

高温高压水环境下传热管失效形式及防腐措施研究进展

沈长斌^{1,2}, 陶晓杰¹, 杨怀玉¹, 王福会¹

1. 中国科学院金属研究所, 金属腐蚀与防护重点实验室, 沈阳 110016; 2. 大连铁道学院材料科学与工程系, 大连 116028

摘要:分析了在高温高压水环境下, 压水堆(PWR)蒸汽发生器传热管的失效形式及原因, 总结了应力腐蚀开裂(SCC)的相关机理, 并针对奥氏体不锈钢的应力腐蚀开裂——一种严重的环境促进腐蚀开裂(EAC)形式, 分析了相应的解决措施, 特别是缓蚀剂解决措施。

关键词:高温高压水环境; 传热管; 应力腐蚀开裂; 防腐措施

中图分类号: TG174.42 **文献标识码:** A **文章编号:** 1002-6495(2003)04-0223-05

A REVIEW OF CORROSION FAILURE AND ITS PREVENTION OF STEAM GENERATOR'S TUBINGS UNDER HIGH TEMPERATURE AND HIGH PRESSURE WATER

SHEN Chang-bin^{1,2}, TAO Xiao-jie¹, YANG Huai-yu¹, WANG Fu-hui¹

1. State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. Department of Materials Science and Engineering, Dalian Railway Institute, Dalian 116028, China

ABSTRACT: The failure types of steam generators' tubings working under the high-temperature, high-pressure and high-purity water were analyzed, including wastage, denting, fretting, IGSCC (Intragranular stress corrosion cracking), PWSCC (primary water stress corrosion cracking) etc and the relevant causes were briefly discussed. The mechanism of SCC (stress corrosion cracking), a kind of severe EACs (environmentally assisted crackings), were particularly reviewed, because of its severity in steam generator's tubings. Meanwhile, some kinds of methods to suppress the initiation and propagation of steam generator's SCC were discussed, especially, the use of inhibitors.

KEY WORDS: high-temperature and high-pressure; water chemistry; steam generators' tubing; SCC; anti-corrosion method

1 压水堆二回路水环境及蒸汽发生器传热管失效形式

1.1 压力堆二回路的水环境

蒸汽发生器是压水堆核电站的核心组件之一。蒸汽发生器传热管的腐蚀破损一直是核电站非计划停堆和电站容量因子损失的主要因素, 据统计, 目前世界上近半数的压水堆核电站蒸汽发生器是带着损伤在运行, 每年堵管数达到 10000 ~ 12000 根, 存在

较大的安全隐患^[1]。二回路及其相应冷却系统使用的水和天然海水含有大量的电解质和溶解氧, 尽管对二回路冷却水进行了严格的前期处理, 但仍有少量溶解氧和氯化物保存下来, 且在反应堆启动、停止时存在有空气漏入、回水器泄漏或海水漏入等问题^[2]。在蒸汽发生器中倒 U 形传热管布置密集, 实际使用中, 在与管板的交界处, 传热管常有污物覆盖或构成有害缝隙, 并且经常处于干湿交替、气液两相流动的沸腾传热状态, 溶解盐在传热面上浓缩, 因此, 在传热管表面上的流体及水质条件与蒸汽发生器内的平均条件不同。从冷凝水系统带入的腐蚀产物以水垢形式沉积在流体滞流部位, 将引起流动阻力升高、进而衍生局部腐蚀。

1.2 蒸汽发生器传热管的腐蚀及失效形式

水冷反应堆具有高度的技术基础,它充分利用了火力发电站中作为工作介质水的丰富使用经验.因为水能溶解许多物质,所以便成了结构材料的溶解损失和质量转移的媒介,在所造成的化学的或者电化学的环境下,具有促进发生腐蚀和裂纹的作用,并且由于金属与水之间的反应所产生的氢,常常被金属材料所吸收,产生氢脆化和延迟破坏等二次效应^[2].各种环境脆化型的裂纹和腐蚀疲劳等与在水中浸泡的时间有关的损伤,有如下几种类型:

1.2.1 耗蚀(wastage)与凹痕(denting)^[3] 由于传热管与支撑板之间缝隙较多,可积聚二次侧水中的杂质,水平管板上也会堆积泥渣,这些缝隙和泥渣的堆积为传热管的腐蚀提供了环境条件.缝隙和泥渣堆积处的离子浓度很高,能浓缩二次侧水中离子浓度的 10^4 倍以上.二回路系统和凝汽器的泄露,会吸入空气和污染给水,也会对传热管产生腐蚀.早期压水堆蒸汽发生器传热管用因科镍 600 制造,经工厂退火处理(927 ~ 1038).二次侧水化学处理为磷酸盐处理,结果磷酸钠在缝隙和泥渣浓缩,造成在这些区域内传热管的耗蚀(管壁减薄).耗蚀发生后,二次侧水化学处理由磷酸盐处理改为全挥发处理(AVT),在严格净化的给水中加入氨,总腐蚀(变薄)和耗蚀的发生率下降了^[4].但 AVT 处理又带来另一种腐蚀,碳钢支撑板迅速受到腐蚀.腐蚀产物在支撑板缝隙内积聚,对传热管形成挤压,造成管子的凹痕.这种凹痕会造成支撑板的损坏,甚至使管壁的拉伸应力达到屈服强度以上,可能诱发一次侧和二次侧应力腐蚀.压水堆核电站在 1976 年以前,耗蚀是引起传热管破损的主要原因.从 1976 年至 1979 年,凹痕成为主要原因.1979 年以后,发生了多种腐蚀破损.其中一次侧应力腐蚀与二次侧晶间应力腐蚀及晶间腐蚀成了主要原因.

1.2.2 一次侧应力腐蚀(PWSCC)^[4] 一次侧应力腐蚀集中发生在因科镍 600 蒸汽发生器,是一种晶间腐蚀破裂.需要下列条件: 腐蚀环境(高温水); 高的残余应力和工作应力(接近于屈服强度); 敏感的管子微观结构.一次侧水温是导致 PWSCC 的一个主要因素.一般只有在热侧胀管过渡区里才发生.其它的环境因素还有氢气和化学污染,氢气的溶解使一次侧介质具有腐蚀性.管子在制造和装配时产生的残余拉应力,运行中的工作应力和热应力也起重要作用.在胀管过渡区和凹痕区里,周向和轴向裂纹都会发生.对于轴向 PWSCC 而言,当裂纹尺寸没有达到临界裂纹尺寸以前,一般会出

现泄漏.而对周向裂纹,由于裂纹扩展情况还没有搞清楚,一经发现就要堵管(plugging)或加装衬管(sleeving).

1.2.3 二次侧的晶间应力腐蚀(IGSCC)和晶间腐蚀(IGA) 蒸汽发生器传热管的应力腐蚀断裂大多数是从二回路冷却水一侧发生的晶间断裂^[4].二次侧的晶间应力腐蚀像 PWSCC 一样,需要三个条件:拉应力、材料的敏感性和腐蚀环境(高温水含有腐蚀性杂质).晶间腐蚀与 IGSCC 的主要区别在于应力对晶间腐蚀的影响不显著.IGA 是沿管子表面整个晶粒边界出现均匀或比较均匀的腐蚀,通常为 IGSCC 的早期阶段.IGSCC 由单条或数条主要裂纹与一定数量的分枝小裂纹组成.一般由于二次侧水质不良,氯离子和氧含量偏高,pH 值偏低和存在各种有机物所致.

1.2.4 点蚀(pitting)^[3] 点蚀主要发生在冷侧管板与第 1 块支撑板间的泥渣堆中或有污垢的管段上,是一群微小直径的管壁腐蚀点,在该处形成局部腐蚀电池.当存在氯化物或硫酸盐等时形成局部酸性条件下而引起的,在氧化环境下或有铜离子时,会加快点蚀的过程.

1.2.5 微振腐蚀(fretting)与高周疲劳(high-cycle fatigue)^[4] 传热管在防震条或支撑板的接触处产生不允许的磨损,管子会出现严重的减薄现象.如果在 U 形弯头区的防震条离支撑点过远或者管子与防震条之间的间隙太大,都会在 U 形弯头区出现微振磨损.引起微振磨损的原因是流体流过管束时产生的振动,与防震条的距离、刚度、与管子之间的间隙、工质流速和方向、沉积的泥渣性质等有关.高周疲劳是由于在 U 形弯管区流体流动诱发的振动和含有杂质的工质浓缩而造成的.管子高的残余应力、缺陷微振磨损或微裂纹、工作介质杂质的浓缩等都会降低因科镍 600 的疲劳强度.

2 应力腐蚀开裂(SCC)机理研究进展及待研究的问题

2.1 SCC(阳极溶解型)机理研究进展

SCC 是在腐蚀介质或特定环境与某种静态机械拉伸应力的共同作用下,韧性材料在应力值远低于断裂应力时产生裂纹扩展,直至发生脆性断裂的现象.宏观看来,这些裂纹是垂直于拉伸应力的作用方向而发展的.它与脆断相似,但是它的扩展速度却又远比脆断低^[5].它是一种环境敏感断裂.SCC 既不同于应力加速下的化学和电化学溶解,也不同于强受力状态下的纯粹应力破裂.它包含金属溶解、膜

的形成和膜的破坏三个过程以及它们之间的交互作用. 应力腐蚀破裂按其机理可分为氢致开裂型和阳极溶解型. 在很多体系中由于闭塞电池作用, 裂尖溶液局部酸化, 阴极析氢反应的氢进入材料引起氢致破裂^[6]. 如高强度钢在水介质中的应力腐蚀破裂, 低强度钢在 H_2S 溶液中的应力腐蚀等本质上就是一种氢致破裂. 如果阴极反应不是析氢(如黄铜在氨水中), 或阴极反应虽然是析氢, 但是进入试样的氢量低于氢致破裂的临界值(如奥氏体不锈钢在 $Mg-Cl_2$ 溶液中), 这时应力腐蚀由阳极溶解过程所控制, 试样中的氢充其量只是促进作用. 关于阳极溶解型应力腐蚀的机理一直有争议, 早期提出的机理主要有^[6]: 沿晶界择优溶解机理; 应力导致离子吸附机理; 应力使晶界膜破裂机理; 蠕变使限破裂机理以及滑移-溶解机理(包括隧道腐蚀). 这些机理在一般专著中已有论述. 近十多年来, 又有许多人相继提出了一些新机理. 其中包括: 应力集中提高表面原子的活性^[7]; 膜或疏松层导致解理应力腐蚀的机理^[8-12]; 溶解促进局部塑性变形导致应力腐蚀破裂(如 Jones 理论^[13]、kanfman 理论^[14]以及 magnin 理论^[15]等).

2.2 待研究的问题

褚武扬等^[16]认为, 对金属材料来说, 任何裂纹的形核均和位错发射、增殖和运动有关. 因此, 从位错层次来研究应力腐蚀裂纹的形核是必要的, 在这方面还有很多工作要做. 集中在以下方面:

1 对任何阳极溶解型 SCC 体系, 腐蚀是否都有促进位错发射、增殖和运动? 初步的试验表明, 并不是所有介质均能促进位错发射. 例如 TiAl 在甲醇中就不会促进位错发射、从而也不会产生 SCC.

2 为何腐蚀能促进位错发射、增殖和运动? 腐蚀产生空位和双空位, 它们能促进位错攀移. 但试验所观察到的位错发射、增殖和运动似乎主要是滑移. 腐蚀产生的附加驱动力 K_{AS} 的物理本质又是什么? 还需要进一步研究.

3 介质的存在为何能阻碍微裂纹的钝化? 它是应力腐蚀使断口形貌发生变化(由韧到脆)的原因. 其物理本质是什么? 它和温度降低以及氢引起的韧脆转变有何异同? 这些都是有待解决的问题.

引起奥氏体不锈钢 SCC 的环境介质主要有热浓氯化物、酸性氯化物、以及高温高压水等^[17]. 奥氏体不锈钢等核电材料在高温高压水中的 SCC 与材料的电化学反应以及表面膜性质等密切相关^[18-20]. 304、316 等不锈钢在高温水中的 SCC 均属阳极溶解控制机理, 与表面膜的钝化-活化转变

密切相关, 溶解氧或外加电位是影响不锈钢在高温水中 SCC 敏感性及其破裂类型的关键因素^[21].

3 蒸汽发生器的防护及 SCC 的抑制进展

为解决以上问题, 特别是在高温高压水中以 SCC 为代表的环境促进腐蚀开裂等影响核电设备长期安全运行的关键问题. 国际上已经成立环境促进腐蚀开裂国际合作组织(IGC EAC)和辐照促进应力腐蚀开裂国际合作组织(IGC IASCC)两个合作组织, 专门研究和协调轻水堆核电站中的 SCC 和腐蚀疲劳(CF)等问题, 研究工作十分活跃^[17]. 在 SCC 的抑制方面取得了如下进步.

3.1 结构设计

美国西屋公司、法国法马通公司和加拿大的 B & W 公司等对蒸汽发生器的结构设计主要采取了以下措施^[22, 23]:

1 在胀管过渡区进行附加机械微胀的管板全厚度胀管, 可以提高抗应力腐蚀的能力.

2 采用改进后的防振条设计和分层布置工艺, 来防止防振条对传热管的微振磨损.

3 各种热工水力特性的改进. 例如: 设计流量分配板、阻挡块和排污系统等, 以减少管板上泥渣的沉积. 等等.

3.2 机械清洗与化学清洗^[24, 25]

1 机械清洗 清除腐蚀产物, 包括在管板上、管子表面和缝隙里的腐蚀产物. 美国研制了一种叫 CECIL 的遥控机器人, 装备了微型摄象机和照明用的光学纤维内窥镜, 在理控下可完成对管板上(包括管间)泥渣堆的检查、取样和高压冲洗.

2 化学清洗 它是利用含有去铁溶剂或去铜溶剂的溶液浸泡蒸汽发生器的二次侧, 溶解含铁或含铜的泥渣. 目前国际上蒸汽发生器化学清洗方法有 3 种: 美国的 SGOG-EPRI 化学清洗法; 德国的 KWU 化学清洗法和法国的 EDF 化学清洗法.

3.3 合理选材

合理选材可降低材料对 SCC 的敏感性. 应力腐蚀破裂(SCC)是一个与金属的冶金因素、受力状态及环境条件密切相关的过程. 它的发生、发展需要三个条件: 拉应力、材料的敏感性和腐蚀环境. 因此, 控制应力腐蚀破裂(SCC)的基本途径有三条: 一是改变合金的成分与组织; 二是改变材料的受力状态; 三是改变材料所处的环境条件. 主要处理措施有:

1 因科镍 690 采用热处理(TT), 以提高抗一次侧、二次侧应力腐蚀和二次侧晶间腐蚀能力. 按照法国 RCC-M 所规定的机械性能, 确定了最佳退

火温度为 1040 。退火和矫直后,管子在 750 下进行 5h 的消除应力处理,将残余应力降低至可忽略限值,使碳化物在晶间析出,提高在苛性介质中抗腐蚀能力。

2 因科洛依 800(核级) 经冷拔和喷丸处理,以 U 形管供给。管材中镍和铬的含量分别提高为 32% 和 20%,钴小于 0.1%,并对材料的化学成分进行严格控制,经上述处理后,具有良好的抗应力腐蚀和晶间腐蚀的能力。

3 奥氏体不锈钢 内表面进行电化学抛光,外表面进行研磨,表面质量用超声波检查,以提高管材的耐腐蚀性能。

3.4 改变材料表面受力状态

采取喷丸等方法,以使材料表面特别是受加热敏化(焊接等热影响区)的部位产生残余压应力是一种有效的抑制裂纹的方法。

3.5 改变材料所处的环境条件

改变材料所处的环境条件的方法有三种:一是改变介质的温度或把某些易引起应力腐蚀破裂的杂质的浓度降低到临界值以下;二是采用缓蚀剂;三是改变体系的电位和 pH 值。

3.5.1 降低运行温度 降低一次侧水的运行温度或直接降低二次侧水的运行温度,使热侧(一次侧)温度大致等于冷侧(二次侧)温度,对降低二次侧应力腐蚀和晶间腐蚀速率有明显作用。

3.5.2 添加缓蚀剂 缓蚀剂是通过三种不同的途径起到抑制应力腐蚀破裂的:

- 1、防止或破坏引起破裂的物质生成;
- 2、使金属的电位由应力腐蚀敏感区移到安全区;
- 3、抑制引起应力腐蚀的化学反应。

(1) 注入硼酸进行处理^[26,27]

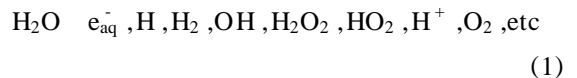
其目的在于中和碱性环境并促进耐蚀的氧化膜生成,防止杂质在缝隙中浓缩所造成的强酸性微环境,使缝隙部维持在中性。硼酸注入对轧制退火合金 600(600MA, UNS NO6600) 的 IGA/SCC 的形成具有抑制作用,许多研究工作者对硼酸在高温碱性溶液中的作用进行了研究^[26,27]。在日本的核动力厂已经开始运用了。但是 IGA/SCC 的扩展没有得到足够的抑制。相关抑制机理还不太清楚。裂纹尖端的应力强度因子(K)和环境条件被认为是 IGA/SCC 扩展的关键参数。

(2) 添加缓蚀剂 TiO₂(金红石, rutile)/TiO₂(锐钛矿, anatase)/TiB₂/CeB₆^[27,28]。

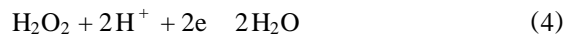
研究表明:在 315 , 10% NaOH 溶液中, TiO₂

(金红石)、TiO₂(锐钛矿)、TiB₂、CeB₆ 对合金 600 的 SCC 抑制作用依次增强,其中 CeB₆ 的缓蚀作用尤为突出。其作用机制为:随着缓蚀剂的添加,活化-钝化过渡电位朝正电位移动,裂纹尖端贫 Cr 氧化膜的厚度也减小,有效地延迟了 Cr 的选择性溶解,增强了氧化铬的形成能力。

(3) 贵金属对高温高纯水环境下的 304 不锈钢(SS)吸氧和析氢电化学极化行为的影响^[29,31] 水溶液的辐照导致水辐照分解,在反应堆芯部产生各种辐照产物:



这些产物将改变金属表面的氧化还原化学性质以及电化学动力学过程。高温条件下,控制结构材料的 ECP(电化学腐蚀电位)和 IGSCC 敏感性的最重要的反应是 H₂ 氧化、O₂ 及 H₂O₂ 还原:



随着 Pt、Pd 及 Rh 等的添加,在 304SS 表面对上述反应的催化作用显著增加,提高 H₂ 氧化动力学,使得 ECP 达到热力学上的最低值(< -500 mV_{SHE}, 当 ECP < -230 mV_{SHE}, IGSCC 敏感性显著减小,低的 ECP 值也使得体系对水溶性杂质的容忍度增强)。贵金属的加入方式有纯金属直接加入、涂层、热喷涂含量非常低的贵金属合金(NMA)涂层。最近,原位贵金属化学添加法(NMCA doping)得到发展,并在美国的商业化 BWR 付诸应用^[30]。其中 Pt 以 Na₂Pt[OH]₆, Rh 以 Na₂Rh₃[NO₃]₆ 形式加入,均为 ppb 数量级。

4 研究展望

综上所述,由于 SCC 所造成的损失巨大,大批力学家、电化学家、金属物理学家对其机理和防护措施进行了卓有成效的研究,取得了大量成果,但是目前核反应堆中的以 SCC 为代表的腐蚀与防护问题依然很严重。随着一、二回路水质指标的提高和处理方法的改进,新的腐蚀问题不断涌现。对这些新的腐蚀问题研究的同时,开展新的防护措施的研究也迫在眉睫,国外已对此进行了大量的研究,尤其是在缓蚀剂的研究方面,已取得初步成效。国内的相关研究还处于起步阶段,因此开发针对核反应堆水环境、长效的缓蚀剂对我国的核电工业、国防事业有一定的现实意义。

参考文献:

- [1] 丁训慎. 核电站蒸汽发生器传热管的腐蚀及防护[J]. 腐蚀与防护, 2000, 21:1.
- [2] 长谷川正义, 三岛良绩. 核反应堆材料手册[M]. 北京: 原子能出版社, 1983. 709.
- [3] John Douglas. Causes and remedies for the degradation of steam generator tubings in nuclear power plants[J]. EPRI Journal, 1995, 5:6.
- [4] B R T 弗罗斯特主编, 周邦新, 赵文金译. 材料科学与技术丛书[M]. 北京: 科学出版社, 1999. 10B, 93.
- [5] [德] H. 克舍著, 吴荫顺译. 金属腐蚀[M]. 北京: 化学工业出版社, 1978. 423.
- [6] 褚武扬. 氢损伤与滞后断裂[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988. 234.
- [7] Galvele J R. Stress corrosion cracking of sensitized austenitic stainless steels in high-temperature water[J]. Corros. Sci., 1987, 27:1.
- [8] Sieradzki K, Newman R C. Stress corrosion cracking in pressurized water reactors-interpretation, modeling, and remedies[J]. Phil. Mag. A, 1985, 51:95.
- [9] Rice J R, Thomson R. Surface mobility mechanism of stress corrosion cracking[J]. Phil. Mag. A, 1974, 29:1.
- [10] 张跃, 褚武扬, 王燕斌, 等. 管线钢氢致附加应力与氢致门槛应力的相关性[J]. 中国科学, 1994, 24:551.
- [11] 高克玮, 褚武扬. 高强度钢中氢致附加应力的定量研究[J]. 中国科学, 1994, 24:551.
- [12] 陈奇志, 褚武扬, 肖纪美. 304 不锈钢应力腐蚀促进马氏体相变[J]. 中国科学, 1994, 24:291.
- [13] Jones P A. Stress corrosion cracking of steel in high temperature water[J]. Metall. Trans, 1985, 16A:1133.
- [14] Kanfman M J, Fink M I. Stress corrosion crackings of alloy 600 and alloy 690 in caustic solution, electrochemical potential measurements under simulated BWR water chemistry conditions[J]. Acta Metall, 1988, 36:2213.
- [15] Magnin T, Chieragatti R. Interpretation of corrosion potential data from boiling water reactors under hydrogen water chemistry conditions[J]. Oltra R. Acta Metall. Mater, 1990, 38:1313.
- [16] 褚武扬, 谷颉, 高克玮. 应力腐蚀机理研究的新进展[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1995, 7:2.
- [17] 牛林. 沈阳: 中国科学院金属腐蚀与防护研究所博士学位论文[D], 1998. 23.
- [18] Szklarska-Smialowska Z, Cragnolino G. Influence of surface condition on primary water stress-corrosion cracking initiation of alloy 600[J]. Corrosion, 1980, 36:12.
- [19] Congleton J, Shih H C, Shoji T, et al. Effect of initial surface preparation[J]. Corros. Sci, 1985, 25(8/9):769.
- [20] 杨武, 张美杰, 赵国珍, 等. 304 不锈钢在高温水中的应力腐蚀破裂[J]. 金属学报, 1991, 27(2):B116.
- [21] 杨武. 316 型不锈钢在高温水中的应力腐蚀破裂萌生应变[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1995, 7:2.
- [22] P D Stevens-Guille. An analysis of primary water stress corrosion cracking in PWR steam generator[J]. Nuclear Safety, 1975, 16:3.
- [23] Green S J. Role of water purity on stress corrosion cracking[J]. J. Pres. Ves. & Piping, 1986, 25:1.
- [24] 丁训慎. 核电站蒸汽发生器的化学清洗及现场经验[J]. 化学清洗, 1999, 15:2.
- [25] D H Hur, H S Chung, U C Kim. Effect of water flow velocity on electrochemical corrosion potential of stainless steel in 288 water[J]. J. Nuclear Materials, 1995, 224:179.
- [26] H Kawamura, H Hirano. Electrochemical polarization measurements on type 304ss in high-temperature, high-purity water[J]. Corrosion, 1999, 55:6.
- [27] Y J Kim. Effect of noble metal addition on electrochemical polarization behavior of hydrogen oxidation and oxygen reduction on type 304 stainless steel in high-temperature water[J]. Corrosion, 1999, 55:6.
- [28] J Daret, J P N Paine, M J Partridge. Mitigation of stress corrosion cracking through suppression of radiolytic oxygen[A]. Proc. 7th Int. symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors[C]. Houston, TX, NACE, 1995. 100.
- [29] P L Andresen, F P Ford, S M Murphy, et al. Proc. 4th Int. symp. on Environmental Degradation of Materials in Power Systems-Water Reactors[C]. Houston, TX, NACE, 1995. 83.
- [30] P L Andresen. Proc. 5th symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors[C]. La Grange Park, IL: American Nuclear Society, 1992. 209.
- [31] S Hettiarachchi, R J Law, T P Diaz, et al. Proc. 7th Int. symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors[C]. La Grange Park, IL: American Nuclear Society, 1997. 535.