

# 超级 13Cr 马氏体不锈钢抗 SSC 性能研究

## SSC Resistance of Super 13Cr Martensitic Stainless Steel

吕祥鸿<sup>1</sup>, 赵国仙<sup>1</sup>, 王 宇<sup>1</sup>, 张建兵<sup>1</sup>, 谢凯意<sup>2</sup>

(1 西安石油大学, 西安 710065; 2 衡阳华菱钢管有限公司, 湖南 衡阳 421001)

LU Xiang-hong<sup>1</sup>, ZHAO Guo-xian<sup>1</sup>, WANG Yu<sup>1</sup>, ZHANG Jian-bing<sup>1</sup>, XIE Kai-yi<sup>2</sup>

(1 Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China; 2 Hengyang

Valin MPM Co., Ltd., Hengyang 421001, Hunan, China)

**摘要:** 采用四点弯曲实验方法、电化学测试技术及扫描电子显微镜(SEM)等分析手段研究了超级 13Cr 马氏体不锈钢在模拟工况和标准工况中的 H<sub>2</sub>S 应力腐蚀开裂(SSC)行为。结果表明: 超级 13Cr 马氏体不锈钢在标准工况条件下具有很高的 SSC 敏感性, 裂纹起源于表面点蚀坑处, H<sub>2</sub>S 腐蚀性气体的存在及 Cl<sup>-</sup> 浓度的增加显著降低超级 13Cr 马氏体不锈钢的点蚀电位, 明显增加超级 13Cr 马氏体不锈钢的 SSC 敏感性; 在模拟工况条件下, 超级 13Cr 发生 SSC 的敏感性降低, 没有发生开裂现象。

**关键词:** 超级 13Cr 马氏体不锈钢; 四点弯曲实验; 应力腐蚀开裂; 点蚀电位

中图分类号: TG172.8 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2011)02-0017-05

**Abstract:** H<sub>2</sub>S stress corrosion cracking (SSC) behavior of super 13Cr martensitic stainless steel at the simulated and standard environments has been studied with four-point bent test, electrochemical measurement as well as Scanning Electron Microscopy (SEM) analysis methods. The results show that the super 13Cr martensitic stainless steel behaves a high SSC susceptibility at the standard environments, and the cracks stem from surface corrosion pits because of the occurrence of H<sub>2</sub>S and Cl<sup>-</sup> making the pitting potential of super 13Cr martensitic stainless steel decreased significantly. While at the simulated environments, the SSC susceptibility of super 13Cr martensitic stainless steel decreased, and no cracks are found on the surface of the test specimen.

**Key words:** super 13Cr martensitic stainless steel; four-point bent test; stress corrosion cracking; pitting potential

随着 CO<sub>2</sub> 腐蚀日益成为阻碍油田继续开发的主要障碍, 耐蚀性能良好的 13Cr 马氏体不锈钢在油田的应用逐渐广泛起来。塔里木、胜利、文昌和东方等油田已经在一些含 CO<sub>2</sub> 的油气井中使用了 13Cr 材料的油套管以确保油气井的安全<sup>[1-3]</sup>。普通 13Cr 由于具有相当高的强度和中等程度的腐蚀抗力广泛用于甜性和中等酸性条件下的腐蚀控制, 主要靠添加 12%~14% (质量分数, 下同) 的 Cr 在表面形成一定程度的钝化膜, 来提高材料的 CO<sub>2</sub> 腐蚀抗力。但其高温时的均匀腐蚀、中温时的点蚀和低温时的 SSC 就成为限制普通 13Cr 广泛应用的主要障碍。

近年来, 鉴于普通 13Cr 使用中的局限, 超级马氏体 13Cr 材料已经进入油套管市场, 该类合金是由普通 API 5CT 13% Cr 钢发展而来的, 加入了 Ni, Mo, Cu 等合金元素。相比于普通 13Cr 不锈钢来说, 该类材料具有高强度、低温韧性及改进的抗腐蚀性能的综合特点。在超

级 13Cr 马氏体不锈钢中, 将 C 含量减少到 0.03% 左右以抑制基体中的 Cr 元素析出成铬的碳化物<sup>[4,5]</sup>; 添加 5% 的 Ni 来获得单相马氏体; 同时在钢材中加入微量的合金元素(例如 Mo, Ti, Nb, V 等), Mo 元素起到细化晶粒、提高材料的 SSC 和局部腐蚀抗力, 而 Ti, Nb, V 等强碳化物形成元素的加入有利于形成弥散分布的碳化物颗粒及高密度的位错结, 对位错起到钉扎作用, 降低了超级 13Cr 材料的 SSC 敏感性。经过改进的超级 13Cr 马氏体不锈钢在直到 180℃ 的高温 CO<sub>2</sub> 腐蚀环境中仍具有良好的均匀和局部腐蚀抗力, 同时具有一定的抗 H<sub>2</sub>S 应力腐蚀开裂的能力<sup>[6]</sup>。本工作在模拟现场腐蚀环境中, 参照 NACE TM 0177-2005 及 ISO7539-2 标准, 运用四点弯曲实验方法和电化学测试技术, 研究超级 13Cr 马氏体不锈钢在标准条件及模拟油田工况条件中的抗 H<sub>2</sub>S 应力腐蚀开裂(SSC)性能。这对于油气田的安全生产及超级 13Cr 的合理应用具有十分重要的意义。

1 实验方法

1.1 实验材料

实验所用材料为  $\phi 88.9\text{mm} \times 6.45\text{mm}$  110 钢级的

超级 13Cr 马氏体不锈钢油管, 化学成分见表 1。采用连铸坯经穿孔和多机架热连轧无缝工艺。热轧后全长淬火和高温回火处理, 最终热处理后钢管若须矫直, 均采用热旋转矫直。

表 1 实验用料的化学成分(质量分数/%)  
Table 1 Chemical composition of material tested (mass fraction/%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Cu
0.029	0.21	0.45	0.016	0.0012	13.3	1.92	4.85	0.025	0.036	1.59

$\text{H}_2\text{S}$  应力腐蚀开裂试样为四点弯曲试样, 一般从管壁的中部纵向切取, 这样可以使试件的表面与管子的表面平行, 规格尺寸满足 ISO 7539—2 标准要求, 即  $115\text{mm} \times 15\text{mm} \times 5\text{mm}$ ; 电化学测试试样为测试面  $1.0\text{cm}^2$  的圆片状试样, 厚度为 3mm。

1.2 实验装置

SSC 加载设备选用 C276 四点弯曲夹具, 模拟工况条件及标准条件实验装置分别选用 Fc~~z~~ 25/250 型磁力驱动反应釜及 SSC 实验专用设备; 电化学测试选用 PARSTAT 273A 电化学工作站。用 Olympus PM-T3 金相显微镜分析 SSC 试样裂纹形貌, 用 JSM-5800 型扫描电镜观察断口形貌。

1.3 实验原理

1.3.1 SSC 实验

用砂纸人工将试件表面抛光, 最高的砂纸粒度为 600<sup>#</sup>, 终极划痕与试件的长度方向平行。参照美国石油学会 API Spec 5CT—2001, ISO 15 156—2003 标准, 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》、抗  $\text{H}_2\text{S}$  室内实验评价标准 NACE TM 0177—2005 标准, 四点弯曲试样加载应力为最低屈服强度的 80% (110 钢级的最低屈服强度为 758MPa), 即 604.6MPa。采用缓慢加载方式, 避免加载应力超过实验设计应力。模拟工况条件为  $\text{CO}_2$  分压为 2MPa,  $\text{H}_2\text{S}$  分压分别为 1MPa, 温度为 140℃, 介质分别为 120, 160g/L  $\text{Cl}^-$  的 NaCl 溶液; 标准条件 SSC 实验温度为  $24^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$ , 溶液介质为 NACE TM 0177—2005 标准 A 溶液(由溶解在蒸馏水中 5.0% 的氯化钠和 0.5% 的冰醋酸组成), 实验时间为 720h。

1.3.2 电化学实验

实验温度为 30℃, 实验介质是由分析纯 NaCl 和蒸馏水配制组成的溶液, 介质浓度分别为 3.5%, 10%, 20%。实验前, 预先通入高纯  $\text{N}_2$  除氧 2h 以上, 实验过程中通入的气体为  $\text{N}_2$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{S}$ 。从自然电位开始, 以电位扫描速度 20mV/min 的动电位法进行阳

极极化, 直到阳极电流密度达到  $500 \sim 1000\mu\text{A}/\text{cm}^2$  为止。

2 实验结果与分析

表 2 为模拟工况及标准条件下超级 13Cr 马氏体不锈钢 SSC 实验结果。图 1 为模拟工况条件, 720h 实验后 SSC 试样表面宏观及微观形貌, 可以发现, 所有试样均未发现断裂, 表面无垂直于张应力方向的微观裂纹, 但随着  $\text{Cl}^-$  浓度增加, 点蚀越来越严重, 运用聚焦法测定蚀坑深度,  $\text{Cl}^-$  浓度为 160g/L 时, 超级 13Cr 最大点蚀深度可达 26 $\mu\text{m}$ 。图 2 为标准条件下超级 13Cr 试样 720h 实验后的宏观及微观形貌, 所有试样均宏观断裂, 表面出现大量的垂直于张应力方向的裂纹, 因此, 试样未通过美国腐蚀工程师协会 NACE TM 0177—2005 标准规定的抗 SSC 性能检测。

表 2 模拟工况及标准条件下 SSC 实验结果

Table 2 SSC test results in simulated and standard environment

Test environment	No	Applied stress/MPa	Test result
Simulated environment	1	606.4	No crack
	2	606.4	No crack
	3	606.4	No crack
Standard environment	1	606.4	Crack
	2	606.4	Crack
	3	606.4	Crack

图 3(a) 为标准条件下四点弯曲 SSC 试样横截面的金相显微分析, 从图 3(a) 中可以看出, 裂纹起源于表面点蚀坑处。通过局部的阳极溶解在材料表面形成的点蚀坑可以看成是一个微裂纹, 对于无裂纹的试样来说, 点蚀坑的形成对应力腐蚀起着重要作用。这是因为点蚀坑的前端会形成应力集中, 另外, 由于闭塞电池的作用, 点蚀坑内部溶液将会局部酸化, 从而为析氢反应提供了条件, 氢进入试样有可能使点蚀坑扩展而

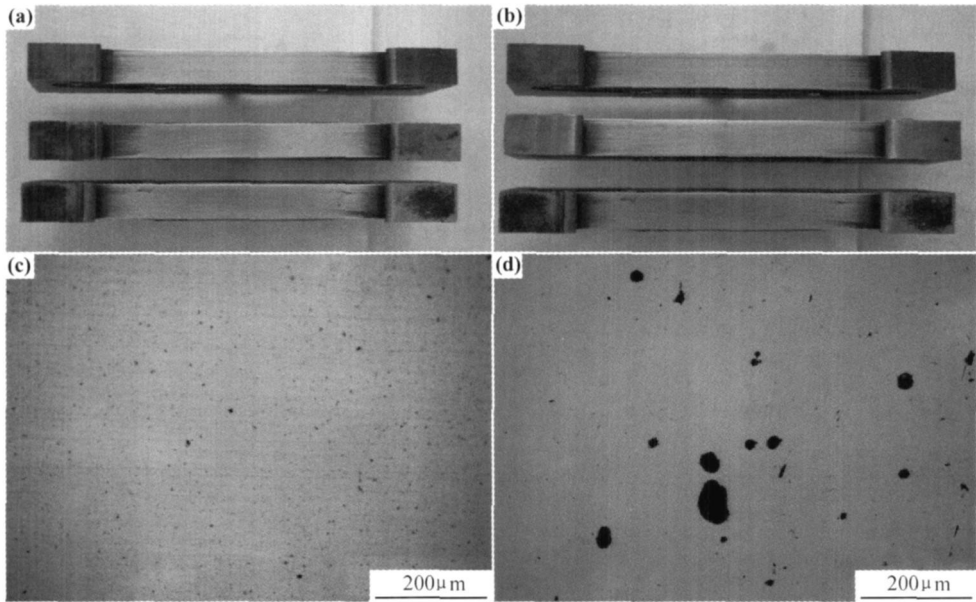


图 1 模拟工况条件 SSC 试样表面宏观及微观形貌  
(a)宏观形貌,Cl<sup>-</sup>浓度 120g/L; (b)宏观形貌,Cl<sup>-</sup>浓度 160g/L;  
(c)微观形貌,Cl<sup>-</sup>浓度 120g/L; (d)微观形貌,Cl<sup>-</sup>浓度 160g/L  
Fig. 1 Specimen surface macro and micro-morphologies of SSC specimens at the simulated environments  
(a)macro-morphologies, 120g/L; (b)macro-morphologies, 160g/L;  
(c)micro-morphologies, 120g/L; (d)micro-morphologies, 160g/L

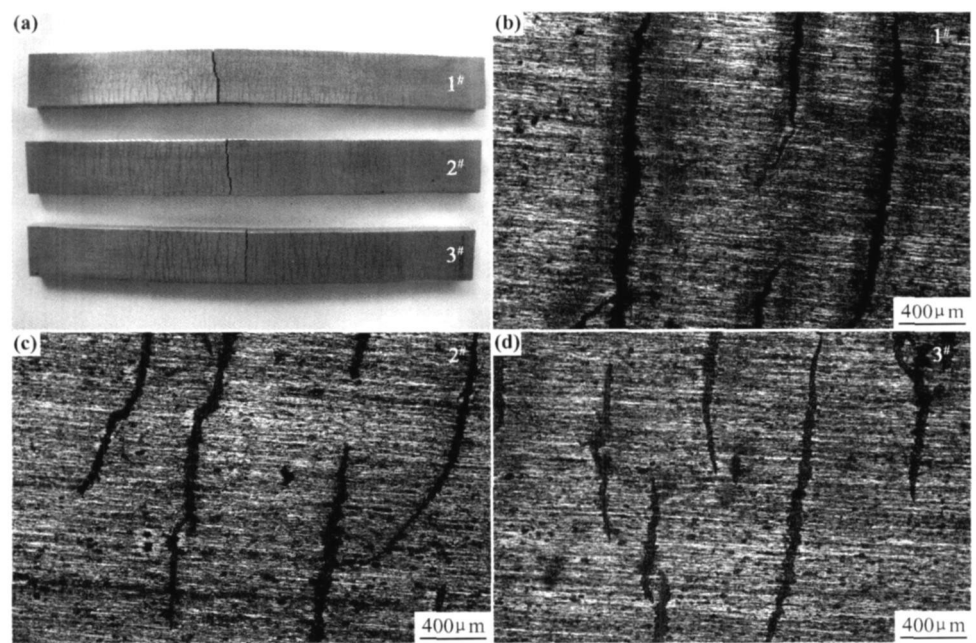


图 2 标准条件 SSC 试样表面宏观及微观形貌  
(a)宏观形貌; (b)No1 试样微观形貌; (c)No2 试样微观形貌; (d)No3 试样微观形貌  
Fig. 2 Specimen surface macro and micro-morphologies of SSC specimens at standard environment  
(a)macro morphology; (b)micro-morphology of No1 sample; (c) micro-morphology of No2 sample; (d)micro-morphology of No3 sample

导致开裂。图 3(b)为超级 13Cr 断口的 SEM 形貌,可以看出断口平直,断面与主应力方向垂直,没有明显的

塑性变形痕迹;裂纹从试样表面的点蚀坑处向内部扩展,断口平坦呈暗灰色,而瞬断区较为粗糙。

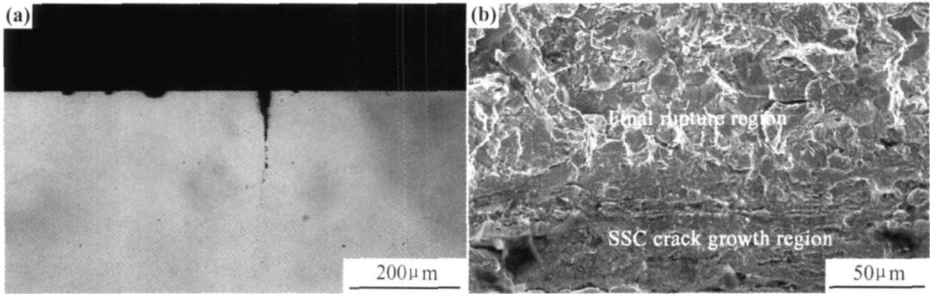


图 3 SSC 试样横截面金相显微形貌及断口 SEM 形貌  
(a) 横截面金相显微形貌; (b) 断口 SEM 形貌

Fig. 3 Cross section metallographic profile and SEM fractograph of SSC specimen  
(a) cross section metallographic profile; (b) SEM fractograph

图 4(a) 超级 13Cr 马氏体不锈钢 SSC 裂纹扩展的金相显微分析, 从图 4(a) 中可以看出, 该断裂主要为穿晶断裂, 准解理的解理面对原奥氏体晶粒是穿晶的。在 SSC 裂纹扩展过程中, 随着应力的增加, 晶内的条

束或条束之间开始发生塑性变形, 使得界面吸氢能力提高, 因此导致解理断裂。当四点弯曲试样瞬断后, 应力松弛, 这时候裂纹扩展较慢, 由最初的穿晶断裂转变为沿晶断裂, 断口表面出现沿晶二次裂纹, 裂纹扩展中

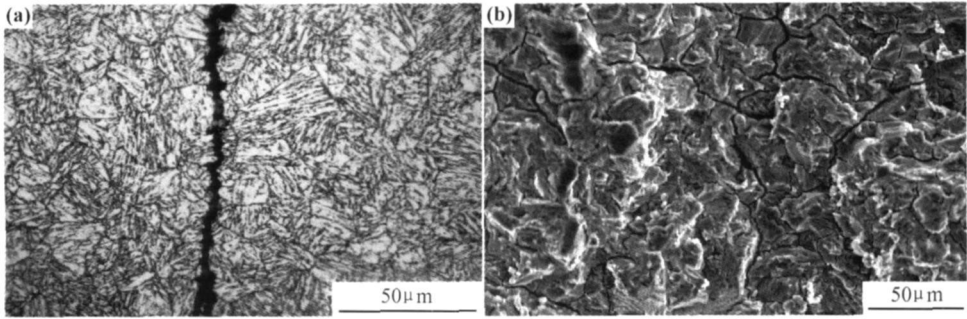


图 4 SSC 裂纹扩展显微形貌 (a) 穿晶裂纹; (b) 沿晶裂纹  
Fig. 4 Transcrystalline (a) and intergranular (b) morphologies of SSC crack

发生分叉, 形成“树枝状”裂纹, 见图 4(b)。

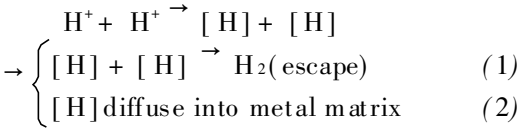
3 讨论

应力腐蚀是一个十分复杂的现象, 迄今为止人们提出了很多的理论来解释应力腐蚀, 但是没有一种理论可以解释所有的应力腐蚀现象, 但对于易钝化金属的 SSC 来说, 阳极溶解模型对 SSC 机理的解释更为合理些<sup>[7]</sup>。

3.1 温度对超级 13Cr 马氏体不锈钢 SSC 性能的影响

超级 13Cr 马氏体不锈钢在 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 腐蚀过程中, 由于 CO<sub>2</sub> 及 H<sub>2</sub>S 水解生成 H<sup>+</sup>, 而电化学反应的阴极过程生成的 [H] 原子主要以两种形式从电极表面脱附(见式 (1), (2))。在标准工况中, 温度较低(< 40℃), 使 [H] + [H] → H<sub>2</sub> 过程受到抑制, 促使 [H] 扩散进入金属基体内部, 不利于 H<sub>2</sub> 的逸出, 使材料表面

氢原子浓度增加, 在浓度梯度的驱动下, 原子氢向金属内部扩展, 在缺陷处(夹杂、晶格、晶界缺陷等)聚集, 或者氢原子以间隙原子的形式存在于晶格中, 显著降低了超级 13Cr 马氏体不锈钢的力学性能, 增加材料的 SSC 敏感性。



3.2 H<sub>2</sub>S 对超级 13Cr 马氏体不锈钢 SSC 性能的影响

H<sub>2</sub>S 的存在对超级 13Cr 马氏体不锈钢的 SSC 有着两方面的影响。一方面 H<sub>2</sub>S、HS<sup>-</sup> 及 S<sup>2-</sup> 在电极表面具有极强的吸附性, 可与钝化膜中的金属元素生成可溶性的腐蚀产物, 促使钝化膜溶解, 导致点蚀的发生和发展。图 5 为超级 13Cr 在不同气氛条件下点蚀电位的测量结果, 从图 5 可以看出, 在 N<sub>2</sub>、CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>S 中超级 13Cr 的点蚀点电分别为 0.076V (SCE), 0.1V (SCE), -0.236V (SCE)。H<sub>2</sub>S 的存在, 显著降低了超

级 13Cr 的点蚀电位, 增加材料点蚀的敏感性, 促进超级 13Cr 的 SSC; 而  $\text{CO}_2$  对超级 13Cr 点蚀电位的影响不大, 这也是 13Cr 马氏体不锈钢在  $\text{CO}_2$  腐蚀控制方面得到广泛的应用, 而在  $\text{H}_2\text{S}$  腐蚀控制方面的应用则受到一定限制的主要原因。

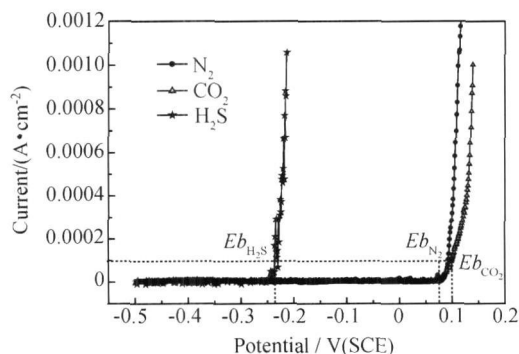


图 5  $\text{N}_2$ ,  $\text{CO}_2$  及  $\text{H}_2\text{S}$  腐蚀条件下超级 13Cr 的点蚀电位

Fig. 5 The pitting potentials of super 13Cr martensitic stainless steel in  $\text{N}_2$ ,  $\text{CO}_2$  and  $\text{H}_2\text{S}$  corrosion condition

$\text{H}_2\text{S}$  对超级 13Cr 马氏体不锈钢 SSC 另一方面的影响同样是在较低温度条件下, 使过程 (1) 受到抑制, 促使过程 (2) 的进行, 不利于  $\text{H}_2$  的逸出, 使材料表面氢原子浓度增加, 氢原子向金属内部扩展, 在缺陷处 (夹杂、晶格、晶界缺陷) 聚集, 或者以间隙原子的形式存在于晶格中, 显著降低了超级 13Cr 马氏体不锈钢的力学性能, 增加材料的 SSC 敏感性。

### 3.3 $\text{Cl}^-$ 浓度对 SSC 性能的影响

$\text{Cl}^-$  能引起不锈钢表面的钝化膜富 S 贫 Cr, 破坏钝化膜的完整性, 弱化钝化膜和基体的结合力<sup>[8]</sup>。图 6 为超级 13Cr 在不同  $\text{Cl}^-$  浓度条件下点蚀电位的测量结果, 从图 6 可以看出, 在 3.5% NaCl, 10% NaCl, 20% NaCl 溶液中, 超级 13Cr 的点蚀电位分别为 0.076V (SCE), 0.04V (SCE), -0.058V (SCE), 随着  $\text{Cl}^-$  浓度的增加, 点蚀电位下降。这主要是因为当介质中含有活性  $\text{Cl}^-$  时,  $\text{Cl}^-$  优先选择性地吸附在钝化膜上, 与钝化膜中的阳离子结合形成可溶性氯化物, 使超级 13Cr 的点蚀敏感性增强, 促进 SSC 的发生。

### 3.4 基体组织对超级 13Cr 马氏体不锈钢 SSC 性能的影响

图 7 为超级 13Cr 马氏体不锈钢的微观组织分析, 从图 7 可以看出, 试样组织为单一的索氏体相, 未见  $\delta$  铁素体, 在原奥氏体晶界和条束之间有细小的粒状碳化物析出; 条束之间位相差较小, 位错缠结、强碳化物的位错钉扎很少, 在 SSC 裂纹扩展过程中不能提供良好的阻碍作用。

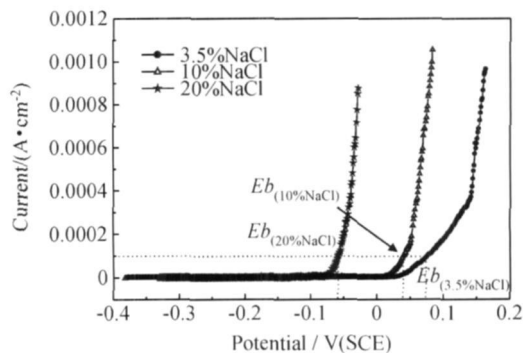


图 6 超级 13Cr 在不同  $\text{Cl}^-$  浓度下的点蚀电位

Fig. 6 The pitting potentials of super 13Cr martensitic stainless steel in different  $\text{Cl}^-$  concentration environment

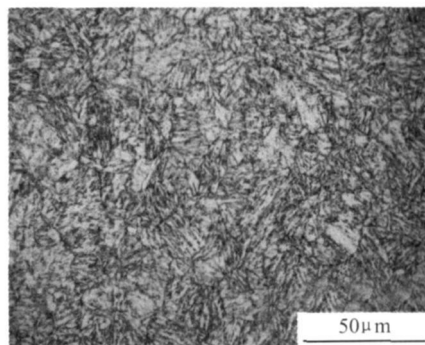


图 7 超级 13Cr 马氏体不锈钢的微观组织

Fig. 7 Metallographic microstructure of super 13Cr martensitic stainless steel

## 4 结论

(1) 超级 13Cr 马氏体不锈钢在标准条件下具有很高的 SSC 敏感性, 裂纹起源于表面点蚀坑处, 主要为脆性穿晶断裂, 解理面对原奥氏体晶粒是穿晶的。

(2)  $\text{H}_2\text{S}$  腐蚀性气体的存在及  $\text{Cl}^-$  浓度的增加显著降低超级 13Cr 马氏体不锈钢的点蚀电位, 增加了超级 13Cr 马氏体不锈钢的 SSC 敏感性。

(3) 在原奥氏体晶界和条束之间有细小的粒状碳化物析出, 条束之间位相差较小, 位错缠结、强碳化物的位错钉扎很少, 在 SSC 裂纹扩展过程中不能提供良好的阻碍作用。

(4) 在模拟工况条件下, 超级 13Cr 发生 SSC 的敏感性降低, 没有发生开裂现象。

### 参考文献

- [1] 林冠发, 相建民, 常泽亮, 等. 3 种 13Cr110 钢高温高压  $\text{CO}_2$  腐蚀行为对比研究[J]. 装备环境工程, 2008, 5(5): 1-4.
- [2] 吕祥鸿, 赵国仙, 杨延清. 13Cr 钢高温高压  $\text{CO}_2$  腐蚀电化学特性研究[J]. 材料工程, 2004, (10): 16-20. (下转第 25 页)

由于干涉相消或相长而引起总反射的减弱或增强,在反射衰减曲线上引起周期性的波动<sup>[12]</sup>。试样中活性炭纤维梯度分布后,材料的电磁参数呈现较为连续的分布状态(即波阻抗较为连续的分布),界面反射减少,电磁损耗增强。

### 3 结论

(1) 用黏胶基活性炭纤维作为吸收剂制备的活性炭纤维/环氧树脂基复合材料具有良好的吸波性能,纤维的含量、分布方式对材料的吸波性能有显著的影响。

(2) 通过不同含量的对比得出:当吸波层中纤维含量为 0.5% 时,复合材料的吸波性能最佳,它的最大吸收峰值达 -26.9 dB,有效带宽覆盖 6.0~18 GHz。在吸波层中纤维平均含量相同的情况下,活性炭纤维梯度分布可以显著提高复合材料的吸波性能,吸波层中四个结构层纤维含量分别为 0.2%, 0.4%, 0.6% 和 0.8% 时,材料在 4.2~18 GHz 频率范围内对电磁波有 -10 dB 以下的吸收, 7.12 GHz 时取得最大反射衰减 -26.6 dB。

(3) 黏胶基活性炭纤维/环氧树脂基复合材料成型工艺简单、成本低,具有一定的应用前景。

#### 参考文献

- [1] 曾国勋, 张海燕, 葛鹰, 等. 碳纳米管/电介质双层吸波涂层衰减特性分析[J]. 材料工程, 2009, (5): 49-52.
- [2] LI Y J, WANG R, QI F M, et al. Preparation, characterization and microwave absorption properties of electroless Ni-Cu-P-Coated SiC power[J]. Applied Surface Science, 2008, 254(15): 4708-4715.
- [3] KIM P C, LEE D G. Composite sandwich constructions for ab-

sorbing the electromagnetic waves[J]. Composite Structures, 2009, 87(2): 161-167.

- [4] 王召娣, 毕辉, 张较强, 等. 微螺旋炭纤维手性复合吸波材料的研究[J]. 炭素技术, 2008, 27(1): 16-20.
- [5] XIE W, CHENG H F, CHU Z Y, et al. Effect of FSS on microwave absorbing properties of hollow-porous carbon fiber composites[J]. Materials and Design, 2009, 30(4): 1201-1204.
- [6] SHEN G Z, XU Z, LI Y. Absorbing properties and structural design of microwave absorbers based on W-type La-doped ferrite and carbon fiber composites[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2006, 301(2): 325-330.
- [7] 邢丽英, 蒋诗才, 李斌太. 含电路模拟结构吸波复合材料力学性能研究[J]. 航空材料学报, 2004, 24(2): 22-26.
- [8] WU J H, CHUNG D D L. Increasing the electromagnetic interference shielding effectiveness of carbon fiber polymer-matrix composite by using activated carbon fibers[J]. Carbon, 2002, 40(3): 445-447.
- [9] 吴明铂, 李中树, 冯永训, 等. 黏胶基活性炭纤维的孔结构调控[J]. 炭素技术, 2008, 27(6): 13-17.
- [10] KERCHER A K, NAGLE D C. Microstructural evolution during charcoal carbonization by X-ray diffraction analysis[J]. Carbon, 2003, 41(1): 15-27.
- [11] 赵东林, 沈曾民, 迟伟东. 碳纤维及其复合材料的吸波性能和吸波机理[J]. 新型炭材料, 2001, 16(2): 66-72.
- [12] MESHRA M R, AGRAWAL N K, SINHA B, et al. Characterization of M-type barium hexagonal ferrite-based wide band microwave absorber[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003, 271(2-3): 207-214.

收稿日期: 2009-08-26; 修订日期: 2010-02-10

作者简介: 邹田春(1976—), 男, 博士, 讲师, 现主要从事电磁功能材料的研究工作, 联系地址: 天津市津北公路 2898 号, 中国民航大学适航审定技术研究与管理中心(300300), E-mail: zoutianchun@yahoo.com.cn

(上接第 21 页)

- [3] 周波, 崔润炯, 刘建中. 增强型 13Cr 钢抗 CO<sub>2</sub> 腐蚀套管的研制[J]. 钢管, 2006, 36(6): 22-26.
- [4] KOH S U, KIM J S, YANG B Y. Effect of alloying elements on the susceptibility to sulfide stress cracking of line pipe steels[J]. Corrosion, 2004, (3): 262-274.
- [5] HASHIZUME S J. Performance of high strength low G-13Cr martensitic stainless steel [A]. 62nd NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2007.
- [6] MARCHEBOIS H, LEVER J. SSC performance of a super 13% Cr martensitic stainless steel for OCTG [A]. 62nd NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2007.
- [7] 沈卓, 李玉海, 单以银, 等. 硫含量及显微组织对管线钢力学性能和抗 H<sub>2</sub>S 行为的影响[J]. 金属学报, 2008, 44(2): 215-221.

- [8] HISASHI A, KUNIO K, AKIRA T, et al. Stress corrosion cracking sensitivity of super martensitic stainless in high chloride concentration environment [A]. 59th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2004.

基金项目: 教育部新世纪优秀人才支持计划项目(NCET-07-0686); 国家自然科学基金项目(50704026); 西安石油大学科技基金研究项目(YS29030407)

收稿日期: 2009-10-29; 修订日期: 2010-03-15

作者简介: 吕祥鸿(1971—), 男, 博士, 副教授, 研究方向: 油气田腐蚀与防护, 联系地址: 西安石油大学材料科学与工程学院(710065), E-mail: lxhong71@sina.com.cn