

Cr 含量对 X120 级管线钢组织及耐酸性腐蚀性能的影响

Influence of Cr Content on Microstructures and Acid Corrosion Properties of X120 Grade Pipeline Steel

武会宾, 刘跃庭, 王立东, 刘立甫

(北京科技大学 高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083)

WU Hui-bin, LIU Yue-ting, WANG Li-dong, LIU Li-fu

(National Engineering Research Center of Advanced Rolling, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 运用 SEM, TEM 和失重法研究了 Cr 元素对 X120 级管线钢力学性能及耐 $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 腐蚀性能的影响。力学性能结果表明: 四种实验钢显微组织均为回火马氏体, 力学性能均达到 API 5L 标准中 X120 级别, 且随 Cr 含量增加, 板条束数量增加, 宽度变窄, 使得屈服强度和抗拉强度逐渐增大; 钢中析出物主要为 (Nb, Ti) (C, N), 当 Cr 含量达到 3% (质量分数) 时, 析出物中发现极少量 Cr。腐蚀实验结果表明: 在 $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 环境下, 四种钢腐蚀产物膜均分为两层, 内层主要为 CO_2 腐蚀产物 FeCO_3 , 外层是 FeS ; Cr 主要存在于腐蚀产物膜的内层, 且随钢中 Cr 含量的增加, Cr 在内层腐蚀产物中的富集量加大; 钢中的 Cr 元素使腐蚀产物膜变得致密且具有离子选择性, 阻止腐蚀液中的阴离子到达基体, 进而提高钢的耐 $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 腐蚀性能。

关键词: Cr 含量; X120; $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 腐蚀; Cr 富集; 离子选择性

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.09.007

中图分类号: TG172.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)09-0032-06

Abstract: Effects of Cr on microstructures and acid corrosion properties of X120 grade pipeline steel were studied with SEM and TEM and mass loss. The mechanical properties results show that the microstructures of four tested steels are all tempered martensites, and the mechanical properties are all up to X120 grade. Yield strength and tensile strength of the four tested steels are improved with the increasing of Cr content. The precipitated phases of tested steels are (Nb, Ti) (C, N). Precipitation of Cr is little, and was only discovered in the 3Cr steel through the experiment. The corrosion experiment results indicate that the corrosion scales on the four tested steels have two layers structure under the condition of $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$. The outer layer is mainly containing FeS , the inner layer FeCO_3 . Cr enriches in the inner layer, and the content increases with the increasing of Cr element in matrix. The Cr-rich enhances the compactness of the corrosion scales, and the scales have ion-passing-selectivity, which hinders the moving of anion to matrix, and finally the resistance to $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ corrosion increases.

Key words: Cr content; X120; $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ corrosion; Cr-rich; ion-passing-selectivity

管线钢是输送石油、天然气过程中必备的工具用钢。近年来, CO_2 驱采油法被广泛采用, 向油层注入 CO_2 的最终采收率要比注淡水高 15% ~ 20%。但 CO_2 会溶于水中带来严重的腐蚀问题, 而且油田伴生气中常常含有 CO_2 和 H_2S , 导致管线钢的 $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 腐蚀问题越来越严重, 而油气田对管线钢的耐蚀要求也越来越高^[1-4]。目前应对腐蚀的方案主要有三种^[5,6]: 添加缓蚀剂, 使用防腐内涂层以及使用不锈

钢。缓蚀剂和防腐内涂层不能完全达到工程预期效果, 常见不锈钢如 13Cr 马氏体不锈钢、超级 13Cr 马氏体不锈钢以及 22Cr 双相不锈钢等, 这些钢中含有大量贵重合金元素, 价格昂贵, 投资成本较高。而且, 这些不锈钢的焊接性能较差, 抗 H_2S 应力腐蚀开裂性能也不理想^[7]。

目前系统研究 X120 级别管线钢抗 $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 腐蚀性能的文献较少。X120 是 API 5L 管线钢标准中

强度要求最高的,一般来说^[8],钢的强度越高,其耐蚀性越差,如何开发出既有优异的力学性能,同时又具有良好耐蚀性的高级别管线钢已成为急需解决的问题。文献指出^[9-11],Cr 的加入可以提高钢的耐蚀性,Cr 能使腐蚀膜变得致密且具有离子选择性,这被视为 Cr 提高钢耐蚀性的关键。本工作设计了四种钢,Cr 质量分数分别为 0.5%,1%,2%和 3%,研究了 Cr 含量对高级别管线钢组织和力学性能的影响,并模拟油田采出液的实际腐蚀工况,研究了 Cr 含量对管线钢的耐 CO₂/H₂S 腐蚀性能的影响。

1 实验材料与方法

设计四种 Cr 质量分数分别为 0.5%,1%,2%,3%(以下简称 0.5Cr,1Cr,2Cr,3Cr 钢)的实验钢,实际化学成分见表 1。经实验室冶炼制备,热轧至 9mm。热轧工艺参数如下:开轧温度 1150℃,终轧温度 850℃,轧后直接淬火,450℃回火,回火保温时间为 1h。从调质后的钢板上按照 GB/T 2975—1988 切取拉伸和冲击试样,拉伸试样标距为 50mm,宽 10mm;冲击试样长 55mm,宽 10mm。在 MTS810 拉伸试验机上进行拉伸实验,在 JB-300B 冲击试验机上进行冲击实验,测试温度为-30℃。从调质处理后的板材上切取试样进行金相组织观察、电解双喷和萃取复型实验。将金相试样进行打磨抛光,并采用 4%(体积分数,下同)的硝酸酒精溶液进行浸蚀,用实验室 ZEISS ULTRA55 型热场发射扫描电镜(SEM)观察组织。切取尺寸为 10mm×10mm×0.3mm 的透射用试样,用砂纸打磨至 50μm。酒精清洗后,在打孔器上打取 φ3 的样品,用 5%的高氯酸酒精溶液对样品进行电解双喷。将试样抛光利用 4%硝酸酒精溶液浸蚀后,在真空喷碳仪中喷碳,然后用 8%高氯酸酒精溶液进行电解剥离。使用透射电镜(JEM-2000FX)对双喷和萃取后的样品进行形貌和析出物的观察。

表 1 实验材料化学成分(质量分数/%)
Table 1 Chemical composition of tested materials
(mass fraction/%)

Steel	C	Si	Mn	Al	Cu	Mo+Nb+Ti	Cr	Fe
0.5Cr	0.046	0.24	1.13	0.045	0.25	0.50	0.50	Bal
1Cr	0.048	0.20	1.11	0.048	0.22	0.50	1.12	Bal
2Cr	0.049	0.22	1.08	0.045	0.26	0.50	2.10	Bal
3Cr	0.045	0.23	1.10	0.044	0.25	0.50	3.19	Bal

腐蚀试样规格为长 100mm,宽 12mm,厚度 4mm 的长方体,每种钢四个平行试样。实验前将试样表

面逐级打磨至 800# 砂纸,用丙酮清洗去除试样表面的油污,酒精清洗,用精度为 0.1mg 的电子分析天平称重。在密闭反应釜中进行腐蚀模拟实验,体积为 3L。实验前用 N₂ 除氧 10h,腐蚀溶液倒入反应釜后再除氧 2h 后升温,并调整气体压力和流速,环境参数设置如下:CO₂ 与 H₂S 压力比为 15:1,气体流量为 10mL/min,总压为 10⁵ Pa,腐蚀温度为 60℃,实验周期为 30 天。实验结束后,用失重法测实验钢的腐蚀速率。腐蚀溶液介质成分如表 2 所示。实验结束后取出试样,用清水、酒精冲洗吹干拍照;然后将四个平行试样中的三个放入除锈液中,去除腐蚀产物膜后再次清洗干燥并称重,利用失重法计算平均腐蚀速率。保留的一个带腐蚀产物膜的试样,用扫描电子显微镜(SEM)对试样表面进行形貌观察及能谱分析(EDS),用 X 射线衍射(XRD)分析样品表面的腐蚀产物。

表 2 模拟采出液成分
Table 2 Mass concentration of ions in the
simulation environment

Composition	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻	Mg ²⁺	HCO ₃ ⁻	Ca ²⁺	Na ⁺
Content /(mg·L ⁻¹)	600	5450	1050	600	880	230

2 实验结果与讨论

2.1 力学性能

为达到高级别管线钢要求的力学性能,同时具有良好的耐蚀性,实验钢采用超低 C 并以 Cr,Nb,Mo,Ti 为主要合金成分,使用控制轧制与控制冷却(Thermo-Mechanical Control Process, TMCP)和调质处理来实现强度与塑韧性的结合。文献指出^[9-11],Cr 的加入能提高钢的耐蚀性,但是必须固溶在基体中。实验钢的碳含量在 0.045%(质量分数,下同)左右,属于超低碳。由于 Cr 是强碳化物形成元素,超低碳可以减少 Cr 的析出,增加基体中固溶的 Cr。钢中加入了 Nb,Mo,Ti,这些合金元素的作用在于两方面:一方面,它们是更强的碳化物形成元素,可以优先与碳结合形成碳化物或碳氮化物,进一步提高固溶于基体的 Cr 含量;另一方面,这些合金元素可以细化晶粒,提高强度,同时提高钢的塑性和韧性。美国石油协会 API 5L 标准中,对 X120 级别管线钢力学性能要求及四种实验钢的力学性能见表 3,由表 3 数据可知,四种钢的屈服强度、抗拉强度、伸长率和冲击功,均达到了 API 5L 标准中 X120 级别的要求,具有良好的强度、塑韧性组合的综合力学性能。

表 3 实验钢力学性能

Table 3 Mechanical properties of the tested steels

Steel	Yield strength/	Tensile strength/	Elongation/	Impact energy
	MPa	MPa	%	(-30℃)/J
API 5L	827	931	15	231
0.5Cr	875	960	18.90	242
1Cr	880	985	19.72	258
2Cr	965	1090	17.98	251
3Cr	1020	1100	17.44	237

细化晶粒可同时提高钢的强度和塑韧性。四种钢的原始奥氏体晶粒均比较细小,统计数据显示,实际晶粒尺寸为 10~15 μm 。晶界面是位错运动的障碍,因而晶粒越细小,晶界越多,位错被阻滞的地方就越多,钢的强度就越高。细化的晶粒在提高多晶体强度的同时,也使其塑性与韧性得以提高;因为晶粒越细,单位

体积内晶粒越多,形变时同样的形变量可分散到更多的晶粒中,产生较均匀的形变而不会造成局部应力过度集中,引起裂纹的过早产生与发展。由于细化晶粒可以同时提高强度和韧性,所以实验钢获得了良好的综合力学性能。四种钢通过回火后,显微组织均为回火马氏体,由等轴状铁素体和细粒状碳化物组成,碳化物均匀分布在铁素体基体上,具有良好的综合力学性能。拉伸实验表明,随 Cr 含量增加,钢的强度逐步提高,3Cr 钢屈服强度达到 1020MPa。Cr 含量的增加,能显著改善钢的淬透性。图 1 和图 2 分别为实验钢的扫描照片和透射照片,可以看出,四种实验钢随 Cr 含量增加,马氏体板条束依次数量变多,变窄,0.5Cr 钢的马氏体板条宽度在 200nm 左右,而 3Cr 钢的板条宽度已小于 150nm,对强度贡献很大。

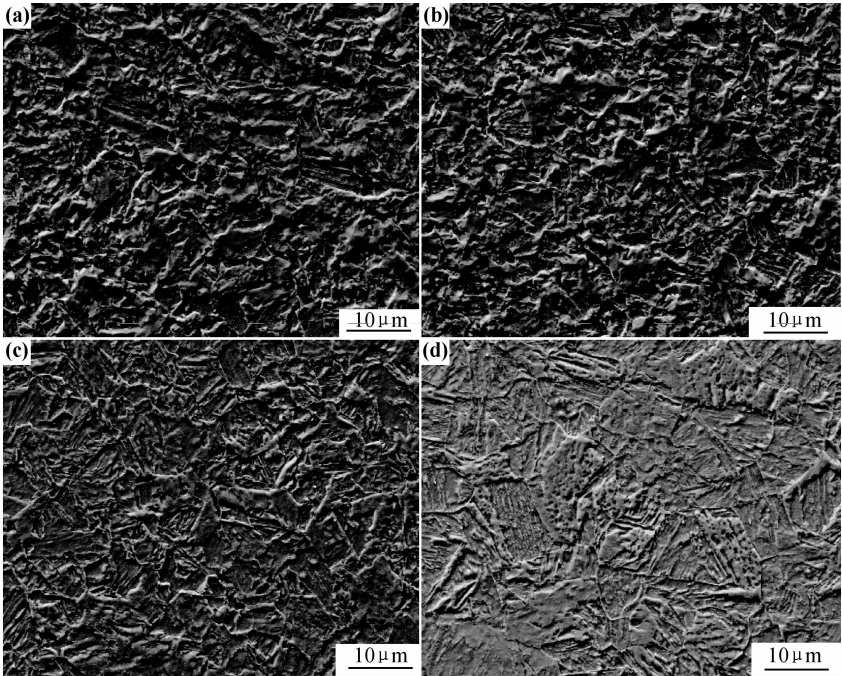


图 1 实验钢扫描电镜照片 (a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr
Fig. 1 SEM images of tested steels (a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

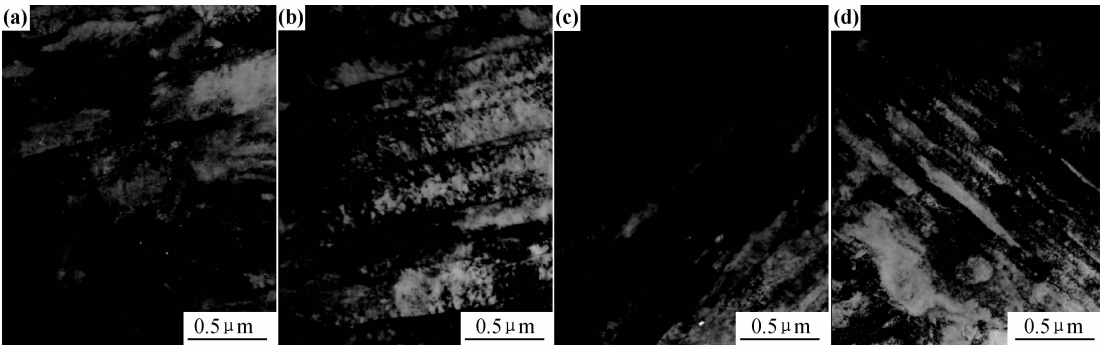


图 2 实验钢透射照片 (a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr
Fig. 2 TEM images of tested steels (a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

利用 TEM 观察析出物如图 3 箭头所示,发现析出物主要为圆形、椭圆形和方形,析出物的成分组成是 $(\text{Nb}, \text{Ti})(\text{C}, \text{N})$,析出主要发生在高温回火阶段,过饱和的 C 会从 $\alpha\text{-Fe}$ 中析出,与 Nb, Ti 形成 $(\text{Nb}, \text{Ti})(\text{C}, \text{N})$,尺寸较小,可以起到钉扎位错的作用,阻止位错的移动,同时阻止晶界移动,防止晶粒过大,对强度的提高贡献很大。对析出物作 EDS 能谱分析,发现圆形椭圆形析出物 Nb 含量较高,有少量的 Ti;而方形,尤其大块状方形析出物主要为 Ti 的化合物。这些大

块状析出物中的富 Ti 物质为 $(\text{Ti}, \text{Nb})(\text{C}, \text{N})$ 复合析出物。在炼钢、凝固过程中最初形成方形 TiN 粒子,而后续的轧制及热处理过程中会以此为核心再析出 $\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$ 进而逐渐粗化。如果该复合析出物富 Ti,多呈方形;而富 Nb 则多呈球形^[12]。它能够通过对奥氏体晶界的钉扎,抑制轧制过程和再加热过程中奥氏体晶粒的长大。0.5Cr, 1Cr, 2Cr 钢中均没有发现有 Cr 的析出,只在 3Cr 钢的析出物中有极微量的 Cr,可见, Cr 很好地固溶于基体中。

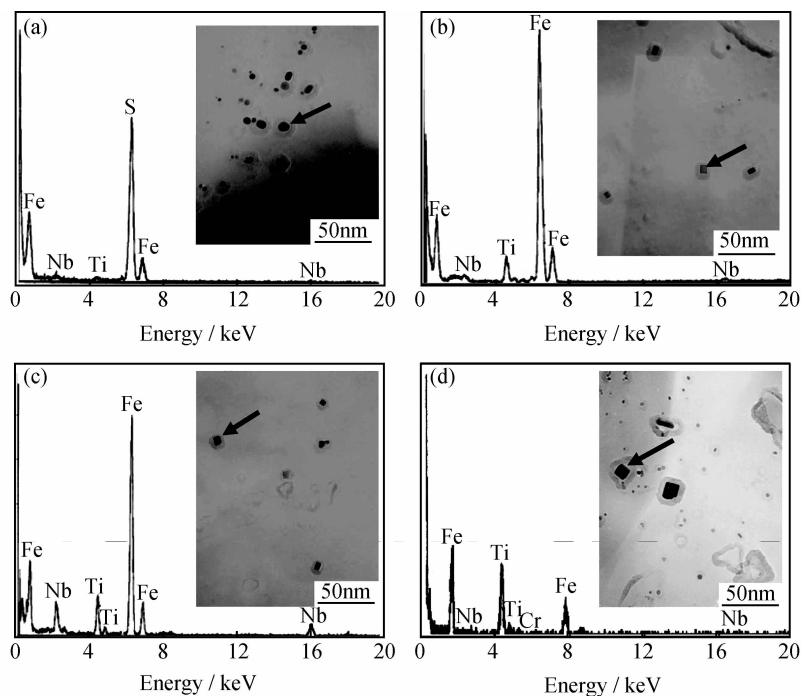


图 3 实验钢的析出物及能谱图 (a)0.5Cr; (b)1Cr; (c)2Cr; (d)3Cr

Fig. 3 Precipitates and energy spectra of tested steels (a)0.5Cr; (b)1Cr; (c)2Cr; (d)3Cr

2.2 耐蚀性

利用失重法测得四种钢的平均腐蚀速率, 0.5Cr, 1Cr, 2Cr, 3Cr 钢的平均腐蚀速率分别为 3.0253, 1.2182, 0.8492, 0.3574mm/a, 随 Cr 含量的增加, 平均腐蚀速率显著降低。添加 3%Cr 时腐蚀速率已经很低。可见, 提高 Cr 元素含量对降低平均腐蚀速率非常有效。

将腐蚀后的样品从反应釜中取出后, 用 SEM 观察试样表面腐蚀产物膜, 结合 XRD 分析表面膜的成分。图 4 为四种含 Cr 钢的腐蚀产物膜表面形貌, 可以看出, 0.5Cr 钢和 1Cr 钢的膜较疏松; 2Cr, 3Cr 钢的表面膜较致密, 尤其 3Cr 钢, 几乎看不到裸露的基体, 孔隙较少, 表层膜很好地将腐蚀介质与基体隔离开。图 5 为实验钢表面 XRD 结果, 表面腐蚀产物以 FeS 为主, 有少量 FeCO_3 。

图 6 为四种钢腐蚀后的截面图。其中, 四种钢的腐蚀膜均为两层。表 4 为四种钢腐蚀产物膜内、外层的 EDS 能谱分析结果。四种钢腐蚀膜成分整体呈现出内层 S 含量低于外层, C, O 的含量高于外层, 内层主要为 CO_2 的腐蚀产物。在 $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 共存腐蚀体系中, CO_2 会优先于 H_2S 吸附在钢的表面, 发生 CO_2 腐蚀, 腐蚀产物为 FeCO_3 , 沉积在钢的表面, 但是, 这层膜的结构不够致密, 难以阻止阴、阳离子的扩散。因此, 一方面 Fe^{2+} 可以穿过这层膜到达膜/液的界面, 与腐蚀液中的 S^{2-} 反应生成铁的硫化物, 并覆盖在 FeCO_3 上方; 另一方面, 溶液中的 S^{2-} 也可以通过这层疏松的膜向基体扩散, 在膜的孔隙中与 Fe^{2+} 反应同样形成铁的硫化物。EDS 结果显示, 四种钢的腐蚀产物膜各层均含有 S, 且内层 S 含量均低于外层, 可以看出内层仍然以 CO_2 腐蚀为主。

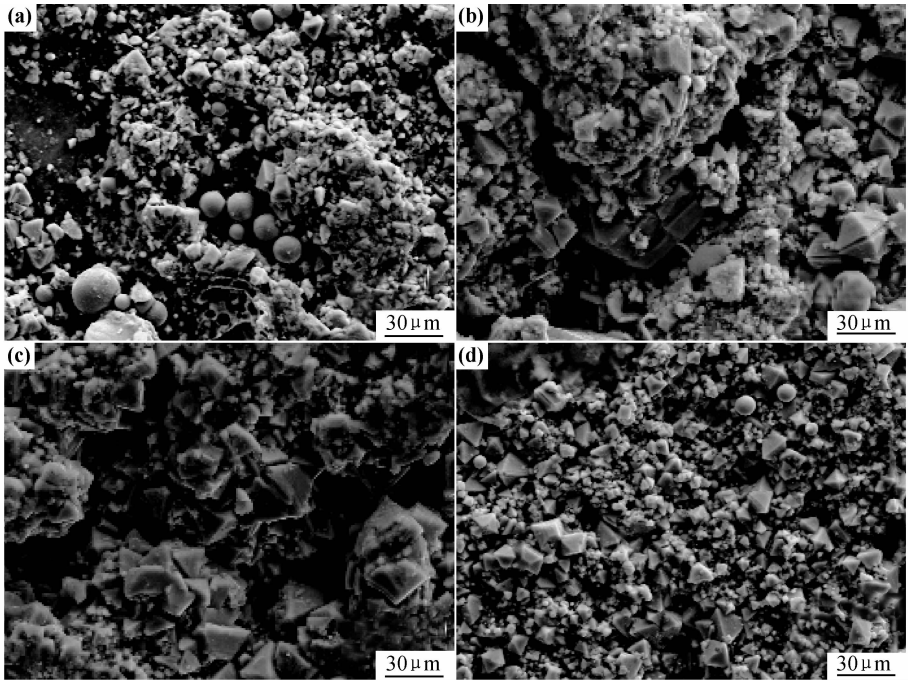


图 4 腐蚀产物膜的表面形貌 (a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

Fig. 4 Corrosion morphology of the surface to the scales

(a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

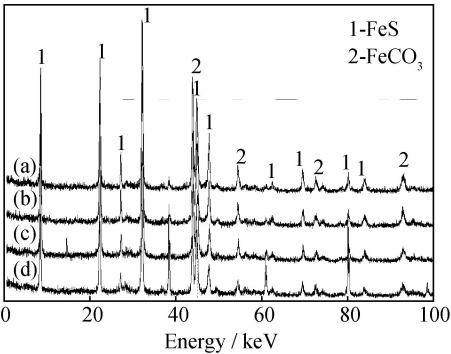


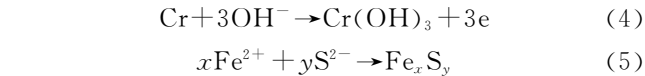
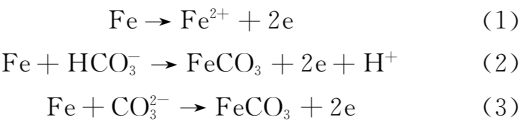
图 5 实验钢表面的 X 射线衍射谱

(a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

Fig. 5 XRD patterns of corrosion products formed of tested steels

(a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

对腐蚀产物膜进行 X 射线能量色散谱分析(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS),结果如表 4 所示,四种钢外层腐蚀膜中的 Cr 含量均低于内层,且随着基体中 Cr 含量的提高,内层膜中的 Cr 也不断提高,并高于基体,说明在内层 Cr 元素存在不同程度的富集,尤其 3Cr 钢的内层膜 Cr 富集高达 15.24%。在 H₂S/CO₂ 腐蚀环境中,发生在阳极的腐蚀反应主要有以下五种^[13-15]:



反应(4)中生成的 Cr(OH)₃ 为弱酸性,在弱酸性环境下可以稳定存在,随着 FeCO₃ 在碳酸的作用下溶解,腐蚀产物膜中 Cr 会逐步富集在内层。以非晶态 Cr(OH)₃ 为主要产物的腐蚀膜具有阳离子选择透过性,它可以阻止阴离子穿过腐蚀膜与基体接触,从而降低基体表面处阴离子 CO₃²⁻,HCO₃⁻ 和 S²⁻ 的浓度,抑制反应(2),(3)和(5),降低腐蚀速率,保护基体;在 H₂S/CO₂ 腐蚀体系中,由于 Cr 与 OH⁻ 有较强的电子亲和力,容易发生反应(4),生成的 Cr(OH)₃ 会填补腐蚀膜中的孔隙,进一步增加膜的致密性,降低腐蚀速率。

表 4 腐蚀产物膜内外层能谱分析结果(质量分数/%)		Table 4 Results of EDS analysis (mass fraction/%)				
	Steel	Cr	S	C	O	The rest
0.5Cr	Outer layer	0.24	17.72	1.98	11.42	68.64
	Inner layer	0.67	9.84	5.72	20.05	63.72
1Cr	Outer layer	0.50	21.87	4.27	14.46	58.90
	Inner layer	2.58	6.82	6.22	24.63	59.75
2Cr	Outer layer	1.74	25.56	3.49	8.44	60.77
	Inner layer	7.62	4.79	6.02	27.69	53.88
3Cr	Outer layer	1.97	28.83	2.41	5.33	61.46
	Inner layer	15.24	3.08	6.92	28.90	45.86

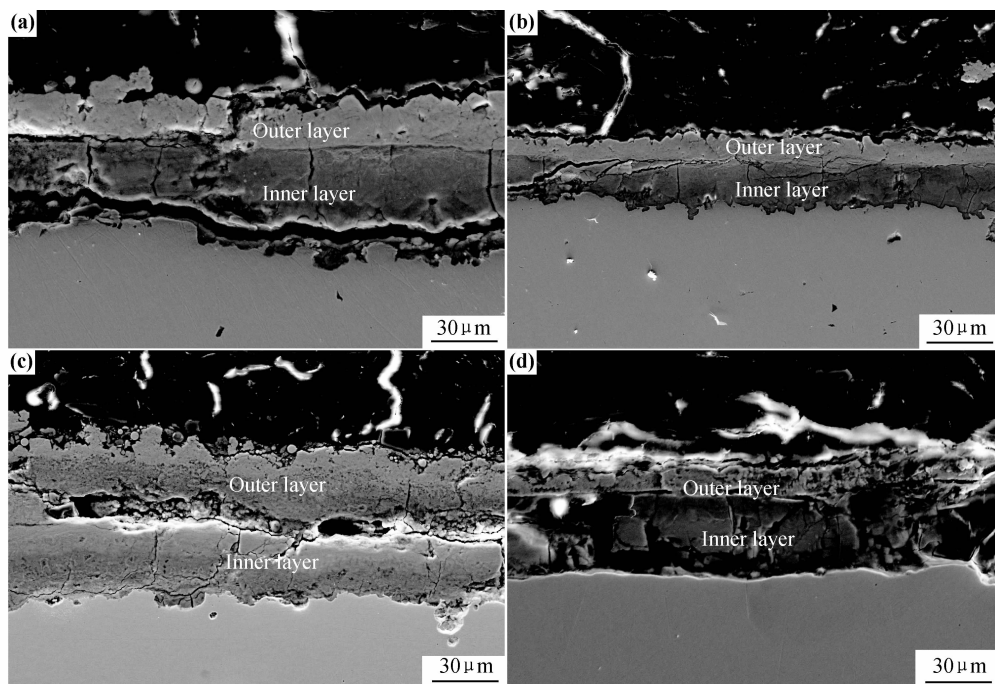


图 6 实验钢的腐蚀膜截面形貌 (a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

Fig. 6 Cross-section morphologies of corrosion product film of tested steels

(a)0.5Cr;(b)1Cr;(c)2Cr;(d)3Cr

3 结论

(1) 四种不同 Cr 含量的实验钢均达到 X120 级别;其中 Cr 元素很好地固溶于基体中,显著提高了管线钢的耐 $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 酸性腐蚀性能。

(2) 在 $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ 共存腐蚀环境下,四种钢的腐蚀产物膜均为两层,内层以先吸附至基体表面的 CO_2 腐蚀产物 FeCO_3 为主;外层是穿过疏松的 FeCO_3 膜到达膜/液界面的 Fe^{2+} ,与溶液中的 S^{2-} 结合形成的铁硫化物。

(3) 实验钢的腐蚀速率随 Cr 含量的增加而减小;含 Cr 腐蚀产物主要在膜的内层富集,且随着钢中 Cr 含量的增加富集量加大,3Cr 钢腐蚀膜内层 Cr 含量达到 15.24%;Cr 的化合物增加了腐蚀产物膜的致密性,阻碍基体表面与腐蚀液之间的离子扩散,降低腐蚀速率,进而提高钢的耐蚀性。

参考文献

- [1] 许立宁,陈太辉,常炜,等. 温度对 3%Cr 管线钢 CO_2 腐蚀产物膜的影响[J]. 北京科技大学学报, 2012, 34(2): 149—156.
XU L N, CHEN T H, CHANG W, et al. Effect of temperature on CO_2 corrosion production scales on 3%Cr pipeline steel[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2012, 34(2): 149—156.
- [2] ORTEGA-TOLEDO D M, GONZALEZ-RODRIGUEZ J G,

CASALES M, et al. CO_2 corrosion inhibition of X-120 pipeline steel by a modified imidazoline under flow conditions[J]. Corrosion Science, 2011, 53(11): 3780—3787.

- [3] 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 Z H, HUANG Z Y, SUN Y N, 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.
- [4] SINGER M, BROWN B, CAMACHO A, et al. Combined effect of $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ and acetic acid on button of the line corrosion[A]. 62nd NACE Annual Conference[C]. Houston: Omnipress, 2007.
- [5] 王献昉, 董振江, 梁拥军, 等. 经济型低 Cr 抗 CO_2 腐蚀合金石油管材钢开发现状[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2006, 18(6): 436—439.
WANG X F, DONG Z J, LIANG Y J, et al. Development of economic steels with low Cr content for anti-corrosion oil tube[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2006, 18(6): 436—439.
- [6] MENDEZ C, DUPLAT S, HERNANDEZ S, et al. On the mechanism of corrosion inhibition by crude oils [A]. 56th NACE Annual Conference [C]. Houston: Omnipress, 2001.
- [7] 吕祥鸿, 赵国仙, 张建兵, 等. 低 Cr 钢在 $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 环境中的腐蚀行为研究[J]. 材料工程, 2009, (10): 20—31.
LU X H, ZHAO G X, ZHANG J B, et al. Corrosion behavior of low Cr steel at the simulated $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ environments[J]. Journal of Materials Engineering, 2009, (10): 20—31.
- [8] 杨建伟, 张雷, 丁睿明, 等. 管线钢在湿气介质中的 $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$ 腐蚀行为研究[J]. 材料工程, 2008, (11): 49—53.
YANG J W, ZHANG L, DING R M, et al. Study on $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$

- 及织构的影响[J]. 东北大学学报, 2001, 22(2): 146—149.
- HU Zhuo-chao, JIANG Qi-wu, ZHAO Xiang, et al. Effects of pre-recovery on the recrystallization texture and microstructure of deep-drawing 08Al steel sheet[J]. Journal of Northeastern University, 2001, 22(2): 146—149.
- [4] Von SCHLIPPENBACH U, EMREN F, LUCKE K. Investigation of the development of the cold rolling texture in deep drawing steels by ODF-analysis[J]. Acta Metallurgica, 1986, 34(7): 1289—1301.
- [5] 康永林. 现代汽车板的质量控制与成形性[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999.
- [6] 赵新兵, LUKE K. 计算晶粒尺寸分布的几何模型及实用方法[J]. 金属学报, 1992, 28(8): 343—350.
- ZHAO Xin-bing, LUKE K. Geometric model and applied method for calculation of grain size distributions[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1992, 28(8): 343—350.
- [7] MARTINEZ-DE-GUERENU, ARIZTI F, DIAZ-FUENTES M, et al. Recovery during annealing in a cold rolled low carbon steel. Part I: kinetics and microstructural characterization[J]. Acta Materialia, 2004, 52(12): 3657—3664.
- [8] 毛卫民. 金属材料的晶体学织构与各向异性[M]. 北京: 科学出版社, 2002. 8—12.
- [9] MARTINEZ V J, VERDEJA J I, PERO-SANZ J A. Interstitial free steel: influence of α -phase hot-rolling and cold rolling reduction to obtain extra-deep drawing quality[J]. Materials Characterization, 2001, 46(1): 45—53.
- [10] WANG R Z, LEI T C. Dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel during hot rolling in the (F+A) two-phase range[J]. Scr Metall Mater, 1994, 31(9): 1193—1196.
- [11] WANG R Z, LEI T C. Substructural evolution of ferrite in a low carbon steel during hot deformation in (F+A) two-phase range[J]. Scr Metall Mater, 1993, 28(5): 629—632.
- [12] BELYAKOV A, KAIBYSHEV R, ZARIPOVA R. High-temperature mechanism of dynamic recrystallization of ferrite steel [J]. Mater Sci Forum, 1993, 113—115(5): 385—390.
- [13] GAO F, SONG B Y, XU Y R, et al. Substructural changes during hot deformation of an Fe-26Cr ferritic stainless steel[J]. Metall and Mater Trans A, 2000, 31(1): 21—27.
- [14] YAGI H, TSUJI N, SAITO Y. Dynamic recrystallization in 18% Cr ferritic steel[J]. Tetsu-To-Hagane, 2000, 86(5): 349—356.
- [15] TSUJI N, MATSUBARA Y, SAITO Y. Dynamic recrystallization of ferrite in interstitial free steel[J]. Scr Mater, 1997, 37(4): 477—484.
- [16] 刘浩, 陈晓, 吴润, 等. 再结晶退火对含磷冷轧高强度钢板显微组织的影响[J]. 武汉科技大学学报: 自然科学版, 2006, 29(5): 449—451.
- LIU Hao, CHEN Xiao, WU Run, et al. Effect of recrystallization annealing on microstructure of high strength P-bearing cold rolled sheet[J]. J of Wuhan Uni of Sci & Tech: Natural Science Edition, 2006, 29(5): 449—451.
- [17] ZHAO Xiang, HU Zhuo-chao, ZUO Liang. Effects of external electric field on AlN precipitation and recrystallization texture of deep-drawing 08Al killed steel sheet[J]. J Mater Sci Technol, 2006, 22(6): 747—750.
- [18] RAY R K, JONAS J J. Transformation textures in steels[J]. Int Met Rev, 1990, 35(6): 1—36.

收稿日期: 2012-09-24; 修订日期: 2013-07-01

作者简介: 庄栋栋(1986—), 男, 博士研究生, 从事新钢种的研究与开发工作, 联系地址: 山东省济南市经十路 17923 号山东大学千佛山校区材料科学与工程学院(250061), E-mail: zhdd860709@126.com

通讯作者: 王作成(1965—), 男, 教授, 博导, 从事金属材料冶金因素(成分工艺)与组织性能相关性, 材料塑性变形过程的组织与性能相关性, 新型汽车用薄钢板产品开发等相关课题研究, 联系地址: 山东省济南市经十路 17923 号山东大学千佛山校区材料科学与工程学院(250061), E-mail: zcwang@sdu.edu.cn.

(上接第 37 页)

- corrosion behavior of pipeline steel in wet gas[J]. Journal of Materials Engineering, 2008, (11): 49—53.
- [9] SUN W, NESIC S. Kinetics of iron sulfide and mixed iron sulfide/carbonate scale precipitation in $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$ corrosion[A]. 61st NACE Annual Conference[C]. Houston: Omnipress, 2006.
- [10] 郭少强, 许立宁, 常炜, 等. 3Cr 管线钢 CO_2 腐蚀实验研究[J]. 金属学报, 2011, 47(8): 1067—1074.
- GUO S Q, XU L N, CHANG W, et al. Experimental study of CO_2 corrosion of 3Cr pipe line steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(8): 1067—1074.
- [11] NOSE K, ASAH I, NICE P I, et al. Corrosion properties of 3% Cr steels in oil and gas environments [A]. 56th NACE Annual Conference[C]. Houston: Omnipress, 2005.
- [12] REIP C P, SHANMUGAM S, MISRA R D K. High strength microalloyed CMn(V-Nb-Ti) and CMn(V-Nb) pipeline steels processed through CSP thin-slab technology: microstructure, precipitation and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 424(1—2): 307—317.
- [13] NESIC S. Key issues related to modeling of internal corrosion of oil and gas pipelines—a review[J]. Corrosion Science, 2007, 49(12): 4308—4338.
- [14] YIN Z F, ZHAO W Z, BAI Z Q, et al. Corrosion behavior of SM 80SS tube steel in stimulant solution containing H_2S and CO_2 [J]. Electrochimica Acta, 2008, 53(10): 3690—3700.
- [15] CHOI Y-S, NESIC S, LING S, et al. Effect of H_2S on the CO_2 corrosion of carbon steel in acidic solutions[J]. Electrochimica Acta, 2011, 56(4): 1752—1760.
- 基金项目: 国家科技重大专项(2011ZX05016-004)
- 收稿日期: 2012-05-28; 修订日期: 2013-07-10
- 作者简介: 武会宾(1977—), 男, 副教授, 主要从事高强超低碳贝氏体钢研究, 联系地址: 北京市海淀区学院路 30 号北京科技大学冶金工程研究院科技楼 708 室(100083), E-mail: wuhb@ustb.edu.cn