

作者简介: 余治国(1977—), 男, 博士研究生, 研究方向为复合材料结构整体化. 联系地址: 西安市长安区灯具厂什字中国银行家属院一单元六楼东户(710100). E-mail: yzg0211027@163.com

(上接第 53 页)

- [7] OLSEN S, DUGSTAD A. Corrosion under dewing conditions [A]. 46th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 1991.
- [8] POTS B F M, HENDRIKSEN E L J A. CO₂ corrosion under scaling conditions—the special case of Top-of-Line corrosion in wet gas pipelines [A]. 55th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2000.
- [9] SMITH S N, PACHECO J L. Prediction of corrosion in slightly sour environments [A]. 57th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2002.
- [10] POTS B F M, JOHN R C, RIPON I J, et al. Improvement on De Waard+Milliams corrosion prediction and application to corrosion management [A]. 57th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2002.
- [11] AGRAWAL A K, DURR C, KOCH G H. Sulfide films and corrosion rates of AISI1018 carbon steel in saline solutions in the presence of H₂S and CO₂ at temperature up to 175 F [A]. 59th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2004.

- [12] 植田昌克. 合金元素和显微结构对 CO₂/H₂S 环境中腐蚀产物稳定性的影响 [J]. 石油与天然气化工, 2005, 34(1): 43-52.
- [13] 张毅, 赵鹏. $\phi 127\text{mm} \times 9.19\text{mm}$ IEUS-135 钻杆腐蚀失效分析 [J]. 钢管, 2003, 32(4): 10-16.
- [14] 周琦, 季根顺, 杨瑞成, 等. 管线钢中带状组织与氢致开裂 [J]. 甘肃工业大学学报, 2002, 28(2): 30-33.
- [15] 张颖瑞, 董超芳, 李晓刚, 等. 电化学充氢条件下 X70 管线钢及其焊缝的氢致开裂行为 [J]. 金属学报, 2006, 42(5): 521-527.

基金项目: 国家自然科学基金项目 50701007 和 50571014 资助

收稿日期: 2008-03-03; 修订日期: 2008-08-15

作者简介: 杨建炜(1979—), 男, 博士研究生, 主要从事油气田 H₂S/CO₂ 腐蚀与防护的研究。

通讯作者: 张雷, 讲师, 联系地址: 北京科技大学腐蚀与防护中心 208 室 (100083)