

酸性环境下溶解氧对低合金管材点蚀的影响

李斌¹, 邢希金², 张鑫¹, 李明阳³

(1.中国海洋石油国际有限公司, 北京 100027; 2.中海油研究总院, 北京 100028;
3.中国石油大学(北京), 北京 102249)

摘要: **目的** 研究在 H_2S/CO_2 酸性环境中, 不同溶解氧浓度对低合金管材点蚀形成和发展的影响。**方法** 通过模拟酸性油田环境, 利用高温高压设备及常温常压设备来进行腐蚀失重试验, 测试出腐蚀速率, 并通过扫描电镜对腐蚀产物的形貌及点蚀坑的形貌尺寸进行分析。**结果** 溶解氧对腐蚀产物的影响较明显, 对腐蚀产物膜的破坏较大。溶解氧存在时, 腐蚀产物在基体的覆盖量减少, 产物膜的厚度减小, 实验表面都出现不同尺寸的点蚀坑。溶解氧分压在 0.1 MPa 时, 点蚀现象较明显, L245NCS 表面点蚀坑的直径约为 0.4 mm, 而 L290 试样表面点蚀坑的直径约为 0.25 mm。**结论** 在 H_2S/CO_2 共存的腐蚀环境中, 溶解氧的加入使碳钢更容易发生点蚀。随溶解氧浓度的增加, 碳钢的均匀腐蚀速率增加明显, 同时, 溶解氧浓度越高, 腐蚀产物在基体上的覆盖越少。加上溶解氧本身氧化能力较高的原因, 使得腐蚀电位容易达到点蚀电位临界值, 造成点蚀的形成。点蚀一旦形成就与周围致密层保护区域形成“小阳极-大阴极”加速腐蚀体系, 形成较深的点蚀坑。

关键词: 碳钢; $H_2S-CO_2-Cl^-$ 腐蚀体系; 点蚀; 均匀腐蚀; 溶解氧; 产物膜

中图分类号: TG172.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)03-0246-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.03.037

Effects of Dissolved Oxygen on Pitting of Low Alloy Tubes in Acidic Environment

LI Bin¹, XING Xi-jin², ZHANG Xin¹, LI Ming-yang³

(1.China National Offshore Oil International Co., Ltd, Beijing 100027, China; 2.CNOOC Research Institute, Beijing 100028, China; 3.China University of Petroleum, Beijing 102249, China)

ABSTRACT: The work aims to study the effect of different dissolved oxygen concentration on the pitting formation and development of in low alloy tubes in H_2S/CO_2 acidic environment. Corrosion rate was tested by performing corrosion weight loss experiment using high-temperature & pressure apparatus and normal pressure & temperature in simulated corrosion environment. Morphology of corrosion products and size of pitting pits were analyzed by using SEM. The dissolved oxygen had obvious effects on the corrosion products and produced great damage to the corrosion product film. The corrosion products covered on the substrate reduced, the product film thickness decreased and different sizes of pitting pits were found on the surface when the dissolved oxygen was present. The pitting phenomenon was obvious at the dissolved oxygen partial pressure of 0.1 MPa. The diameter of the pitting pits on the surface of L245NCS was nearly 0.4 mm and L290 0.25 mm. The addition of dissolved oxygen leads to pitting of carbon steel easily in the H_2S/CO_2 corrosion environment. Uniform corrosion rate increases significantly and corrosion products covered on the substrate decreased as the dissolved oxygen concentration increases. Due to the favorable oxidizability of dissolved oxygen, pitting corrosion potential may easily reach potential critical value and lead to

收稿日期: 2016-09-07; 修订日期: 2016-12-22

Received: 2016-09-07; Revised: 2016-12-22

作者简介: 李斌(1977—), 男, 高级工程师, 从事钻井完井工程工作。

Biography: LI Bin (1977—), Male, Senior engineer, Research focus: drilling and well completion engineering.

the formation of pitting. Once pitting is formed, it will constitute a “small anode-large cathode” accelerated corrosion system along with the surrounding dense layer, thus producing deeper pitting pits.

KEY WORDS: carbon steel; H₂S-CO₂-Cl⁻ corrosion system; pitting; uniform corrosion; dissolved oxygen; product film

目前，油气资源开发的难度逐渐增大，高温、高压、高矿化度以及含有 H₂S 和 CO₂ 的开发工况越来越多，全球大约有三分之一的油气田属于这种酸性油气田^[1-2]。酸性油气田集输管线系统面临严重的 H₂S/CO₂ 腐蚀危害^[3]，油田集输系统中在生产中，有注水采集、盐水扫线、间歇生产等过程，这些操作会将溶解氧引入到集输系统^[4]。溶解氧的存在是引起金属腐蚀的一个主要原因^[5]。氧是一种极化剂，使得金属的腐蚀过程加快^[6-9]。Sawant 等^[10]研究表明：低碳钢、不锈钢、Cu、黄铜及铜镍合金的腐蚀速率受溶解氧含量的控制，低碳钢的腐蚀速率最大。

在石油钻采过程中，钻杆在钻井使用时，钻杆内壁的泥浆会溢出、溅出，外壁部分位置会溅上泥浆，泥浆中必然含有水分，水分中有溶解氧，因此，泥浆中携带的氧与钻杆外圆面的 Fe 发生电化学反应，溶解氧产生的电化学腐蚀是钻杆外壁形成密集腐蚀坑的一个因素^[11-13]。在集输管线系统引入溶解氧能否对局部腐蚀造成影响还未进行深入研究，但从现场统计的相关数据中可以发现，在有溶解氧存在或溶解氧浓度较高的管线、设备中，出现点蚀穿孔的数量有所增加^[14-15]。同时，点蚀也会作为油气田管材腐蚀开裂的裂纹源^[14]，发生点蚀的位置容易产生应力集中，促进了裂纹的萌生、扩展。在点蚀坑内部会有侵蚀性阴离子 Cl⁻富集，造成局部催化酸化，进而使裂纹尖端位置快速腐蚀溶解，裂纹快速扩展，最终造成开裂，引发管线事故，导致经济的巨大损失。

随着油田开发的深入，综合含水量逐渐上升，地面集输管线服役时间逐渐延长，CO₂-H₂S-Cl⁻并存的环境造成内腐蚀问题日趋严重。但是目前，对油田集输管线 H₂S-CO₂-Cl⁻的腐蚀问题，在国内外尚无系统成熟的研究成果可以参考。因此参照酸性油气田集输管线的典型腐蚀工况，建立室内模拟工况，研究讨论溶解氧能否引起点蚀，不同溶解氧浓度对点蚀形成和发展的影响是否有一定规律，溶解氧对均匀腐蚀速率是否有影响，溶解氧对腐蚀产物的形成是否有影响，腐蚀产物对基体的保护作用是否受溶解氧的影响。

1 试样制备及实验方法

试验材料为油气田常用管材 20[#]、L245NCS、L290，其化学成分如表 1 所示，金相组织如图 1。其中，20[#]及 L245NCS 的显微组织为等轴晶特征的铁素体+珠光体组织，L290 的显微组织为铁素体+珠光体组织，且铁素体和珠光体组织的尺寸分布不均匀。实验试样采用腐蚀失重试样，制备参照 JB/T 7901—1999《金属材料均匀腐蚀全浸试验方法》，试样尺寸为 50 mm×10 mm×4 mm，孔径 6 mm。试样表面及侧表面用 400[#]—1000[#]砂纸逐级打磨，去除表面氧化皮和物理不均匀起伏区域，使所有试样表面粗糙度一致，再去离子水清洗，丙酮除油，无水乙醇脱水干燥，测量每个试样的长、宽、厚、孔径。实验前后称取试样质量。

表 1 试验材料的化学成分
Tab.1 The chemical composition of test material wt.%

管材	C	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	Si	Al
20 [#]	0.19	0.41	0.014	0.005	<0.005	<0.002	0.0015	0.019	0.066	0.130	<0.005	0.21	0.005
L245NCS	0.078	0.94	0.010	0.002	0.005	<0.002	0.0150	0.059	0.041	0.036	0.012	0.26	0.03
L290	0.18	0.88	0.016	0.004	<0.005	<0.002	0.024	0.025	0.008	0.019	<0.005	0.15	0.024

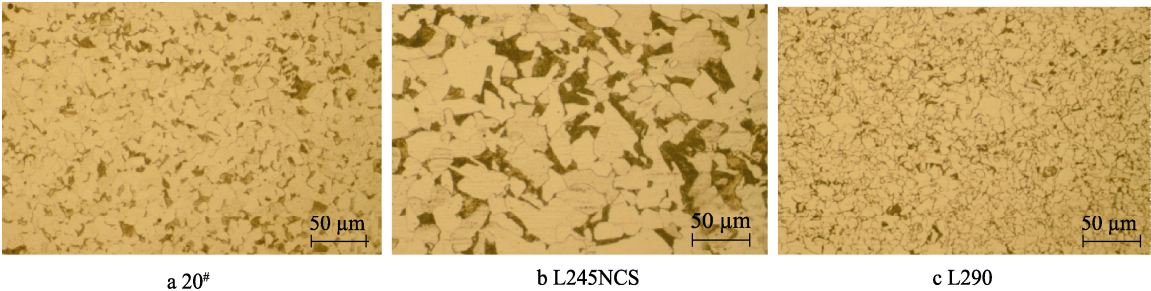


图 1 试验材料金相组织照片
Fig.1 The metallographic structure of test material

在研究过程中,模拟酸性气田工况腐蚀采用 FCZ 磁力驱动高温高压反应釜,对 20[#]钢、L245NCS 和 L290 三种材料在 CO₂-H₂S-Cl⁻环境中的腐蚀行为进行研究。将溶液、试样装入高压釜内后密封,用高纯氮气除氧 2 h,然后升温到设定温度,再分别通入 H₂S 和 CO₂ 气体到设定压力,腐蚀持续时间为 240 h。实验结束后,从釜内取出试样,先用蒸馏水清洗掉试样表面的溶解盐,再用无水乙醇脱水,冷风干燥,最后进行产物和腐蚀试样分析。实验中所用试剂均为化学纯试剂。

溶解氧在溶液中的浓度会受氧分压的影响,为了研究高浓度下溶解氧对点蚀的影响,同时考虑到油田

现场生产作业在高压环境下进行,因此,实验室内模拟实验一部分是以高温高压反应釜作为腐蚀实验环境,分压表可以读出氧分压数值。溶解氧几乎都以空气中的氧溶解到腐蚀介质中,因此,另一部分在常压环境中用玻璃容器作为实验环境,通入的 O₂ 可用流量计进行控制,通过溶氧仪读出溶液中的溶解氧浓度。从模拟酸性气田腐蚀工况和常压环境腐蚀两方面展开,研究溶解氧对集输管线用钢点蚀产生的影响。进行实验室模拟腐蚀研究,共进行 5 组实验,实验条件如表 2—3 所示,其中,表 2 中 H₂S 及 CO₂ 分压、离子浓度、pH 均为我国西部某酸性油田的工况环境。

表 2 高温高压溶解氧腐蚀实验条件

Tab.2 Experimental conditions of dissolved oxygen corrosion at high temperature and high pressure

序号	实验时间/h	温度/℃	H ₂ S 分压/MPa	CO ₂ 分压/MPa	c(Cl ⁻)/(g·L ⁻¹)	c(Ca ²⁺)/(g·L ⁻¹)	pH	O ₂ 分压/MPa
1	240	60	0.02	1	134	12	5	0
2	240	60	0.02	1	134	12	5	0.02
3	240	60	0.02	1	134	12	5	0.10

表 3 常压溶解氧腐蚀实验条件

Tab.3 Experimental conditions of dissolved oxygen corrosion at atmospheric pressure

序号	实验时间/h	温度/℃	p(CO ₂):p(H ₂ S)	c(Cl ⁻)/(g·L ⁻¹)	c(Ca ²⁺)/(g·L ⁻¹)	溶解氧含量/(mg·L ⁻¹)
1	240	60	1:25	134	12	0.1
2	240	60	1:25	134	12	0.01

2 结果与讨论

2.1 模拟工况溶解氧腐蚀

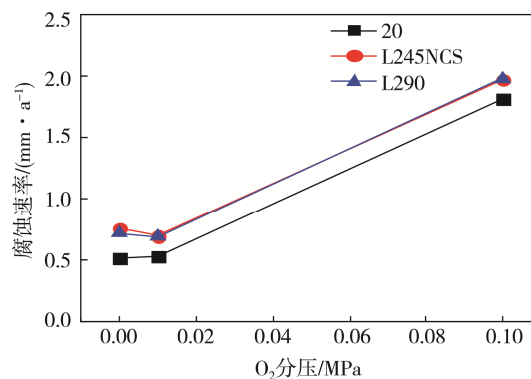
表 4 是三种实验材料在模拟工况环境时不同溶解氧浓度下的腐蚀失重试验结果。无溶解氧状态中的试样未发现局部腐蚀现象,但在 L245NCS 试样的表面出现了氢鼓泡,氢鼓泡未出现破裂。O₂ 分压增加到 0.02 MPa 时,L245NCS 及 L290 试样表面出现了少量的点蚀坑和氢鼓泡,点蚀坑和氢鼓泡的尺寸较小;O₂ 分压增加到 0.1 MPa 时,出现了较多的点蚀坑和氢鼓泡,氢鼓泡破裂严重。O₂ 分压造成的腐蚀差异较明显。

图 2 是三种材料在不同溶解氧浓度下的均匀腐蚀规律和氧分压为 0.1 MPa 时材料的点蚀速率。从图 2a

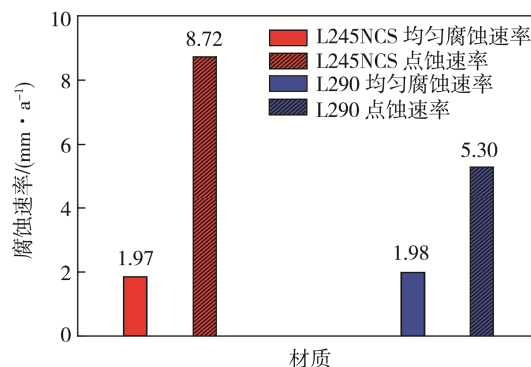
表 4 试验材料高温高压溶解氧腐蚀结果

Tab.4 Dissolve oxygen corrosion result of test material at high temperature and high pressure

材料	O ₂ 分压/MPa		
	0	0.02	0.1
20 [#]	均匀腐蚀	均匀腐蚀+氢鼓泡	均匀腐蚀
L245NCS	均匀腐蚀	点蚀+氢鼓泡	点蚀+氢鼓泡
L290	均匀腐蚀	点蚀+氢鼓泡	点蚀+氢鼓泡



a 不同氧分压的均匀腐蚀速率



b 0.1 MPa 氧分压的腐蚀速率

图 2 材料的腐蚀速率规律

Fig.2 Corrosion rate of test material (a) uniform corrosion rate at different O₂ partial pressure (b) pitting corrosion rate at 0.1 MPa O₂ partial pressure

可以看出,随氧分压的升高,腐蚀速率呈上升趋势,而且腐蚀速率上升的幅度较大。溶解氧作为去极化剂掺杂在腐蚀介质中,试样的腐蚀过程加速,使得阳极溶解不断加速进行,因此溶解氧对腐蚀的影响比较大。溶解氧较低时,均匀腐蚀速率变化并不明显,但是,试样表面出现了点蚀坑,说明溶解氧的引入促进了点蚀的形核。溶解氧腐蚀是一种电化学腐蚀,溶于溶液中的氧发生的电化学腐蚀产生一种酸性溶液,加速了铁的溶解及提高了导电度;另一方面生成氧化铁,腐蚀产物阻止了氧的扩散,在腐蚀产物下形成缺氧的阳极区,外部便形成了富氧的阴极区,从而构成了一个浓差电池,两部分的差异,加速了腐蚀反应。随着氧分压的增加,水中的含氧量越高,金属的腐蚀性越严重,出现局部腐蚀的情况加重。实验结果显示,氧分压为 0.02 MPa 时,腐蚀后的 L245NCS 开始出现氢鼓泡和尺寸较小的点蚀坑,L245NCS 和 L290 两种钢在氧分压为 0.1 MPa 时都出现了局部腐蚀,点蚀坑较大,同时出现尺寸较大的氢鼓泡;氢鼓泡有破裂现象,出现破裂的氢鼓泡可进一步引发点蚀,加剧局部腐蚀的发生。

图 3—5 是三种材料在不同氧分压条件下试样的表面腐蚀特征和能谱元素分析。可以看出,溶解氧的加入使腐蚀产物的形态发生了变化,溶解氧浓度较高时,腐蚀产物的覆盖量较少。20[#]钢在三种实验条件下表面形成的腐蚀产物膜完整致密,没有出现点蚀和局部腐蚀。腐蚀产物的 EDS 分析结果表明,腐蚀产物是由铁的硫化物组成。L245NCS 和 L290 在有溶解

氧时,试样表面有明显点蚀坑的形貌。氧分压为 0.02 MPa 时,L245NCS 表面点蚀坑的直径约为 0.3 mm,点蚀坑深度为 0.11 mm(如图 4b);而 L290 试样表面点蚀坑的直径约为 0.2 mm,点蚀坑深度为 0.07 mm(如图 5b 所示)。能谱检测发现,在点蚀坑内部存在 Cl⁻(如图 4e、5e 所示),使点蚀坑内部可能发生局部酸化,并与坑外形成大阴极小阳极的结构,从而使点蚀持续进行。氧分压为 0.1 MPa 时,L245NCS 表面点蚀坑的直径约为 0.4 mm,而 L290 试样表面形成点蚀坑的直径约为 0.25 mm(如图 4c、5c 所示)。这说明溶解氧存在时,试样的腐蚀过程加速,使得阳极溶解不断加速进行,能促进点蚀核形成和发展。

2.2 常压溶解氧腐蚀

表 5 是三种实验材料在常压不同溶解氧浓度下的腐蚀失重试验结果,图 6 和图 7 是试样的表面腐蚀特征和能谱元素分析。可以看出,试样在常压环境中表面受到的腐蚀程度较轻,但是有溶解氧存在于腐蚀介质中,腐蚀后的试样表面仍有点蚀现象,点蚀的尺寸较小,与高温高压溶解氧腐蚀环境中的腐蚀程度有较大差异,但是仍可以说明,溶解氧在常压腐蚀介质中仍会引起点蚀的形核。试样宏观形貌以均匀腐蚀为主,出现少量不明显的点蚀坑。溶解氧含量为 0.1 mg/L 时,20[#]、L245、L290 都有点蚀形核出现,点蚀坑内的腐蚀产物较少,L290 中出现少数尺寸较大的点蚀坑,点蚀坑外腐蚀产物分布均匀,腐蚀产物为铁的硫化物,并含有少量 C、O 元素,如图 6 所示。

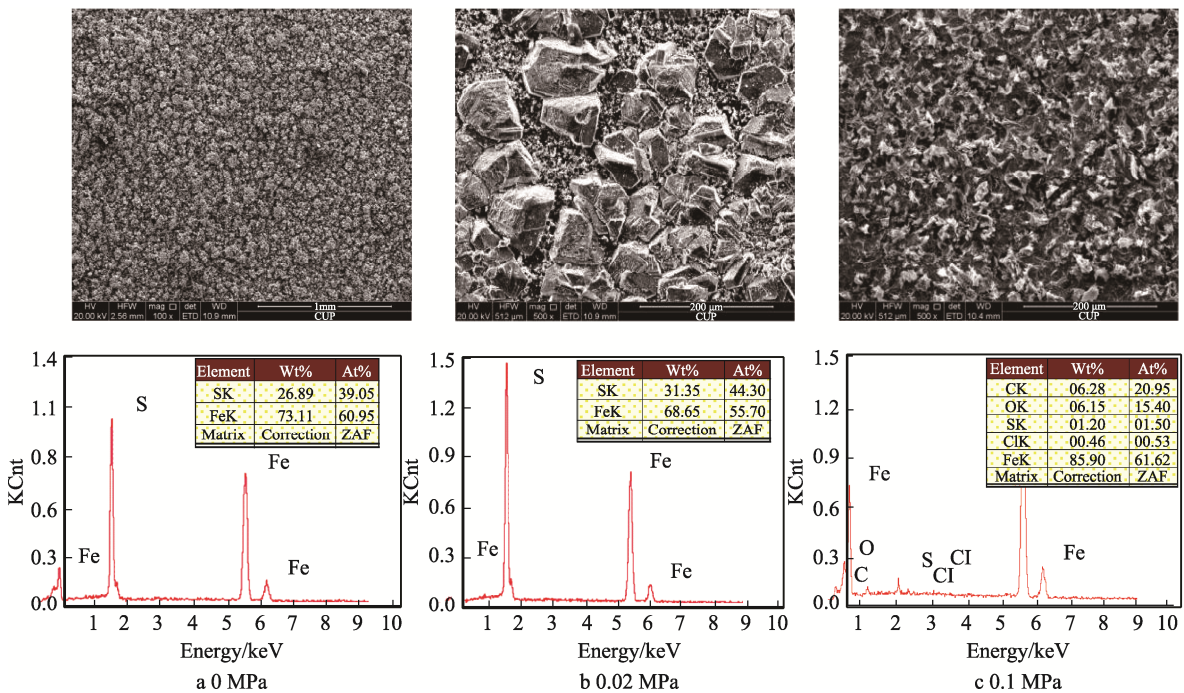


图 3 不同 O₂ 分压条件下超级 20[#]钢失重试样表面特征及腐蚀产物 EDS 分析
Fig.3 Surface character and EDS analysis of weight loss samples of 20[#] at different O₂ partial pressure

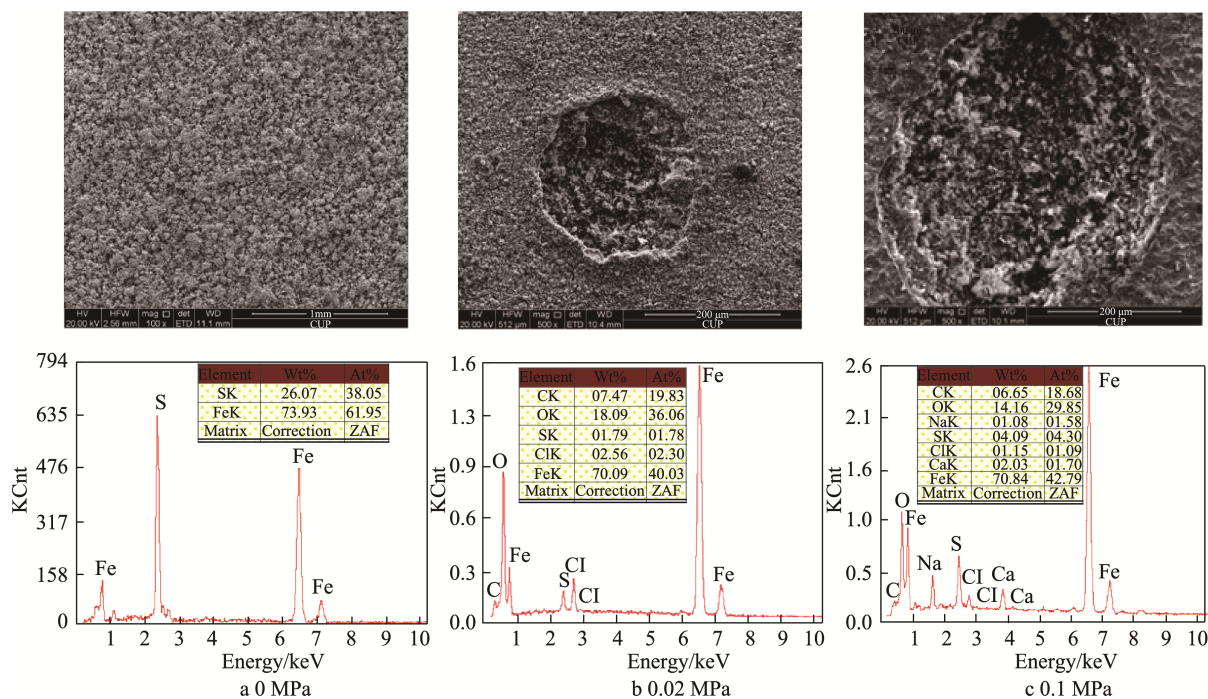
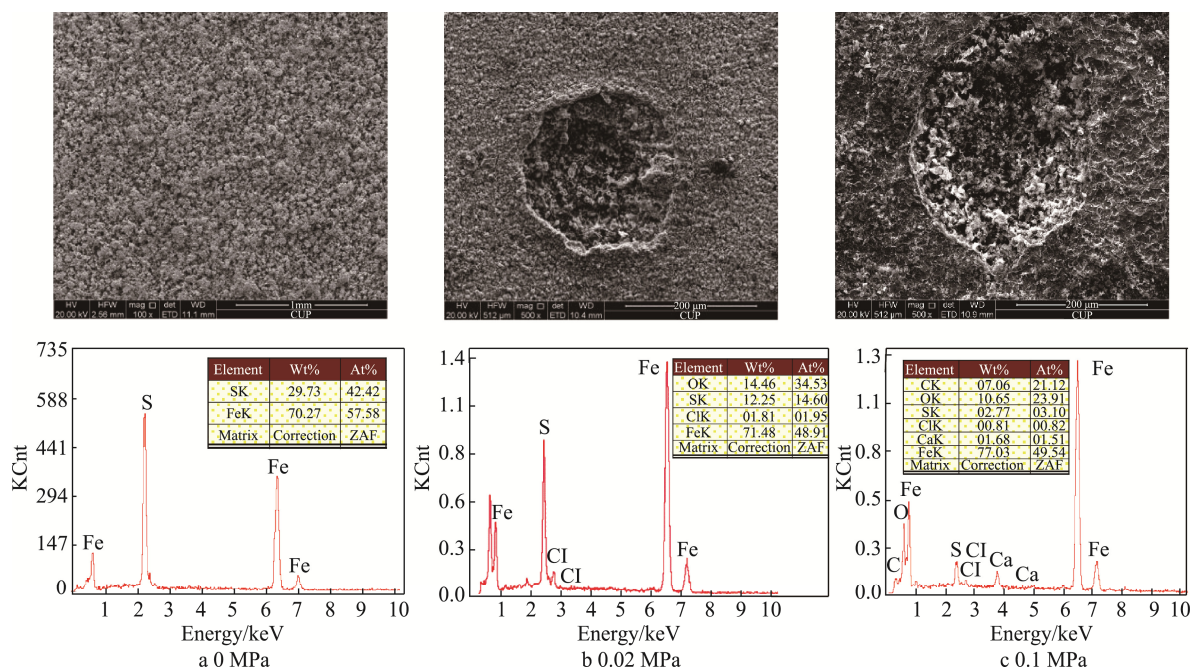
图4 不同 O_2 分压条件下超级 L245NCS 失重试样表面特征及腐蚀产物 EDS 分析Fig.4 Surface character and EDS analysis of weight loss samples of L245NCS at different O_2 partial pressure图5 不同 O_2 分压条件下超级 L290 钢失重试样表面特征及腐蚀产物 EDS 分析Fig.5 Surface character and EDS analysis of weight loss samples of L290 at different O_2 partial pressure

表5 试验材料常压溶解氧腐蚀结果

Tab.5 Dissolve oxygen corrosion result of test material in atmospheric pressure

溶解氧含量/(mg·L ⁻¹)	20 [#]	L245NCS	L290
0.1	点蚀	点蚀	点蚀
0.01	点蚀	点蚀	点蚀

溶解氧含量为 0.01 mg/L 时, 三种试样的腐蚀主要为均匀腐蚀, 腐蚀产物膜破裂, 产物结构疏松, 点蚀形核在破裂处出现, 形状不一, 尺寸较小。EDS 表明腐蚀产物主要为铁的硫化物, 如图 7 所示。

从图 8^[17]可以发现, 当有溶解氧存在时, 腐蚀电流密度会增大, 溶解氧含量为 3.589 mg/L 中的极化曲

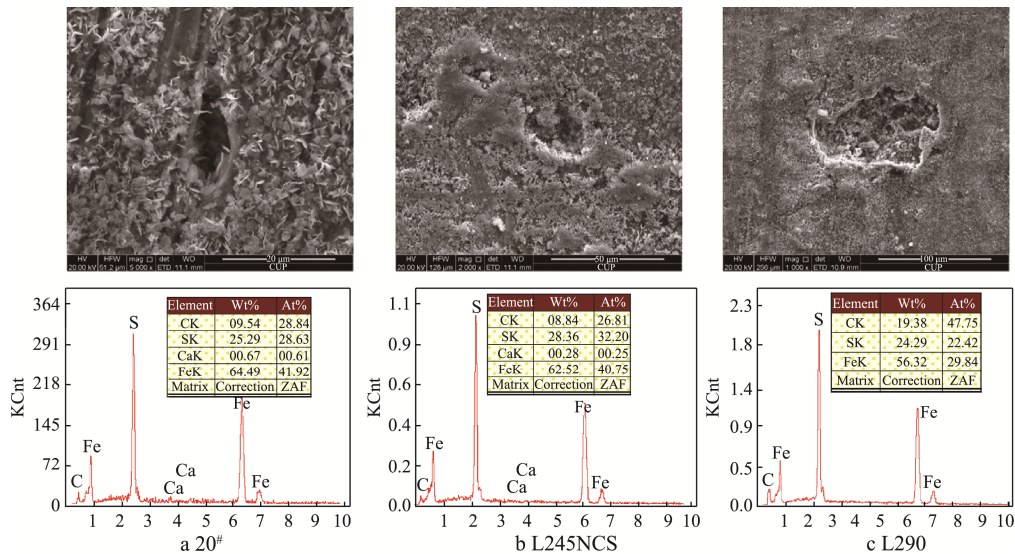


图 6 不同材料在 0.1 mg/L 溶解氧中失重试样表面特征及腐蚀产物 EDS 分析
Fig.6 Surface character and EDS analysis of weight loss samples in the dissolve oxygen with the density of 0.1 mg/L

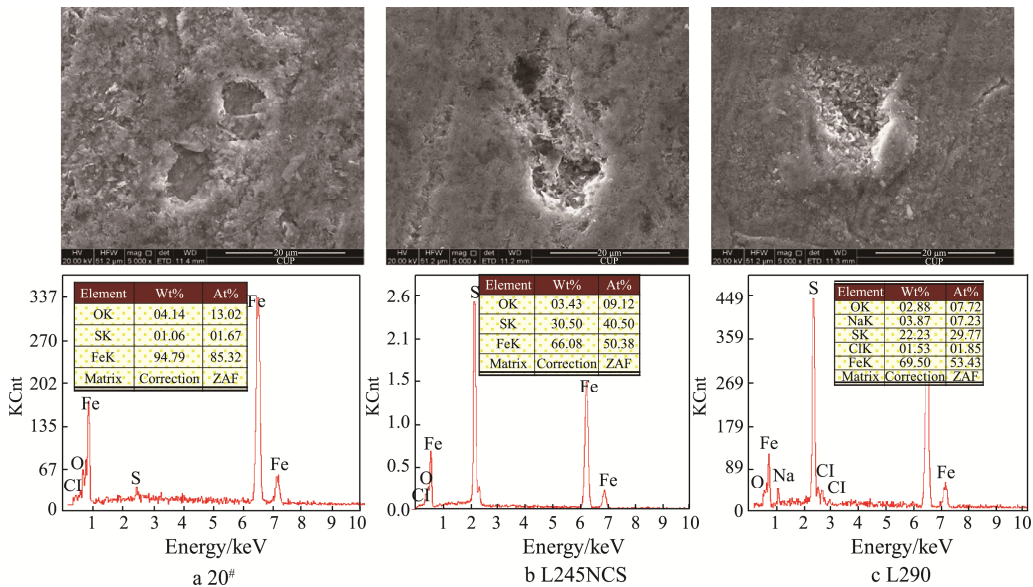


图 7 不同材料在 0.01 mg/L 溶解氧中失重试样表面特征及腐蚀产物 EDS 分析
Fig.7 Surface character and EDS analysis of weight loss samples in the dissolve oxygen with the density of 0.01 mg/L

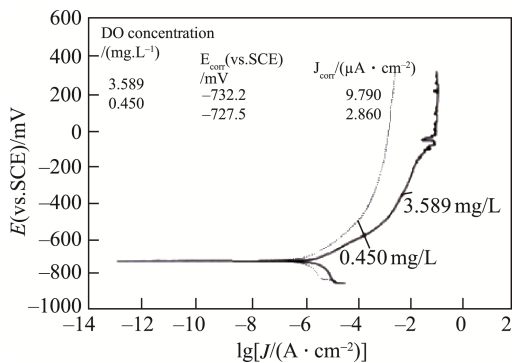


图 8 在 NS4 溶液中不同溶解氧浓度下 X80 管线钢极化曲线 (20 ℃, pH=8.45) [17]
Fig.8 Polarization curves of X80 pipeline steel with different dissolved oxygen concentration in NS4 solution (20 ℃, pH=8.45) [17]

线出现波动处即是点蚀形核造成的。点蚀形核使局部阳极电流增加, 电流密度突然增大, 腐蚀产物膜的阻碍作用或其他因素的变化使局部腐蚀停顿或停止。

3 结论

1) 随溶解氧含量的增加, 均匀腐蚀速率增大, 溶解氧作为去极化剂掺杂在腐蚀介质中, 加速试样的腐蚀过程, 使阳极溶解不断加速进行, 因此溶解氧对腐蚀的影响比较大。

2) 溶解氧对腐蚀产物的影响较明显, 对腐蚀产物膜的破坏较大。溶解氧存在时, 腐蚀产物在基体的覆盖量减少, 产物膜的厚度减小, 实验表面都出现不同尺寸的点蚀坑, 溶解氧分压为 0.1 MPa 时出现的点

蚀现象较明显。

3) 溶解氧存在时, 试样表面有不同程度的点蚀坑存在, 点蚀坑内和点蚀坑外在一定条件下会有腐蚀产物覆盖, 在溶解氧浓度较高时, 没有腐蚀产物覆盖或者覆盖很少, 说明溶解氧促进点蚀形核, 同时作为去极化加速腐蚀。溶解氧是点蚀形核过程的关键因素。

参考文献:

- [1] BOOK G, BATES M. Development of a Risk-based Approach for High-sour Exploration Wells[C]//SPE Middle East Health, Safety, Security, and Environment Conference and Exhibition. [s.l.]: Society of Petroleum Engineers, 2012.
- [2] 艾志久, 范钰伟, 赵乾坤. H₂S 对油气管材的腐蚀及防护研究综述[J]. 表面技术, 2015, 44(9): 108—115.
AI Zhi-jiu, FAN Yu-wei, ZHAO Qian-kun. Review on H₂S Corrosion of Oil Gas Tubing and Its Protection[J]. Surface Technology, 2015, 44(9): 108—115.
- [3] 李鹤林. 油气管道失效控制技术[J]. 油气储运, 2011, 30(6): 401—410.
LI He-lin. Failure Control Technique of Oil & Gas Pipeline[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2011, 30(6): 401—410.
- [4] 石鑫, 张志宏, 刘强, 等. 塔河某单井管道频繁穿孔原因[J]. 油气储运, 2011, 30(11): 848—850.
SHI Xin, ZHANG Zhi-hong, LIU Qiang, et al. Reason Analysis on the Corrosion to Leak Pipeline of Well[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2011, 30(11): 848—850.
- [5] 杨卫国, 徐军铭. (溶)氧腐蚀——一种容易被忽视的腐蚀形式[J]. 广州化工, 2005, 33(3): 74—75.
YANG Wei-guo, XU Jun-ming. Oxygen Corrosion—a Corrosion Model Which is Easy to be Overlooked[J]. Guangzhou Chemical Industry, 2005, 33(3): 74—75.
- [6] 赵帅, 兰伟. 管道内防腐技术现状与研究进展[J]. 表面技术, 2015, 44(11): 108—115.
ZHAO Shuai, LAN Wei. Present Status and Research Progress of Anti-corrosion Technology in Pipeline[J]. Surface Technology, 2015, 44(11): 108—115.
- [7] 李晓光, 钟飞. 管道外防腐卷材自动缠绕机的设计[J]. 包装工程, 2015, 36(1): 89—93.
LI Xiao-guang, ZHONG Fei. Design of Automation Winding Machine for Anti-corrosion Coil on the External Surface of Pipeline[J]. Packaging Engineering, 2015, 36(1): 89—93.
- [8] 郭学辉, 周生杰, 杜素珍, 等. 油气田中几种常见的腐蚀机理[J]. 辽宁化工, 2014, 43(1): 52.
GUO Xue-hui, ZHOU Sheng-jie, DU Su-zhen, et al. Oil and Gas Fields in the Corrosion Mechanism of Several Common[J]. Journal of Liaoning Chemical, 2014, 43(1): 52.
- [9] 赵淑楠. 油田产出水腐蚀机理的研究现状与进展[J]. 现代营销, 2012(4): 356.
ZHAO Shu-nan. The Research Status and Progress of Oil Field Output Water Corrosion Mechanism[J]. Modern Marketing, 2012(4): 356.
- [10] SAWANT S S, VENKAT K, WAGH A B. Corrosion of Metals and Alloy in the Coastal and Deepwaters of the Arabian Sea and the Bay of Bengal[J]. Indian J Technol, 1993, 31(12): 862.
- [11] 王长健. S135 钻杆腐蚀孔洞形成原因分析[J]. 表面技术, 2016, 45(3): 58—63.
WANG Chang-jian. Cause Analysis of Corrosion Holes on S135 Drill Pipe[J]. Surface Technology, 2016, 45(3): 58—63.
- [12] 王磊, 胡锐, 王新虎, 等. S135 钻杆钢在钻井液中的氧腐蚀行为[J]. 石油机械, 2006, 34(10): 1—4.
WANG Lei, HU Rui, WANG Xin-hu, et al. The Oxygen Corrosion Behavior of S135 Drill Pipe in Drilling Fluid[J]. China Petroleum Machinery, 2006, 34(10): 1—4.
- [13] 王磊. S135 钻杆钢氧腐蚀和腐蚀疲劳影响因素的研究[D]. 西安: 西北大学, 2006.
WANG Lei. Study on Influencing Factors of S135 Drill Pipe Steel Oxygen Corrosion and Corrosion Fatigue[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2006.
- [14] 赵震, 黄雪峰, 刘强. 塔河油田地面集输处理系统腐蚀穿孔原因[J]. 腐蚀与防护, 2013, 34(5): 442—445.
ZHAO Zhen, HUANG Xue-feng, LIU Qiang. Cause Analysis of Corrosion Perforation of the Oilfield Ground Gathering Processing System[J]. Corrosion & Protection, 2013, 34(5): 442—445.
- [15] 肖雯雯, 孙海礁, 张志宏. 塔河油田稠油区单井管线点腐蚀影响因素分析与控制技术研究[J]. 全面腐蚀控制, 2013, 27(6): 55—58.
XIAO Wen-wen, SUN Hai-jiao, ZHANG Zhi-hong. Analysis of Corrosion Factors of Single Well Pipeline of Heavy Oil in Tahe Oilfield and Research on Control Technology[J]. Total Corrosion Control, 2013, 27(6): 55—58.
- [16] GRIFFITHS A J, HUTCHINGS R, TURNBULL A. Validation of the Role of Bulk Charging of Hydrogen in the Corrosion Fatigue Cracking of a Low Alloy Steel[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1993, 29: 623—626.
- [17] 梁平, 李晓刚, 杜翠薇, 等. 溶解氧对 X80 管线钢在 NS4 溶液中腐蚀行为的影响[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2009, 21(1): 20—23.
LIANG Ping, LI Xiao-gang, DU Cui-wei, et al. Effect of Dissolved Oxygen on Corrosion Resistance of X80 Pipeline Steel in NS4 Solution[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2009, 21(1): 20—23.