

# MODELAGEM DA FRATURA POR CORROSÃO SOB TENSÃO EM MECANISMO DE ACIONAMENTO DAS BARRAS DE CONTROLE DE REATOR DE ÁGUA PRESSURIZADA<sup>1</sup>

Omar Fernandes Aly<sup>2</sup>  
Araldo Andrade<sup>3</sup>  
Miguel Mattar Neto<sup>4</sup>

## Resumo

Um dos principais modos de deterioração dos reatores nucleares de água pressurizada é a corrosão sob tensão pela água do circuito primário em bocais do mecanismo de acionamento das barras de controle envolvendo a liga 600. Ela é causada pelo efeito conjunto tensões de tração, temperatura, microestrutura metalúrgica susceptível e condições do meio, água do circuito primário. As trincas decorrentes podem produzir falhas de segurança e reduzir a confiabilidade operacional. O objetivo deste trabalho é o desenvolvimento de modelos para a previsão da iniciação e da propagação dessas trincas e validação dos resultados da modelagem por meio da comparação com dados obtidos em experimentos e na literatura. Foram utilizados modelos retirados da literatura, combinados através de quatro propostas de modelagem e validados a partir de dados experimentais do CDTN-Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear de Belo Horizonte, através do sistema de ensaios de tração por deformação lenta (SSRT). Foram utilizados corpos de prova de tração não pré-trincados, de liga 600 MA (laminada e recozida). Nesse trabalho são apresentados os modelos desenvolvidos, os resultados experimentais utilizados para suas validações e conclusões baseadas no desenvolvimento da modelagem e nos resultados obtidos.

**Palavras-chave:** Corrosão sob tensão; Liga 600; Modelagem; Reator de água pressurizada.

## MODELING OF STRESS CORROSION CRACKING AT CONTROL ROD DRIVE MECHANISM NOZZLES IN PRESSURIZED WATER REACTOR

### Abstract

One of the main failure mechanisms that cause risks to pressurized water reactors is the primary water stress corrosion cracking occurring at the control reactor displacement mechanism nozzles. It is caused by the joint effect of tensile stress, temperature, susceptible metallurgical microstructure and environmental conditions of the primary water. These cracks can cause accidents that reduce nuclear safety and reduce the reliability. The objective of this work is to propose the modeling of these cracking to predict the initiation and propagation of these cracks, and to validate it according with the experimental resulting and the literature in a nickel-based Alloy 600. The experimental data were obtained at CDTN-Brazilian Nuclear Technology Development Center, in a recent installed SSRT- slow strain rate testing equipment. It had been used traction specimens not pre-cracked, made in Alloy 600 MA (mill annealed). In this paper were presented obtained modelings, experimental results used to its validation and conclusions.

**Key words:** Stress corrosion cracking; Alloy 600; Modeling; Pressurized water reactor.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

<sup>2</sup> *Pós-doutorando, Doutor em Ciências, Mestre em Ciências, Engenheiro, CCTM-IPEN-SP*

<sup>3</sup> *Doutor em Ciências, Professor, Pesquisador, CCTM-IPEN-SP*

<sup>4</sup> *Doutor em Ciências, Engenheiro, Pesquisador, Engenharia de Reatores-IPEN-SP*

# 1 INTRODUÇÃO

A degradação de materiais estruturais durante a operação de reatores nucleares com água pressurizada (RAP), representa um dos principais fatores técnicos que podem limitar a eficiência e confiabilidade das plantas de energia nuclear. A experiência acumulada com reatores comerciais mostra a necessidade de melhorar o entendimento dos fenômenos relativos aos materiais – principalmente à corrosão e irradiação – e procedimentos analíticos para o uso das informações obtidas nos testes que permitam estimar a sua vida útil.<sup>(1)</sup>

Dentre os principais modos de degradação que atingem os RAP, destaca-se o trincamento por corrosão sob tensão pela água do circuito primário (CSTAP), causado por tensões residuais de tração, meio ambiente inclusive a altas temperaturas de operação e microestruturas susceptíveis a esse tipo de trinca. As trincas podem produzir acidentes decorrentes de falhas que inicialmente provocam seccionamento de componentes estruturais, dos bocais do mecanismo de acionamento das barras de controle (MAB)<sup>(2)</sup> ou perda de refrigerante.<sup>(3)</sup>

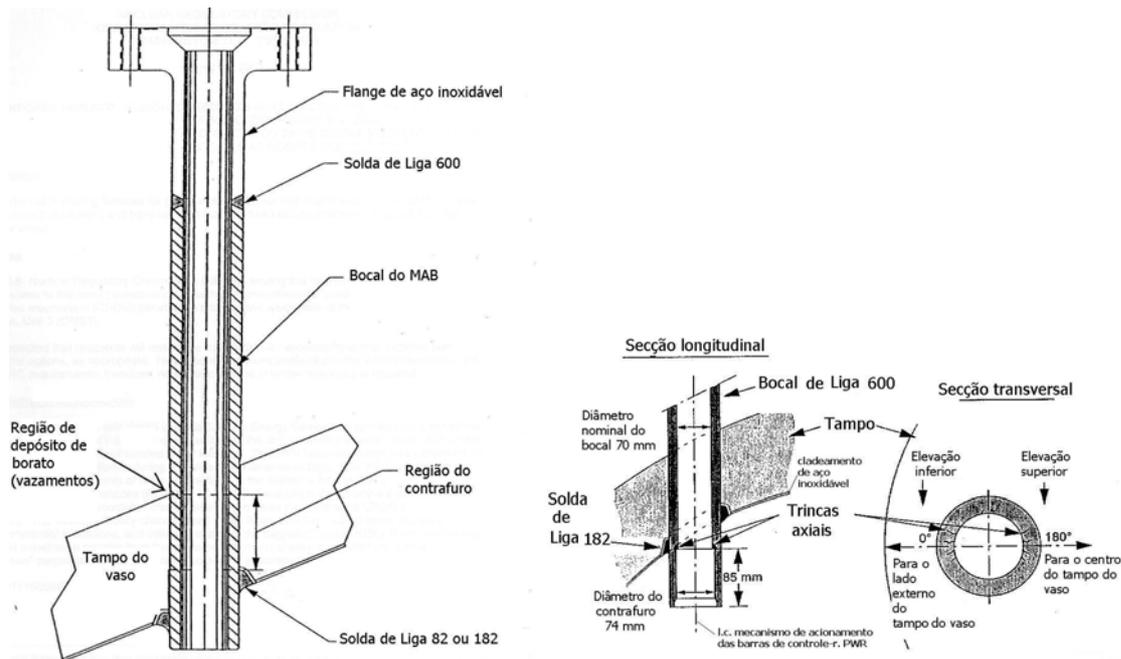
A maior parte dos bocais do MAB dos RAP fabricados e em operação no mundo ocidental, são feitos de aço inoxidável e liga 600 (ASME - SB- 166<sup>(4)</sup>) e fixados ao tampo do vaso de pressão por soldas dissimilares de liga 600 com liga 82 ou 182. Sua parte superior é conectada à carcaça do MAB com um arranjo parafusado e selado com solda, conforme mostrado na Figura 1. A liga 600 normalmente é laminada e recozida (*mill annealed*).

A liga 600 demonstra excelente resistência à corrosão, tanto em ambientes oxidantes como redutores, bem como resistência ao ácido bórico. O principal efeito significativo que se manifesta no seu envelhecimento, é a iniciação e crescimento de trincas por CSTAP que podem ser axiais ou circunferenciais em relação à seção do bocal e que surgiram nos últimos 25 anos de operação em reatores nucleares. Esse projeto do sistema de penetração bem como seus materiais são essencialmente os mesmos em quase todos os RAP: África do Sul, Bélgica, Brasil, Coréia, China, Espanha, EUA, França, Japão, Suécia, Suíça, Taiwan e as plantas de Obrigheim e Muelheim – Kaerlich, na Alemanha. Existem tipicamente entre 40 a 90 desses sistemas de penetração por vaso de pressão do tipo RAP.<sup>(5)</sup>

Este trabalho tem por objetivo uma proposta de modelagem de previsão da iniciação e propagação de trincas por corrosão sob tensão em liga 600 em água de circuito primário de reator de água pressurizada, superpondo modelos pertinentes ao estudo, com quantificação do fenômeno e validação com dados obtidos em experimentos e na literatura. Tem aplicação direta na indústria nuclear e de vasos de pressão. Este artigo é um resumo parcial da pesquisa que resultou em uma Tese de Doutorado, defendida no IPEN-SP em junho de 2006.

## 1.1 Modelos Teóricos de CSTAP

A iniciação e a propagação de trincas por corrosão sob tensão são fenômenos bastante complexos, modalidades de fratura assistida pelo ambiente, ao lado de corrosão sob fadiga e fragilização por hidrogênio, dependendo de vários parâmetros que podem ser classificados em microestruturais, mecânicos e ambientais.<sup>(6,7)</sup> Os microestruturais são:



**Figura 1.** Bocal do mecanismo de acionamento das barras de controle num reator tipo RAP fabricado pela Westinghouse e localização de trincas axiais em bocal do CRDM da Usina de Bugey 3. <sup>(3)</sup>

- (1) Microquímica do contorno de grão e segregação M; (2) tratamento térmico TT que pode causar deposição de carbonetos intragranulares e intergranulares; (3) tamanho de grão  $g_s$  e trabalho a frio TF ou deformação plástica: esses dois últimos fixam o limite de escoamento  $\sigma_{ys}$ . Os mecânicos são: (4) tensão residual  $\sigma_r$ ; (5) tensão aplicada  $\sigma_a$  – as tensões e a geometria podem ser expressas no fator de intensidade de tensão  $K_I$ ; (6) deformação  $\epsilon$  e taxa de deformação  $\dot{\epsilon}$ . Os fatores ambientais incluem: (7) temperatura T; (8) atividade do  $[H]^+$  ou pH; (9) química da solução ou da água QS; (10) inibidores ou poluentes em solução; (11) potencial eletroquímico V; (12) pressão parcial de hidrogênio  $p_{H_2}$ . Essa susceptibilidade à corrosão sob tensão pode ser expressa como (1).<sup>(8)</sup>

$$CST = F(M, TT, g_s, TF, K_I, \epsilon, \dot{\epsilon}, T, pH, QS, V, p_{H_2}) \quad (1)$$

Há vários processos pelos quais as condições acima em contornos de grãos podem levar à CST: depassivação causada pela ruptura do filme passivo, pite iniciando o processo de CST, contornos de grãos enfraquecidos por bolhas e fluência, fragilização por hidrogênio, entre outros.<sup>(8)</sup>

Assim, há várias abordagens para exprimir matematicamente esses fenômenos, dependendo dos processos de iniciação e propagação de CST considerados: o modelo de dissolução por deslizamento/ruptura do filme passivo de Ford e Andresen,<sup>(9)</sup> o modelo de mobilidade acelerada na superfície de Galvele,<sup>(10)</sup> o modelo de fratura acoplada ao ambiente de Macdonald,<sup>(11)</sup> o modelo por mecanismo de oxidação interna de Scott e Le Calvar,<sup>(12)</sup> o modelo numérico de Rebak e Szklarska-Smialowska,<sup>(8)</sup> os modelos de fratura por hidrogênio de Shen e Shewmon, Magnin e outros.<sup>(13)</sup> Para uma revisão abrangente de vários desses modelos ver <sup>(8)</sup>. Para a descrição detalhada da ação do hidrogênio, ver Foct <sup>(13)</sup> e Caron.<sup>(14)</sup>

## 1.2 Modelos Propostos

As propostas de modelos e modelagens que se fizeram neste trabalho foram as quatro seguintes:

- 1) Superposição do diagrama de Pourbaix marcado com submodo de CSTAP da liga 600 com modelo semi-empírico-comparativo de Staehle.<sup>(15)</sup>

Staehle propôs um modelo semi-quantitativo através de um diagrama tridimensional que exprime a condição termodinâmica de ocorrerem diversos modos de CSTAP na liga 600. Para construí-lo, partiu do diagrama potencial x pH, conhecido como diagrama de Pourbaix, para a liga 600 imersa em água primária a alta temperatura (300 a 350<sup>o</sup> C). Sobre ele, determinou os submodos de corrosão, utilizando dados experimentais da literatura de diversos pesquisadores. Em seguida acrescentou uma dimensão adicional a esse diagrama, tornando-o tridimensional, correlacionando através do eixo adicional, uma variável a que denominou “fração de resistência” (Figura 2(b)). A fração de resistência à CST em nossa proposição foi quantificada como sendo o a razão de tempo de falha no meio de interesse/meio neutro: esse é um dos parâmetros obtidos através de ensaios CERT/SSRT (“slow strain rate testing”) ou ensaio de taxa de deformação lenta (ETDL). Tendo em vista que a construção destes diagramas exige uma grande quantidade de experimentos e dados para validá-los, melhor seria utilizar uma correlação já existente da Mecânica da Fratura através de um modelo já aceito para explicar o fenômeno. É nesse ponto que se insere a contribuição deste trabalho, pois efetuaram-se modelagens 1) a 4) para acoplá-los às regiões de probabilidade eletroquímica dos submodos já definidos em<sup>(15)</sup>.

- 2) Superposição do diagrama de Pourbaix marcado com submodo de CSTAP da liga 600 com modelo semi-empírico-probabilístico de Staehle<sup>(16)</sup>.
- 3) Superposição do diagrama de Pourbaix marcado com submodo de CSTAP da liga 600 com modelo simplificado de tempo de iniciação de Garud<sup>(17)</sup>.
- 4) Superposição do diagrama de Pourbaix marcado com submodo de CSTAP da liga 600 com modelo de dano por taxa de deformação de Boursier<sup>(18)</sup>.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Os dados experimentais utilizados para propor as modelagens utilizadas neste trabalho foram obtidos no CDTN através do sistema instalado pelo Nuclear Research Institute Rež (NRI) da República Tcheca, consistindo de uma autoclave e um dispositivo de tração por deformação lenta<sup>(19), (20)</sup>. Nele foram utilizados corpos de prova de tração não pré-trincados, de liga 600 MA (laminada e recozida, “mill annealed”). Sua composição química e propriedades mecânicas estão indicadas na Tabela 1.

A norma utilizada nos ensaios foi a ASTM G-129-00<sup>(19)</sup>. Foram realizados 3 ensaios com taxa de deformação  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ , velocidade de ensaio  $v_E = 33 \text{ }\mu\text{m/h}$ , sendo 1 em meio neutro (N<sub>2</sub>).

**Tabela 1.** Composição química (%), principais propriedades mecânicas a 22°C e condição da água primária para ensaio, dos materiais envolvidos <sup>(21)</sup>

Ni	Cr	Fe	Mn	C	Si	S	P
75,05	15,61	8,81	0,22	0,042	0,18	0,0002	0,008
Co	Cu	Al	Ti	Nb	$\sigma_Y$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	
0,10	0,03	0,08	0,20	0,20	302	632	
Água de ensaio: pressão = 10MPa, temperatura T= 303°C, 1200 ppm H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> , 2,2 ppm LiOH, 35 cm <sup>3</sup> H <sub>2</sub> /kg H <sub>2</sub> O, 5 ppb O <sub>2</sub>							

O ensaio por taxa de deformação lenta (SSRT/ETDL ou CERT) consiste num ensaio dinâmico onde é imposta uma baixa taxa de deformação por meios externos numa seção instrumentada ou numa região entalhada de um corpo de prova de tensão uniaxial ou num corpo de prova pré-trincado por fadiga para a finalidade de avaliação do material à CST. A taxa de deformação para um corpo de prova plano ou liso – dada em unidades de extensão dividida pelo comprimento de calibração por unidade de tempo – é aplicada através de um dispositivo de taxa de deformação lenta e constante: esse corpo de prova pode ser do tipo liso, entalhado ou pré-trincado por fadiga. Essa taxa de deformação fica normalmente entre 10<sup>-4</sup> e 10<sup>-7</sup> s<sup>-1</sup>. A taxa de deformação média ou local deve ser lenta o suficiente para dar tempo de atuarem os processos de corrosão e rápidas o suficiente para produzir falha ou trinca no corpo de prova num período razoável de tempo <sup>(19)</sup>.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os principais resultados obtidos foram os seguintes:

#### 3.1 Quanto ao Modelo Empírico-comparativo de Staehle

Obtiveram-se os valores da Tabela 2 com relação à CSTAP da liga 600 para os parâmetros de susceptibilidade à CSTAP <sup>(21)</sup>.

**Tabela 2.** Parâmetros de avaliação semi - quantitativa da CSTAP de acordo com ensaios do CDTN <sup>(21)</sup>.

	Ensaio SSRT n <sup>o</sup> . 1	Ensaio SSRT n <sup>o</sup> . 2
Razão de tempo de falha (meio de ensaio/meio neutro)	0,94	0,97
Razão de deformação (meio de ensaio/meio neutro)	0,96	0,97
Razão de redução de área (meio de ensaio/ meio neutro)	0,92	0,92

A partir desta informação estabeleceu-se um número representativo da fração de resistência à CSTAP, como a média aritmética da razão de tempo de falha dos dois ensaios= 0,95; este valor foi plotado no eixo z, fração de resistência à CSTAP, conforme a Figura 2 (b). Obteve-se através de cálculo estimativo nesta pesquisa e em experimentos eletroquímicos do CDTN <sup>(22)</sup>, o valor (potencial, pH) para esse ponto, (-621 mV<sub>EPH</sub> e pH=7,3): esse valor está no limite do submodo de corrosão I<sub>PAS</sub>

com o submodo III<sub>CST</sub> (Figura 2(a)), confirmando as expectativas para a CSTAP da liga 600 na condição de ensaio e dentro do que prevê a literatura. Confirma-se assim a possibilidade da construção do modelo e modelagem empírico-comparativo de Staehle, embora também fique claro porque esse modelo não é prático, pois são necessários muitos ensaios para construí-lo ou validá-lo a partir de dados da literatura, o que já foi iniciado em Staehle.<sup>(15)</sup> No entanto, foi nessa mesma referência que se recomendou que se continuasse reunindo esses dados nos diagramas da Figura 2 para que se confirme/consolide esse modelo.<sup>(15)</sup>

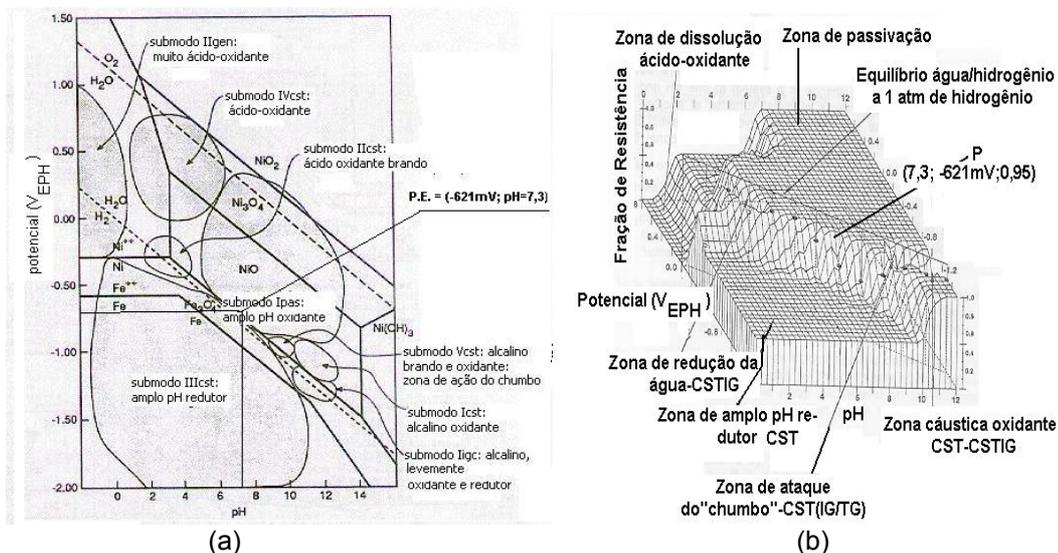
### 3.2 Modelo Semi-empírico-probabilístico de Staehle<sup>(16)</sup>

Obteve-se o seguinte resultado concernente a esse modelo:

- a) Reprodução da parte empírica do modelo, baseado nos resultados obtidos pelo CDTN: esses foram os tempos de iniciação = 482, 4 h e 494, 4 h em dois ensaios em meio água primária<sup>(21)</sup>; em virtude da proximidade dos valores obtidos, considerou-se a média aritmética dos mesmos, para a formulação da parte determinística do experimento:

$$t_i = 1,45 \cdot 10^{-13} \cdot \sigma^{-4} \cdot \exp(32882,35/T) \quad (2)$$

com  $t_i$  = tempo de iniciação em dias;  $\sigma$  = tensão em MPa e  $T$  = temperatura absoluta do meio em K; os valores de parâmetros assumidos (não experimentais) da modelagem foram retirados de Gorman et al.<sup>(16)</sup>



**Figura 2.** (a) Base do diagrama tridimensional (b) fração de resistência à CST x pH x V<sub>EPH</sub> com o ponto obtido em experimento, plotado; (b) Diagrama tridimensional referido em (a) com o ponto P plotado obtido nos experimentos do CDTN: F.R.~0,95; V=-621mV; pH=7,3.

Os dados experimentais do CDTN estão compatíveis com os valores da literatura das referências,<sup>(15,17,23)</sup> porém de acordo com valores que podem ser bastante conservadores, isto é, assumindo iniciação de trinca muito precoce. Uma possível explicação para isso é que a iniciação foi detectada muito precocemente por causa das condições de ensaio muito mais críticas do que elas são na realidade de campo, ou seja na própria instalação do RAP; de qualquer modo, isto pode ser investigado

fazendo-se ensaios adicionais, mesmo porque esses seriam úteis para se chegar à formulação da parte probabilística do modelo, que exige mais do que dois ensaios para que se possa aplicar a distribuição estatística de Weibull.

### 3.3 Modelo Simplificado de Tempo de Iniciação de Garud <sup>(17)</sup>

Obteve-se o seguinte resultado concernente a esse modelo, com base em parâmetros apresentados em Garud<sup>(17)</sup> e o mesmo resultado do CDTN.<sup>(21)</sup>

$$t_i = 4,88 \cdot 10^{-23} \cdot \exp(32822, 35/T) \cdot \ln[1,79 (278,5/\sigma)] \quad (3)$$

com  $t_i$  = tempo de iniciação em dias;  $\sigma$  = tensão em MPa e  $T$  = temperatura absoluta do meio em K; os valores de parâmetros assumidos (não experimentais) da modelagem foram retirados de Garud.<sup>(17)</sup> Assumiu-se ainda para a formulação da equação (3), ao invés de uma tensão  $\sigma$  aplicada uniforme e axial (porque o modelo original foi concebido para ensaio de tubo em carga constante), uma tensão média  $\sigma_M = 450$  MPa, uma vez que a carga no ensaio de SSRT é variável (com deformação constante) sendo esse valor médio correspondendo à média entre o limite superior elástico e a tensão máxima de escoamento atingida no ensaio;

### 3.4 Modelo de Dano por Taxa de Deformação de Boursier <sup>(18)</sup>

Obteve-se o seguinte resultado concernente a esse modelo:

$$t_i = 8,28 \cdot 10^{-3} \cdot \dot{\epsilon}_{SSRT}^{-0,67} \quad (4)$$

com  $t_i$  = tempo de iniciação em dias;  $\dot{\epsilon}_{SSRT}$  = taxa de deformação utilizada no ensaio SSRT/CERT correspondente à taxa de deformação aparente ou macroscópica, em  $s^{-1}$  e para uma temperatura fixada de  $303^{\circ}C$ .

A expressão (4) corresponde a uma simplificação da expressão originalmente proposta em Boursier, Desjardins e Vaillant<sup>(18)</sup> apenas para a fase de iniciação da trinca (velocidade de propagação  $\sim 0$ ) e considerando-se  $\dot{\epsilon}_{SSRT}$  da ordem ou menor que  $2,5 \cdot 10^{-7} s^{-1}$ , ou seja quando a relação da taxa de deformação na ponta da trinca  $\dot{\epsilon}_{PT}$  com  $\dot{\epsilon}_{SSRT}$  é por volta de 3, conforme <sup>(18)</sup>. Vê-se portanto que essa expressão tem aplicação limitada aos ensaios de SSRT e portanto de laboratório e mesmo assim numa faixa reduzida de taxa de deformação: no caso da pesquisa realizada, mais experimentos devem ser feitos para confirmação da validade da expressão (4). No entanto, é possível se pensar numa aplicação de campo utilizando ensaios de extensometria, aplicação para a qual esse modelo desenvolvido poderia servir.

## 4 CONCLUSÃO

É possível utilizar os dados dos ensaios de SSRT para efetuar a modelagem a partir de alguns modelos de CSTAP à alta temperatura da liga 600: neste trabalho foram realizadas as modelagens, baseadas em alguns ensaios realizados no CDTN dos modelos empírico-comparativo, semi-empírico probabilístico (parte determinística), modelo simplificado de tempo de iniciação e modelo de taxa de deformação. A utilização dos diagramas de Pourbaix (potencial x pH) para localização das condições termodinâmicas apropriadas para ocorrer os diversos submodos de corrosão, acoplado ao uso de modelos que exprimem a cinética da iniciação e/ou

crescimento das trincas, tem a vantagem de melhorar a previsibilidade desse tipo de corrosão bastante complexo, e também de proporcionar uma metodologia de pesquisa para a CSTAP.

## Agradecimentos

Às instituições e aos respectivos colegas que tornaram esta pesquisa possível: CDTN; CNPq; IPEN/CNEN.

## REFERÊNCIAS

- 1 ROBERTS, J. T. A. Structural materials in nuclear power systems, New York, N.Y.: Plenum Press, 1981.
- 2 USNRC: UNITED STATES NUCLEAR REGULATORY COMMISSION (USNRC). Preliminary Staff Technical Assessment for Pressurized Water Reactor Vessel Head Penetration Nozzles Associated with NRC Bulletin 2001-1, "Circumferential Cracking of Reactor Pressure Vessel Head Penetration Nozzles", Nov. 2001. Disponível em [www.nrc.gov](http://www.nrc.gov), acesso em junho de 2002.
- 3 SHAH, V.N.; WARE, A. G.; PORTER, A. M. Assessment of pressurized water reactor control rod drive mechanism nozzle cracking. Idaho Falls: Idaho National Engineering Laboratory, Oct.1994. (NUREG/CR-6245).
- 4 ASME: AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. Boiler and pressure vessel code: section II, "Materials specifications", Part A, "Ferrous Materials", 1998.
- 5 IAEA: INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY. Assessment and management of ageing of major nuclear power plant components important to safety: Pressurized water reactor pressure vessels. Vienna: IAEA, 1997. (IAEA – TECH DOC)
- 6 FONTANA, M.G. ; GREENE, N.D. Corrosion engineering, New York, N.Y.: McGraw-Hill, 1978.
- 7 HERTZBERG, R.W. Deformation and fracture mechanics of engineering materials, New York, N.Y.: John Wiley & Sons, 1989.
- 8 REBAK, R. B.; Z. SZKLARSKA-SMIALOWSKA. Mechanism Of Stress Corrosion Cracking Of Alloy 600 In High Temperature Water. In: G. Airey et al. (Eds.), SEVENTH SYMPOSIUM ON ENVIRONMENTAL DEGRADATION OF MATERIALS IN NUCLEAR POWER SYSTEMS – WATER REACTORS, NACE, Houston, TX, 1995, p.855-865.
- 9 ANDRESEN, P.L.; FORD, F.P. Life Prediction by Mechanistic Modeling and System Monitoring of Environmental Cracking of Iron and Nickel alloys in aqueous Systems. Materials Science and Engineering, A103, p. 167-184, 1988.
- 10 GALVELE, J. R. A Stress Corrosion Cracking Mechanism Based On Surface Mobility. Corrosion Science, v.27, n. 1, p. 1-33, 1987.
- 11 MACDONALD, D.D. On the modeling of stress corrosion cracking in iron and nickel base alloys in high temperature aqueous environments. Corrosion Science, v.38, n. 6, p. 1003-1010, 1996.
- 12 SCOTT, P.M; LE CALVAR, M. Some Possible Mechanisms of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in PWR Primary Water. In: SIXTH INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON ENVIRONMENTAL DEGRADATION OF MATERIALS IN NUCLEAR POWER SYSTEMS-WATER REACTORS, San Diego, CA, August 1-5, 1993. Proceedings ..., p. 657-665.

- 13 FOCT, F. Mecanismos De Corrosion Sous Contrainte De L'Alliage 600 Polycristallin Et Monocristallin En Milieu Primaire: Role De L'Hydrogen. Grenoble:1999. Tese (Doutorado).
- 14 CARON, D. Influence De L'Hydrogène Sur La Vitesse De Propagation Des Fissures De Corrosion Sous Contrainte Dans L'Alliage 600 En Milieu Primaire Des Réacteurs Nucléaires À Eau Sous Pression. Lyon: 2001. Tese (Doutorado).
- 15 STAEHLE, R.W. Combining Design and Corrosion for Predicting Life. In: LIFE PREDICTION OF CORRODIBLE STRUCTURES November 5-8, 1991, Kauai, Hawaii. Proceedings ... NACE, 1992.
- 16 GORMAN, J.A., STAVROPOULOS, K. D., ZEMITIS, W.S., DUDLEY, M. E., PWSCC Prediction Guidelines, EPRI Final Report TR-104030 Project 2812-15, Palo Alto, July 1994.
- 17 GARUD, Y.S., A Simplified Model for Assessment of SCC Initiation Time in Alloy 600, EPRI Final Report TR-109137, Palo Alto, Nov. 1997.
- 18 BOURSIER, J.M., DESJARDINS, D., VAILLANT, F. The influence of strain-rate on the stress corrosion cracking of Alloy 600 in high temperature primary water. Corrosion Science, v.37, n. 3, p. 493-508, 1995.
- 19 ASTM: AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking (G 129-00), 2000.
- 20 MOREIRA, P.A.P., ANDRADE, A.H.P., NEVES, C.F.C, SCHVARTZMAN, M.M.A.M. Sistema para realização de ensaios de corrosão sob tensão em condições operacionais de reatores PWR. In: CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DA ABM, 57, 2002, São Paulo, Proceedings... São Paulo: ABM, 2002, 1 CD, p.1144-1154.
- 21 MATIAS, A., SCHVARTZMAN, M.M.A.M. Desenvolvimento de uma metodologia de avaliação da suscetibilidade à corrosão sob tensão em ambiente de reator nuclear, Santos, Proceedings... Santos: INAC, 2005. 1 CD.
- 22 MORAGA, G. Análise Eletroquímica da Liga de Níquel 600 MA, 2006, Belo Horizonte, CDTN, 2006. (RELATÓRIO INTERNO)
- 23 STAEHLE, R.W. Bases for Predicting the Earliest Penetrations Due to SCC for Alloy 600 on the Secondary Side of PWR Steam Generators, NUREG/CR-6737 ANL-01/20, RWS 151, USNRC, 2001.