

特约专栏

高温水中应力腐蚀开裂机理及扩展模型

吕战鹏^{1,2}

(1. 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200072)

(2. 上海大学 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444)

摘 要: 核电站结构材料在高温水中应力腐蚀开裂是影响安全运行的重要因素。总结了合金成分、载荷和环境介质等多种因素对奥氏体合金在高温水中应力腐蚀开裂扩展过程的影响规律, 简要介绍了几种应力腐蚀开裂机理模型。分析了高温水中的应力腐蚀开裂基元过程, 提出了载荷对合金在高温水中界面反应的物理加速作用和物理化学加速作用原理。发展了基于连续介质力学裂纹尖端力学场与氧化动力学相结合的裂纹扩展速率的形变/氧化交互作用理论模型, 针对模型中使用的准静态氧化动力学规律以及裂尖渐进场的适用性进行了分析, 发现环境温度、材料成分和水化学对氧化动力学的影响与相应条件下奥氏体合金应力腐蚀开裂行为变化特征相对应, 裂尖渐进场的适用性也得到了验证。将形变/氧化交互作用模型应用于多种条件下不锈钢和镍基合金在压水堆一回路水中应力腐蚀开裂扩展速率评价, 所得模型预测结果与实验室和现场数据结果相一致。

关键词: 应力腐蚀开裂; 核电站, 高温水; 裂纹扩展速率; 氧化动力学; 裂尖应变速率

中图分类号: TG174 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)07-0651-12

Mechanisms and Growth Rate Models for Stress Corrosion Cracking in High Temperature Water

LU Zhanpeng^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Special Steels, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract: Stress corrosion cracking (SCC) of structural materials in high temperature water in nuclear power plants is one of the important factors for the safety operation. In this paper, the effects of alloy composition, loading and environmental factors on SCC growth of austenitic alloys in high temperature water environments are reviewed. Some available SCC mechanisms are briefly introduced. The element processes involved in SCC are categorized, and the physical degradation and physico-chemical degradation modes due to loading on the interfacial reactions in high temperature water are proposed. The deformation/oxidation interaction model for SCC growth rate is developed, based on the combination of the crack tip continuum mechanics and the oxidation kinetics. The fitness for the adopted oxidation kinetics and the crack tip asymptotic field in the SCC growth rate model is checked. It is found that the effects of temperature, material composition and water chemistry on oxidation kinetics correspond well to their effects on SCC growth rate. The compatibility of the adopted crack tip mechanical field is also confirmed. The calculated results with the developed SCC growth rate model based on deformation/oxidation interaction are found to be consistent with the reported experimental SCC growth rates and plant data.

Key words: stress corrosion cracking; nuclear power plant; high temperature water; crack growth rate; oxidation kinetics, crack tip strain rate

1 前 言

以应力腐蚀开裂(stress corrosion cracking, SCC)为代表的环境促进开裂是影响水冷堆核电站结构材料在高温水中长期安全运行的重要因素^[1-8]。核电站已发生的 SCC 实例有: 沸水堆核电站高温水中敏化不锈钢及焊接部位^[1, 2]、非敏化不锈钢及焊接接头^[3, 4]、镍基合金母材及焊接金属^[5]的 SCC; 压水堆核电站高温水中镍基合金构

收稿日期: 2019-04-08 修回日期: 2019-05-04

基金项目: 国家重点研发计划项目(2017YFB0703002); 国家自然科学基金项目(51771107)

作者简介: 吕战鹏, 男, 1967 年生, 研究员, 博士生导师,

Email: zplu@t.shu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201904012

件比如传热管、控制棒驱动机构套管和焊接接头^[6-8], 以及不锈钢构件的 SCC^[9, 10]; 以及在辐照作用下不锈钢与镍基合金的辐照促进 SCC^[11, 12]。确定和分析高温水中 SCC 机理及控制因素, 可以为优化材料和设备制备工艺、预测服役性能和结构安全可靠性评估提供基础。与其它自然和工业体系发生的 SCC 现象类似^[13, 14], 核电材料在高温水中的 SCC 是材料、应力和环境耦合作用的结果, 同时高温水中形成的氧化膜特性及其相关的氧化动力学特征对于 SCC 的裂纹萌生与扩展起着决定性的作用。因此在机理分析和定量预测时, 建立解析高温水中表面氧化反应与载荷之间耦合作用的方法是关键^[1, 2, 6, 7, 12-17]。

本文首先通过分析核电站核岛设备材料在高温水中的几类典型 SCC 事例及相关实验数据, 明确主要影响因素; 对已有的几种 SCC 机理与模型做概要介绍并重点分析与高温水中 SCC 有关的内容; 详细介绍了基于裂尖形变/氧化耦合机制发展的高温水中 SCC 裂纹扩展速率理论模型, 将其应用于典型体系, 得到的结果与实验室和现场数据相吻合。

2 核电材料在高温水中的应力腐蚀开裂

水冷堆核电站核岛内与高温水接触的构件常使用耐蚀合金或者表面堆覆耐蚀合金, 其中奥氏体不锈钢和镍基合金使用广泛。已有压水堆核电站镍基合金^[6-8, 16-26]与奥氏体不锈钢构件^[9, 10, 27]出现的 SCC 事例及其相关的研究结果不少报道。压水堆核电站中与一回路水接触的镍基合金构件主要有: 反应堆压力容器控制棒驱动机构套管、仪表管嘴、接管安全端、稳压器加热器套管和蒸汽发生器传热管和紧固件螺栓等设备。镍基 Inconel 600 合金(含约 75%Ni、14%~17%Cr、6%~10%Fe, 质量分数)最初用于制造蒸汽发生器传热管。20 世纪 70 年代中期报道了 600 合金传热管在压水堆一回路水中的 SCC, 并在 20 世纪 80 年代成为引起传热管开裂的主要因素。在 20 世纪 90 年代报道了压水堆稳压器接管和控制棒驱动机构贯穿件镍基合金的 SCC, 导致在之后设备材料更换为镍基 690 合金(含约 60% Ni、30%Cr、10%Fe, 质量分数)及其对应的焊接金属 52/52M/152。高强度镍基合金 X750 和 X718 的 SCC 已有报道^[7]。相比镍基合金, 国际上压水堆核电站不锈钢构件 SCC 的事件较少, 比如法国的压水堆核电站出现的与压力容器配套的低碳不锈钢加热器的沿晶应力腐蚀开裂^[9], 日本压水堆核电站蒸汽发生器一回路水入口焊接接头 316 不锈钢安全端部位发生的沿晶应力腐蚀开裂^[27]。国内压水堆核电站已有一些不锈钢构件在高温水中 SCC 的报道: 比如大亚湾核电站主管道弯曲母材在高温水中的 SCC、管道射线插塞处 SCC、

以及控制棒驱动机构套管 Ω 焊缝部位 SCC 等^[10]。作者从 20 世纪 90 年代起针对核电站材料 SCC 开展了一系列实验研究和分析工作, 内容涉及核电站高温水中镍基合金^[16, 25, 26, 28, 29]和不锈钢^[4, 9, 30-40] SCC 的各种影响因素, 通过分析裂纹尖端力学场及高温水中准固态氧化动力学机理, 发展了适用于高温水中 SCC 裂纹扩展速率的理论模型^[15-17]。

3 应力腐蚀开裂模型及主要特征

有关材料 SCC 的机理长期以来是该领域关注的焦点, 已有多理论提出, 从不同方面阐述 SCC 的基本过程与控制因素。大致可以分为基于裂尖氧化(溶解)的模型、基于裂尖塑性变形的模型以及基于氢作用的模型^[13]。考虑到核电站核岛材料服役温度主要在 300 °C 左右, 这里主要介绍与裂尖氧化有关的理论模型, 与氢有关的 SCC 机理可参考文献^[13]。此处“氧化”一词为“失去电子反应”的统称, 既可以是表面生成“氧化膜”(成膜反应), 也可以是金属溶解变成离子(溶解反应)。

与裂尖氧化反应有关的 SCC 模型也有多种分类方式, 可解释为 SCC 发生发展必备的两个因素: ① 对裂尖氧化的剧烈加速性, ② 该加速作用的可持续性。不同类型模型对加速性和持续性的解释有所不同, 有时也有交叉。一些 SCC 模型汇总于表 1, 在这些模型中, 力学-电化学耦合可以是滑移-溶解/氧化^[1, 2]、膜劣化-加速氧化^[15-17], 也可以是促进裂尖塑性变形等各种模式^[12-14, 41-55]。表 1 中有几类 SCC 模型已用于核电站材料在高温水中 SCC 分析与预测, 比如滑移-溶解/氧化模型^[1, 2]、内氧化模型^[6, 7]、耦合环境断裂模型^[45]、形变/氧化模型^[15-17]及晶界迁移模型^[48]等。已有定量模型大都采用法拉第定律关联裂尖氧化速率和裂纹扩展速率^[1, 2, 15-17, 41-45], 并采用裂尖应变速率作为力学-氧化反应耦合作用的关键参数。本文将重点介绍形变/氧化耦合 SCC 理论模型^[15-17], 基于高温水中裂尖准固态氧化过程与裂尖力学场耦合, 解析几种典型核电材料 SCC 裂纹扩展速率, 分析材料因素、环境因素及力学因素的作用, 并与实验室结果、现场结果以及已有的模型计算结果进行对比。

4 高温水中应力腐蚀开裂力学-电化学耦合机制及扩展模型

如图 1 所示, SCC 中氧化反应(电化学反应)与力学场的耦合作用可以用物理劣化模式(高应变速率条件)和物理化学劣化模式(相对恒定载荷条件)来描述。物理劣化是指在应力/应变的作用下裂纹尖端的表面膜发生物理损伤比如膜破裂, 而导致裂纹尖端表现为活性金属表面

表1 几种应力腐蚀开裂机理及主要特征

Table 1 Main characteristics of some mechanisms for stress corrosion cracking

编号	模型名称	英文名称	主要特征	参考文献
1	滑移-溶解/氧化模型	Slip-dissolution/ oxidation model, SDOM	① 氧化膜形成, ② 氧化膜破裂导致加速溶解——裂纹进展, ③ 再钝化, ④ 氧化膜形成与破裂过程重复进行	[1, 2, 41]
2	膜破裂模型	Film rupture model, FRM	外加应力通过沿着合适的滑动面的剪切作用使金属表面膜破裂或者破坏, 随后的再钝化速率适中就能实现一定量的裂纹扩展。滑移-溶解/氧化模型中也包含膜破裂过程	[42-44]
3	变色薄膜破裂模型	Tarnish rupture model, TRM	基本原理遵循膜破裂机理, tarnish 指金属表面生成的很薄的膜, 比如银变色形成的薄膜; 断裂全部发生在氧化膜内而不是金属基体	[12]
4	形变/氧化交互作用模型	Deformation/ oxidation model, DOM	裂尖准固态氧化动力学机理与裂尖应变速率模型的结合	[15, 16]
5	耦合环境断裂	Coupled environment fracture model, CEFM	裂纹尖端与合金本体耦合效应, 物质与电荷平衡, 也使用裂尖膜破裂机理	[45]
6	(选择性)内氧化模型	(Selective) Internal oxidation model, IOM	氧沿着选择性路径(比如晶界)快速传输之后氧化金属使得裂尖脆化	[6, 7]
7	选择性氧化模型	Selective oxidationm model, SOxM	特定区域的选择性氧化, 比如高温水中镍基合金的晶界, 冷加工奥氏体合金的晶界等	[1-9], [18-40]
8	择优溶解模型	Preferential dissolution model, PDsM	阳极相可以是晶界析出相或者晶界附近的溶质贫化区选择性溶解	[46]
9	活性路径模型	Active path model, APM	起初用于解释晶界快速损伤, 基体与活性路径(阳极)形成电偶对, 也可以指合金中某个相优先溶解	[47]
10	晶界迁移模型	Grain boudary migration model, GBMM	含氢蒸汽中优先沿晶氧化与局部晶界迁移敏感性与高温水中沿晶应力腐蚀开裂敏感性相对应	[48]
11	表面迁移模型	Surface mobility model, SMM	外加拉应力使得空位浓度提高, 空位运动到裂尖并取代一个原子就使得裂纹前进一个原子距离	[49]
12	膜致解理模型	Film-induced cleavage model, FICM	纳米级疏松型金属表面膜诱发脆性裂纹出现	[50]
13	腐蚀隧道模型	Corrosion tunnel model, CTM	在平面排列的位错露头处或新形成的滑移台阶处, 处于高应变状态的原子发生择优溶解, 沿位错线向纵深发展形成腐蚀隧道孔洞, 隧道之间的金属在应力作用下产生机械撕裂, 隧道生长与机械断裂过程反复进行	[51]
14	裂尖塑性变形促进模型	Enhanced crack tip plasticity model, ECTPM	多种裂尖界面反应会促进裂尖塑性变形, 可以是腐蚀反应、表面吸附、表面膜生成等	[13]
15	腐蚀(溶解)促进裂尖塑性变形	Corrosion ECTPM, C-ECTPM	沿滑移带的溶解导致裂尖位错阻碍处达到临界应力强度因子和解理开裂	[52]
16	吸附促进裂尖塑性变形	Adsorption ECTPM, A-ECTPM	特定物质的吸附会降低表面能从而促进裂纹形成	[53]
17	表面膜促进裂尖塑性变形	Film ECTPM, F-ECTPM	腐蚀产物膜产生的宏观拉应力与外力共同作用促进局部塑性变形, 引起应力腐蚀裂纹形核扩展	[13, 54]
18	应力加速溶解模型	Stress enhanced dissolution, SED	应力加速金属溶解过程	[55]
19	应力加速氧化模型	Stress enhanced oxidation, SEO	应力加速表面膜中传质过程	[26]

($0 \sim t_0$) 以及随后的再钝化过程($t_0 \sim t_p$) 以及稳态钝化过程($t_p \sim t_d$), 图中 t_0 为活性溶解阶段, t_p 为稳定钝态开始时间, t_d 是表面膜劣化周期, ε_d 是表面保护膜临界劣化应变。本文中的物理化学劣化是指膜没有发生明显的物理破损或者剥离, 但其保护性在应力/应变作用下显著降低的现象, 图 1 中的 * 表明是在应力/应变作用下的值。图 2 是高温水中 SCC 的基元过程示意图, 为基元过程给出了动力学方程, 特别是给出了裂纹尖端准固态氧化反应动力学解析式。高温水中的 SCC 裂纹扩展速率(da/dt) 可根据裂尖材料劣化过程中发生的氧化反应电荷密度以及裂尖膜劣化周期通过法拉第定律来计算^[1, 2, 15-17], 见式(1)和(2):

$$\frac{da}{dt} = \frac{MQ_d}{\rho z F t_d} \quad (1)$$

$$t_d = \varepsilon_d / \dot{\varepsilon}_{ct} \quad (2)$$

其中 da/dt 为裂纹扩展速率, a 是裂纹长度, M 是合金的平均相对原子质量, ρ 是合金的密度, z 是合金氧化反应的平均价态变化, F 是法拉第常数, ε_{ct} 为裂尖应变, * 代表应力/应变作用条件, $\dot{\varepsilon}_{ct}$ 为裂尖应变速率 (crack tip strain rate), Q_d 是表面膜劣化周期 t_d 内金属氧化 (包括溶解) 对应的电量。这里用“劣化”代替“破裂”, 是考虑到裂纹尖端氧化膜在应力/应变作用下失去其保护性的形式可以有多种, 破裂可看作劣化的一种形式。为得到适用的 SCC 裂纹扩展速率公式, 需要建立合适的裂尖氧化动力学公式以及裂尖应变速率公式。

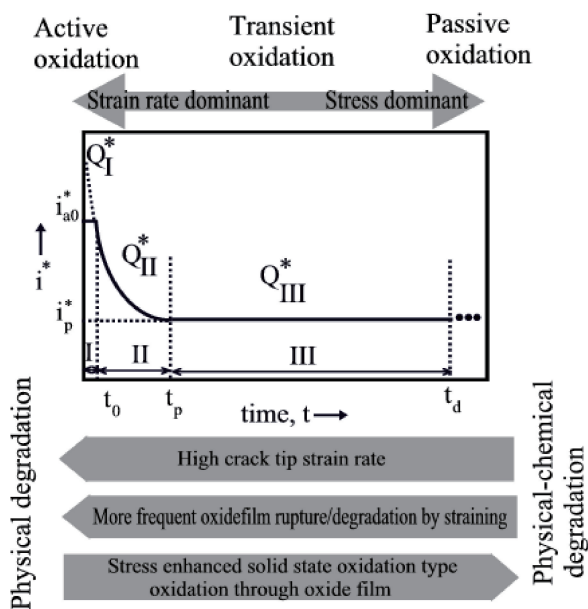


图 1 应力腐蚀开裂过程中的力学-电化学耦合效应^[15-17]

Fig. 1 Mechanics-electrochemistry coupling effect during SCC process^[15-17]

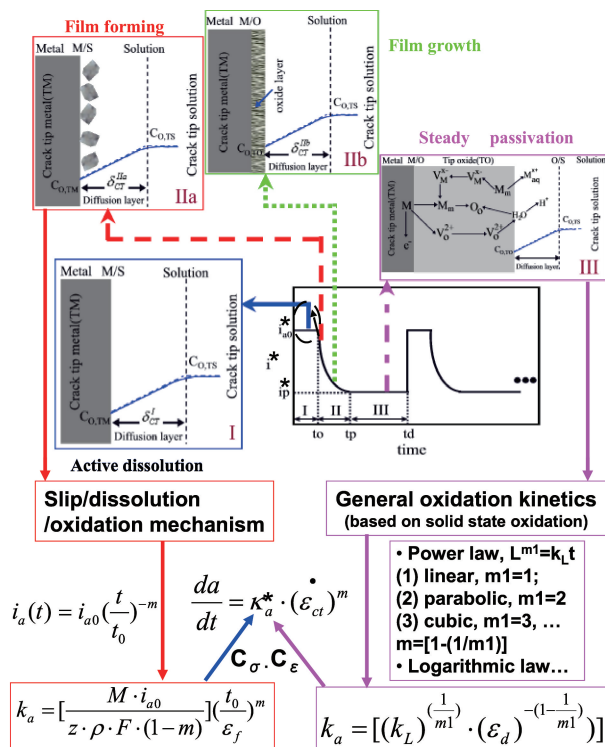


图 2 高温水中材料应力腐蚀开裂的基元过程^[15]

Fig. 2 Element processes for SCC in high temperature water environments^[15]

4.1 高温水中氧化动力学公式

裂尖保护膜劣化后暂态氧化动力学过程比如再钝化动力学或准固态氧化过程, 如果遵循指数衰减规律, 可以得到式(3)^[1, 2, 15-17]:

$$\frac{da}{dt} = k_a \cdot (\dot{\varepsilon}_{ct})^m \quad (3)$$

式(3)中 m 是氧化速率递减曲线的斜率, k_a 是由式(3)定义的裂尖氧化速率常数, 需要注意的是该氧化速率常数的量纲并非纯粹的化学或者电化学反应速率的量纲。根据裂尖暂态氧化过程的速率控制步骤确定 k_a 的表达式。参照滑移-溶解机理^[1, 2], k_a 由式(4)、裂纹扩展速率由式(5)表示:

$$k_a = \frac{Mi_0}{z\rho F(1-m)} \cdot \left(\frac{t_0}{\varepsilon_f}\right)^m \quad (4)$$

$$\frac{da}{dt} = \frac{Mi_0}{z\rho F(1-m)} \cdot \left(\frac{t_0}{\varepsilon_f}\right)^m \cdot \{\dot{\varepsilon}_{ct}\}^m \quad (5)$$

式中 i_0 是活性表面 (初始) 氧化电流密度, t_0 是出现氧化电流密度衰减的周期, ε_f 为膜破裂应变, m 此处指再钝化曲线的斜率 (半对数关系)。

有关奥氏体合金在模拟压水堆核电站高温水中氧化性能分析已有一些报道^[18, 56-68], 涉及材料组织与成分以及环境因素的影响。通常认为, 奥氏体合金在核电站高

温水中的氧化行为可以用准固态氧化动力学规律表示^[69]。参照裂尖力学场与准固态氧化机理^[15-17], k_a 由式(6)、裂纹扩展速率由式(7)表示, 相关常数 k_1 、 m_1 和 m 由式(8)和(9)表示:

$$k_a = (k_1)^{(1-m)} \cdot (\varepsilon_d)^{(-m)} \quad (6)$$

$$\frac{da}{dt} = (k_1)^{(1-m)} \cdot (\varepsilon_d)^{(-m)} \cdot \{\dot{\varepsilon}_{ct}\}^m \quad (7)$$

$$L^{m_1} = k_1 t \quad (8)$$

$$m = 1 - \frac{1}{m_1} \quad (9)$$

式中 L 是氧化膜厚度, k_1 是氧化速率常数, t 为氧化时间, m_1 和 m 由公式确定, 为氧化速率曲线的斜率。当氧化动力学严格遵从 Wagner 氧化理论^[69]时, $m_1 = 2$, $m = 0.5$, 此时有:

$$L^2 = k_1 t \quad (10)$$

4.2 裂尖应变速率

裂尖应变速率 $\dot{\varepsilon}_{ct}$ 或者用 $d\varepsilon_{ct}/dt$ 表示, 是裂纹扩展速率模型中的关键参数, 在不同 SCC 模型中所用的形式不同。滑移-溶解模型中给出了高温水体系的裂尖应变速率计算式^[1, 2], 但没有提供理论表达式。结合应变梯度理论^[70]与裂尖力学渐进场理论^[71-74], 作者提出了裂尖应变速率的理论计算公式^[15-17]。

基于 Hutchinson-Rice-Rosengren 裂尖渐进场 (HRR 场) 理论^[72, 73], 得出如下裂尖应变速率公式:

$$\frac{d\varepsilon_{ct}}{dt} = \frac{\alpha_2}{E} \cdot \frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \cdot \lambda \left(\frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \cdot (\sigma_y)^{\left(\frac{1-n_{RO}}{n_{RO}+1} \right)} \cdot K^{\left(\frac{2n_{RO}}{n_{RO}+1} \right)} \cdot r^{\left(\frac{-1-2n_{RO}}{n_{RO}+1} \right)} \cdot \frac{da}{dt} \quad (11)$$

式中 E 是杨氏(弹性)模量, K 为应力强度因子, r 为扩展裂尖前方的特征距离, λ 是计算塑性变形式中的无量纲常数, σ_y 为屈服强度, n_{RO} 是采用 Ramberg-Osgood (R-O) 关系计算的形变硬化指数。

基于 Gao-Hwang 裂尖渐进场 (GH 场) 理论公式^[71], 得出如下裂尖应变速率公式,

$$\frac{d\varepsilon_{ct}}{dt} = \beta \cdot \frac{\sigma_y}{E} \cdot \frac{n_{GH}}{n_{GH} - 1} \cdot \left\{ \ln \left[\left(\frac{\lambda}{r} \right) \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \right] \right\}^{\frac{1}{n_{GH}-1}} \cdot \left[\left(\frac{2}{K} \right) \dot{K} + \frac{\dot{a}}{r} \right] \quad (12)$$

其中 β 和 λ 是计算塑性变形式中的无量纲常数, n_{GH} 按照 GH 场定义计算得到的形变硬化指数。 dK/dt 或者 \dot{K} 为 K 随时间变化速率, r 为距离裂尖的距离。

基于 Gao-Zhang-Hwang 裂尖渐进场 (GZH 场) 公式^[74], 得出如下裂尖应变速率公式, 式中 n_{GZH} 为按照 GZH 场定义计算得到的形变硬化指数:

$$\frac{d\varepsilon_{ct}}{dt} = \beta \cdot \frac{\sigma_y}{E} \cdot \frac{2n_{GZH}}{n_{GZH} - 1} \cdot \left\{ \ln \left[\left(\frac{\lambda}{r} \right) \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \right] \right\}^{\frac{n_{GZH}+1}{n_{GZH}-1}} \cdot \left[\left(\frac{2}{K} \right) \dot{K} + \frac{\dot{a}}{r} \right] \quad (13)$$

根据不同裂尖应变速率公式以及裂尖氧化动力学公式, 得到几个裂纹扩展速率理论公式^[15-17]。

基于 GH 场的裂尖应变速率公式(式(12))以及准固态氧化速率公式(式(6))得到:

$$\frac{da}{dt} = (k_1)^{(1-m)} \cdot (\varepsilon_d)^{(-m)} \cdot \left\{ \beta \cdot \frac{\sigma_y}{E} \cdot \frac{n_{GH}}{n_{GH} - 1} \cdot \left\{ \ln \left[\left(\frac{\lambda}{r_0} \right) \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \right] \right\}^{\frac{1}{n_{GH}-1}} \cdot \left[\left(\frac{2}{K} \right) \dot{K} + \frac{\dot{a}}{r_0} \right] \right\}^m \quad (14)$$

其中 r_0 为对应于裂尖应变速率计算位置的特征距离, 也可看作裂尖力学-电化学交互作用特征距离。

基于 GZH 场的裂尖应变速率公式(式(13))以及准固态氧化速率公式(式(6))得到:

$$\frac{da}{dt} = (k_1)^{(1-m)} \cdot (\varepsilon_d)^{(-m)} \cdot \left\{ \beta \cdot \frac{\sigma_y}{E} \cdot \frac{2n_{GZH}}{n_{GZH} - 1} \cdot \left\{ \ln \left[\left(\frac{\lambda}{r_0} \right) \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \right] \right\}^{\frac{n_{GZH}+1}{n_{GZH}-1}} \cdot \left[\left(\frac{2}{K} \right) \dot{K} + \frac{\dot{a}}{r_0} \right] \right\}^m \quad (15)$$

基于 HRR 场的裂尖应变速率公式(式(11))以及准固态氧化速率公式(式(6))得到:

$$\frac{da}{dt} = (k_1)^{(1-m)} \cdot (\varepsilon_d)^{(-m)} \cdot \left\{ \frac{\alpha_2}{E} \cdot \frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \cdot \lambda \left(\frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \cdot (\sigma_y)^{\left(\frac{1-n_{RO}}{n_{RO}+1} \right)} \cdot K^{\left(\frac{2n_{RO}}{n_{RO}+1} \right)} \cdot r_0^{\left(\frac{-1-2n_{RO}}{n_{RO}+1} \right)} \cdot \frac{da}{dt} \right\}^m \quad (16)$$

重组为式(17)并用类似于 Paris 公式形式的式(18)表示, 其中 C_{k0t} 和 n_{kt} 由式(19)和(20)定义:

$$\frac{da}{dt} = k_1 \cdot (\varepsilon_d)^{\left(\frac{-m}{1-m} \right)} \cdot$$

$$\left\{ \frac{\alpha_2}{E} \cdot \frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \cdot \lambda \left(\frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \cdot \sigma_y \left(\frac{1-n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \cdot r_0 \left(\frac{-1-2n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \right\}^{\frac{m}{1-m}} \cdot K^{\frac{2n_{RO} * m}{(n_{RO} + 1)(1-m)}} \quad (17)$$

$$\frac{da}{dt} = C_{k0t} \cdot K^{nkt} \quad (18)$$

$$C_{k0t} = k_1 \cdot \varepsilon_d \left(\frac{-m}{1-m} \right) \cdot$$

$$\left\{ \frac{\alpha_2}{E} \cdot \frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \cdot \lambda \left(\frac{n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \cdot \sigma_y \left(\frac{1-n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \cdot r_0 \left(\frac{-1-2n_{RO}}{n_{RO} + 1} \right) \right\}^{\frac{m}{1-m}} \quad (19)$$

$$nkt = \frac{2n_{RO} * m}{(n_{RO} + 1)(1-m)} \quad (20)$$

5 基于形变/氧化交互作用的应力腐蚀开裂模型的适用性与应用验证

判定已发展的 SCC 理论模型应用于核电站高温水中 SCC 计算和预测的适用性, 需要通过合理解释主要影响因素的作用以及计算结果与实验室和现场数据的契合度来验证。本文采用基于形变/氧化交互作用模型的 SCC 裂纹扩展速率公式(式(16)~式(20)), 说明所采用的氧化动力学的适用性和裂尖力学场的适用性。

5.1 固态氧化动力学的适用性

根据已有的不同材料和环境组合得到的氧化动力学规律, 与对应环境下的裂纹扩展速率进行对比, 可以验证 SCC 裂纹扩展速率公式中采用的氧化动力学公式是否适用, 这里主要考虑温度、合金成分和溶解氧/溶解氢浓度的影响。

图 3 为根据准固相氧化机理公式(式(10))计算得到的镍基合金在不同温度高温水和蒸汽中的氧化速率常数 k_1 [17, 18, 58-65], 在一定温度范围内氧化速率常数遵从热激活规律。图 4 中 600 合金在压水堆一回路水中 SCC 裂纹扩展速率随温度升高显著增加, 图 3 中镍基合金氧化速率常数随温度的变化趋势与图 4 中 SCC 裂纹扩展速率的变化趋势一致 [16, 22], 也与压水堆核电站现场镍基合金 SCC 现象相对应 [7, 20]。图 5 给出根据式(10)计算得到的不同成分合金在模拟压水堆高温水环境中的氧化速率常数 [17, 65], Cr 含量 30% 合金的氧化速率常数显著低于 Cr 含量 16% 和 5% (质量分数) 的合金, 对照图 3 中 690 合金氧化速率常数显著低于 600 合金, 图 6 中 690 合金 SCC 裂纹扩展速率显著低于 600 合金的结果, 表明合金成分对镍基合金氧化速率常数的影响规律与其对 SCC 裂纹扩展速率的影响一致。

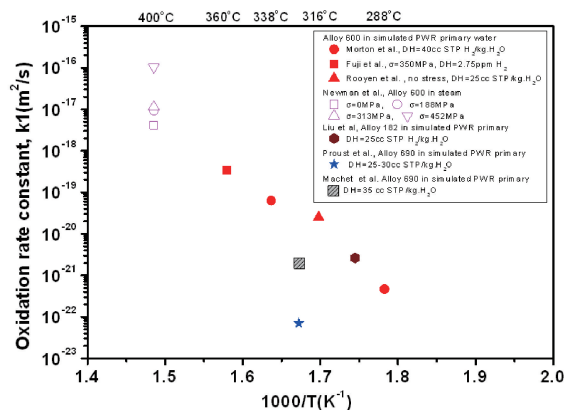


图 3 依据式(10)计算的不同温度下镍基合金在模拟压水堆一回路水和蒸汽中的氧化速率常数 k_1 [17, 18, 58-65]

Fig. 3 Oxidation rate constant k_1 versus temperature for Ni-base alloys in simulated PWR primary water and steam, calculated with Eq. (10) [17, 18, 58-65]

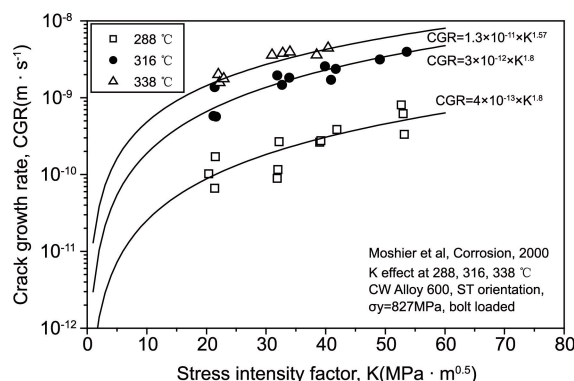


图 4 不同温度和应力强度因子下镍基合金在模拟压水堆一回路水中的 SCC 裂纹扩展速率 [16, 22]

Fig. 4 SCC growth rate versus temperature and K for Ni-base alloys in simulated PWR primary water [16, 22]

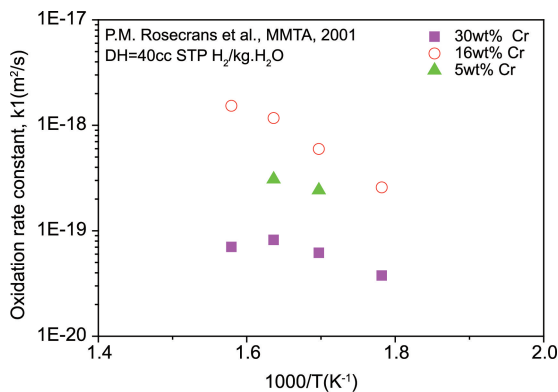


图 5 依据式(10)计算得到的不同温度下不同 Cr 含量镍基合金在模拟压水堆一回路水中的氧化速率常数 k_1 [17, 65]

Fig. 5 Oxidation rate constant k_1 versus temperature for Ni-base alloys containing various Cr-contents in simulated PWR primary water, calculated with Eq. (10) [17, 65]

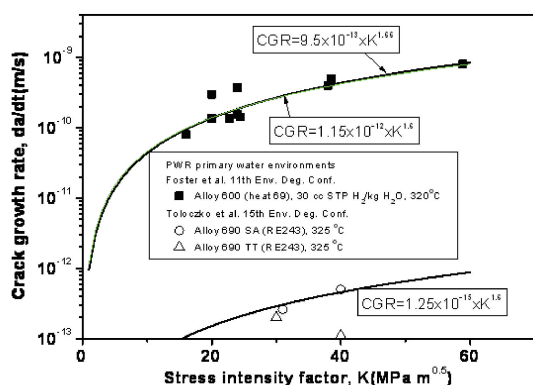


图 6 镍基 600 合金与 690 合金在压水堆一回路水中 SCC 裂纹扩展速率的对比^[17,75,76]

Fig. 6 Comparison of SCC growth rates of Ni-base 600 and 690 alloy in simulated PWR primary water^[17, 75, 76]

图 7 表明一回路水中 600 合金与 690 合金的氧化速率常数随溶解氢浓度变化出现极大值, 并且相同条件下 690 合金的氧化速率常数显著低于 600 合金的^[38, 66], 图 8 中镍基合金 SCC 裂纹扩展速率在特定溶解氢浓度下出现极大值, 两者的趋势一致。综合图 3~图 8 的结果, 发现高温水温度、合金主要成分以及高温水中溶解氢浓度对氧化速率常数的影响与对裂纹扩展速率的影响相一致, 这些结果验证了建立的高温水中 SCC 裂纹扩展速率模型中采用准固态氧化动力学公式的适用性。

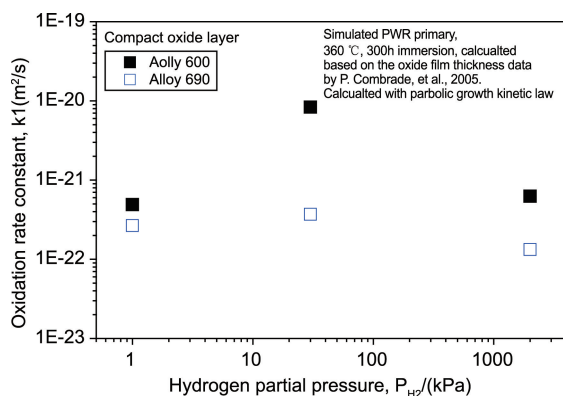


图7 依据式(10)计算得到的600合金和690合金在含有不同溶解氢浓度压水堆一回路水中的氧化速率常数 k_1 ^[15, 62]

Fig. 7 Oxidation rate constant k_1 versus dissolved hydrogen concentration for Ni-base 600 and 690 alloy in simulated PWR primary water, calculated with Eq. (10) [15, 62]

5.2 裂尖力学场的适用性

使用已有的几类裂尖力学渐进场模型^[71-74]进行了敏感性分析,并与文献报道的裂尖测试实验结果进行了对比分析,选择了基于 HRR 场的理论模型(式(16)~式

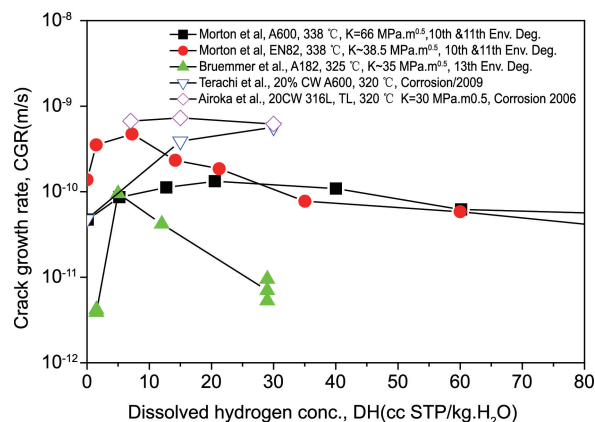


图8 镍基合金在含不同溶解氢浓度的压水堆一回路水中的 SCC 裂纹扩展速率^[17, 18]

Fig. 8 SCC growth rates versus dissolved hydrogen concentration for Ni-base alloys in simulated PWR primary water^[17, 18]

(20)) 进行分析。采用式(20)并用不同的 n_{ro} 和 m 值计算得到的 nkt 值, 如图 9, 取典型的 n_{ro} 值为 5, m 为 0.5, 计算得到的 nkt 为 1.67, 这与图 4 中几个温度下裂纹扩展速率与应力强度因子的拟合曲线的相关参数接近。

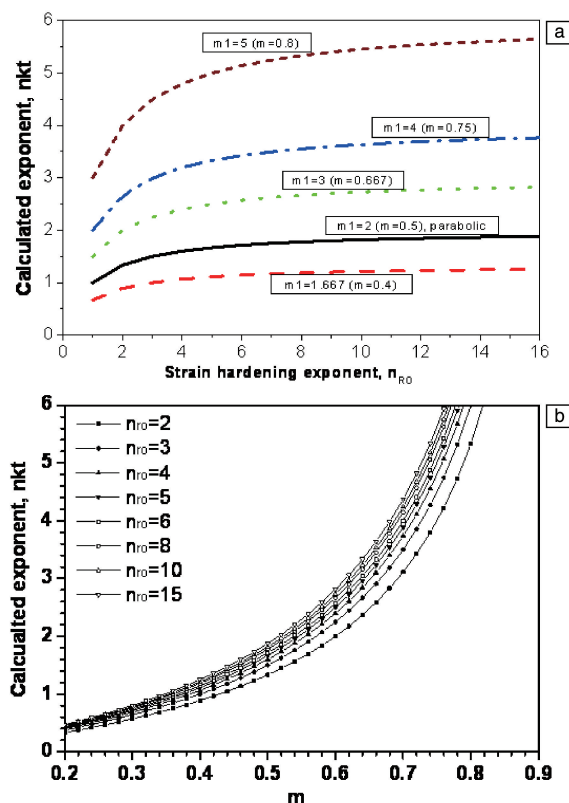


图9 根据式(20)计算的不同 m 和 n_{RO} 组合下的 nkt 值: (a) nkt - n_{RO} ; (b) nkt - m [16, 17]

Fig. 9 Calculated values of nkt with various combinations of m and n_{R0} : (a) $nkt-n_{R0}$; (b) $nkt-m$ ^[16, 17]

美国电力研究院 (EPRI) 材料可靠性项目组 (MRP) 收集了镍基合金在压水堆一回路水中 SCC 裂纹扩展速率的实验结果, 并经过数据筛选与分析, 给出了 EPRI MRP 55 公式^[23](式(21))和 EPRI MRP 115 公式^[24](式(22)), 分别用于厚壁 600 合金材料和镍基合金焊接金属 182/82/132 合金在压水堆一回路水中应力腐蚀开裂 (简称 PWSCC) 裂纹扩展速率的计算。

厚壁 600 合金 PWSCC 裂纹扩展速率由下式 (21) 计算^[23]:

$$\frac{da}{dt} = \exp \left[-\frac{Q_{\text{CGR}}}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{\text{ref}}} \right) \right] \cdot \alpha_1 \cdot (K - K_{\text{th}})^{\beta_1} \quad (21)$$

镍基 182/82/132 合金 PWSCC 裂纹扩展速率由下式 (22) 计算^[24]:

$$\frac{da}{dt} = \exp \left[-\frac{Q_{\text{CGR}}}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{\text{ref}}} \right) \right] \alpha_2 \cdot f_{\text{alloy}} f_{\text{orient}} K^{\beta_2} \quad (22)$$

式中 T (K) 为绝对温度, T_{ref} (参考温度, K) = 598 K, $\alpha_1 = 2.67 \times 10^{-12}$ (598 K), $\beta_1 = 1.16$, K_{th} (临界应力腐蚀开裂强度因子) = $9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$, $Q_{\text{CGR}} = 130 \text{ kJ/mol}$, $R = 8.31 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$; 裂纹沿着枝晶方向扩展, $f_{\text{orient}} = 1$; 裂纹垂直于枝晶方向扩展, $f_{\text{orient}} = 0.5$; $\alpha_2 = 1.5 \times 10^{-12}$ (598 K), $\beta_2 = 1.6$; 对于 182 合金和 132 合金, $f_{\text{alloy}} = 1$; 对 82 合金, $f_{\text{alloy}} = 0.385$ 。

需要注意的是, MRP 55 式中人为引入了 $K_{\text{th}} = 9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$, 因此式子中 β_1 与式 (18) 中 K 的指数的定义不同。如果不使用 K_{th} , 则温度为 598 K 时式 (21) 中 K 值较高值时可以用修正的 MRP55 (m-MRP 55) 公式 (式 (23)) 近似表达, 式中 β_1 用 1.6 代替 1.16 ^[16]。不同 K 值下用 MRP 55、MPR 115 和 m-MRP 55 公式计算的 598 K 下的裂纹扩展速率列于图 10, 在 K 高于 $17.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ 时, MRP 55 与 m-MRP 55 计算得出的裂纹扩展速率接近。

$$\frac{da}{dt} = 3.6 \times 10^{-13} K^{1.6} \quad (23)$$

单组 PWSCC 裂纹扩展速率实验数据的直接拟合结果往往更能反映关键参数的影响规律。针对 600 合金 PWSCC 裂纹扩展速率使用类似于式 (18) 的形式进行拟合, 使用 Foster 等的实验数据^[75] 拟合得到 nkt 为 1.66, 使用 Cassange 等^[77] 的实验数据拟合得到的 nkt 为 1.31 或 1.48, 使用 Moshier 等^[22] 的数据拟合得到 nkt 为 1.57 和 1.8; 有关焊接金属 182/82 合金, 使用 Norring 等^[78] 的数据拟合得到 nkt 为 1.5, 使用 Paraventi 等的结果^[79] 拟合得到 nkt 为 1.66, 1.49, 1.59, 也有一组数据显示 nkt 为

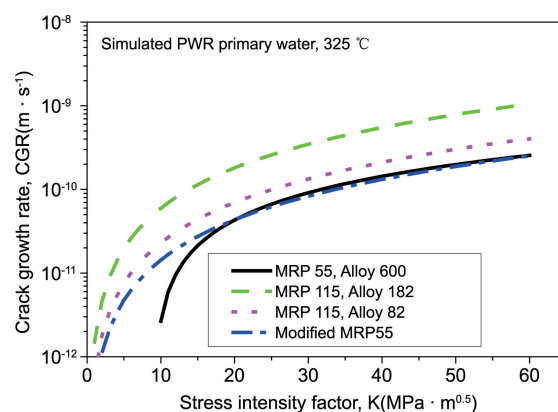


图 10 采用 MRP 55、MPR 115 和 m-MRP 55 公式^[16, 23, 24] 计算的镍基合金在压水堆一回路水中 SCC 裂纹扩展速率

Fig. 10 SCC growth rates versus K for Ni-base alloys in simulated PWR primary water environment, calculated with MRP 55, MPR 115 and modified MRP 55 equations^[16, 23, 24]

2.51。压力容器顶盖驱动机构套管贯穿件 600 合金 PWSCC 裂纹扩展速率也可以用 nkt 为 1.6 的计算公式较好地包络^[80]。这些结果显示, 虽然单组数据直接拟合得到的拟合关系式及其参数会有一定范围的波动, 拟合得到的 nkt 数值与采用理论公式 (20) 计算得到的 nkt 值 (图 9) 总体接近, 支持了基于 HRR 场的裂尖应变速率计算式 (式 (11)) 应用于推导出高温水中 SCC 裂纹扩展速率公式 (式 (16) ~ 式 (20)) 的合理性。对于其它高温水中奥氏体合金 SCC 行为分析, 例如针对不锈钢在模拟沸水堆环境中的 SCC 数据的分析^[15], 也表明了上述裂尖应变速率计算公式的适用性。

5.3 基于形变/氧化作用 SCC 模型的应用验证

参照奥氏体合金在高温水中 SCC 行为分析的典型实验数据和现场数据, 作者使用理论模型进行了定量解析, 在已发表工作^[15] 中进行了介绍; 有关镍基合金 PWSCC 裂纹扩展速率实验数据和现场数据的解析结果见图 11~14, 采用的 FRI 模型原理和方法以及计算过程在已发表论文中^[16, 17] 有详细介绍, 其特点是在 SCC 裂纹扩展速率计算中采用了高温水中裂尖尖端准固态氧化动力学规律与新的裂尖应变速率计算式, 模型计算结果与实验数据以及 MRP 115 给出的结果一致。由于 MRP 55 公式中 K_{th} 的作用, 理论模型计算结果在低应力强度因子时高于 MRP 55 公式计算值, 但与修正得到的 m-MRP 的计算值接近^[16]。前面的适用性分析表明, 根据形变/氧化模型处理高温水中力学-电化学耦合作用, 定量计算材料成分、水化学环境参数和载荷的作用得到的结果与实验室和现场数据吻合。同时, 由于裂纹尖端材料、环境和力学场参数直接测量的局限性, 导致一些

关键参数的输入准确性受影响,同时目前模型是基于裂尖力学场导致膜物理劣化作为应力腐蚀开裂扩展的驱动力,综合考虑载荷对裂尖的物理化学劣化作用有望提供更全面的信息。通过积累高质量的高温水中 SCC 数据,精细化确定氧化速率常数和裂尖应变速率及各种关键因素的作用,将有利于进一步提高预测准确度。

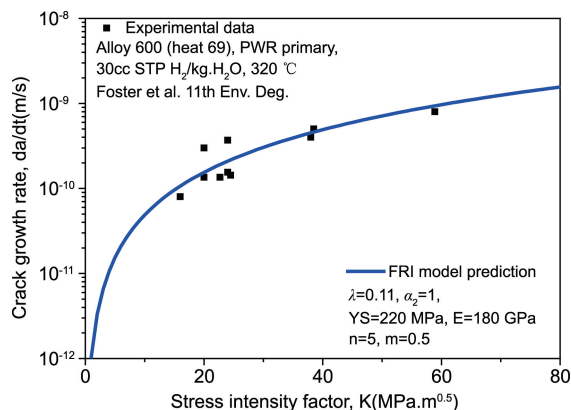


图 11 采用形变/氧化模型(式(17)~(20))得到的 600 合金 PWSCC 裂纹扩展速率计算值及实验数据^[16, 75]

Fig. 11 Calculated SCC growth rates with theoretical Eqs. (17) ~ (20) based on deformation/oxidation mechanism for alloy 600 in simulated PWR primary environments and the comparison with the experimental data^[16, 75]

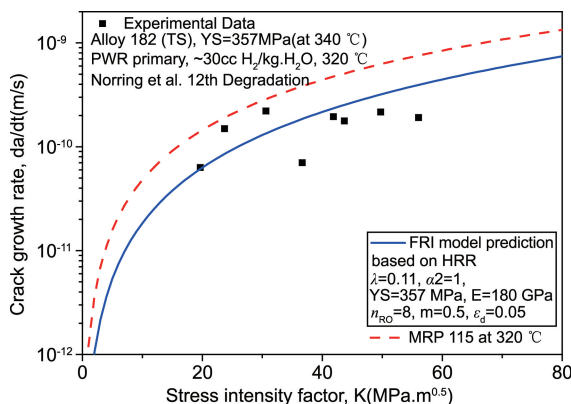


图 12 采用形变/氧化模型(式(17)~(20))得到的 182 合金 PWSCC 裂纹扩展速率计算值与实验数据对比^[16, 78]

Fig. 12 Calculated SCC growth rates with theoretical Eqs. (17) ~ (20) based on deformation/oxidation mechanism for alloy 182 in simulated PWR primary environments and the comparison with the experimental data^[16, 78]

6 结 语

通过分析核电站核岛设备材料在高温水中的典型应力腐蚀开裂事例及相关实验数据,解析了几种主要影响

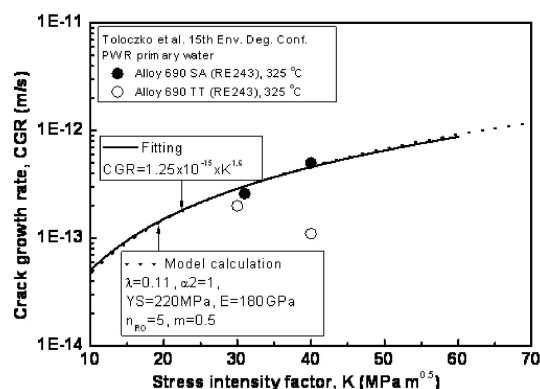


图 13 采用形变/氧化模型(式(17)~(20))得到的 690 合金 PWSCC 裂纹扩展速率计算值与实验数据对比^[17, 76]

Fig. 13 Calculated SCC growth rates with theoretical Eqs. (17) ~ (20) based on deformation/oxidation mechanism for alloy 690 in simulated PWR primary environments and the comparison with the experimental data^[17, 76]

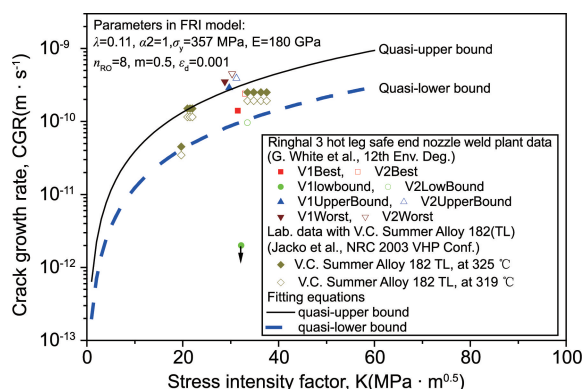


图 14 采用形变/氧化模型(式(17)~(20))计算得到的 182 合金 PWSCC 裂纹扩展速率计算值与现场数据对比^[16, 80]

Fig. 14 Calculated SCC growth rates with theoretical Eqs. (17) ~ (20) based on deformation/oxidation mechanism for alloy 182 in simulated PWR primary environments and the comparison with the plant data^[16, 80]

因素的作用规律。对已有一些应力腐蚀开裂机理与模型做了概要介绍,作者基于形变/氧化作用机制定量处理力学/电化学耦合效应,并发展了高温水中应力腐蚀开裂裂纹扩展速率理论模型,对模型中的氧化动力学和裂尖应变速率表达式的适用性进行了分析,结合实验数据及现场数据验证了模型计算与预测的有效性。在严格控制条件下得到系统的、高质量高温水中应力腐蚀开裂裂纹扩展数据,将有利于验证理论模型的合理性和应用相关性。综合考虑载荷对高温水中裂尖表面的物理与物理化学劣化效应有望为量化多种因素的交互作用提供新思路,裂纹尖端局部材料、力学和环境条件的理论解析、实验测试、原位表征和数值模拟方面的进展将为发

展和完善理论模型、提高相关参数及预测结果准确性提供支持。

致谢: 感谢日本东北大学庄子哲雄教授的合作与支持。

参考文献 References

- [1] ANDRESEN P L, FORD F P. Materials Science and Engineering A [J], 1988, 103(1): 167-184.
- [2] FORD F P. Corrosion[J], 1996, 52 (5): 375-395.
- [3] ANDRESEN P L, MORRA M M. Journal of Nuclear Materials [J], 2008, 383(1-2): 97-111.
- [4] LU Z P, SHOJI T, TAKEDA Y, *et al.* Corrosion Science [J], 2008, 50(3): 625-638.
- [5] SAITO N, TANAKA S, SAKAMOTO H. Corrosion [J], 2003, 59 (12): 1064-1074.
- [6] SCOTT P M, CALVAR M L. Some Possible Mechanism of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in PWR Primary Water [C]//Proceedings of 6th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 1993: 657-665.
- [7] SCOTT P M, BENHAMOU C. An Overview of Recent Observation and Interpretation of IGSCC in Nickel Base Alloys in PWR Primary Water [C]//Proceedings of 10th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2001.
- [8] GERTSMAN V Y, BRUEMMER S M. Acta Materialia [J], 2001, 49 (9): 1589-1598.
- [9] SHOJI T, SAKAGUCHI K, LU Z P, *et al.* Effects of Cold Work and Stress on Oxidation and SCC Behavior of Stainless Steels in PWR Primary Water Environments. Fontevraud 7[C], 2010, CDROM.
- [10] 孙海涛, 凌礼恭, 吕云鹤, 等. 腐蚀科学与防护技术[J], 2016, 28(3): 283-287.
SUN H T, LING L G, LU Y H, *et al.* Corrosion Science and Protection Technology [J], 2016, 28(3): 283-287.
- [11] ANDRESEN P L, WAS G S. Journal of Nuclear Materials [J], 2019, 517: 380-392.
- [12] WAS G S. Fundamentals of Radiation Materials Science, 2nd Ed [M]. New York: Springer, 2017: 857-949.
- [13] 褚武扬, 乔利杰, 李金许, 等. 氢脆与应力腐蚀-基础部分 [M]. 科学出版社: 北京, 2013: 360-472.
CHU W Y, QIAO L J, LI J X, *et al.* Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion-Fundamentals [M]. Science Press: Beijing, 2013: 360-472.
- [14] NEWMAN R C. Stress-Corrosion Cracking Mechanisms [M]//Marcus P. Corrosion Mechanisms in Theory and Practice. Boca Raton, USA: CRC Press, 2011: 499-544.
- [15] SHOJI T, LU Z P, MURAKAMI H. Corrosion Science [J], 2010, 52 (3): 769-779.
- [16] LU Z P, SHOJI T, XUE H, *et al.* Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of the ASME [J], 2013, 135(2): 021402-(1-9).
- [17] LU Z P, SHOJI T. Some Mechano-Electrochemical Aspects of SCC in High Temperature Water and Related Modeling [C]// Proceedings of the 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Ottawa, Canada: Canadian Nuclear Society, 2015: 190.
- [18] MORTON D S, ATTANASIO S A, YOUNG G A. Primary Water SCC Understanding and Characterization through Fundamental Testing in the Vicinity of the Nickel/Nickel Oxide Phase Transition [C]// Proceedings of 10th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2001.
- [19] BRUEMMER S M, VETRANO J, TOLOCZKO M. Microstructure and SCC Crack Growth of Nickel-Base Alloy 182 Weld Metal in Simulated PWR Primary Water [C]// Proceedings of 13th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Canada: Canadian Nuclear Society, 2007: 0140.
- [20] AMZALLAG C, VAILLANT F. Stress Corrosion Cracking Propagation Rates in Reactor Vessel Head Penetrations in Alloy 600 [C]// Proceedings of 9th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 1999: 235-241.
- [21] REBAK R B, SZKLARSKA-SMIALOWSKA Z. Corrosion Science [J], 1996, 38 (6): 971-988.
- [22] MOSHIER W C, BROWN C M. Corrosion [J], 2000, 56 (3): 307-320.
- [23] Crack Growth Rates for Evaluating Primary Water Stress Corrosion Cracking (PWSCC) of Thick-Wall Alloy 600 Materials (MRP-55NP) [R]. Palo Alto, CA, USA: 2002.
- [24] WHITE G, GORMAN J, NORDMANN N, *et al.* Materials Reliability Program Crack Growth Rates for Evaluating Primary Water Stress Corrosion Cracking (PWSCC) of Alloy 82, 182, and 132 Welds (MRP-115-EPRI 1006696 Final Report) [R]. Reston, VA, USA: 2004.
- [25] YAMAZAKI S, LU Z P, ITO Y, *et al.* Corrosion Science [J], 2008, 50(3): 835-846.
- [26] LU Z P, SHOJI T, YAMAZAKI S, *et al.* Corrosion Science [J], 2012, 54(5): 211-228.
- [27] COUVANT T, LEGRAS L, POKER C, *et al.* Investigation on the Mechanisms of PWSCC of Strain-hardened Austenitic Stainless Steels [C]//Proceedings of 13th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. Canada: Canadian Nuclear Society, 2007: 0048.
- [28] LU Z P, CHEN J J, SHOJI T, *et al.* Journal of Nuclear Materials [J], 2015, 458(1): 253-263.

- [29] LU Z P, CHEN J J, SHOJI T, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2015, 465: 471–481.
- [30] LU Z P, SHOJI T, TAKEDA Y, *et al.* Corrosion[J], 2007, 63(11): 1021–1032.
- [31] LU Z P, TAKEDA Y, SHOJI T. Journal of Nuclear Materials[J], 2008, 383(3): 92–96.
- [32] LU Z P, SHOJI T, TAKEDA Y, *et al.* Corrosion Science[J], 2008, 50(3): 698–712.
- [33] LU Z P, SHOJI T, TAKEDA Y, *et al.* Corrosion Science[J], 2008, 50(2): 561–575.
- [34] LU Z P, SHOJI T, MENG F J, *et al.* Corrosion Science[J], 2011, 53(5): 1916–1932.
- [35] LU Z P, SHOJI T, MENG F J, *et al.* Corrosion Science[J], 2011, 53(1): 247–262.
- [36] MENG F J, LU Z P, SHOJI T, *et al.* Corrosion Science[J], 2011, 53(8): 2558–2565.
- [37] LU Z P, SHOJI T, XUE H, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2012, 423(1–3): 28–39.
- [38] LU Z P, SHOJI T, TAKEDA Y. Corrosion Engineering Science & Technology[J], 2015, 50(1): 41–48.
- [39] CHEN J J, LU Z P, XIAO Q, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2017, 496(1): 313–324.
- [40] CHEN J J, LU Z P, XIAO Q, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2016, 472(1): 1–12.
- [41] PARKINS R N. Corrosion Science[J], 1980, 20(2): 147–166.
- [42] VERMILYEA D A. Journal of The Electrochemical Society[J], 1972, 119(4): 405–407.
- [43] HALL M M. Corrosion Science[J], 2008, 50(10): 2902–2905.
- [44] HALL M M. Corrosion Science[J], 2009, 51(1): 225–233.
- [45] MACDONALD D D, URQUIDI-MACDONALD M. Corrosion Science[J], 1991, 32(1): 51–81.
- [46] DIX N. Transaction of the American Society for Metals[J], 1950, 42: 1057.
- [47] WAS G S, RAJAN V B. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1987, 18A(7): 1313–1323.
- [48] BERTALI G, SCENINI F, BURKE M G. Corrosion Science[J], 2017, 114(1): 112–122.
- [49] GALVELE J R. Corrosion Science[J], 1987, 27(1): 1–33.
- [50] SIERADZKI K, NEWMAN R C. Journal of Physics and Chemistry of Solids[J], 1987, 48(11): 1101–1113.
- [51] WOODILL J, KIESELBACH R. Engineering Failure Analysis[J], 2000, 7(6): 427–450.
- [52] MAGNIN T, CHAMBREUIL A, BAYLE B. Acta Materialia[J], 1996, 44(4): 1457–1470.
- [53] HORVATH U. Journal of The Electrochemical Society[J], 1968, 115(8): 791–795.
- [54] QIAN C F, CHU W Y, QIAO L J. International Journal of Fracture[J], 2002, 117(4): 313–321.
- [55] QIAO L, MAO X. Acta Metallurgica et Materialia[J], 1995, 43(11): 4001–4006.
- [56] TERACHI T, YAMADA T, MIYAMOTO T, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2012, 426(1): 59–70.
- [57] 韩恩厚, 王俭秋, 吴欣强, 等. 金属学报[J], 2010, 46(11): 1379–1390.
- HAN E H, WANG J Q, WU X Q, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2010, 46(11): 1379–1390.
- [58] MORTON D S, ATTANASIO S A, RICHEY E, *et al.* In Search of the True Temperature and Stress Intensity Factor Dependence for PWSCC [C]//Proceedings of 12th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2005: 977–986.
- [59] FUJI K, FUKUYAI K, NAKAJIMA N. Journal of the Atomic Energy Society of Japan[J], 2002, 1(2): 21–27.
- [60] VAN ROOYEN D, COPSON H R, BERRY W E. Corrosion[J], 1969, 25(5): 194–198.
- [61] NEWMAN R C, GENDRON T S, SCOTT P M. Internal Oxidation and Embrittlement of Alloy 600. [C]//Proceedings of 9th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 1999: 79–92.
- [62] PROUST A, GUILLODO M, BARALE M, *et al.* Determination of the Kinetics of Oxidation and Cation Release of Ni Base Alloys in PWR Primary Coolant. Berlin: [s. n.], 2008.
- [63] LIU J H, MENDONCA R, BOSCH R W. Journal of Nuclear Materials[J], 2009, 393(2): 242–248.
- [64] MACHET A, GALTAYRIES A, MARCUS P, *et al.* Surface and Interface Analysis[J], 2002, 34(1): 197–200.
- [65] ROSECRANS P M, DUQUETTE D J. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2001, 32(12): 3015–3021.
- [66] HAN G D, LU Z P, RU X K, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2015, 467: 194–204.
- [67] CHEN J J, XIAO Q, LU Z P, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2017, 489: 137–149.
- [68] RU X K, LU Z P, CHEN J J, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2017, 497: 37–53.
- [69] BIRKS N, MEIER G H, Pettit F S. Introduction to High Temperature Oxidation of Metals[M]. [S. l.]: Cambridge University Press, 1983.
- [70] SHOJI T, SUZUKI S, BALLINGER R G. Theoretical Prediction of SCC Growth Behavior-Threshold and Plateau Growth Rate [C]//Proceedings of 7th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 1995: 881–891.
- [71] GAO Y C, HWANG K C. Elastic-Plastic Fields in Steady Crack Growth in a Strain-Hardening Material [C]// Proceedings of 5th International Conference on Fracture. France: Pergamon Press, 1981: 669–682.
- [72] HUTCHINSON J W. Journal of the Mechanics and Physics of Solids[J], 1968, 16(5): 337–342.

- [73] RICE J R, ROSENGREN G F. Journal of the Mechanics and Physics of Solids[J], 1968, 16(1): 1-12.
- [74] GAO Y C, ZHANG X T, HWANG K C. International Journal of Fracture[J], 1983, 21(4) 301-317.
- [75] FOSTER J P, BAMFORD W H, PATHANIA R S. Alloy 600 Crack Growth Rate Stress Intensity Dependence [C]// Proceedings of 11th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2003: 156-165.
- [76] TOLOCZKO M B, OLSZTA M J, BRUEMMER S M. One Directional Cold Rolling Effects on Stress Corrosion Cracking Growth in Alloy 690 Tubing and Plate Materials [C]//Proceedings of 15th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2011: 91-106.
- [77] CASSAGNE T, CARON D, DARET J, *et al.* Stress Corrosion Crack Growth Rate Measurements in Alloys 600 and 182 [C]//Proceedings of 9th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 1999: 217-224.
- [78] NORRING K, KONIG M, LAGERSTROM J. Stress Intensity and Temperature Dependence for Crack Growth Rate in Weld Metal Alloy 182 in Primary PWR Environment [C]//Proceedings of 12th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2005: 533-539.
- [79] PARAVENTI D J, MOSHIER W C. The Effect of Cold Work and Dissolved Hydrogen in the Stress Corrosion Cracking of Alloy 82 and Alloy 182 Weld Metals [C]//Proceedings of 12th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2005: 543-553.
- [80] WHITE G A, NORDMANN N S, HICKLING J, *et al.* Development of Crack Growth Rate Disposition Curves for Primary Water Stress Corrosion Cracking (PWSCC) of Alloy 82, 182, and 132 Weldments [C]// Proceedings of 12th International Symposium of Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. [S. l.]: The Minerals, Metals, & Materials Society, 2005: 511-530.

(编辑 惠 琼)