

RESULTADOS DE MODELAGEM DE INICIAÇÃO DE FRATURA POR CORROSÃO SOB TENSÃO EM COMPONENTES DE REATORES NUCLEARES¹

Omar Fernandes Aly²

Miguel Mattar Neto³

Mônica Maria de Abreu Mendonça Schvartzman⁴

Resumo

A corrosão sob tensão é um modo de degradação de vida e integridade de equipamentos e componentes (como vasos de pressão, conexões e tubos) de usinas nucleares, da indústria petroquímica, de geração de energia e outras que tem a característica de ser de complexa previsão no tempo, devido ao grande número de variáveis da qual depende: microestruturais (microquímica do contorno de grão, tratamento térmico, tamanho de grão, trabalho a frio e deformação plástica), mecânicas (tensão residual, tensão aplicada, deformação e taxa de deformação), ambientais (temperatura, pH, composição química do meio, pressão parcial de hidrogênio, potencial eletroquímico). Essas variáveis definem as condições termodinâmicas necessárias para a iniciação e a propagação da trinca. Assim os modelos matemáticos devem ser aplicados com critérios baseados nessas variáveis através do discernimento dos mecanismos preponderantes em cada caso. Nesse estudo são considerados componentes feitos e soldados com superligas de níquel (ligas 600, 182, 82) de reatores nucleares de água pressurizada (PWR) em água do circuito primário à alta temperatura (em torno de 300° C) e apresentados alguns dos principais mecanismos e modelos e resultados preliminares de modelagens de iniciação de trincas obtidas a partir de dados experimentais por equipamentos de taxa de deformação lenta ("slow strain rate test") do CDTN- Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear, seguidos de discussão, conclusão e recomendação.

Palavras-chave: Corrosão sob tensão; Ligas de níquel; Modelos; Reatores nucleares.

RESULTS OF MODELING FOR INITIATION OF STRESS CORROSION CRACKING IN NUCLEAR REACTORS COMPONENTS

Abstract

The stress corrosion cracking is a nuclear, power, petrochemical, and other industries equipments and components (like pressure vessels, nozzles, tubes, accessories) life degradation mode, which is of complex prediction due the many involved parameters, such as micro-structural type (grain boundary microchemistry, thermal treatments, grain size, cold work and plastic deformation), mechanical (residual stress, applied stress, strain and strain rate), and environmental (temperature, pH, environment chemical composition, hydrogen partial pressure, electrochemical potential). These parameters determine the thermodynamic conditions which are necessities to initiate and to growth cracking. Thus the mathematical models shall be applied according to specific mechanisms in each case. It is studied components made and welded with nickel alloys (alloys 600, 182, and 82) from PWR nuclear reactors in primary water at high temperature (about 300°C). It is presented some of the mechanisms and initiation models, and preliminary results are showed departing of experimental data obtained through the slow strain rate test equipments of CDTN-Nuclear Technology Development Center; it follows a discussion, conclusions, and recommendations.

Key words: Models; Nickel alloys; Nuclear reactors; Stress corrosion.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Doutor em Tecnologia Nuclear-Materiais, Pós-Doutorando, IPEN- USP (ofaly@ipen.br)

³ Professor, Doutor em Engenharia Estrutural, IPEN/CNEN-USP (mmattar@usp.br)

⁴ Doutora em Ciência dos Materiais, Pesquisadora, CDTN/CNEN-UFMG (monicas@cdtn.br)

1 INTRODUÇÃO

A degradação de materiais estruturais de reatores nucleares de água leve (*light water reactors* ou LWR), que incluem os de água pressurizada (*pressurized water reactors* ou PWR) e água fervente (*boiler water reactors* ou BWR) é um dos principais fatores que podem limitar a segurança, confiabilidade e eficiência das plantas nucleares. A experiência acumulada com a operação e manutenção de reatores comerciais demonstra a necessidade de melhorar a compreensão e a previsão das falhas relativas aos materiais – principalmente devido à corrosão e irradiação – bem como o estabelecimento de procedimentos analíticos para a interpretação das informações obtidas nos testes que permitem estimar a sua vida útil.⁽¹⁾

Dentro desses modos de degradação que atingem os reatores de água pressurizada, destaca-se o processo de fratura por corrosão sob tensão pela água do circuito primário (CSTAP), causado por efeitos combinados das tensões de tração, meio ambiente constituído de água com íons principalmente de boro, lítio e hidrogênio a altas temperaturas de operação (em torno de 300° C) e microestruturas de materiais susceptíveis a esse tipo de trinca, como ligas de níquel, nessas condições.

Alguns componentes de PWR como os bocais do mecanismo de acionamento das barras (MAB) de controle dos reatores de água pressurizada, são em sua maioria no mundo ocidental fabricados em aço inoxidável e liga 600 (ASME - SB- 166⁽²⁾) laminada e recozida (*mill annealed* ou MA) e fixados ao tampo do vaso de pressão por soldas dissimilares de liga 600 com liga 82 ou 182. Eles podem sofrer trincas de CST ficando sujeitos a seccionamento seguido de ejeção de partes estruturais⁽³⁾ ou perda de água primária⁽⁴⁾ que pode inclusive se acumular em regiões do topo do vaso de pressão, causando danos através de corrosão do tampo superior, como ocorreu na Usina de Davis Besse (EUA) (Figura 1):^(5,6) ou seja, risco de acidentes e de perda de confiabilidade operacional, com impedimentos forçados de operação.

Este trabalho tem por objetivo apresentar e discutir algumas modelagens para previsão da iniciação de trincas por corrosão sob tensão em liga 600 em água de circuito primário de reator de água pressurizada, e discussão de resultados experimentais com os obtidos na literatura, tendo sua metodologia utilizada, aplicação direta na indústria nuclear e de outras que utilizam vasos de pressão.

2 MODELOS DE CORROSÃO SOB TENSÃO

A iniciação e a propagação de trincas por corrosão sob tensão ocorre em determinadas regiões de propensão termodinâmica, regiões de potencial vs. pH denominadas submodos, conforme ilustração da Figura 2 para liga 600 em água a alta temperatura.⁽⁷⁾ Ambos são processos 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.⁽⁸⁾

Os parâmetros microestruturais são: (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 gs e trabalho a frio TF ou deformação plástica: esses dois últimos fixam o limite de escoamento σ_{ys} .

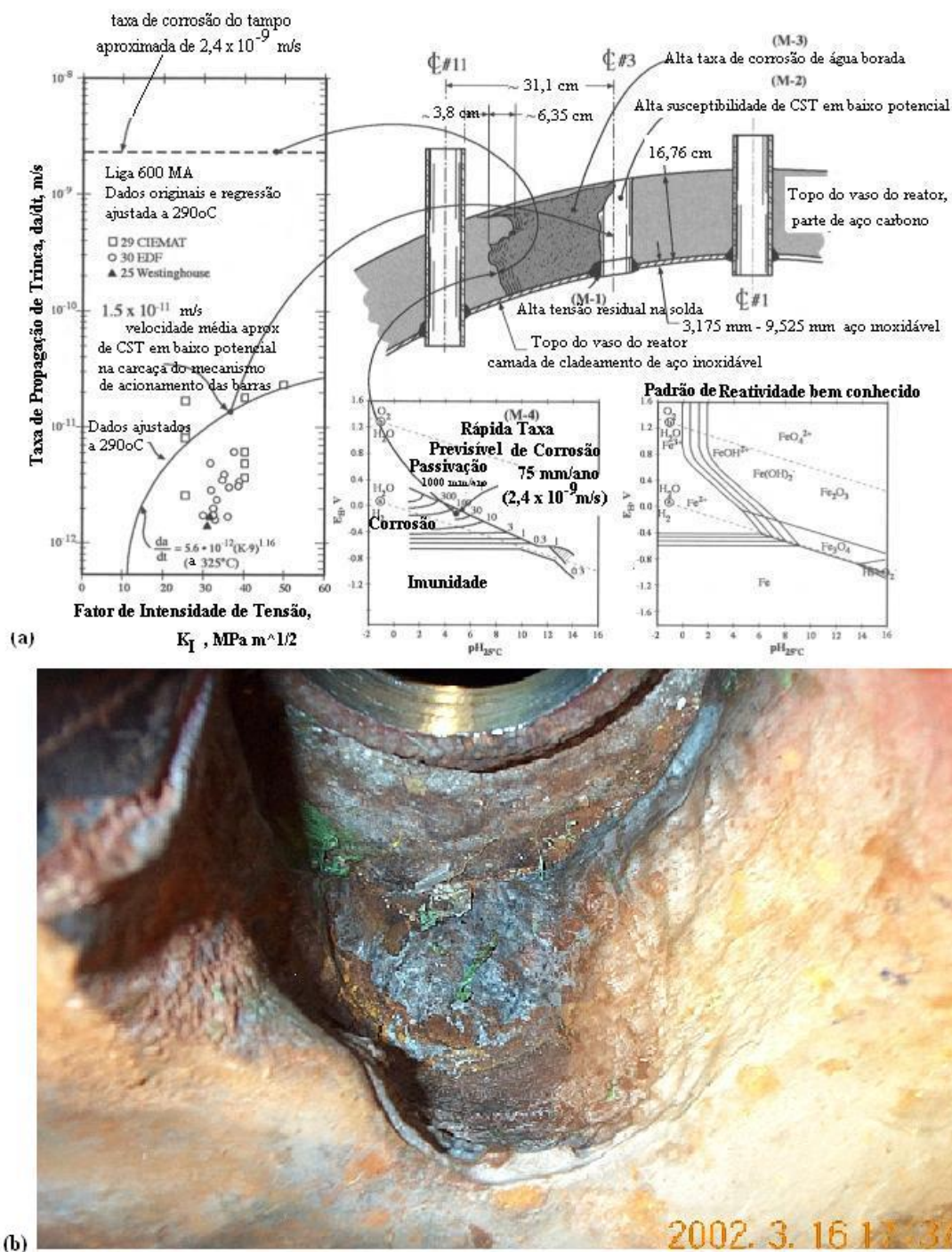


Figura 1. (a) Processo passo a passo que levou à falha na unidade nº. 3 da Usina de Davis Besse, em março de 2002: a corrosão sob tensão em baixo potencial precedeu a rápida corrosão generalizada do tempo;⁽⁵⁾ (b) Na foto é mostrado o dano por corrosão generalizada, causado pelo ácido bórico depositado através de vazamento por CSTAP através de bocal do MAB numa vista de topo com isolamento térmico removido, dimensões aproximadas do dano de 10 x 13 cm².⁽⁶⁾

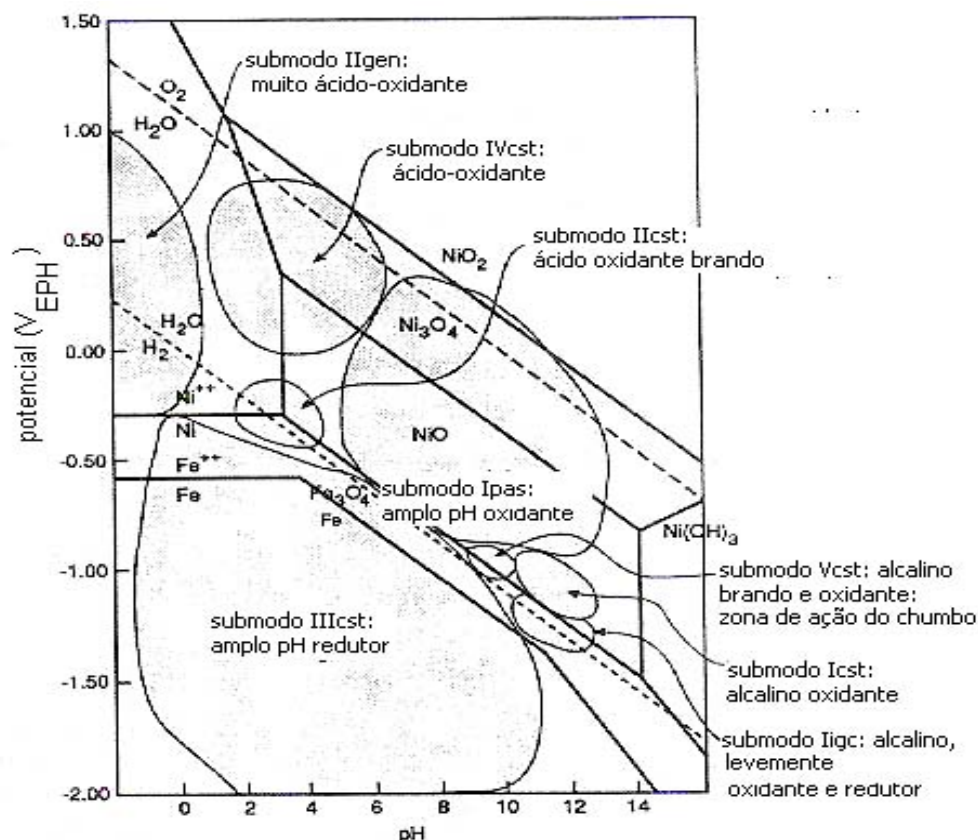


Figura 2. Diagrama de Pourbaix bidimensional V x pH para a liga 600 na faixa de 300°C utilizada como base sobre a qual foram localizadas as regiões de submodos de corrosão.⁽⁷⁾

Os parâmetros mecânicos são: (4) tensão residual σ_r ; (5) tensão aplicada σ_a – as tensões e a geometria podem ser expressas como o fator de intensidade de tensão K_I ; (6) deformação ϵ e taxa de deformação $\dot{\epsilon}$.

Os parâmetros 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 a Eq. (1).⁽⁸⁾

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

Há vários processos pelos quais as condições acima 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.⁽⁸⁾

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

Na Figura 3 está ilustrada a complexidade interativa de sete dessas variáveis para a construção de um modelo quantitativo de CST.⁽⁵⁾

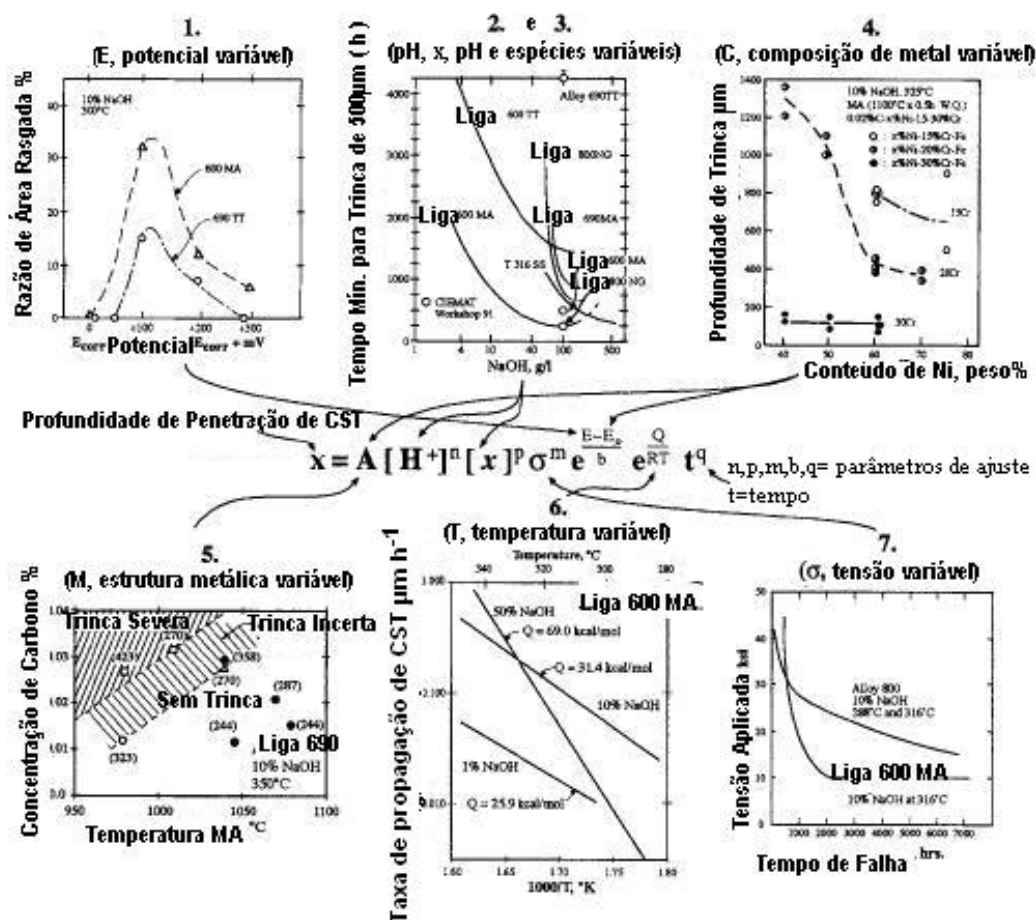


Figura 3. Exemplos retirado de dados de CST em soluções alcalinas, de interrelações de sete variáveis primárias para CST e sua aplicação numa equação analítica que pode ser utilizada na modelagem de parâmetros de acordo com uma distribuição estatística.⁽⁵⁾

3 MODELO DE INICIAÇÃO DE CORROSÃO SOB TENSÃO UTILIZADO

Em trabalho anterior, mostramos aplicações relativas à iniciação de corrosão sob tensão em liga 600, através dos modelos: a) semi-empírico-probabilístico de Staehle, b) modelo de dano por taxa de deformação de Boursier e c) modelo simplificado de tempo de iniciação de Garud.⁽¹⁰⁾

No caso da iniciação de corrosão sob tensão da liga 600 em água a alta temperatura, há modelos em que o trincamento se dá por efeito preferencial da fluência e que são preferencialmente aceitos a outros considerados clássicos, como o modelo de dissolução por deslizamento/ruptura do filme passivo.⁽¹¹⁾ Por isso foi escolhido outro modelo para uma nova proposta de modelagem, o modelo de fluência de Rice.^(12,13)

3.1 O Modelo de Fluência de Rice

O modelo de abertura de trincas pela ação de fluência parte da relação de Monkman-Grant de que o tempo de falha multiplicado pela taxa de fluência é constante (essa correlação *per si* já é um modelo) e visa quantificar a ação dessa

variável no mecanismo de corrosão sob tensão intergranular em aços inoxidáveis e ligas de níquel.

O mecanismo postulado da ação fluência é constituído sobre duas hipóteses: (a) todos os contornos de grão perpendiculares à direção da tensão são uniformemente separados; (b) a taxa de abertura de trincas é limitada pelos grãos vizinhos que se deformam de acordo com a lei de fluência.

Na Figura 4 é mostrado o mecanismo de ação da fluência: (a) Um contorno de grão cavitado e submetido à tensão σ e se separando numa razão $d\delta/dt$, devido ao fluxo de difusão de material da superfície da cavidade para o contorno de grão; (b) Geometria axissimétrica utilizada para a análise do crescimento da cavidade: f é a fração de área de contorno cavitado; (c) Uma faceta de contorno de grão isolado e cavitado num policristal: a tensão σ geralmente será reduzida a partir da tensão remota σ_∞ que age através da faceta na ausência de cavitação. A taxa de separação média de grãos do contorno e conseqüentemente a abertura de trincas médias de uma faceta de grão pode ser calculada a partir deste modelo usando-se a Equação (2).⁽¹²⁾

$$\delta_{cal} = \alpha[(\sigma_\infty - \sigma)/\sigma_\infty] \times \varepsilon_{med} \times d \quad (2)$$

com: δ_{cal} a abertura média calculada de trinca, α uma constante adimensional, σ_∞ a tensão remota uniaxial aplicada, σ a tensão de tração no contorno de grão cavitado, ε_{med} a deformação média por fluência, d o diâmetro médio de grão.

Esse modelo foi aplicado a corpos de prova de liga 600 comercial e de laboratório e comparados a dados experimentais obtidos a partir de ensaios de carga constante e taxa de deformação lenta (SSRT), a fim de avaliar o papel da fluência na corrosão sob tensão intergranular, mostrando razoáveis resultados de modelagem.⁽¹³⁾

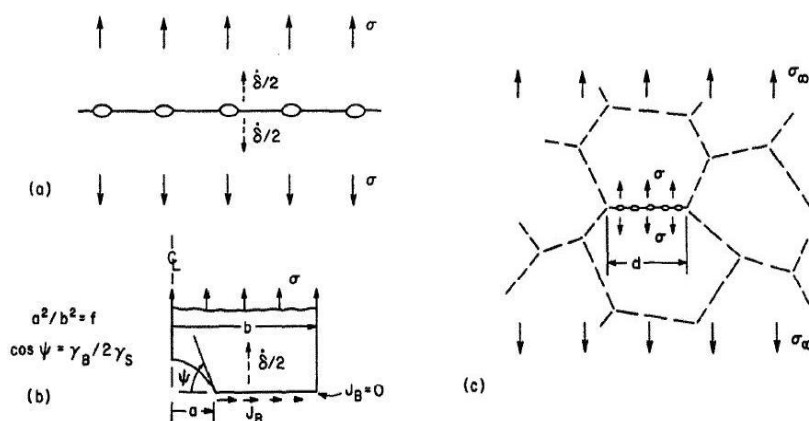


Figura 4. Diagrama do mecanismo do modelo de fluência de Rice: (a) Contorno de grão tensionado e cavitado; (b) Geometria empregada para análise do crescimento de cavidades; (c) Faceta num policristal.⁽¹²⁾

4 MATERIAL E MÉTODOS

Nos ensaios SSRT de corrosão sob tensão desenvolvidos no CDTN foram utilizados corpos de prova de liga 600 MA. Nas Tabelas 1 e 2 são apresentadas a composição química e as propriedades mecânicas respectivamente e na Figura 5 é mostrada a microestrutura do material como recebido.

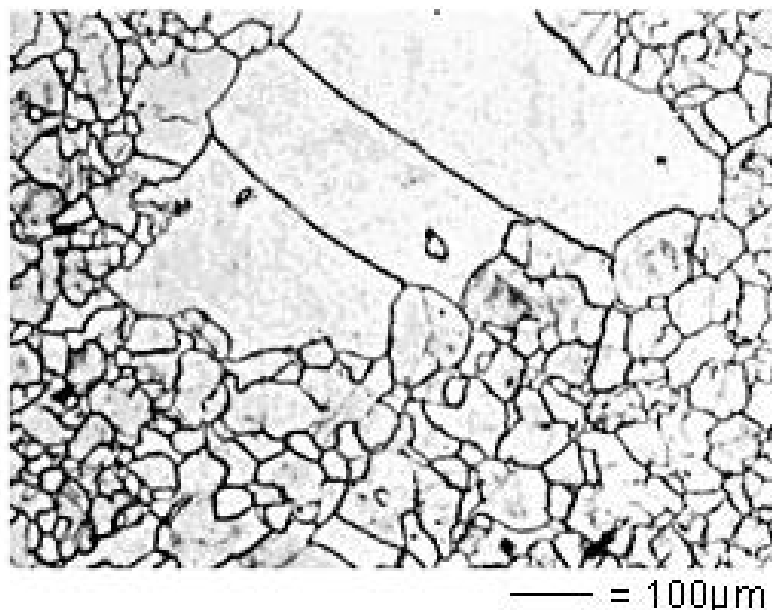
Tabela 1. Composição química da liga 600 MA (% peso)⁽¹⁴⁾

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Co	Cu	Fe	Al	Ti	Nb
0,042	0,22	0,008	0,0002	0,18	75,05	15,61	0,10	0,03	8,81	0,08	0,20	0,20

Tabela 2. Propriedades mecânicas da liga 600 MA⁽¹⁴⁾

Temperatura (°C)	σ_Y (MPa)	σ_R (MPa)	Deformação (%)	Redução de área (%)	Dureza HB
22	302	632	38,5	62	170
300	254	567	38,6	58	N.D.

σ_Y - limite de escoamento; σ_R - limite de resistência.


Figura 5. Microestrutura da liga 600 MA, como recebida. Micrografia em ácido fosfórico a 10%, 100 vezes.⁽¹⁴⁾

O meio utilizado nos ensaios foi uma solução com água deionizada contendo composição química similar a do ambiente do circuito primário de um reator de água pressurizada em operação (temperatura 303 °C). Esta solução contém 1000-1200 ppm de ácido bórico, 2,2 – 2,5 ppm de hidróxido de lítio, 25- 35 cm³ CNTP H₂/kg H₂O e menos de 5 ppb de O₂. Durante os ensaios o pH da solução foi mantido entre 6,9 e 7,4.

Os principais resultados estão na Tabela 3 e na Figura 6.

Tabela 3. Resultados dos ensaios semi-quantitativos do processo de CSTAP em liga 600 desenvolvidos no CDTN: meio neutro (nitrogênio) e meio-água do circuito primário. Taxa de deformação aplicada nos ensaios de $3 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ (14,15)

Ensaio	SSRT 01	SSRT 02	SSRT 03
Meio	Nitrogênio	água do circuito primário	água do circuito primário
Tempo de Ensaio (dias)	21,3	20,1	20,6
Tempo de Iniciação estimado (h)	---	482,4	494,4
Velocidade de Ensaio ($\mu\text{m/h}$)	34,1	33,0	33,0
Pressão (MPa)	2,05	10	10
Limite de Escoamento (MPa)	275	292	265
Limite de Resistência (MPa)	647	648	650
Deformação (%)	55,8	53,5	54,1
Redução de área (%)	55,5	50,9	51
Razão de Tempo de falha	---	0,94	0,97
Razão de Deformação	---	0,96	0,97
Razão de redução de área	---	0,92	0,92
Tenacidade (kJ/m^3)	29,51	27,49	27,89

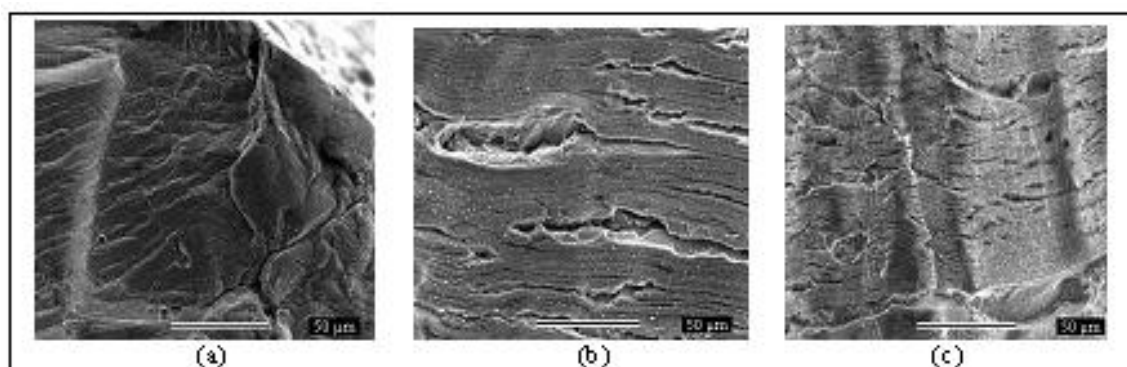


Figura 6. Microfractografias em MEV, com aumento de 500 vezes. Superfícies laterais dos espécimes de liga 600 MA. Ensaios com taxa de deformação lenta a 303 °C e 10 MPa. Taxa de deformação de $3,0 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$. (a) SSRT 01 (neutro), (b) SSRT 02 (meio de CSTAP), (c) SSRT 03 (meio de CSTAP). (14,15)

5 APLICAÇÃO DO MODELO NOS DADOS EXPERIMENTAIS

O modelo de Rice foi aplicado utilizando-se os resultados dos ensaios (item 4), selecionando-se os valores para a equação (2) de acordo com a Tabela 4.

Tabela 4. Valores selecionados para determinação da equação do modelo de Rice

δ_{cal} (μm)	α	σ_{∞} (MPa)	σ (MPa)	ϵ_{med}	d (μm)
0,1838 a 0,3676	0,75 a 1,5	640	0	0,00389	63
0,1880 a 0,3761	0,75 a 1,5	660	0	0,00398	63

Os valores calculados na Tabela 4 foram baseados na metodologia de cálculo utilizada na referência (13): (a) $\alpha = 0,75$ é o valor assumido para a liga 600 na

ausência de deslizamento no contorno de grão, portanto na hipótese mais conservadora em relação ao tamanho (mínimo) da trinca. Se for assumido o deslizamento total dos contornos de grãos (hipótese menos conservadora, os tamanhos de trinca tendem a ser máximos), α deverá ser assumido com o valor de 1,5, isto é, o δ_{cal} dobrará de tamanho; (b) os valores de σ_{∞} foram retirados dos gráficos dos resultados das curvas tensão vs. tempo dos ensaios SSRT de Matias e Schwartzman⁽¹⁵⁾ (não reproduzidas nesse artigo): de qualquer forma, seus valores não influirão no cálculo, pois na equação (2) a parcela das tensões será igual a 1 em virtude da hipótese assumida para (c) $\sigma = 0$, em virtude de que as trincas são contínuas ao longo dos contornos de grão com ainda pouca profundidade em virtude de estarem no estágio de iniciação (ou início de propagação): ver também o diagrama da Figura 4(c); (d) a deformação média ϵ_{med} foi calculada como o produto da taxa de fluência (assumida como igual à taxa de fluência determinada nos ensaios de SSRT na referência (15), como sendo na média de $2,24 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$) pelos tempos de ensaio (Tabela 3) convertidos em segundos; (e) o diâmetro médio de grão foi calculado como a média equivalente de um total de 204 grãos na micrografia da Figura 5; (f) os valores das aberturas de trinca calculadas médias utilizando-se a equação (2), δ_{cal} , estão na primeira coluna da Tabela 4.

6 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

As linhas mais tênues das micrografias (b) e (c) da Figura 6 parecem ser maiores do que as aberturas calculadas médias de trinca δ_{cal} na Tabela 4, mas seus valores estão compatíveis com os resultados da referência (13) exceto pelo diâmetro de grão que parece ser bem maior no caso estudado. Tudo indica que esse processo de abertura de trinca é incipiente e lento, aparecendo quando as condições de susceptibilidade à corrosão sob tensão se estabelecem, sendo portanto a pré-iniciação do processo de trinca: antes, essa abertura estabelece uma condição de incubação da trinca, até que realmente ela se inicie, isto é atinja um tamanho mínimo a partir do qual ela possa se propagar. Ainda, se considerarmos a equação (2) na sua forma diferencial e calcularmos com os mesmos dados, utilizando um $\alpha_{med} = 1,125$, a velocidade de crescimento de trinca $d\delta_{cal}/dt$ será igual a $1,58 \times 10^{-13} \text{ m/s}$, ou seja, duas ordens de grandeza menor do que a velocidade média aproximada de CST para essa condição e material (Figura 1(a)): isso pode significar que nas condições experimentais ainda não tenham sido atingidas as condições de propagação (estágio de pré-iniciação por exemplo) ou que a taxa de fluência utilizada tenha sido muito baixa. Realmente se ao invés de ser utilizada apenas a taxa de fluência que é muito baixa, fosse utilizada a taxa de deformação na ponta da trinca (já admitindo que a trinca tivesse se propagando), a literatura⁽¹⁶⁾ indica que essa taxa seria da ordem da taxa de deformação aplicada no ensaio, isto é, $3,0 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, e assim haveria um aumento de duas ordens de grandeza na velocidade calculada que ficaria próxima à média de velocidade de propagação indicada. Em resumo, há uma indecidibilidade presente na parte experimental de que qual realmente é a fase em que se encontra o processo de fratura: pré-iniciação/incubação, iniciação ou propagação — que por sua vez pode ser lenta, estacionária (com um patamar) ou rápida. Isso é normal que aconteça, pois ensaios do tipo SSRT são para avaliar susceptibilidade à CST e não propriamente iniciação ou propagação de CST: para esses são indicados os ensaios de carga constante com a utilização de corpos de prova específicos da Mecânica da Fratura.

7 CONCLUSÃO E RECOMENDAÇÃO

Mostrou-se através de alguns resultados experimentais a aplicação de um modelo específico de iniciação de corrosão sob tensão conhecido como modelo de Rice, que quantifica o parâmetro da fluência de fundamental importância no processo, aos resultados experimentais obtidos para liga 600 em meio do circuito primário de água de reator pressurizado em alta temperatura, no CDTN - Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (Belo Horizonte - MG). Os resultados embora sejam compatíveis com a principal fonte da literatura utilizada em que se modelou e discutiu uma ampla gama de resultados experimentais em ensaios de carga constante e SSRT,⁽¹³⁾ demonstraram ambigüidades referentes ao estágio real em que se encontra o processo de fratura. Como os ensaios utilizados foram do tipo SSRT, por serem por enquanto os únicos disponíveis no caso estudado, esse resultado é de certa forma esperado. Assim recomenda-se a execução de ensaios quantitativos mais precisos e adequados como os ensaios de carga constante com corpos de prova da Mecânica da Fratura.

Agradecimentos

Capes (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pela bolsa de pós-doutorado, IPEN/CNEN-USP (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares/Conselho Nacional de Energia Nuclear-Universidade de São Paulo) pela oportunidade e infraestrutura de pesquisa e CDTN/CNEN-UFMG (Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear/Conselho Nacional de Energia Nuclear-Universidade Federal de Minas Gerais) pelos dados experimentais disponibilizados.

REFERÊNCIAS

- 1 ROBERTS, J. T. A. Structural materials in nuclear power systems, New York, N.Y.: Plenum Press, 1981.
- 2 ASME: AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. Boiler and pressure vessel code: section II, "Materials specifications", Part A, "Ferrous Materials", 1998.
- 3 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, acesso em junho de 2002.
- 4 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).
- 5 STAEHLE, R.W. Predicting failures in light water nuclear reactors which have not yet been observed- microprocess sequence approach (MPSA), EICM-2 Proceedings edited by SHIPILOV, S.A.; JONES, R.H.; OLIVE, J.-M.; REBAK, R.B. (Ed.) "EICM-2 - Second International Conference on Environment-Induced Cracking of Metals, The Banff Centre, Banff, Alberta, Canada, September 19-23, 2004, Elsevier: London, 1st Edition, 2008, V.2 pp. 3-54.
- 6 UNITED STATES NUCLEAR REGULATORY COMMISSION (USNRC). Degradation Area of Davis Besse Nozzle #3 and Degradation Area of Davis Besse Nozzle #3 Sketch, July 2004, Figuras disponíveis em www.nrc.gov/reactors/operating/ops-experience/vessel_head-degradation/images.html, acesso em: 07/11/2005.

- 7 STAEHLE, R.W. "Combining design and corrosion for predicting life", in: R.N. PARKINS (Ed.), Life Prediction of Corrodible Structures, vol. 1, NACE International, Houston, 1994, pp. 138-291.
- 8 REBAK, R.B., SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z. The mechanism of stress corrosion cracking of alloy 600 in high temperature water, Corros. Sci. 38 (1996) 971-988.
- 9 FOCT, F., "Stress Corrosion Mechanisms in Monocrystalline and Polycrystalline Alloy 600 on PWR: Hydrogen Effects", Tese de Doutorado, Grenoble, France, 1999. (em francês)
- 10 ALY, O.F., ANDRADE, A., MATTAR NETO, M. Modelagem da fratura por corrosão sob tensão em mecanismo de acionamento das barras de controle de reator de água pressurizada, in: 62º Congresso Anual da ABM, Anais... ABM: Vitória-ES, 2007. 1CD.
- 11 HUA, F.H., REBAK, R.B. "The role of hydrogen and creep in intergranular stress corrosion cracking of Alloy 600 and Alloy 690 PWR primary water environments-a review", EICM-2 Proceedings, SHIPILOV, S.A.; JONES, R.H.; OLIVE, J.-M.; REBAK, R.B. (Ed.) "EICM-2 - Second International Conference on Environment-Induced Cracking of Metals, The Banff Centre, Banff, Alberta, Canada, September 19-23, 2004, Elsevier: London, 1st Edition, 2008, v.2 pp. 123-141.
- 12 RICE, J.R. "Constraints on the diffusive cavitation of isolated grain boundary facets in creeping polycrystals", Acta metall., 29, (1981) 675-681.
- 13 WAS, G.S., LIAN, K. "The Role of Time-Dependent Deformation in Intergranular Crack Initiation of Alloy 600 Steam Generator Tubing Material", University of Michigan-Department of Nuclear Engineering and Radiological Services: Ann Harbor, MI, 1998, prepared for Division of Engineering Technology Office of Nuclear Regulatory Research of USNRC (NUREG/GR-0016).
- 14 SCHVARTZMAN, M.M.A.M., NEVES, C.F.C., MATIAS, A., LOURENÇO, L.I. Avaliação da Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão do Inconel 600 MA em Ambiente de Reator Nuclear, CONGRESSO ANUAL DA ABM-INTERNACIONAL, 60, Anais... ABM: Belo Horizonte, 2005. 1CD.
- 15 MATIAS, A., SCHVARTZMAN, M.M.A.M. "Development of a Methodology for Evaluation of Susceptibility to Stress Corrosion Cracking in Nuclear Reactor Environment", Proceedings of Inac 2005, INAC, Santos, Brazil, September 2005. (in Portuguese)
- 16 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", Mat.Sci. Eng., A103, (1988)167-184.