

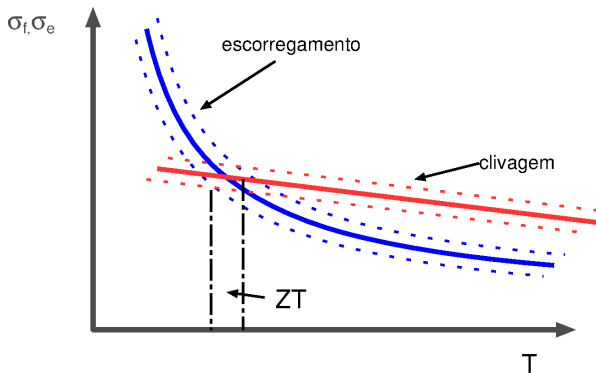
PMT3540 - Aula 9 - Fragilização, Fluência e Fadiga

Cláudio Geraldo Schön

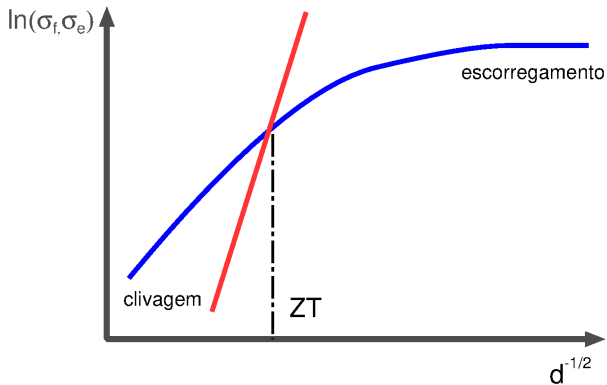
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

17 de setembro de 2020

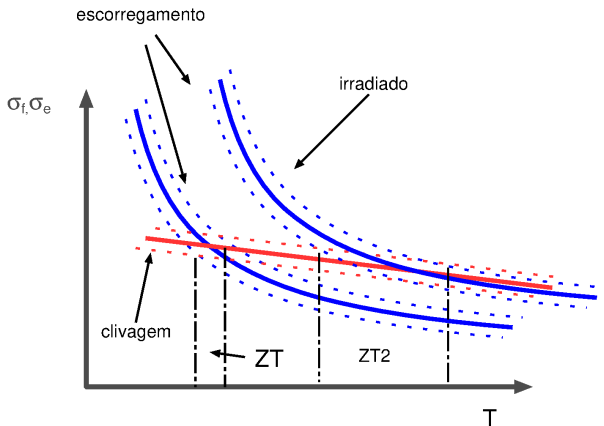
Um mecanismo de transição dúctil-frágil



Um mecanismo de transição dúctil-frágil

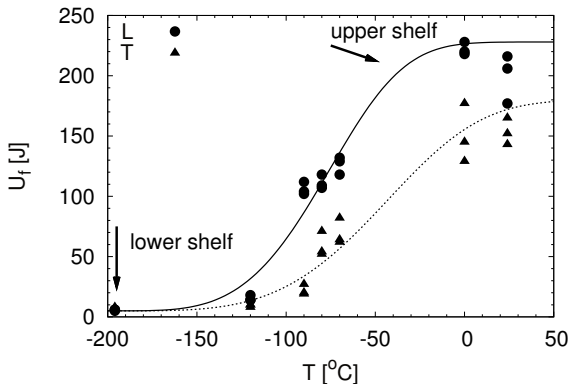


Modelo do efeito da irradiação



Ensaio de impacto

Revisão



Fonte: C. G. Schön, *Mecânica dos Materiais*, Rio de Janeiro: Elsevier, 2013.

Ensaio de impacto

Revisão

Dois ensaios principais:

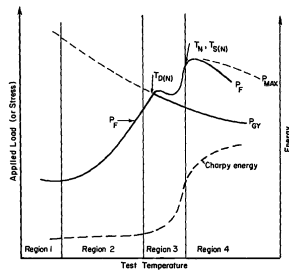
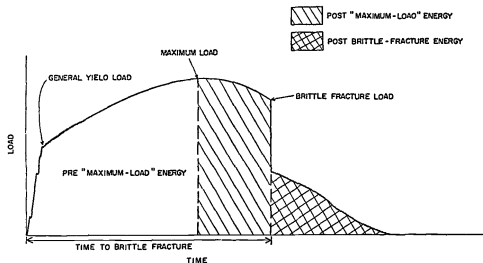
- Pêndulo de impacto
 - Corpos de prova padronizados (Charpy e Izod, dimensões padronizadas)
 - Energias da ordem de 300 J
 - Resulta em transição dúctil-frágil em menores temperaturas (restrição plástica não característica do uso)
 - Ambiguidade na definição da temperatura de transição (exemplo T_{41})
- Queda de peso (*Drop-weight test*)
 - Realizado na própria chapa (restrição plástica característica do uso)
 - Energias da ordem de 300000 J
 - Resulta na NDT (*Nil ductility temperature*) que é muito maior que a temperatura crítica Charpy

Efeitos da irradiação sobre as propriedades de impacto

- A temperatura de transição no ensaio Charpy aumenta de forma não linear com o incremento de limite de escoamento (ou seja o aumento da fragilidade supera o incremento de resistência observado na irradiação).
- Efeitos secundários como RIS de fósforo e enxofre para o contorno de grão podem também contribuir para a fragilização.
- Além do aumento da temperatura crítica, a irradiação também causa redução da energia do *upper shelf*.

Impacto instrumentado

Generalidades



Region 1 - Local yielding ($\sigma_y^* > \sigma_1^*$)
 $\sigma_y^* = \frac{\sigma_1^*}{K_{\sigma}}$

Region 2 - Plastic constraint ($\sigma_y^* < \sigma_1^*$)
 $\sigma_{yy}^* = K_{\sigma(p)} \sigma_y^*$

Region 3 - Plastic constraint plus strain hardening
 $\left[\frac{\sigma_1^*}{K_{\sigma(p)}} < \sigma_y^* < \sigma_1^* \text{ FOR } \frac{P}{P_{UY}} > 0.8 \right]$

$$K_{\sigma(p)}^{\max} (\sigma_y^* + \epsilon_1 \frac{d\sigma}{d\epsilon}) = \sigma_1^*$$

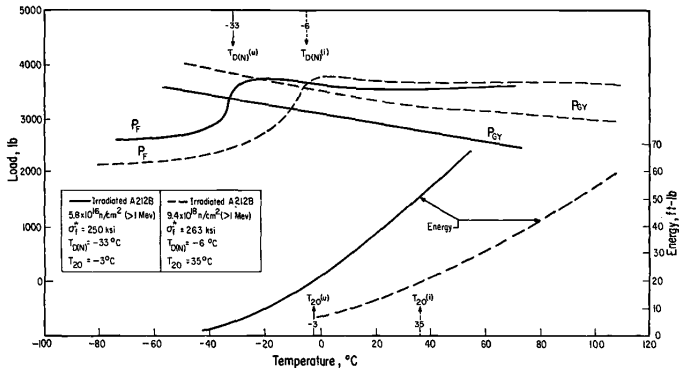
$$\epsilon_1 = \frac{\sigma_1^* - K_{\sigma(p)}^{\max} \sigma_y^*}{K_{\sigma(p)} \frac{d\sigma}{d\epsilon}}$$

Region 4 - Fibrous initiation
 $\epsilon_f > \epsilon_s$

R. A. Wullaert, D. R. Ireland, A. S. Tetelman "Radiation effects on the metallurgical fracture parameters and fracture toughness in pressure vessel steels" in: "Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 20 – 41.

Impacto instrumentado

Efeito da irradiação em aço A212B por nêutrons rápidos



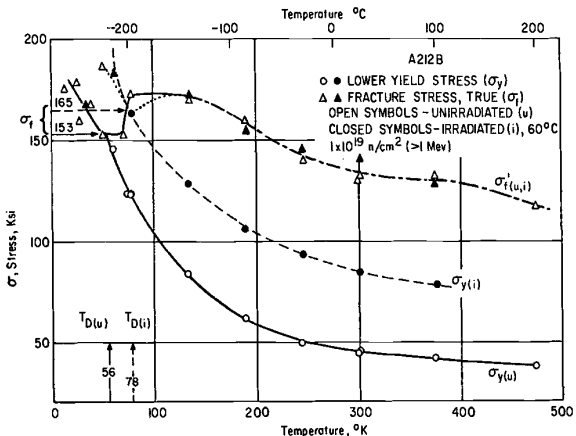
Conversões:

- 1 lb = 4,4482 N
- 1 ft-lb = 1,35582 J
- 1 ksi = 6,895 MPa

R. A. Wullaert, D. R. Ireland, A. S. Tetelman "Radiation effects on the metallurgical fracture parameters and fracture toughness in pressure vessel steels" in: "Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 20 – 41.

Ensaio de tração convencionais

Efeito da irradiação em aço A212B por nêutrons rápidos



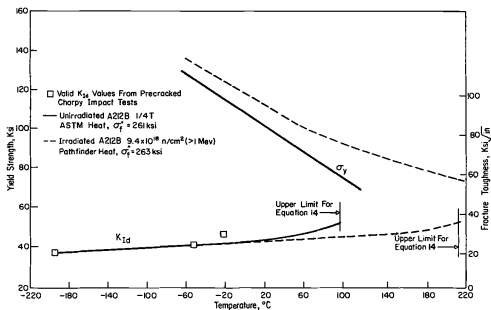
Conversões:

● 1 ksi = 6,895 MPa

R. A. Wullaert, D. R. Ireland, A. S. Tetelman "Radiation effects on the metallurgical fracture parameters and fracture toughness in pressure vessel steels" in: "Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 20 – 41.

Ensaio de tenacidade à fratura dinâmica

Efeito da irradiação em aço A212B por nêutrons rápidos



Conversões:

● 1 ksi = 6,895 MPa

● 1 ksi (in)^{1/2} = 1,09884 MPa m^{1/2}

Equação 14 (válida para unidades em libras e polegadas):

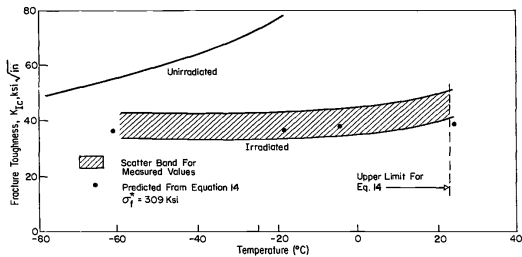
$$K_{IC} = 0,13\sigma_f^* \left\{ \exp \left[\left(\frac{\sigma_f^*}{\sigma_y^*} - 1 \right) \right] \right\}^{1/2}$$

válido para $\sigma_f^* \leq 3,4\sigma_y^*$.

R. A. Wullaert, D. R. Ireland, A. S. Tetelman "Radiation effects on the metallurgical fracture parameters and fracture toughness in pressure vessel steels" in: "Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 20 – 41.

Ensaio de tenacidade à fratura dinâmica

Efeito da irradiação em aço A212B por nêutrons rápidos



Conversões:

● 1 ksi = 6,895 MPa

● 1 ksi (in) $^{\frac{1}{2}}$ = 1,09884 MPa m $^{\frac{1}{2}}$

Equação 14 (válida para unidades em libras e polegadas):

$$K_{1C} = 0,13\sigma_f^* \left\{ \exp \left[\left(\frac{\sigma_f^*}{\sigma_y^*} - 1 \right) \right] \right\}^{\frac{1}{2}}$$

válido para $\sigma_f^* \leq 3,4\sigma_y^*$.

R. A. Wullaert, D. R. Ireland, A. S. Tetelman "Radiation effects on the metallurgical fracture parameters and fracture toughness in pressure vessel steels" in: "Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 20 – 41.

O método da Curva Mestre

- Irradiação causa deslocamento para maiores temperaturas da curva de tenacidade à fratura em função da temperatura
- Forma da função permanece inalterada → curva mestre.

Curva Mestre

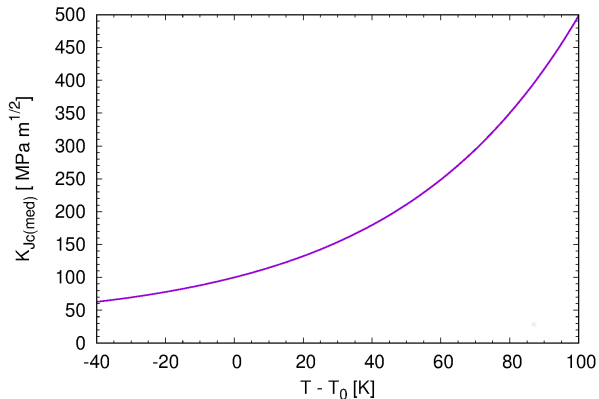
- Posição da curva é uniparamétrica $\rightarrow T_0$
- T_0 : temperatura em que a mediana da tenacidade à fratura de um corpo de prova com 25 mm de espessura atinge $100 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$ (corresponde a 41J absorvidos no ensaio Charpy)

$$K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70 \exp [0.019 (T - T_0)]$$

- $K_{Jc(\text{med})}$ é a mediana da tenacidade à fratura, definida como

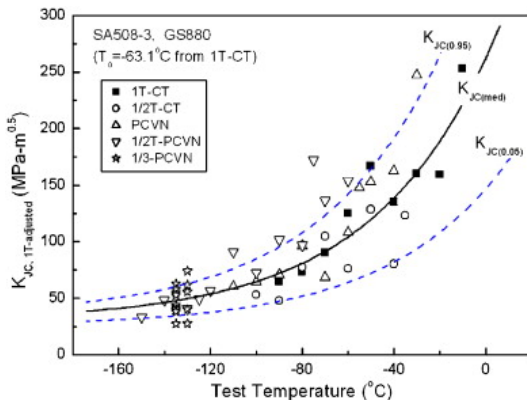
$$K_{Jc(\text{med})} = \sqrt{\frac{J_c E}{(1 - \nu^2)}}$$

Curva Mestre



Exemplo de curva mestre real

Diversos tipos de corpos de prova.



B.-S. Lee, M.-C. Kim, M.-W. Kim, J.-H. Yoon, J.-H. Hong "Master curve techniques to evaluate an irradiation embrittlement of nuclear reactor pressure vessels for a long-term operation" *Int. J. Pressure Vessels Piping* **85** (2008) 593 – 599.

Efeitos da fluência de nêutrons

$$\Delta T_{41} = A(\phi_{nt})^m$$

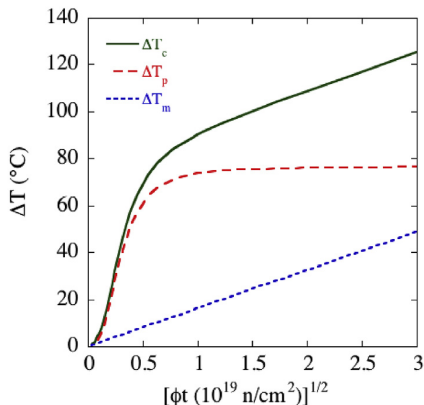
com $m \approx 0.33 - 0.5$

O modelo EONY

A revisão de Odette *et al*

Em 2019 Odette *et al.* publicaram uma revisão sobre modelos de variação da temperatura crítica de transição dúctil frágil correntes. Eles sugerem o modelo EONY (de Eason, Odette, Nanstad e Yamamoto), baseado em correlações mecanísticas, como o mais preciso no momento.

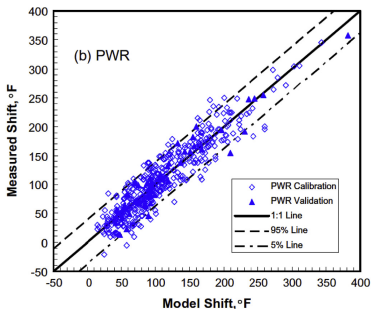
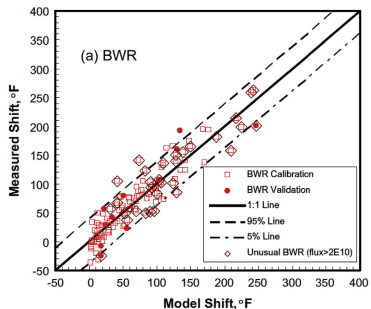
Exemplo de aplicação (solda).



G. R. Odette, T. Yamamoto, T. J. Williams, R. K. Nanstad, C. A. English "On the history and status of reactor pressure vessel steel ductile to brittle transition temperature shift prediction models" *J. Nucl. Mater.* **526** (2019) 151863.

O modelo EONY

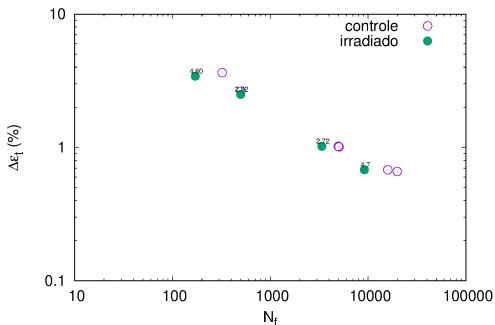
A revisão de Odette *et al*



G. R. Odette, T. Yamamoto, T. J. Williams, R. K. Nanstad, C. A. English "On the history and status of reactor pressure vessel steel ductile to brittle transition temperature shift prediction models" *J. Nucl. Mater.* **526** (2019) 151863.

Fadiga de baixo ciclo em aços inoxidáveis austeníticos

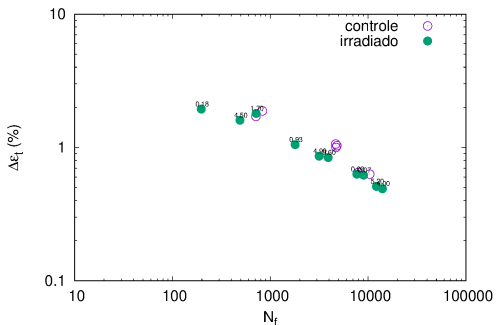
Aço AISI 304L testado a 500°C, números correspondem à dose em $10^{21} \text{ n cm}^{-2}$.



J. M. Beeston, C. R. Brinkman "Axial fatigue of irradiated stainless steels tested at elevated temperatures" in: "*Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications*" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 419 – 450.

Fadiga de baixo ciclo em aços inoxidáveis austeníticos

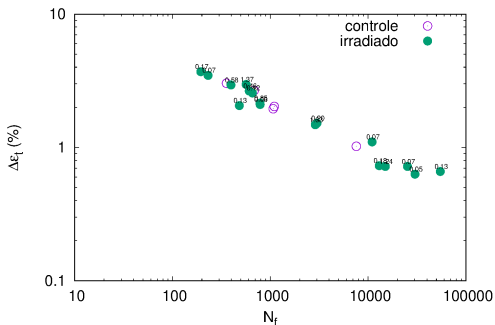
Aço AISI 304 (corrida especial, resistente à fragilização) testado a 500°C, números correspondem à dose em 10^{21} n cm⁻².



J. M. Beeston, C. R. Brinkman "Axial fatigue of irradiated stainless steels tested at elevated temperatures" in: "*Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications*" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 419 – 450.

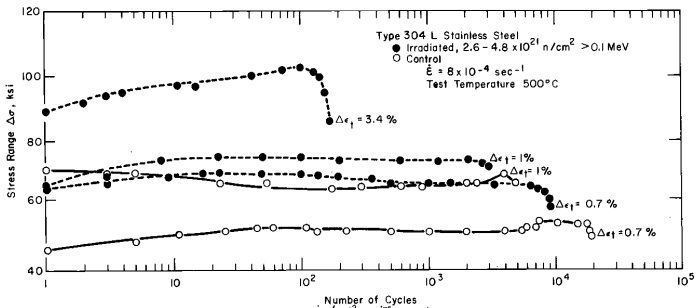
Fadiga de baixo ciclo em aços inoxidáveis austeníticos

Aço AISI 304 (corrida especial, resistente à fragilização) testado a 400°C, números correspondem à dose em $10^{21} \text{ n cm}^{-2}$.



Curvas tensão - deformação cíclicas

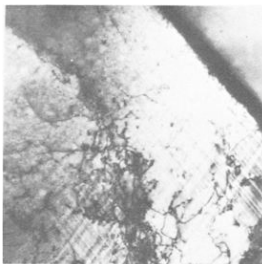
Aço AISI 304L testado a 500°C.



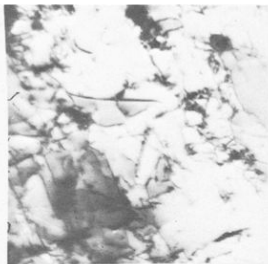
J. M. Beeston, C. R. Brinkman "Axial fatigue of irradiated stainless steels tested at elevated temperatures" in: "Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 419 – 450.

Microestruturas de deformação

Aço AISI 304 (corrida especial, resistente à fragilização) testado a 500°C.



$\Delta \epsilon_f = .65 \%$



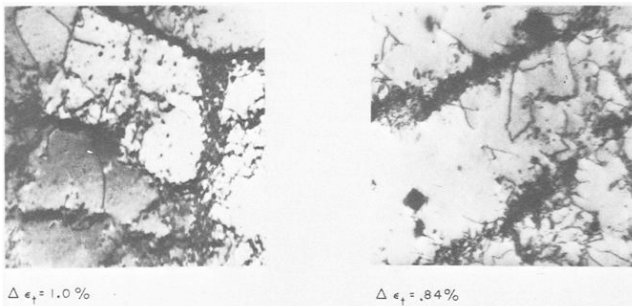
$\Delta \epsilon_f = .51 \%$

à direita: irradiado a 750°C entre 2 a 5×10^{21} n cm⁻².

J. M. Beeston, C. R. Brinkman "Axial fatigue of irradiated stainless steels tested at elevated temperatures" in: "*Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications*" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 419 – 450.

Microestruturas de deformação

Aço AISI 304 (corrida especial, resistente à fragilização) testado a 500°C.

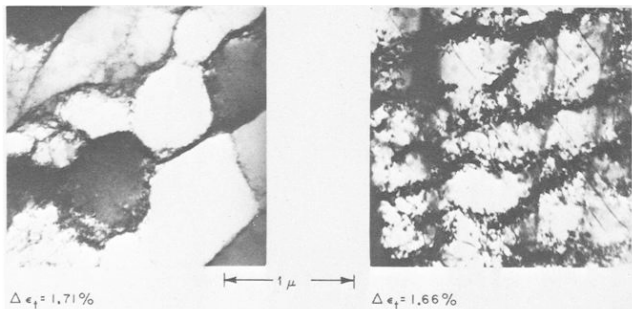


à direita: irradiado a 750°C entre 2 a 5×10^{21} n cm⁻².

J. M. Beeston, C. R. Brinkman "Axial fatigue of irradiated stainless steels tested at elevated temperatures" in: "*Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications*" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 419 – 450.

Microestruturas de deformação

Aço AISI 304 (corrida especial, resistente à fragilização) testado a 500°C.

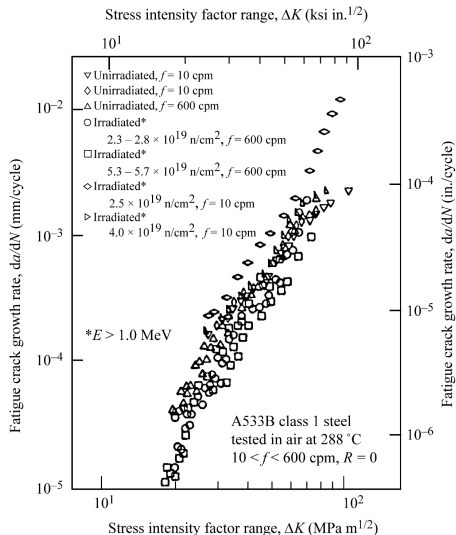


à direita: irradiado a 750°C entre 2 a 5×10^{21} n cm⁻².

J. M. Beeston, C. R. Brinkman "Axial fatigue of irradiated stainless steels tested at elevated temperatures" in: "*Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications*" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 419 – 450.

Fadiga em aços ferríticos

Não há efeito detectável na curva de Paris.



Ensaio de explosão de tubo

tube burst test

- Ensaios de tração → simplicidade (estado de tensão uniaxial)
- Caso real (p. ex. *cladding* de combustível) → carregamento multiaxial

⇒ tubo de paredes finas

Tubo de paredes finas

Estado de tensão

Um tubo de paredes finas com diâmetro D e espessura de parede t ($D \gg t$), sujeito a uma pressão interna p tem um estado de tensão definido pelas tensões principais (em coordenadas cilíndricas):

$$\begin{cases} \sigma_{\theta} = \frac{pD}{2t} \\ \sigma_z = \frac{pD}{4t} \\ \sigma_r = 0 \end{cases}$$

⇒ estado biaxial de tensão.

Tensão equivalente

von Mises

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{2}}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$

para o tubo, em termos de σ_θ :

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_\theta$$

em termos da pressão:

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{3}}{4} \frac{\rho D}{t}$$

A pressão de escoamento, p_e , será:

$$p_e = \frac{4\sqrt{3}}{3} \frac{t}{D} \sigma_e$$

Estado de deformação

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$

com as condições suplementares:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$$

e

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\frac{1}{2}\varepsilon_1$$

Estado de deformação

Para o tubo:

$$\varepsilon_z = 0 \Rightarrow \varepsilon_r = -\varepsilon_\theta$$

então

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2\sqrt{3}}{3}\varepsilon_\theta$$

Método de Soderberg

Fluência em carregamentos multiaxiais

Soderberg parte de quatro hipóteses fundamentais para desenvolver o formalismo necessário:

- i. As direções principais dos tensores de tensão e de deformação coincidem.
- ii. O volume se conserva durante a deformação plástica.
- iii. As máximas deformações angulares são proporcionais às máximas tensões de cisalhamento.
- iv. O escoamento obedece à regra de von Mises.

C. R. Soderberg *Trans. ASME*, 58, p. 733, 1936, citado em C. G. Schön, *Mecânica dos Materiais*, Rio de Janeiro:Elsevier, 2013.

Método de Soderberg

Fluência em carregamentos multiaxiais

Usando as hipóteses, obtemos:

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_i} \dot{\epsilon}_{min}(\sigma_1, T)$$

onde $\dot{\epsilon}_{min}(\sigma_1, T)$ é a mínima taxa de deformação em fluência medida em um ensaio uniaxial. A equação de Soderberg pode ser usada em conjunto com o estado de tensão do tubo de parede fina para estimar o tempo e o modo de fratura do tubo sujeito à fluência:

$$t_f = \frac{\epsilon_f}{\dot{\epsilon}_{min}}$$

substituindo as equação para o estado de tensão e assumindo que ϵ_f é isotrópica, concluímos que a falha corresponderá a uma trinca paralela à direção axial.

C. R. Soderberg *Trans. ASME*, 58, p. 733, 1936, citado em C. G. Schön, *Mecânica dos Materiais*, Rio de Janeiro:Elsevier, 2013.

Previsão de tempo de fratura de tubos

Assumindo que vale uma relação de Monkman - Grant:

$$\log_{10} t_r + m \log_{10} \dot{\epsilon}_{min} = B$$

e que a taxa de deformação mínima é termicamente ativada, podemos escrever

$$\sigma_{\theta} \propto \left[t_f \exp \left(-\frac{\Delta H_f}{k_B T} \right) \right]$$

Limitação: a análise assume que a deformação é homogênea.

C. G. Schön, Mecânica dos Materiais, Rio de Janeiro:Elsevier, 2013.

Efeitos sobre a tenacidade à fratura

Tenacidade à fratura no estado plano de deformação (K_{Ic}) e módulo de rasgamento (T_m , *tearing modulus*), definido como

$$T_m = \frac{dJ}{da} \frac{E}{\sigma_0^2}$$

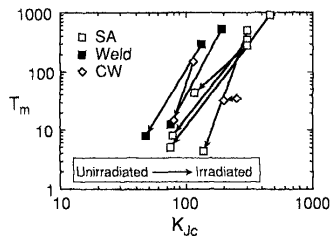
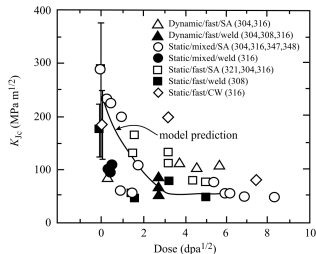
onde

$$\sigma_0 = \frac{\sigma_u + \sigma_e}{2}$$

diminuem consideravelmente com a irradiação.

Modelo de Odette e Lucas

Fenomenologia



Por análise dimensional:

$$K_{Jc} \approx C_1 \sqrt{\frac{E}{(1-\nu^2)} \varepsilon_f^* \ell^* \sigma_0}$$

$$\approx C_2 \sqrt{\frac{E}{(1-\nu^2)} \delta^* \sigma_0}$$

onde ε_f^* é um alongamento local característico, ℓ^* é uma distância característica e δ^* é um CTOD característico.

Lei de escala (aproximada):

$$\frac{(K_{Jc})_i}{(K_{Jc})_0} = \sqrt{\frac{(\varepsilon u)_i (\sigma_0)_i}{(\varepsilon u)_0 (\sigma_0)_0}}$$

Carece de fundamentação física.

Fonte: Odette e Lucas, *J. Nuclear Mater.* 191 – 194 (1992) 50 – 57.

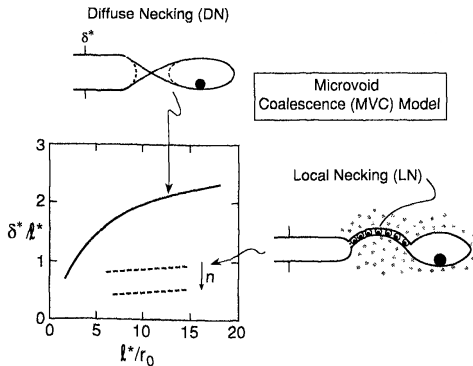
Modelo de Odette e Lucas

Mecanismos de fratura

- Baixa dose: fratura por coalescimento de microcavidades (*dimples*)
- Alta dose (>50 dpa): fratura por localização plástica e decoesão
- Doses intermediárias: bandas de cisalhamento em crescente frequência
- Alternativa: quase-clivagem em martensita induzida por deformação (improvável acima de 300°C)

Modelo de Odette e Lucas

Coalescimento de microcavidades



- Dois modos: estricção difusa (DN, *diffuse necking*) e estricção localizada (LN, *local necking*)
- ℓ^* é a distância característica do precipitado principal, de raio r_0
- $J \approx 1.5\delta^* \sigma_0$

Resulta em:

$$K_{Jc} \approx \sqrt{1.5\beta\ell^* \sigma_0 \frac{E}{(1-\nu^2)}}$$

com

$$\beta = \frac{\delta_c}{\ell}$$

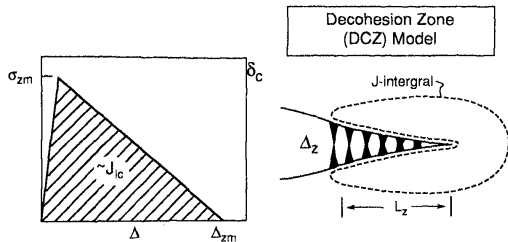
vale 2,0 para DN e 0,5 para LN.

Boa previsão para material sem irradiação, mas a previsão perde qualidade com o aumento da dose.

Fonte: Odette e Lucas, J. Nuclear Mater. 191 – 194 (1992) 50 – 57.

Modelo de Odette e Lucas

Modelo de Zona decoesiva



$$K_{Jc} \approx \sqrt{0,5 \frac{E}{(1-\nu^2)} \sigma_{zm} \Delta_{zm}}$$

com

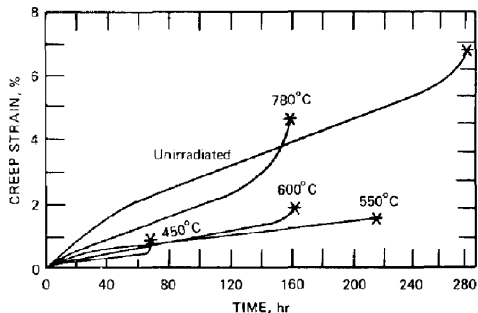
- $\sigma_{zm} < 3\sigma_0$
- Δ_{zm} depende da largura da banda h_z e da deformação da região localizada ε_z , que é alta (≈ 1)
- o modelo prevê que a matriz (fora da região localizada) não se deforma, justificando a queda do coeficiente de encruamento (e de T_m)

Fonte: Odette e Lucas, J. Nuclear Mater. 191 – 194 (1992) 50 – 57.

Fim da primeira parte

Fluência de materiais irradiados

Ruptura em fluência



Ensaio de ruptura em fluência → tensões e temperatura maiores, ruptura no curso do ensaio → t_r, ϵ_f .

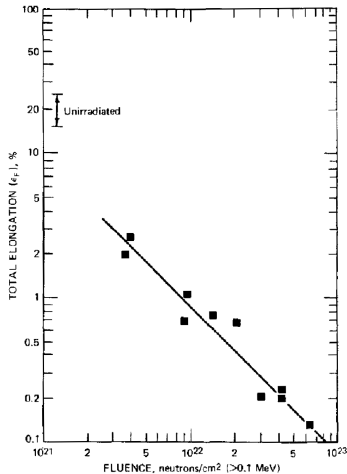
- dose (dano)
- temperatura de irradiação
- temperatura de ensaio
- encruamento

→ correlação com endurecimento (na taxa mínima)

Aço AISI 304, irradiado com $1,9 \times 10^{22}$ nêutrons por cm^2 , com energias superiores a 0,1 MeV, a $\sigma = 300$ MPa.

Efeitos da irradiação sobre a fratura em fluência

Ductilidade



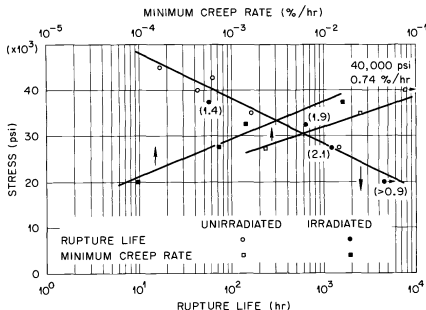
Aço AISI 304, irradiado com nêutrons rápidos entre 370 e 470°C a diferentes doses, ensaiado a 600°C a $\sigma = 190$ MPa.

E. E. Bloom, J. J. Stiegler "Effect of fast neutron irradiation on the creep rupture properties of type 304 stainless steel at 600 C" in: *"Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications"* ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 451 – 467.

Efeitos da irradiação sobre a fratura em fluência

Resistência

Aço AISI 304, irradiado com nêutrons rápidos entre 370 e 470°C a diferentes doses, ensaiado a 600°C.



E. E. Bloom, J. J. Stiegler "Effect of fast neutron irradiation on the creep rupture properties of type 304 stainless steel at 600 C" in:

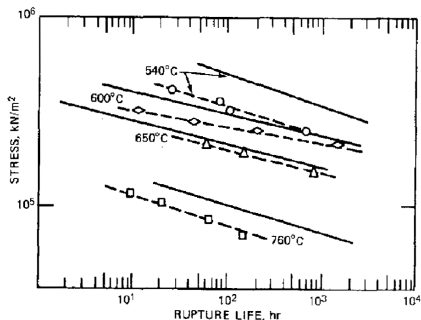
"Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials,

1970, 451 – 467.

Efeitos da irradiação sobre a fratura em fluência

Resistência

Aço AISI 316, irradiado com nêutrons rápidos na dose de $1,2 \times 10^{22} \text{ n cm}^{-2}$ a 440°C , comparado com o mesmo aço não irradiado (linhas cheias).

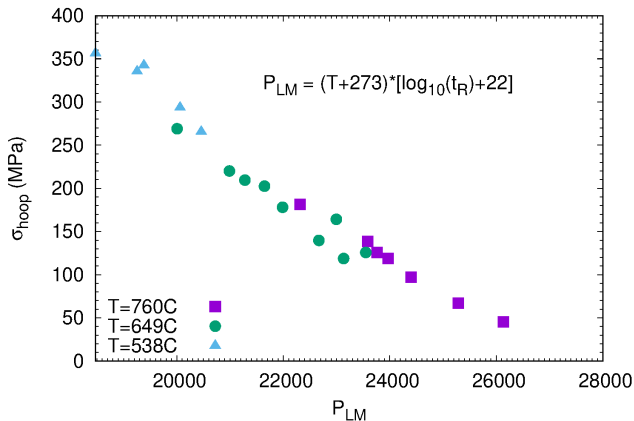


A. J. Lovell, R. W. Barker "Uniaxial and biaxial creep rupture of type 316 stainless steel after fast neutron irradiation" in: *"Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications"* ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 468 – 483.

Efeitos da irradiação sobre a fratura em fluência

Ensaio de ruptura de tubos

Aço AISI 316, irradiado com nêutrons rápidos na dose de $1,2 \times 10^{22}$ n cm^{-2} a 440 °C, curva mestre do parâmetro de Larson-Miller para os ensaios de explosão de tubos.



Construída com os dados de A. J. Lovell, R. W. Barker "Uniaxial and biaxial creep rupture of type 316 stainless steel after fast neutron irradiation" in: "Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications" ASTM STP 484, American Society for Testing Materials, 1970, 468 – 483.

Efeito da irradiação sobre a resistência à fadiga

- Irradiação provavelmente tem um grande efeito sobre a propagação da trinca no estágio III, que é controlado pela tenacidade à fratura
- Da mesma forma, espera-se que tenha um grande efeito reduzindo ΔK_{th} em analogia ao que se observa em aços não irradiados que apresentam mais propensidade à localização de deformação
- Entretanto, a maioria dos resultados disponíveis diz respeito ao estágio II (em que vale a lei de Paris), que é razoavelmente insensível a características microestruturais, logo não apresenta forte dependência com a dose.

Fratura em altas temperaturas

Reatores:

- Reatores rápidos
- Reatores avançados de fissão
- Reatores de fusão
- Reatores de transmutação de resíduos

Fratura em altas temperaturas

Materiais:

- Aços austeníticos
- Aços ferríticos-martensíticos
- Ligas de Vanádio

Fratura por fluência

Relembrando o estágio III da fluência (cavitação)

- Em altas temperaturas ($\tau_H = \frac{T}{T_f} > 0,3$) o contorno de grão se torna menos resistente que a matriz (temperatura equicoesiva, conceito obsoleto)
- Deslizamento de Contorno de Grão (GBS, *grain boundary sliding*) passa a ser um mecanismo de deformação relevante
- A fratura passa a ser intergranular
 - cavidades w, incompatibilidade de deformação entre grãos vizinhos, levando à abertura de trincas associadas a pontos tripos (latas cargas, mais baixas temperaturas)
 - cavidades r, nucleação de cavidades em contornos de grão, que se alinham e levam à fratura final (temperaturas mais altas, argas mais baixas)
 - fratura de fases frágeis e contínuas em contorno de grão

Efeito da irradiação

Supondo que o estágio dois (estado estacionário) domina a maior parte da vida em fluência do componente:

$$t_f \approx \frac{\epsilon_f}{\dot{\epsilon}_{min}}$$

Irradiação afeta o tempo de ruptura reduzindo ϵ_f e aumentando $\dot{\epsilon}_{min}$.

Mecanismos

- Cavidades em contorno de grão
- Potencialização de GBS
- Fragilização por hélio (He)

Crescimento de cavidades e bolhas no CG

Irradiação e fluência tem efeito sinérgico

- Cavidades e bolhas de irradiação naturalmente se alinham com CGs
- A deformação de fluência auxilia nessa formação
- A fratura ocorre ou por coalescimento dessas cavidades ou por fratura dos ligamentos entre as cavidades
- Na presença de gases de fissão (e, em particular, He) → aumento da pressão interna das bolhas, potencializando o seu crescimento

Crescimento difusivo de cavidades e bolhas

Modelo de Hull e Rimmer

Hipóteses:

- 1 Cavidades mantêm forma esférica (difusão na superfície da cavidade é muito mais rápida que a de CG)
- 2 Difusão em CG domina o processo
- 3 O grão é rígido
- 4 Cavidade se encontra em equilíbrio com a tensão aplicada

$$\sigma = \frac{2\gamma_s}{r_C}$$

- 5 Cavidades distribuídas em uma rede quadrada com espaçamento $2b$
- 6 O CG tem uma espessura dada por δ_{CG}
- 7 Lacunas são criadas na proximidade e migram para o CG

Crescimento difusivo de cavidades

Modelo de Hull e Rimmer

Concentração de equilíbrio de lacunas na superfície da cavidade:

$$c_l(r_C) = c_l^0 \exp\left(\frac{2\gamma_S}{r_C} \frac{\Omega}{k_B T}\right)$$

O fluxo difusivo é (D_{CG} é a difusividade de lacunas em CG):

$$\mathbf{j} = \frac{D_{CG}}{\Omega k_B T} \nabla \mu$$

O gradiente de potencial químico é

$$\mu = \sigma \Omega \Rightarrow \nabla \mu = \frac{\Omega}{b} \left(\sigma - \frac{2\gamma_S}{r_C} \right)$$

Crescimento difusivo de cavidades

Modelo de Hull e Rimmer

Substituindo:

$$\mathbf{j} = \frac{D_{CG}}{bk_B T} \left(\sigma - \frac{2\gamma_s}{r_C} \right)$$

A taxa volumétrica de crescimento da cavidade é

$$\frac{dV}{dt} = (2\pi r_C \delta_{CG}) \mathbf{j} \Omega = \frac{2\pi D_{CG} \delta_{CG} \Omega r_C}{bk_B T} \left(\sigma - \frac{2\gamma_s}{r_C} \right)$$

e a taxa de crescimento dos raios é

$$\dot{r}_C = \frac{D_{CG} \delta_{CG} \Omega}{r_C b k_B T} \left(\sigma - \frac{2\gamma_s}{r_C} \right)$$

Crescimento difusivo de cavidades

Modelo de Hull e Rimmer

Na presença de He (ou outro gás):

$$c_I(r_C) = c_I^0 \exp \left[\left(\frac{2\gamma_S}{r_C} - p \right) \frac{\Omega}{k_B T} \right]$$

e

$$\dot{r}_C = \frac{D_{CG} \delta_{CG} \Omega}{r_C b k_B T} \left(\sigma - \frac{2\gamma_S}{r_C} + p \right)$$

Acoplamento entre fluência e crescimento de cavidades

Modelo de Cadek

- O deslocamento do grão provocado pelo crescimento da cavidade deve ser acomodado por fluência no grão para manter o equilíbrio de tensão
- Nas temperaturas e tensões que prevalecem em ambientes de reator, fluência ocorre por escorregamento de discordâncias (*power-law creep*)
- Se a taxa de fluência for insuficiente para acomodar o crescimento da cavidade, a tensão na vizinhança da mesma irá aumentar, reduzindo o potencial de crescimento da cavidade

$$\dot{r}_C = \frac{1}{2,5} \left(\frac{b}{r_C} \right)^2 d_f \dot{\epsilon}_{min}$$

d_f é o diâmetro da faceta do grão (aproximadamente igual ao tamanho de grão)

- No *power-law creep* ($n \approx 2 - 3$)

$$\dot{\epsilon}_{min} = A \left(\frac{\sigma}{B} \right)^n$$

levando a

$$\dot{r}_C = \frac{A}{2,5} \left(\frac{b}{r_C} \right)^2 \left(\frac{\sigma}{B} \right)^n d_f$$

Previsão de tempo para fratura

Modelo de Cocks e Ashby

$$t_f = \int_{r_C^0}^{r_C^f} \frac{dr_C}{\dot{r}_C} = \int_{f_0}^{f_f} \frac{df}{\dot{f}}$$

com

$$f = \left(\frac{r_C}{b} \right)^2$$

correspondendo à fração de área das cavidades.

o limite superior de integração, $f_f = \frac{\pi}{4}$, é estimado supondo que as cavidades se tocam no plano do contorno, mas como Was argumenta, a fratura ocorrerá antes, pois o ligamento não poderá suportar a tensão (portanto $f_f \approx 0,25$ é mais razoável).

Previsão de tempo para fratura

Modelo de Cocks e Ashby

Cocks e Ashby:

- Crescimento difusional

$$t_f \approx t_n + \frac{0,17}{\alpha_0} \left(\frac{1}{\sigma} \right)$$

com

$$\alpha_0 = \frac{2D_{CG}\delta_{CG}\Omega}{b^3k_B T}$$

- Crescimento restrito por *power-law creep*

$$t_f \approx t_n + \frac{1}{n\dot{\epsilon}_{min}}$$

t_n : tempo de incubação.

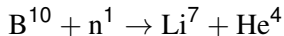
Fragilização por He

Atinge aços inoxidáveis (mas pode ser importante em outros materiais também):

- He é formado por reações de transmutação
- O efeito é severo e não pode ser recuperado por tratamento térmico
- Mecanismos propostos:
 - Formação de bolhas → bloqueio de discordâncias → incompatibilidade de deformação nos contornos → cavidades W
 - Bolhas de He são nucleadas em partículas de $M_{23}C_6$ no CG → nucleação de trinca
 - Redução da coesão (He em pontos triplos leva a propagação instável de trincas em tensões menores que na ausência do gás)

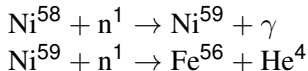
Fontes de Hélio

Boro Reatores térmicos



seção de choque de 3000 barns, mas apenas 20% do B natural é B^{10} , baixas concentrações

Níquel Reatores térmicos



Seções de choque de 4,4 e 13 barns respectivamente, mas suprimento inexaurível

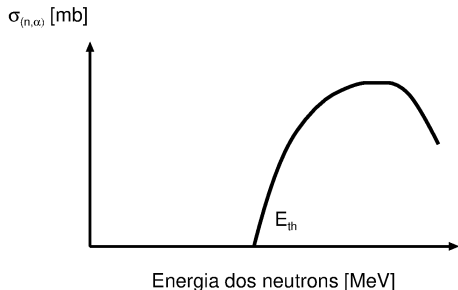
outros Reatores rápidos, mas com seções de choque menores

outros Reatores de fusão (em desenvolvimento) ← maior fluxo de nêutrons com energia mais alta

Produção de Hélio em reatores rápidos

Reações (n,α)

$$\Sigma_{(n,\alpha)} = \frac{\int_{E_{th}}^{\infty} \phi(E) \sigma_{(n,\alpha)}(E) dE}{\int_{0.1\text{MeV}}^{\infty} \phi(E) dE}$$



Produção de Hélio em reatores rápidos

Reações (n,α)

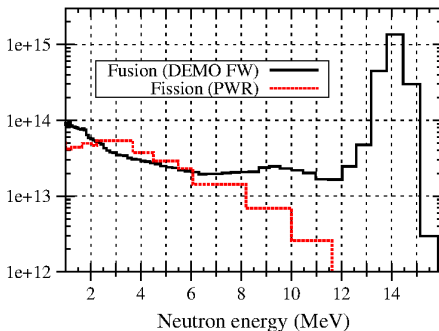
$$\Sigma_{(n,\alpha)} = \frac{\int_{E_{th}}^{\infty} \phi(E) \sigma_{(n,\alpha)}(E) dE}{\int_{0.1\text{MeV}}^{\infty} \phi(E) dE}$$

Seções de choque efetivas em um espectro de nêutrons de fissão.

Elemento	$\Sigma_{(n,\alpha)}$ [mb]
Cr	0,2
Fe	0,23
Ni	4,2
N	41
B	623

Produção de Hélio em reatores de fusão

Como nos reatores rápidos, mas com fluxos de nêutrons mais intensos em energias mais altas → todos os elementos podem sofrer reações nucleares.



M. R. Gilbert, S. L. Dudarev, D. Nguyen-Mahn, S. Zheng, L. W. Packer, j. -Ch. Sublet "Neutron-induced dpa, transmutations, gas production, and helium embrittlement of fusion materials" *J. Nuclear Mater.* **442** (2013) S755 – S760.

Aço EUROFER97

Dopagem com B¹⁰

- Material: EUROFER97 (aço ferrítico/martensítico 9CrVTaW de baixa ativação)
- Finalidade: Material estrutural para reator de fusão
- Motivação: simular fragilização por He advinda dos nêutrons de 14 MeV
- Estratégia: Dopar o aço com B e com B¹⁰ em diferentes teores e submeter a intenso fluxo de nêutrons térmicos

E. Gaganidze, C. Petersen, J. Aktaa, "Study of helium embrittlement in boron doped EUROFER97 steels" *J. Nuclear Mater.* **386** - **388** (2009) 349 – 352.

Composições estudadas

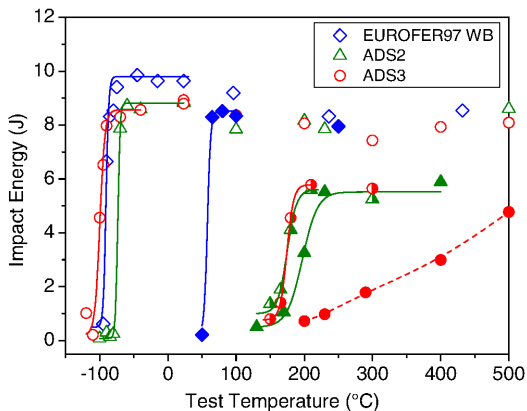
Corrida	B	He [SPICE]	He [ARBOR1]
EUROFER97	0.0010% (nat.)	10,2 appm	
ADS2	0.0082% (nat.)	83,6 appm	9,2 appm
ADS3	0.0083% (B ¹⁰)	432 appm	46 appm
ADS4	0.112% (B ¹⁰)	5580 appm	878 appm

SPICE High Flux Reactor (HFR); Petten; 10,3 dpa; fluxos de 1,42 e $3,99 \times 10^{18} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ nêutrons (térmicos e rápidos > 0,1 MeV, respectivamente); $T = 250$ a $450 \text{ }^\circ\text{C}$

ARBOR1 Reator rápido experimental BOR-66 (Rússia); entre 22,4 e 31,8 dpa; fluxo de $1,8 \times 10^{19} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ nêutrons rápidos (> 0,1 MeV); T entre 332 e 338°C .

E. Gaganidze, C. Petersen, J. Aktaa, "Study of helium embrittlement in boron doped EUROFER97 steels" *J. Nuclear Mater.* **386 - 388** (2009) 349 – 352.

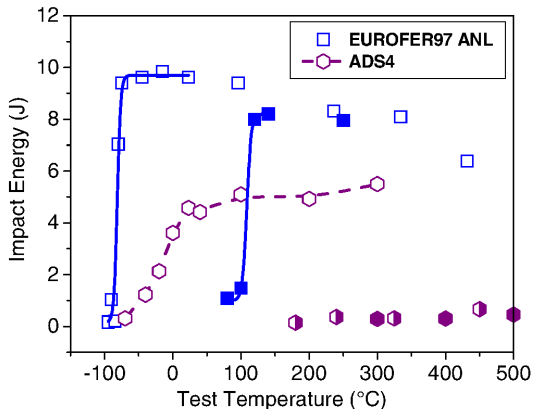
Resultados



- Símbolos vazios: Não irradiado
- Símbolos cheios: irradiado em SPICE
- Símbolos semi-cheios: irradiado em ARBOR1

E. Gaganidze, C. Petersen, J. Aktaa, "Study of helium embrittlement in boron doped EUROFER97 steels" *J. Nuclear Mater.* **386** - **388** (2009) 349 – 352.

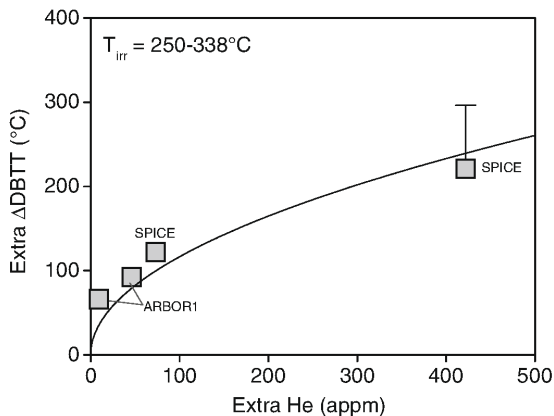
Resultados



- Símbolos vazios: Não irradiado
- Símbolos cheios: irradiado em SPICE
- Símbolos semi-cheios: irradiado em ARBOR1

E. Gaganidze, C. Petersen, J. Aktaa, "Study of helium embrittlement in boron doped EUROFER97 steels" *J. Nuclear Mater.* **386** - **388** (2009) 349 – 352.

Resultados



Extra Δ DBTT = Δ DBTT (EUROFER +B) - Δ DBTT(EUROFER), Extra He: Hélio produzido pela irradiação no aço com B, excluído o He formado no EUROFER convencional.

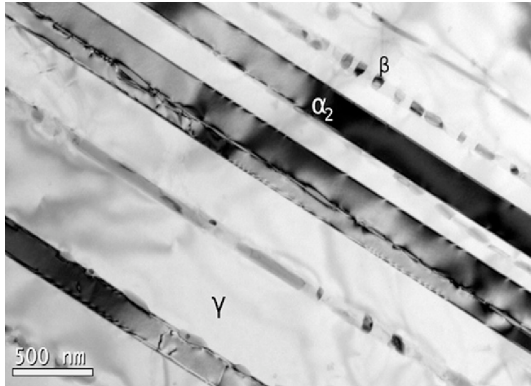
E. Gaganidze, C. Petersen, J. Aktaa, "Study of helium embrittlement in boron doped EUROFER97 steels" *J. Nuclear Mater.* **386** - **388** (2009) 349 – 352.

Alumineto de titânio

Implantação de He

- Material: TiAl (microestrutura lamelar)
- Finalidade: Reatores avançados de fissão (maior temperatura e energia de nêutrons)
- Motivação: estudar fragilização em fluência por He produzido por transmutação
- Estratégia: implantação de He^{+2} (24 MeV)

Material

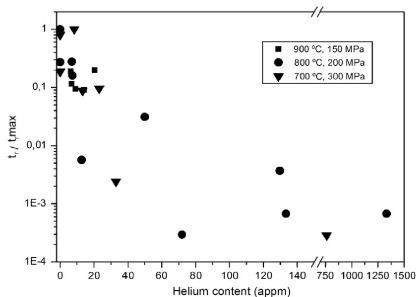
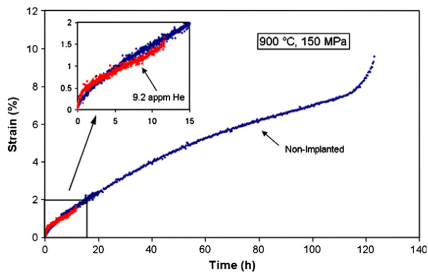


P. Magnusson, J. Chen, P. Jung, T. Sauvage, W. Hoffelner, Ph. Spätig "Helium embrittlement of a lamellar titanium aluminide" *J.*

Nuclear Mater. **434** (2013) 252 – 258.

Resultados

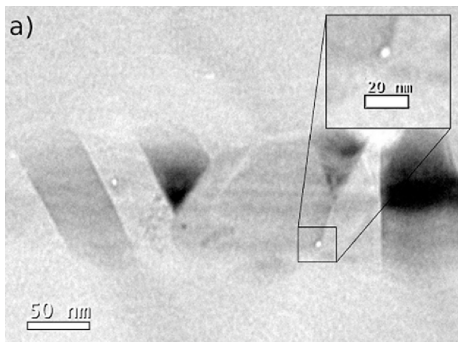
Fluência



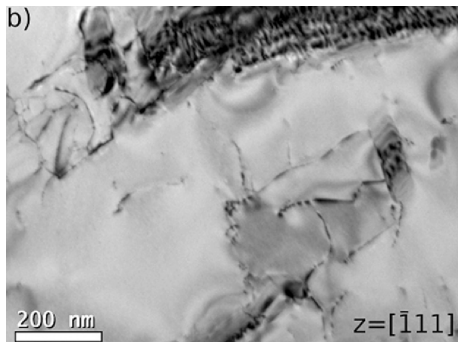
P. Magnusson, J. Chen, P. Jung, T. Sauvage, W. Hoffelner, Ph. Spätig "Helium embrittlement of a lamellar titanium aluminide" *J. Nuclear Mater.* **434** (2013) 252 – 258.

Resultados

Fluência a 700°C



Bolhas

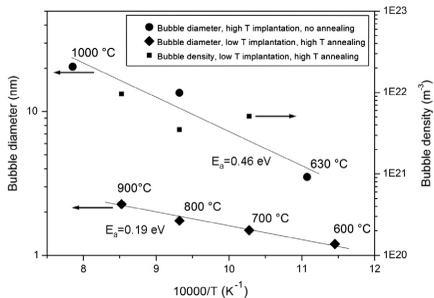


Microestrutura

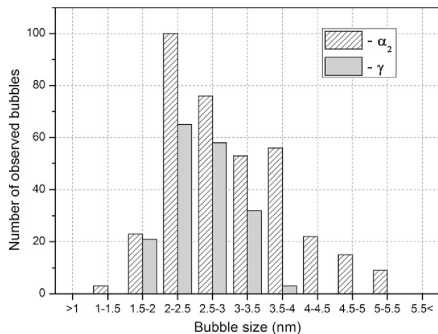
P. Magnusson, J. Chen, P. Jung, T. Sauvage, W. Hoffelner, Ph. Spätig "Helium embrittlement of a lamellar titanium aluminide" *J. Nuclear Mater.* **434** (2013) 252 – 258.

Resultados

Bolhas



Tamanho



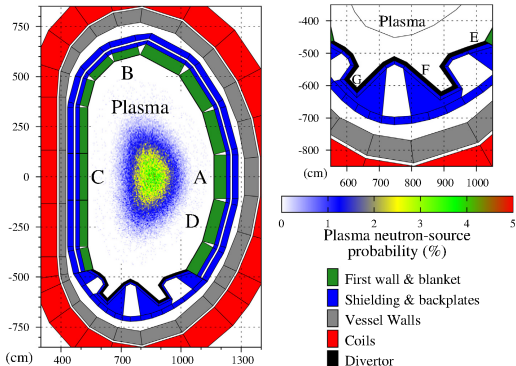
Distribuição

P. Magnusson, J. Chen, P. Jung, T. Sauvage, W. Hoffelner, Ph. Spätig "Helium embrittlement of a lamellar titanium aluminide" *J.*

Nuclear Mater. **434** (2013) 252 – 258.

Reator de fusão

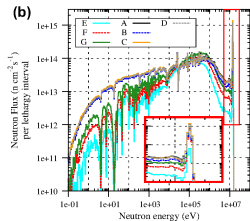
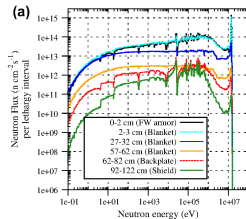
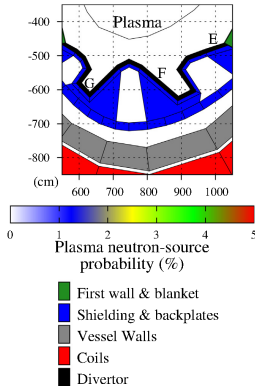
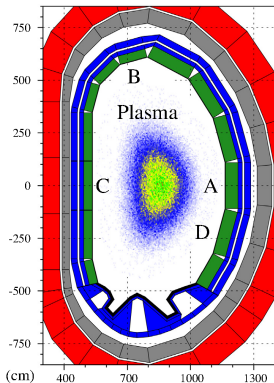
Modelamento por Monte Carlo (MCNP)



M. R. Gilbert, S. L. Dudarev, D. Nguyen-Mahn, S. Zheng, L. W. Packer, j. -Ch. Sublet "Neutron-induced dpa, transmutations, gas production, and helium embrittlement of fusion materials" *J. Nuclear Mater.* **442** (2013) S755 – S760.

Reator de fusão

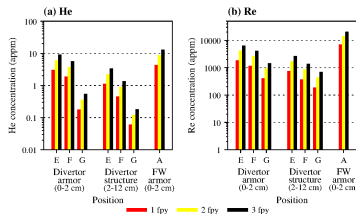
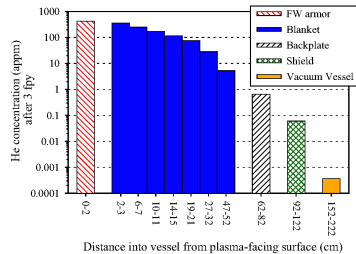
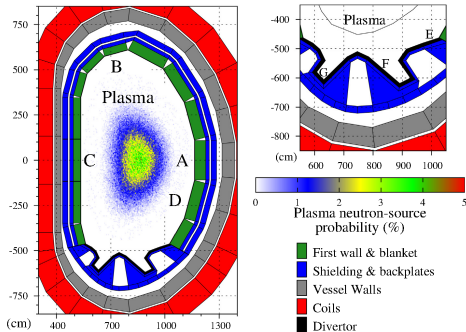
Fluxos de nêutrons



M. R. Gilbert, S. L. Dudarev, D. Nguyen-Mahn, S. Zheng, L. W. Packer, j. -Ch. Sublet "Neutron-induced dpa, transmutations, gas production, and helium embrittlement of fusion materials" *J. Nuclear Mater.* **442** (2013) S755 – S760.

Reator de fusão

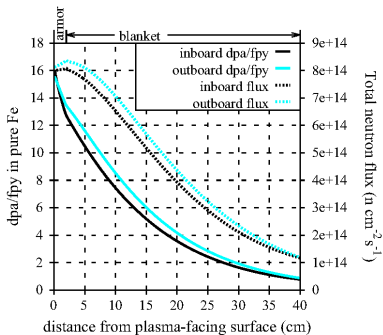
Produção de Hélio



M. R. Gilbert, S. L. Dudarev, D. Nguyen-Mahn, S. Zheng, L. W. Packer, j. -Ch. Sublet "Neutron-induced dpa, transmutations, gas production, and helium embrittlement of fusion materials" *J. Nuclear Mater.* **442** (2013) S755 – S760.

Reator de fusão

Dano estimado



M. R. Gilbert, S. L. Dudarev, D. Nguyen-Mahn, S. Zheng, L. W. Packer, j. -Ch. Sublet "Neutron-induced dpa, transmutations, gas production, and helium embrittlement of fusion materials" *J. Nuclear Mater.* **442** (2013) S755 – S760.