



COTEQ-344

MODELOS DE PROCESSOS DE FRATURA POR CORROSÃO SOB TENSÃO EM COMPONENTES DE REATORES NUCLEARES - ALGUNS RESULTADOS E EXEMPLOS

Omar F. Aly¹, Miguel M. Neto², Mônica M. A. M. Schwartzman³

Copyright 2011, ABENDI, ABRACO E IBP.

Trabalho apresentado durante a 11ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

SINOPSE

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 ocorrência e a cinética da trinca (nas fases de iniciação e propagação) através da taxa de dissolução proporcional à densidade de corrente anódica combinada com a ação mecânica da tensão e deformação. Em função disso os modelos matemáticos devem ser aplicados com critérios baseados nessas variáveis através do discernimento dos mecanismos preponderantes em cada caso de corrosão sob tensão. No caso em estudo são considerados componentes (bocais dos mecanismos de acionamento das barras de controle) 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). Neste trabalho são apresentados alguns dos principais mecanismos e modelos existentes para a corrosão sob tensão, como: dissolução por deslizamento/ruptura do filme passivo; oxidação interna; corrosão acelerada pela deformação plástica, dano por fluência. São também apresentados modelos empíricos considerando fatores probabilísticos. São mostrados resultados preliminares de modelagens obtidas a partir de dados experimentais via equipamentos de taxa de deformação lenta (“slow strain rate test”) do CDTN e exemplos de aplicação, seguidos de discussão, conclusões e recomendações.

1 PhD, Pós-Doutorando, Engenheiro Mecânico - IPEN/CNEN-USP

2 PhD, Pesquisador, Professor, Engenheiro Civil - IPEN/CNEN-USP

3 PhD, Pesquisadora, Engenheira Química - CDTN/CNEN-UFMG

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 principalmente devidas à corrosão e irradiação dos materiais, bem como o estabelecimento de procedimentos analíticos para a interpretação das informações obtidas nos testes que permitem estimar a sua vida útil (1).

Um dos principais modos de degradação que atingem os reatores de água pressurizada é o processo de fratura por corrosão sob tensão pela água do circuito primário (CSTAP), causado por efeitos combinados das tensões de tração, do 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 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, conforme mostrado na Figura 1. Eles podem sofrer trincas de CSTAP 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 generalizada do tampo superior, como ocorreu na Usina de Davis Besse (EUA) (5),(6): ou seja, há risco de acidentes e de perda de confiabilidade operacional, com impedimentos forçados de operação.

Este trabalho tem por objetivo apresentar e discutir alguns modelos para previsão da iniciação de trincas por corrosão sob tensão em liga 600 em água de circuito primário de reator de água pressurizada, e discutir resultados experimentais comparados com os obtidos na literatura.

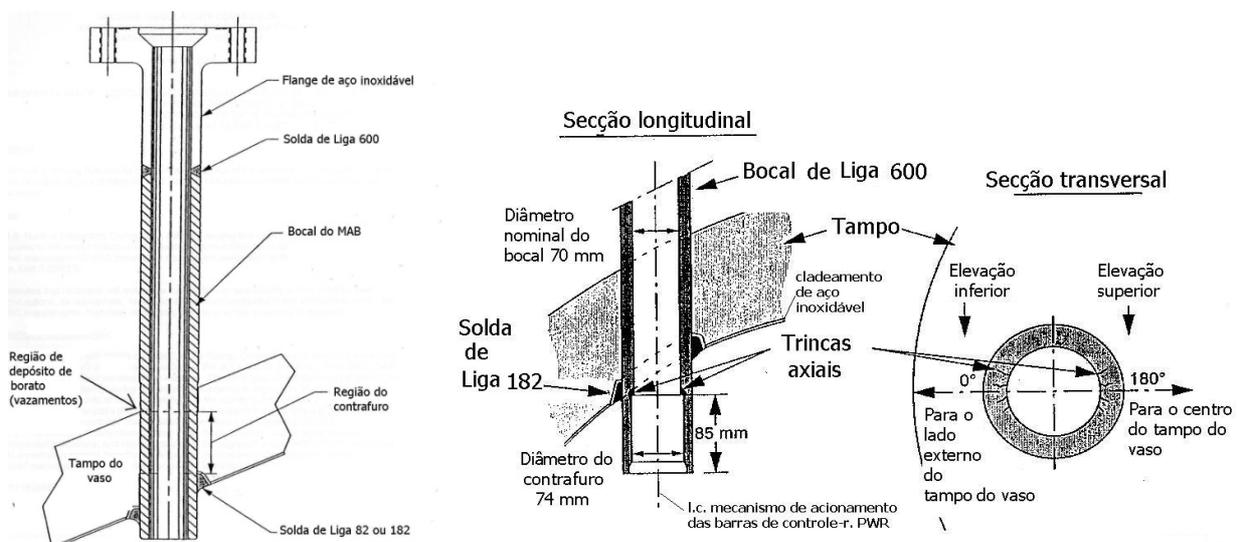


Figura 1. Bocal do mecanismo de acionamento das barras de controle num reator tipo PWR fabricado pela Westinghouse e localização de trincas axiais em bocal da Usina de Bugey # 3. Embora não indicadas, as trincas podem também ser circunferenciais (4).

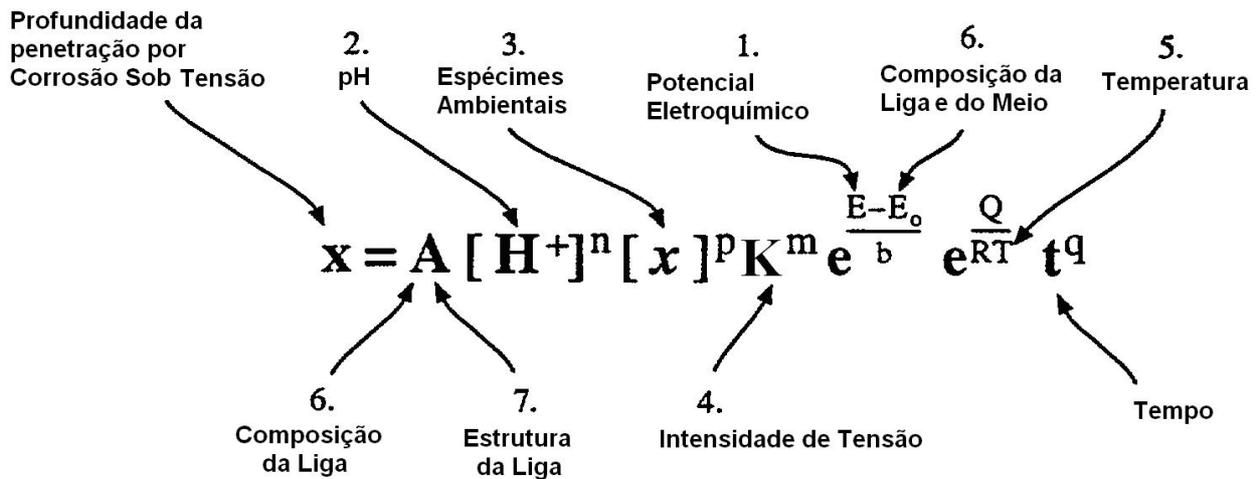


Figura 3. Relações fenomenológicas para o processo de corrosão sob tensão dependente de vários parâmetros; b , m , n , p , q são constantes, Q a energia de ativação térmica e R constante universal dos gases. Adaptado de (5).

Há vários processos associados pelos quais as condições acima em contornos de grãos podem levar à corrosão sob tensão: depassivação causada pela dissolução e ruptura do filme passivo, processo de pite iniciando a corrosão sob tensão, contornos de grãos enfraquecidos por bolhas e fluência, fragilização por hidrogênio, entre outros (8).

Há várias abordagens para exprimir matematicamente esses fenômenos, dependendo dos processos de iniciação e propagação 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 e outros modelos semi-empíricos, os modelos de fratura por hidrogênio de Shen e Shewmon, Magnin e outros. Para uma revisão abrangente de vários desses modelos, ver referência (8). Para a descrição detalhada da ação do hidrogênio, ver referência (9).

A construção de um modelo de corrosão sob tensão baseado num método abrangente que considera a propensão termodinâmica do processo (Figura 2) e sua cinética (Figura 3) está explicada em detalhes na referência (10) e apresenta alguns resultados baseados em experimentos na referência (11).

3 MODELOS DE CORROSÃO SOB TENSÃO: EXEMPLOS PARA O CASO ESTUDADO

No caso da corrosão sob tensão da liga 600 em água a alta temperatura, há modelos em que o processo de fratura ocorre por efeito preferencial da fluência e que são até melhor aceitos que modelos considerados clássicos, como o de dissolução por deslizamento/ruptura do filme passivo (12). Por isso iniciamos apresentando o modelo de fluência de Rice (13).

3.1 O modelo de fluência de Rice

O modelo de abertura de trincas pela ação de fluência (13) 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 tenta 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 separando-se numa razão de $d\delta/dt$ 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 (1).

$$\delta_{cal} = \alpha [(\sigma_\infty - \sigma) / \sigma_\infty] \times \varepsilon_{med} \times d \quad (1)$$

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, a fim de avaliar o papel da fluência na corrosão sob tensão intergranular, mostrando razoáveis resultados de modelagem (14).

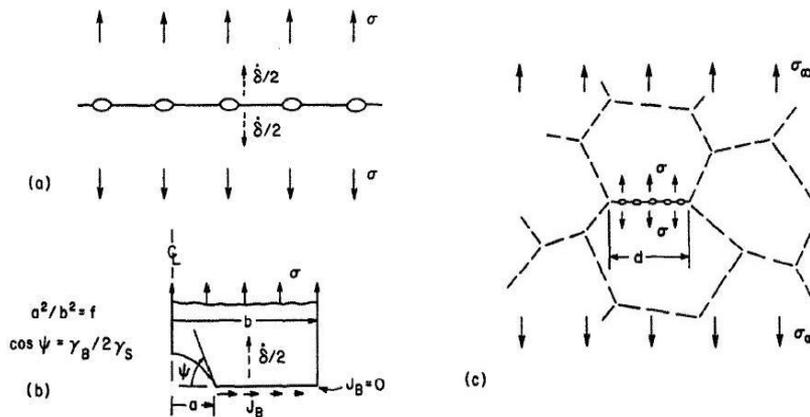


Figura 4. Diagrama do mecanismo do modelo de fluência de Rice: (a) Contorno de grão tensionado e cavitado; (b) Geometria empregada para análise do crescimento de cavidades; (c) Faceta num policristal (13).

3.2 O modelo de dissolução por deslizamento/ruptura do filme passivo

Esse é um dos modelos de engenharia mais bem aceitos, desenvolvido pela General Electric (15). O mecanismo no qual ele se baseia é a ocorrência da trinca devido à corrosão preferencial ao longo de um caminho ativo como um contorno de grão ou um plano cristalino, provocada por um processo interativo entre dissolução eletroquímica e o enfraquecimento, ruptura e repassivação do filme metálico de óxido de proteção formado sobre o material. O crescimento da trinca é postulado como sendo sustentado por rupturas periódicas desse filme induzidas por deformações provocadas pela fluência secundária.

Um caso de aplicação é apresentado na referência (8) através da Equação (2), para um aço inoxidável 304 e/ou ligas de níquel para reatores de água fervente (BWR), considerando a dependência da taxa de deformação com a intensidade de tensão.

$$V_{cst} = (7.8 \times 10^{-3} n^{3.6})(4.1 \times 10^{-14} K^4)^n \quad (2)$$

em que: V_{cst} é a taxa de propagação de trinca em cm/s, n é um parâmetro dependente do material e do meio e relacionado com a taxa de repassivação e K é o fator de intensidade de tensão em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Esse modelo foi também aplicado para materiais estruturais de reatores nucleares em sistemas de supervisão para previsão da vida útil de componentes e avaliação *in situ* de máquinas (15).

Na Figura 5 é apresentado um exemplo de validação de um conjunto de dados experimentais para liga 600, de acordo com esse modelo (8).

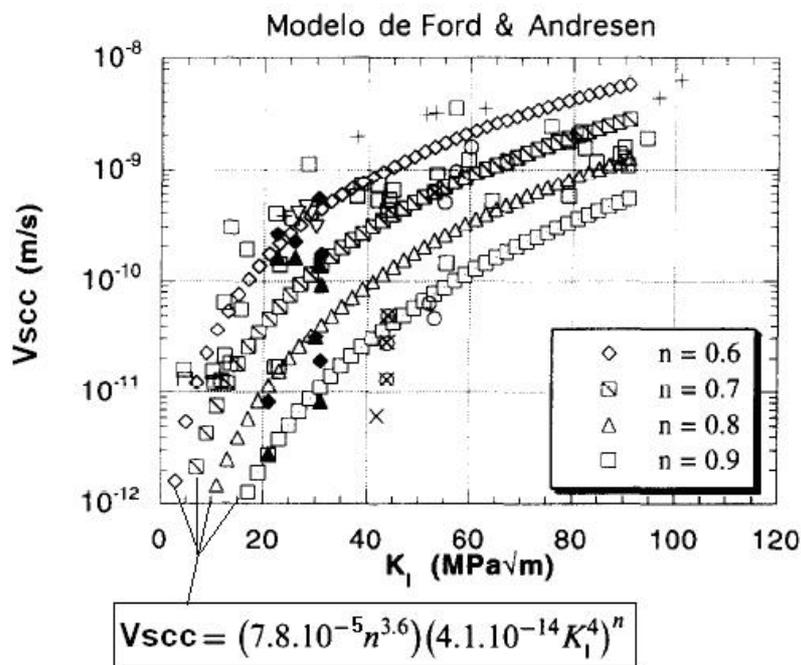


Figura 5. Taxa de crescimento de trinca (V_{scc}) vs. fator de intensidade de tensão (K_I) prevista pelo modelo de dissolução por deslizamento/ruptura do filme passivo (Ford e Andresen) em dados experimentais. O efeito do ambiente aumenta com baixos valores de “ n ” e há também um decréscimo do valor-limiar de K_I , acima do qual a trinca inicia (8).

Esse modelo apesar de ser muito bem aceito tem diversos pontos controversos associados ao mecanismo postulado para sua formulação e precisa ser melhor estudado (12), (16).

3.3 O modelo simplificado de taxa de deformação

Boursier e outros autores (17) propuseram outro modelo de dano por taxa de deformação: para a CSTAP da liga 600 o principal fator de propagação é a fluência local provocada pela taxa de deformação. Utilizaram-se dados experimentais em ensaios de taxa de deformação lenta (SSRT ou “slow strain rate test”). A taxa de deformação na ponta da trinca tem uma relação linear com a taxa de ensaio SSRT (15), (17) e assim, se obtiveram relações empíricas para o tempo de iniciação e propagação lenta até a profundidade de cerca de 80-90 μm conforme a Equação (3).

$$t_f = C \cdot \dot{\epsilon}_{ssrt}^{-0,67} \quad (3)$$

em que: t_f é a tempo de falha, C é uma constante e $\dot{\epsilon}_{ssrt}$ é a taxa de deformação aplicada no ensaio de SSRT.

Um exemplo de aplicação desse modelo utilizando dados experimentais do CDTN (18) pode ser encontrado na referência (11).

3.4 O modelo semi-empírico probabilístico

O modelo semi-empírico-probabilístico é composto de uma parte determinística e uma parte probabilística, conforme mostrado respectivamente nas Equações (4) e (5). Nessa última foi considerada uma distribuição estatística de Weibull de dois parâmetros representando a variação da CSTAP com o tempo (19).

$$t_f = A t_{ref} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{ref}} \right)^n \exp \left[\left(\frac{Q}{R} \right) \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}} \right) \right] \quad (4)$$

$$F = 1 - \exp \left[- 0,0101 \left(\frac{t}{t_{1\%}} \right)^b \right] \quad (5)$$

em que: t_f é a tempo de falha, A é uma constante que representa o efeito das propriedades do material quando atinge 1% das falhas por CSTAP, t_{ref} é o tempo para atingir uma fração selecionada de CSTAP para um caso de referência, σ é a tensão, σ_{ref} é um valor de referência da tensão, n é um expoente da variação da tensão, Q é a energia de ativação, R é a constante universal dos gases, T é a temperatura absoluta, T_{ref} é a temperatura absoluta de referência, F é a fração acumulada de falhas, $t_{1\%}$ é o tempo de falha em 1% dos componentes amostrados, b é a inclinação de Weibull.

Para mais detalhes e exemplos resolvidos, ver referências (7) e (19).

4 APLICAÇÃO AOS DADOS EXPERIMENTAIS DO CDTN – INICIAÇÃO DE CSTAP

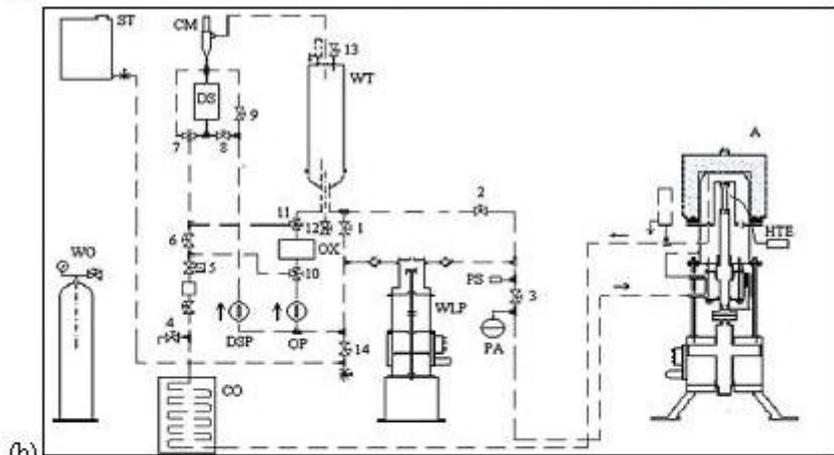
O ensaio do tipo SSRT consiste em basicamente um dispositivo de precisão que aplica taxa de deformação em corpos de prova imersos num meio de estudo para se verificar sua susceptibilidade a falhas de corrosão sob tensão. Consiste numa instalação como a da Figura 6, basicamente um conjunto autoclave-eletrodo de alta temperatura com um sistema de circulação adequado e um sistema de aquisição de dados. Há normas internacionais como a ASTM G129-95, que regem a execução desse tipo de ensaio (20).

No caso de ensaio com a liga 600, o meio utilizado 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 de 303 °C). Esta solução teve como composição 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.

Nas Tabelas 1 e 2 são apresentadas a composição química e as propriedades mecânicas respectivamente do material, na Tabela 3 os principais resultados do ensaio e na Figura 7 é mostrada uma microfractografia do material ensaiado apresentando trincas iniciadas de CSTAP.



(a)



(b)

- Autoclave
- CM – Medidor de condutividade
- CO - Resfriador
- DS – Estação de desmineralização
- OX - Oxímetro
- OP – Bomba de circulação do oxímetro
- EP – Bomba de circulação de filtro variável
- HTE – Eletrodo de alta temperatura
- PA – Acumulador de pressão
- OS - Sensor de pressão
- ST - Service tank
- WG – Gás de trabalho
- WLP – Bomba do circuito de água
- WT – Tanque de serviço

Figura 6. (a) Foto de instalação no CDTN para ensaios de corrosão sob tensão do tipo SSRT: no centro, dentro da estrutura metálica fica o conjunto autoclave-eletrodo de alta temperatura, onde é ensaiado o corpo de prova de SSRT; à esquerda, conjunto da bomba de circulação de água; (b) Esquema do circuito de água do equipamento (20).

Tabela 1. Composição química da liga 600 MA (% peso) (21).

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 (21).

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.

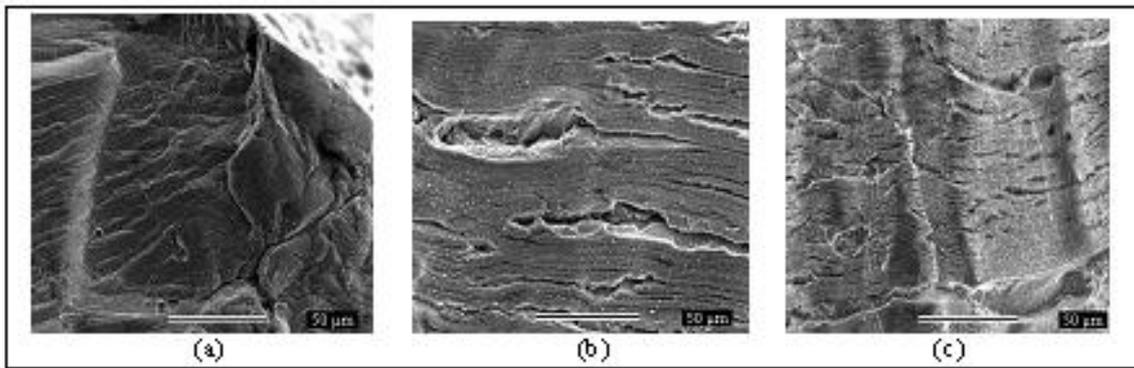


Figura 7. Microfractografias MEV, com aumento de 500 vezes. Superfícies laterais dos espécimes de Inconel 600 MA. Ensaios com taxa de deformação lenta a 303 °C e 10 MPa. Taxa de deformação de $3,0 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$. (a) SSRT 01 (meio neutro, N_2), (b) SSRT 02 (meio de água primária), (c) SSRT 03 (meio de água primária) (18), (21).

Tabela 3. Resultados dos ensaios SSRT do processo de CSTAP: meio neutro (N_2) e meio de água primária. Taxa de deformação aplicada nos ensaios de $3 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ (18), (21).

Ensaio	SSRT 01	SSRT 02	SSRT 03
Meio	Nitrogênio	Água Primária	Água Primária
Tempo de Ensaio (dias)	21,3	20,1	20,6
Tempo de Iniciação estimado (h)	---	482,4	494,4
Velocidade de Ensaio ($\mu\text{m}/\text{h}$)	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

5 DISCUSSÃO

a) Os ensaios do tipo SSRT desenvolvidos no CDTN relativos a ensaios de susceptibilidade da CSTAP em corpos de prova de liga 600 (18) permitiram que formulássemos alguns modelos (11), mas que apresentam as seguintes limitações: (a) não houve número suficiente de ensaios para aplicarmos modelos como o semi-empírico-probabilístico e mesmo os outros aplicados ficaram restritos apenas numa pré-validação, por número insuficiente de dados; (b) os ensaios do tipo SSRT são semi-quantitativos e permitem verificar a susceptibilidade à CSTAP, mas para modelagem os ensaios em carga constante (CL) parecem ser mais adequados, pois reproduzem melhor as condições de trabalho para a maioria dos componentes sujeitos à CSTAP: são, no entanto, ensaios mais demorados—cerca de 5000 a 10000 horas, considerando-se o tempo de incubação necessário num ensaio de carga constante (22), (23) — e podem se tornar bem mais caros para os laboratórios que os desenvolvem. Por isso, grupos de pesquisadores no mundo, como os da referência (17)

desenvolveram métodos de modelagem utilizando SSRT além de ensaios do tipo CL e inclusive procuraram compará-los. Na Figura 8, pode-se ver a comparação entre ensaios de carga aplicada (ao qual o SSRT pode ser equivalente) e CL para a liga 600 (24).

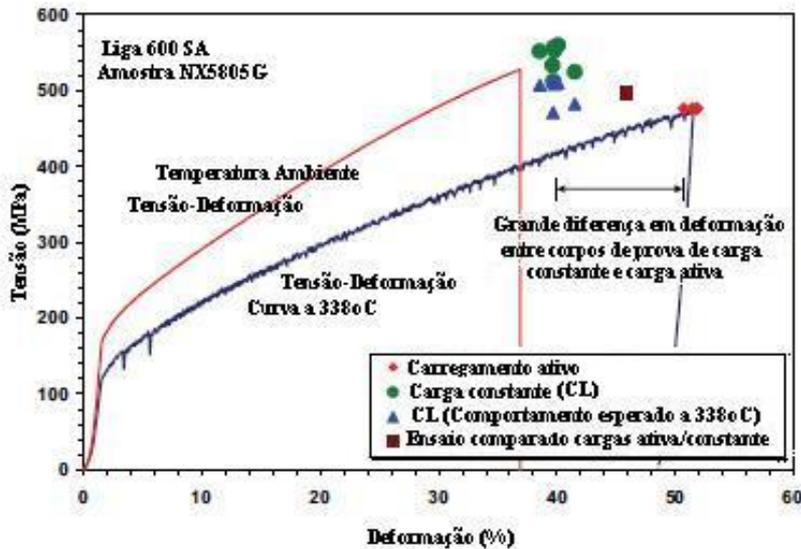


Figura 8. Comparação das curvas tensão vs. deformação para os ensaios em carga constante vs. carga ativa: notar a grande diferença na deformação entre os dois tipos de ensaio (24).

b) Comparando-se os resultados obtidos nos ensaios do CDTN em relação ao artigo (24), verificou-se que os tempos de iniciação (para trincas de extensão com cerca de 100µm) estão compatíveis, guardadas as diferenças de tipo e metodologia de ensaios, composição e tratamento da liga 600 e temperatura do meio. Assim, os resultados dos ensaios se aproximaram dos resultados obtidos para a liga 600 NX5805 SA (triângulos laranja na Figura 9). Nos ensaios realizados foi detectada iniciação com 482,4 horas e deformação 53,5% e 494,4 horas e deformação 54,1% (Tabela 3).

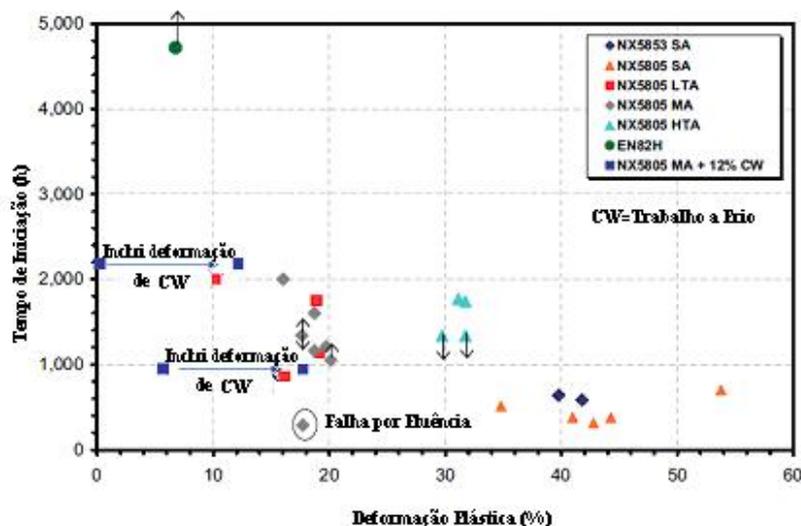


Figura 9. Tempo de iniciação de CSTAP em função da deformação plástica das ligas 600 e 82 em água desaerada a 360 °C. Flechas para cima indicam os corpos de prova onde não houve iniciação. Flechas para baixo mostram os corpos de prova onde a iniciação ocorreu, mas houve alguns onde a técnica de monitoração de queda de potencial não conseguiu detectar a iniciação. Para corpos de prova com flecha para baixo, os tempos indicados correspondem a tempos de exposição. Todos os restantes tempos de iniciação foram determinados por monitoração de queda de potencial (24).

Comparando-se os mesmos tempos de iniciação obtidos no CDTN com os da Figura 15 do artigo original (24) (aqui não reproduzida) que mostra o efeito do teor de hidrogênio no meio sobre o tempo de iniciação da liga 600, pode-se ver que também guardam coerência. Essa coerência também está presente quando se comparam os dados do CDTN com os da Figura 8 da referência (23) (aqui também não reproduzida): tempos de iniciação de CSTAP em 50% de corpos de prova de ensaios do tipo RUB (“Reverse U-Bends”) com 90% de confiabilidade baseado na análise de Weibull.

c) Os modelos podem ser aplicados também aos dados obtidos pelo CDTN com a liga 182 (material da solda dissimilar, conforme Figura 1), utilizados no trabalho (25) e que apresenta uma proposta de modelo semi-empírico utilizando esses dados.

Uma outra proposta poderia ser o modelo simplificado de taxa de deformação para os dados obtidos que é conforme a equação

$$t_i = 8,9068 \cdot \dot{\epsilon}_{ssrt}^{-0,67} \quad (4)$$

em que: t_i é a tempo de iniciação (dias) e $\dot{\epsilon}_{ssrt}$ é a taxa de deformação aplicada no ensaio de SSRT (s^{-1}).

Assim para uma taxa de deformação aplicada no SSRT de $3,0 \times 10^{-7} s^{-1}$, o tempo de iniciação é cerca de 14,3 dias, média de três experimentos em SSRT com corpos de prova extraídos transversalmente de soldas dissimilares liga 182 com aço inoxidável.

Com mais experimentos, o expoente -0,67 deve ser ajustado, já que esse valor é para a liga 600 (17).

d) Se ao invés de se considerar as trincas apenas iniciadas, mas já em fase de propagação, mostrou-se na referência (26) que: a) as trincas obtidas nos experimentos (Figura 7) estão provavelmente no regime de propagação lenta; b) as trincas tem probabilidade de seguir o modelo de dissolução por deslizamento/ruptura do filme passivo (item 3.2): esses pontos estão baseados em comparações feitas com trabalhos de Boursier e outros (17) e de pesquisadores do KAPL (27).

6 CONCLUSÃO E RECOMENDAÇÃO

Neste trabalho se apresentaram alguns modelos para previsão de trincas por corrosão sob tensão em liga 600 em água de circuito primário de reator de água pressurizada, e se discutiram resultados experimentais obtidos no CDTN comparados com de literatura. Os dados obtidos, embora sejam de SSRT e em pouca quantidade, se ajustaram dentro de uma pré-avaliação aos da literatura, tanto se as falhas forem consideradas como iniciação, como se forem consideradas no estágio de propagação lenta. Foi proposta também uma modelagem de iniciação de trinca para a liga 182 que precisa ser ajustada e/ou confirmada com mais dados experimentais. Recomenda-se a execução de ensaios mais adequados como os ensaios de carga constante com corpos de prova da Mecânica da Fratura, inclusive para se estudar com rigor a propagação de trincas para as ligas de níquel 600 e 182.

7 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 BIBLIOGRÁFICAS

- (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. NRC Bulletin 2001-01 Circumferential Cracking of Reactor Pressure Vessel Head Penetration Nozzles, Disponível em fevereiro de 2011:
<http://www.nrc.gov/reading-rm/doc-collections/gen-comm/bulletins/2001/bl01001.html>.
- (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, Proceedings Elsevier: London, 1st Edition, 2008, V.2 pp. 3-54.
- (6) USNRC: United States Nuclear Regulatory Commission. Davis-Besse Reactor Pressure Vessel Head Degradation Overview, Lessons Learned, and NRC Actions Based on Lessons Learned (NUREG/BR-0353, Rev. 1), August 2008. Disponível em fevereiro de 2011:
<http://www.nrc.gov/reading-rm/doc-collections/nuregs/brochures/br0353/br0353r1.pdf>
- (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.H.P., Mattar Neto, M., Szajn bok, M., Toth, H.J. "Modelling of primary water stress corrosion cracking (PWSCC) at control rod drive mechanism (CRDM) nozzles of pressurized water reactors (PWR)", 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. 143-151.
- (11) Aly, O. F.; Andrade, A.H.P.; Mattar Neto, M.; Schwartzman, M.M.A.M. Results On Modeling of Primary Water Stress Corrosion Cracking at Control Rod Drive Mechanism Nozzles of Pressurized Water Reactors. In: 19th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, 2007, Toronto. SMiRT 19 Transactions. Raleigh, NC, USA, 2007. pp. 1-8.
- (12) 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.
- (13) Rice, J.R. "Constraints on the diffusive cavitation of isolated grain boundary facets in creeping polycrystals", Acta metall., 29, (1981) 675-681.

- (14) 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).
- (15) 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.
- (16) Aly, O.F., Mattar Neto, M. "The slip-step dissolution and film rupture model - a critical review and an alternative modeling proposal", *Corros. Sci.* (2011) 18 pp. (em publicação).
- (17) 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 Sc.*, vol. 37 (3), pp. 493-508, 1995.
- (18) Matias, A., Schwartzman, M.M.A.M. Desenvolvimento de uma metodologia de avaliação da suscetibilidade à corrosão sob tensão em ambiente de reator nuclear, Santos, Mem. INAC International Conference, Santos, 2005. CD-ROM.
- (19) 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, Calif., 1994.
- (20) Schwartzman, M.M.A.M., Neves, C.F.C., Campos, W.R.C., Moreira, P.A.P. Facility for the study of environmentally assisted cracking, COBEM, Anais... CD-ROM, ABM: Belo Horizonte, 2003.
- (21) Schwartzman, 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, In: 60º Congresso Anual da ABM, Anais... CD-ROM, ABM: Belo Horizonte, 2005.
- (22) Daret, J. "Initiation of SCC in Alloy 600 Wrought Materials: A Laboratory and Statistical Evaluation", In.: Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors –Edited by T.R. Allen, P.J. King, and L. Nelson TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005, p.937-944.
- (23) Jacko, R.J., Gold, R.E. "Crack Initiation in Alloy 600 SG Tubing in Elevated PH PWR Primary Water", In.: Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors –Edited by T.R. Allen, P.J. King, and L. Nelson TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005, p.925-935.
- (24) Richey, E., Morton, D.S., Schurman, M.K. "SCC Initiation Testing of Nickel-Based Alloys Using In-Situ Monitored Uniaxial Tensile Specimens", In.: Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors –Edited by T.R. Allen, P.J. King, and L. Nelson TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005, p.947-956.
- (25) Aly, O.F., Mattar Neto, M, Schwartzman, M.M.A.M. Study for Extension And Improvement on Modeling of Primary Water Stress Corrosion Cracking at Control Rod Drive Mechanism Nozzles of Pressurized Water Reactors, in: 64º Congresso Anual da ABM, Anais... ABM: Belo Horizonte-MG, 2009. 1 CD.
- (26) Aly, O.F., Mattar Neto, M., Schwartzman, M.M.A.M. A Methodology for Modeling Stress Corrosion Cracking with an Example. In.: Proceedings of COBEM 2011, 21st Brazilian Congress of Mechanical Engineering, ABCM: 24-28 Oct. 2011, Natal-RN, 10 p. (a ser publicado).
- (27) Attanasio, S.A., Fish, J.S., Morton, D.S., Rosencrans, P.M., Was, G.S., Yi, Y. "Measurement of the fundamental parameters for the film-rupture/oxidation mechanism", KAPL Atomic Power Laboratory: Schenectady, NY, 1999 (KAPL-P-000215).