

核电环境下流体加速腐蚀行为及其研究进展

董超芳^{1,2}, 肖葵¹, 刘智勇¹, 程学群^{1,2}, 李晓刚^{1,2}

1. 北京科技大学腐蚀与防护中心, 北京 100083
2. 腐蚀与防护教育部重点实验室, 北京 100083

摘要 多年来流体加速腐蚀问题一直困扰着核电工业。在核电环境下, 流体加速腐蚀是碳钢或低合金钢表面保护性的氧化膜在水流或多相混合物液流冲刷作用下发生溶解、破坏, 从而引起管壁减薄的过程。流体加速腐蚀主要发生在管形装置中有强烈湍流的部位, 减薄区域在工作压力、水流突然冲击或启动加载等冲击力的作用下发生破坏, 对于大型装置可能发生突然爆裂, 流体加速腐蚀特征是大面积的壁厚减薄而非局部腐蚀。在单相流体条件下, 当腐蚀速率较高时, 金属表面出现马蹄形、扇贝形、桔子瓣形的腐蚀形貌; 在两相流条件下, 管道的腐蚀形貌是“虎皮纹”。本文针对与核安全密切相关的流体加速腐蚀问题, 从流体加速腐蚀的行为、机制和主要影响因素方面进行综述。在流体加速腐蚀过程中, 其主要影响因素是通过改变金属表面氧化膜性能、离子扩散状态等过程, 影响流体加速腐蚀速率。尽管流体加速腐蚀是造成核电设备损坏的主要问题之一, 但在已有经验和研究的基础上, 采用合理的防护方法可以提高设备可靠性, 如改良水化学成分可降低腐蚀速率, 可以更换敏感区和损坏区的材料等。

关键词 核电; 流体加速腐蚀; 失效

中图分类号 TG172.9, TM623.7

文献标识码 A

文章编号 1000-7857(2010)10-0096-05

A Review of Flow-Accelerated Corrosion in Nuclear Power Industry

DONG Chaofang^{1,2}, XIAO Kui¹, LIU Zhiyong¹, CHENG Xuequn^{1,2}, LI Xiaogang^{1,2}

1. Corrosion and Protection Center, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
2. Key Laboratory of Corrosion and Protection of Ministry of Education, Beijing 100083, China

Abstract Flow-accelerated corrosion has plagued the nuclear power industry for years. In the nuclear environment, the protective oxide film of carbon steel or low alloy steel may experience dissolution and destruction under the action of water flow and multi-phase and liquid materials flow, which would lead to a wall thinning process. Flow-accelerated corrosion occurs mainly in the tube-shaped parts, where are strong turbulent flows, under the action of working pressure, sudden shock or impact or the boot loader, damage may be produced in the thinning region, and sudden burst may happen in large devices. The characterization of flow-accelerated corrosion concerns a large area of wall thinning rather than a localized part. In single-phase fluid conditions, when the corrosion rate is high, the corrosion of the metal surface has morphology of U-shaped, scallop-shaped, orange-shaped flaps; while in the two-phase flow conditions, the pipe corrosion has the morphology of the tiger pattern. This paper reviews the flow-accelerated corrosion (FAC), as an important issue related with nuclear safety. The corrosion behavior, mechanism, and key parameters of FAC are outlined. The FAC process in nuclear power plants is characterized. Many influencing factors of FAC processes are analyzed in terms of surface corrosion film, diffusion rate and FAC rate. Although FAC remains a major problem in nuclear power plants, properly designed protection methods, based on the experience and studies of FAC, will improve plant reliability, such as by adjusting water chemical composition to reduce the corrosion rate and by replacing the materials of damaged and sensitive areas.

Keywords nuclear power; flow-accelerated corrosion; failure

收稿日期: 2010-01-28

基金项目: 国家自然科学基金项目 (50871020)

作者简介: 董超芳, 副教授, 研究方向为腐蚀与防护, 电子信箱: cfdong@ustb.edu.cn

0 引言

20 世纪 80 年代中期, 流体加速腐蚀被美国以及其他国家的核电^[1-2]、火电^[3]系统确认为回路中的主要腐蚀问题之一, 多年来流体加速腐蚀问题一直困扰着核电和火电工业^[4-6]。流体加速腐蚀引起管壁内向外减薄, 在核电站实际运行中, 检测到的管壁减薄率可高达 2.5mm/a, 如果不能及时检测到, 可能引起泄漏或突发破裂^[7]。

对典型压水堆核电站的调查发现, 多于 5000 个粗管口管组件易于受到流体加速腐蚀, 而很多小管组件也易发生流体加速腐蚀。目前已经有多项规范、标准、研究用以鉴别易发生流体加速腐蚀构件, 包括对受到流体加速腐蚀构件的检查、监测、修理或替换^[8-10]。在电站系统中, 尽管许多金属都会发生流体加速腐蚀, 但是目前最受关注的是高温高压碳钢管道部分。在欧美、日本、中国^[2]及中国台湾地区^[11]的核电工作者研究流体加速腐蚀问题的基础上, 本文对核电环境下流体加速腐蚀行为、机制及主要影响因素的研究进行综述。

核电环境下, 流体加速腐蚀是碳钢或低合金钢表面保护性的氧化膜在水流或多相混合物液流冲刷作用下发生溶解、破坏, 从而引起管壁减薄的过程, 该过程最终达到一种稳定状态——腐蚀速率和溶解速率趋于一致, 并在环境条件不变的前提下保持稳定的腐蚀速率^[12]。

流体加速腐蚀的特征是大面积的壁厚减薄而非局部腐蚀。肉眼观察到的流体加速腐蚀表面有多种形貌。在单相流体条件下, 当腐蚀速率较高时, 金属表面出现马蹄形、扇贝形、桔子瓣形的腐蚀形貌, 如图 1 所示。在两相流条件下, 管道的腐蚀形貌是“虎皮纹”, 通常认为这种形貌是由高度紊乱和充满气泡的水冲刷造成。流体加速腐蚀主要发生在管形装置中有强烈湍流的部位, 减薄区域在工作压力、水流突然冲击或启动加载等冲击力的作用下会发生破坏^[13], 对于大型装置可能发生突然爆裂, 如图 2 所示。

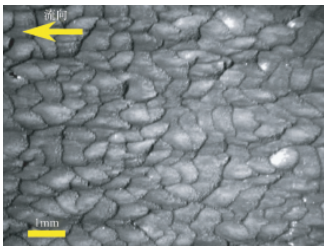


图 1 流体加速腐蚀的典型表面扇贝形貌

Fig. 1 Typical surface of FAC—scalloping



图 2 流体加速腐蚀引起的管道失效

Fig. 2 Failure of pipeline due to FAC

在实际生产过程中, 碳钢管道表面存在一层薄氧化膜, 流体加速腐蚀发生时, 氧化膜非常薄 ($<1\mu\text{m}$) 且呈透明状, 碳钢表面呈现金属光泽。随氧化膜增厚, 碳钢表面呈黑色。对发生腐蚀破坏的碳钢表面进行检查, 发现其氧化膜不连续且存在腐蚀坑, 这与碳钢表面的微观选择性腐蚀有关。碳钢中珠光体的腐蚀速率大于铁素体, 由于相间电化学的差异在碳钢

表面形成微观腐蚀坑。厚度小于 $0.2\mu\text{m}$ 氧化膜的微观结构尚未确定, 但利用 SEM 对厚度为 $1\sim3\mu\text{m}$ 的氧化膜观察, 发现该氧化膜是多孔具有完整晶粒结构的组织。氧化膜与内层多孔相一致, 不存在与溶液中的氧化析出相一致的相^[7]。

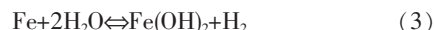
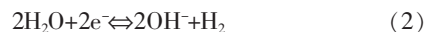
在核电站, 易发生流体加速腐蚀的系统包括: 冷凝和给水系统、辅助给水系统、加热器排水系统、湿气分离器排水系统、蒸汽发生器系统、再加热器排水系统、排出系统、密封蒸汽系统和给水加热器口等。世界上大多数核电在防止流体加速腐蚀的工作中, 主要采取了改良水化学成分方法降低腐蚀速率^[14]。对于敏感区和损坏区, 通常采用更换材料或构件的方法解决流体加速腐蚀。

1 流体加速腐蚀机制与理论模型

通常认为流体加速腐蚀是静态水中均匀腐蚀的扩展, 其区别在于流体加速腐蚀的氧化膜/溶液界面存在流体运动。考虑金属表面多孔铁磁相膜的存在, 流体加速腐蚀可分为两个耦合过程^[7,15-16]。

第一个过程是在氧化膜/水界面产生溶解的亚铁离子 (Fe^{2+}), 分为 3 个同时发生的子过程。

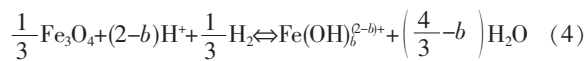
1) 金属在金属/磁铁相界面的游离氧水溶液中氧化。核电站给水系统经去氧全挥发水处理 (AVT) 后, 在强碱性环境中, 反应式为



给水过程经过 AVT 后, 冷凝和给水系统的金属基体表层保护性氧化膜是单一的磁铁矿相。

2) 金属表面生成的 Fe^{2+} 通过多孔氧化膜扩散到溶液中。假设氧化膜中无网状环流, Fe^{2+} 的扩散受浓度梯度控制。反应式 (2)、式 (3) 产生的 H_2 经过氧化膜孔隙扩散到溶液中。

3) 受溶液中 H^+ 的还原作用, 磁铁矿膜在氧化膜/水界面发生溶解。



式中, $b=0, 1, 2, 3$, 取值与 Fe^{2+} 的水解度相关。

当过程达到稳定, 氧化膜厚度保持不变; 磁铁矿膜层在水/氧化膜层界面的溶解速率和其在铁基体/磁铁矿层界面生成速率相同, 这一过程受溶液 pH 值影响。

第二个过程是 Fe^{2+} 通过扩散向溶液迁移, 该过程受扩散梯度影响。假设来自氧化膜/水界面溶解和金属基体/氧化膜界面的 Fe^{2+} 可迅速扩散到水溶液中, 同时假设水溶液中 Fe^{2+} 浓度为 C_∞ , 氧化膜/溶液界面 Fe^{2+} 浓度为 C_s , 且 $C_\infty \ll C_s$, 如果氧化膜/溶液界面的流体速度增加将导致腐蚀速率上升。

上述机制适用于表面存在多孔氧化膜的碳钢构件在高温除氧水溶液中的流体加速腐蚀过程。一些合金, 如钛合金、镍铬钼合金、多种镍基合金以及不锈钢等, 具有高保护性连续无孔氧化膜, 则离子沿氧化膜孔隙扩散传质过程是合金钢

流体加速腐蚀速率的控制步骤。

2 流体加速腐蚀的主要影响因素

2.1 流速

在电化学极化的作用下,流速对流体加速腐蚀速率的作用如图 3 所示,主要表现为如下^[17-18]。

1) 低速状态,增加液体流速可以降低腐蚀产物浓度,腐蚀速率增加。离子从氧化膜/水界面迁移到溶液中成为控速步骤,腐蚀速率由传质速率控制。

2) 较高流速状态,传质速度明显高于金属表面电极反应速率,在金属/溶液界面传质过程变成次级控制过程。活化作用控制腐蚀过程,腐蚀速率不依赖于流体速度。

3) 流体速度增大到“剥离速度”以上,表面的剪切应力大到可以撕裂或剥离保护性氧化膜,腐蚀过程变为磨蚀过程。

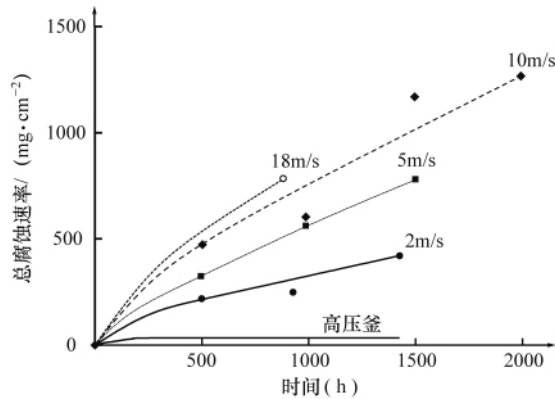


图 3 300℃循环水中低合金钢流体加速腐蚀速率与流速的关系

Fig. 3 Effect of flow rate on corrosion in circulating water of 300℃ for low alloyed steel

2.2 管壁粗糙度

当产生流体加速腐蚀,在管壁原始缺陷位置出现大量小蚀坑,逐步长大连接成圆齿形。这些小蚀坑与碳钢表面微观组织的选择性腐蚀有关^[19]。当表面粗糙度发生变化时,传质速率与流体湍流或层流速度场成正比。Poulson 等^[20]关于管壁粗糙度和流体速度等的相关性研究表明,不同几何形状管路的舍伍德数 Sh 与雷诺数之间存在近线性关系,所有几何形状的粗糙化管道的相关性为

$$Sh=0.01Re \cdot Sc^{0.33} \quad (5)$$

式中, Re 为雷诺数, Sc 为施密特数。

Bouchacourt^[7]采用 EDF 的 CIROCO 回路法研究了粗糙度的影响,舍伍德数遵循如下规律:

$$Sh=0.0193 \left(\frac{e}{d_H} \right)^{0.2} \cdot Re \cdot Sc^{0.4} \quad (6)$$

式中, e 为粗糙表层厚度。式(6)表明,粗糙管道内的舍伍德数与雷诺数近似呈比例,故传质量与流体速度近似呈线性关系。所以,无论是光滑还是粗糙表面,传质速率与流体速度相

关性可简化为随管壁剪切应力增加而增大的摩擦因子。

2.3 管路形状

管道尺寸和形状直接影响流体速度进而影响局部传质速率。如果构件的几何形状能加速流体流动和湍流程度,则该构件会受到更严重的流体加速腐蚀。

Keller 首先提出采用几何加速因子来表征流体紊乱度(湍流)对流体加速腐蚀的影响^[15]。B. Chexal 等^[7]对不同几何形状管路的流体加速腐蚀的相关性做了广泛研究,得出更加精确的经验性几何因子。通过计算不同管路类型下几何因子的数值,可见管路形状对流体加速腐蚀的显著影响。表 1 列举了文献中用来预测流体加速腐蚀的几何因子^[3,7],其中 Chexal-Horowitz 几何因子较被普遍接受^[3]。

表 1 管道构件单相流体加速腐蚀各模型几何加速因子值列表
Table 1 Types of single-phase fluid accelerated corrosion pipeline components and geometry acceleration factors

管道类型	流体加速腐蚀几何因子				
	Keller	Chexal-Horowitz	Remy	Woolsey	Kastner
直管	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
90°弯头	5.75~13	3.7	2.1	1.7	6.0~11
减压器		2.5	3.2		
		1.8			
管道入口	4.0			2.5	3.58~6.24
膨胀器		3.0	3.6		
		2.8			
管道扩张处				2.0	
管口	4.0~6.0	5.0	2.9	3.0~4.0	
T 型管(入水)	3.74	5.0	5.7	2.0~2.5	
合流(出水)		5.0			
T 型管(入水)	18.75	5.0	5.7		
分流(出水)		4.0			

2.4 蒸汽质量

蒸汽质量对流体加速腐蚀的影响可以通过计算传质系数的关系式给出^[17],对于两相流体,雷诺数由下式确定:

$$Re_L = \frac{V_L \cdot d_H}{\nu_L} \quad (7)$$

式中, ν_L 是动力学黏度, V_L 为液体流速,其表达式为

$$V_L = \frac{Q}{A \rho_L} \cdot \frac{1-\chi}{1-\alpha} \quad (8)$$

式中, Q 为流体流量, A 为管道内横截面积, χ 为蒸汽质量, ρ_L 为液相密度, α 为蒸汽的气体分数。

如果是单相流体($\chi=0, \alpha=0$),可以简化为单相液体的雷诺数。当气体分数 α 变为 1(即没有液相存在),液相的雷诺数就变为零,不会发生流体加速腐蚀。

如果是两相流体, α 大于蒸汽质量分数,则两相流体的雷诺数大于只存在单相液体的雷诺数。 Re_L 越大,传质系数就越

大,导致流体加速腐蚀速率增大。表明两相流体的混乱度大于单相液态流体,因而其流体加速腐蚀速率较单相的大。

2.5 水化学

水化学是通过影响氧化膜的稳定性和溶解度,进而影响流体加速腐蚀速率的重要参量。

核电环境下,水化学参数中的 pH 值对流体加速腐蚀速率有显著影响,如图 4 所示^[7]。通常,pH 值升高可降低腐蚀速率,当 pH 值在 9.0~9.5 范围,升高 pH 值对流体加速腐蚀速率的降低效果是其他方法的 3 倍。压水堆常用胺调节 pH 值。

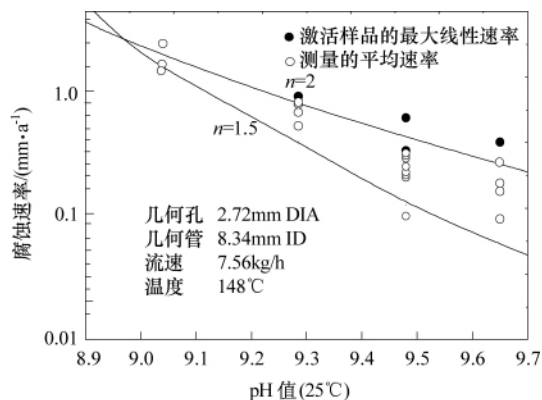


图 4 pH 值对流体加速腐蚀速率的影响

Fig. 4 Effect of pH value on the rate of FAC

水中杂质也会对流体加速腐蚀产生影响,需要考虑杂质从溶液向氧化膜/水界面的迁移,该过程要经过湍流层、层流层、亚层流层、扩散层和双电层。对于碳钢管道,水中杂质会影响可溶性亚铁离子和磁铁矿的生成。杂质的作用可在以下部位发生:

1) 在扩散作用很弱的亚层流层或双电层,反应产物通常被流体带走。

2) 氧化膜/水界面,或氧化膜的孔隙中。在氧化膜表面或其内部孔隙中,新相的析出可增大氧化膜密度和附着力,保护金属表面免受水流冲击,从而阻止流体加速腐蚀发生。

当流体速度增大,层流层和扩散层边界消失时,氧化膜表面和其内部孔隙中,水中杂质和腐蚀产物的反应可能加剧。

2.6 联氨的影响

联氨是给水/冷凝系统的还原性添加剂,是除氧剂,也用来维持蒸汽发生器和给水回路的还原性环境。联氨性质活泼,与氧反应生成氮气和水,不与氧反应的联氨会热分解为氨。

研究表明^[7],联氨的体积分数在 $0 \sim 150 \times 10^{-12}$ 时,流体加速腐蚀速率会随其浓度增加而增大,溶液的氧化/还原电位 (ORP) 也随之变负。在此浓度范围内,电位的降低可导致表层磁铁矿 (Fe_3O_4) 的加速溶解,流体加速腐蚀速率与联氨浓度的 $1/6$ 次幂呈比例关系。当联氨的体积分数大于 150×10^{-12} 时,溶液的氧化/还原电位大幅下降,导致溶解动力学下降。此时,提高联氨浓度会引起流体加速腐蚀速率下降。因此,流体加速腐蚀速率与联氨浓度曲线是一条钟型曲线,在联氨的体积分

数为 150×10^{-12} 处有最大值。

压水堆的二回路常使用联氨来保持水中溶解氧的体积分数低于 5×10^{-12} 。联氨的最佳使用浓度对于不同的设备是不一致的,所以全球各核电站使用联氨的浓度是不同的。有的给水系统中使用的联氨的体积分数高达 600×10^{-12} 。虽然蒸汽发生器管道和其他构件在还原性的高浓度联氨介质中的腐蚀行为得到了改善,但是联氨的用量受到以下两个因素的制约:

- 1) 联氨分解产生的氨会加速冷凝器中铜合金的腐蚀;
- 2) 大量铁氧化物在蒸汽发生器内不断致密沉积,给水回路中钢管和其他内部构件的流体加速腐蚀速率会提高。

2.7 温度

温度是影响碳钢和低合金钢流体加速腐蚀的一个重要参量^[7]。流体加速腐蚀通常发生在 $100 \sim 280^\circ\text{C}$,温度能影响氧化膜的生成和溶解速率。对于一定的流体速率、蒸汽质量和水化学,流体加速腐蚀和温度的函数是一条穹顶型曲线,在 135°C 左右有最大值,该最大值与 Fe_3O_4 的溶解度相关,如图 5 所示。当温度高于或低于峰值温度时,流体加速腐蚀速率都会下降。建立流体加速腐蚀与温度的关系非常复杂,因为温

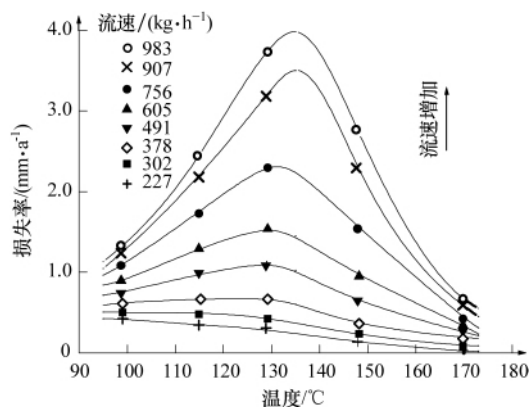


图 5 25°C 氨水处理后 pH 值为 9.04 水环境中流体加速腐蚀与流速和温度的关系

Fig. 5 Flow and temperature dependence of FAC with ammonia with pH value of 9.04 at 25°C

度影响流体加速腐蚀的各个物理和化学过程。

2.8 材料的影响

氧化膜的稳定性和溶解度与材料的化学成分相关。对流体加速腐蚀速率影响最大的合金元素是铬。Ducreux 等^[7]在温度为 180°C , pH 值为 9.0, 水流的注入速度是 56m/s 的条件下,采用 EDF 的 CIROCO 回路法研究了材料成分对流体加速腐蚀的影响。结果表明,金属中含铬量大于 1% 就可使流体加速腐蚀速率降到很低甚至可以忽略。当铬含量为 0.1% 时仍能在很大程度上降低单相流体的加速腐蚀速率。另外,合金中铜、钼的存在也能降低流体加速腐蚀速率,即使其含量很低也能够起作用。许多文献都研究了铬含量对流体加速腐蚀的影响。低铬合金钢非常耐流体加速腐蚀^[21],这类钢主要有 1.25%

铬-0.5%钼和 2.25%铬-1%钼。

Huijbregts^[7]以流速为 96m/s 的含 10wt%蒸汽的两相流体为环境,研究了钢中合金元素对流体加速腐蚀的作用,利用 SEM 对试样进行观察表明,金属受到典型的流体加速腐蚀破坏。钢中成分与流体加速腐蚀速率 $FA C_{rate}$ 的关系为

$$\frac{FA C_{rate}}{FA C_{rate_{min}}} = \frac{1}{0.61+2.43[Cr\%]+1.64[Cu\%]+0.3[Mo\%]} \quad (9)$$

研究表明,碳钢的流体加速腐蚀速率高是由于 Fe 在金属/氧化膜、氧化膜/水界面的选择性溶解造成的。Cr 和 Mo 等合金元素的溶解性比 Fe 低,所以溶解过程会使得 Cr 和 Mo 在腐蚀层中富集。若富集足够快,氧化膜表面会生成 Fe-Cr 或 Mo-Fe 的尖晶石相—— $FeCr_2O_4$ 和 $MoFe_2O_4$,由于这些相的溶解度明显低于磁铁矿相,所以它们能够有效抑制流体加速腐蚀过程。Woolsey 等发现合金元素还能够降低氧化膜的孔隙率,从而降低流体加速腐蚀速率。

3 结论与展望

本文综述了核电环境下流体加速腐蚀行为及其研究进展,在实际经验和实验室研究基础上,讨论了流体加速腐蚀的行为、机制以及主要影响因素。虽然流体加速腐蚀是造成核电设备失效的主要问题之一,但通过合理的工艺设计、材料选择以及水化学控制等方法可以显著提高设备耐流体加速腐蚀能力,从而提高核电站的安全性、可靠性。在欧美、日本等地区核电发展较早的地区,目前关于流体加速腐蚀研究的重点是在已有积累数据的基础上,通过模型化分析、标准化检测、规范化数据系统的建立,对核电设备流体加速腐蚀行为进行监测、分析和评估,已经取得了良好应用效果^[7-9,22]。

综观国内外流体加速腐蚀研究领域,由于中国核电工业起步较晚,国内关于核电设备流体加速腐蚀的研究非常少。在加强流体加速腐蚀机制研究的同时,需要结合工程实践,建立起核电设备流体加速腐蚀的检测与评估体系。

参考文献 (References)

- [1] 许维钧, 马春来, 沙仁礼. 核工业中的腐蚀与防护[M]. 北京: 化学工业出版社, 1993.
Xu Weijun, Ma Chunlai, Sha Renli. Nuclear industry in the corrosion and protection[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1993.
- [2] 唐炯然. 流速加速腐蚀引起的碳钢管壁减薄 [J]. 核科学与工程, 2001, 21(2): 189-192.
Tang Jionggran. Nuclear Science and Engineering, 2001, 21(2): 189-192.
- [3] Dooley R B, Chexal V K. Flow-accelerated corrosion of pressure vessels in fossil plants [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2000, 77(2-3): 85-90.
- [4] Wilkowski G, Stephens D, Krishnaswamy P, et al. Progress in development of acceptance criteria for local thinned areas in pipe and piping components[J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2000, 195: 149-169.
- [5] Stanisa B, Schauerpl Z, Grilec K. Erosion behaviour of turbine rotor blades installed in the Krsko nuclear power plant[J]. *Wear*, 2003, 254(7-

8): 735-741.

- [6] Dooley R B, Chexal V K. Flow-accelerated corrosion of pressure vessels in fossil plants [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2000, 77: 85-90.
- [7] Chexal B, Horowitz J, Dooley B, et al. Flow-accelerated corrosion in power plants[R]. EPRI TR-106611R1, Barleben: Electric Power Research Institute, 1998.
- [8] Tipping P. Lifetime and ageing management of nuclear power plants: A brief overview of some light water reactor component ageing degradation problems and ways of mitigation [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 1996, 66: 17-25.
- [9] Lee N Y, Bahn C B, Lee S G, et al. Development of an on-line ultrasonic system to monitor flow-accelerated corrosion of piping in nuclear power plants [J]. *Advances in Nondestructive Evaluation*, 2004, 270(3): 2232-2238.
- [10] Ferreira Guimarães A C. A new methodology for the study of FAC phenomenon based on a fuzzy rule system[J]. *Annals of Nuclear Energy*, 2003, 30(7): 853-864.
- [11] Ting K, Ma Y P. The evaluation of erosion/corrosion problems of carbon steel piping in Taiwan PWR nuclear power plant [J]. *Nuclear Engineering and Design*, 1999, 191: 231-243.
- [12] Deardorff A, Goyette L, Krishnaswamy P, et al. ASME Section XI evaluation methods and acceptance criteria for analytical evaluation of wall thinning due to flow accelerated corrosion (FAC)[C]//Proceedings of 1999 ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Boston, 1999, 392: 187-206.
- [13] Walker Z H. Managing flow accelerated corrosion in carbon steel piping in nuclear plants [C]//Proceedings of ASME PVP: Pressure Vessels and Piping Conference, San Diego, 2004, 471: 155-165.
- [14] Kumar R. Assessment of remaining life for class 1 piping components experiencing wall thinning [C]//Sanwarwalla M H. Aging Management and License Renewal, PVP, Proceedings of ASME/JSME Pressure Vessels and Piping Conference. San Diego, CA, 2004, 487: 15-21.
- [15] Abdusalam M, Stanley J T. Steady-state model for erosion-corrosion of feed-water piping[J]. *Corrosion*, 1992, 48(7): 587-593.
- [16] Heitz E. Chemo-mechanical effect of flow on corrosion [J]. *Corrosion*, 1991, 47(2): 135-145.
- [17] Poulson B. Advances in understanding hydrodynamic effects on corrosion[J]. *Corrosion Science*, 1993, 35(1-4): 655-665.
- [18] Chen T Y, Moccari A A, Macdonald D D. Development of controlled hydrodynamic techniques for corrosion testing [J]. *Corrosion*, 1992, 48 (3): 239-255.
- [19] Mantel K E, Hartt W H, Chen T Y. Substrate, surface finish, and flow rate influence on calcareous deposit structure[J]. *Corrosion*, 1992, 48(6): 489-500.
- [20] Poulson B. Mass transfer from rough surface[J]. *Corrosion Science*, 1990, 30(6-7): 743-746.
- [21] Kim J H, Kim I S, Zheng Y G. Flow-accelerated corrosion behavior of SA106 Gr. C weldment[J]. *Materials and Corrosion*, 2003, 54(1): 23-31.
- [22] Ferng Y, Ma Y, Ma K, et al. Physical model to predict wear sites engendered by flow-assisted corrosion [J]. *Nuclear Technology*, 1999, 126(3): 319-330.

(责任编辑 朱宇)