

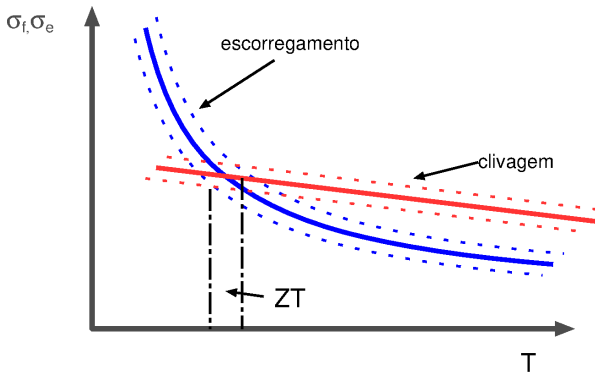
# PMT3540 - Aula 9 - Fragilização, Fluência e Fadiga

Cláudio Geraldo Schön

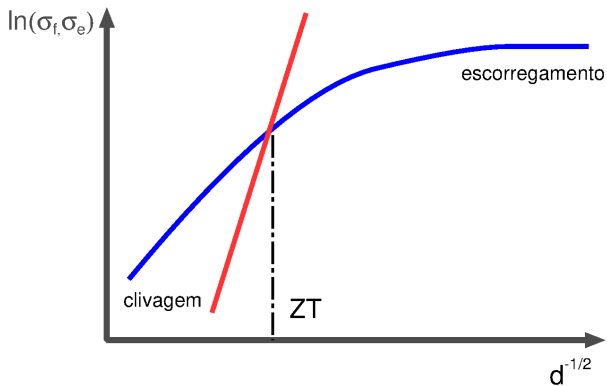
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais  
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

14 de novembro de 2018

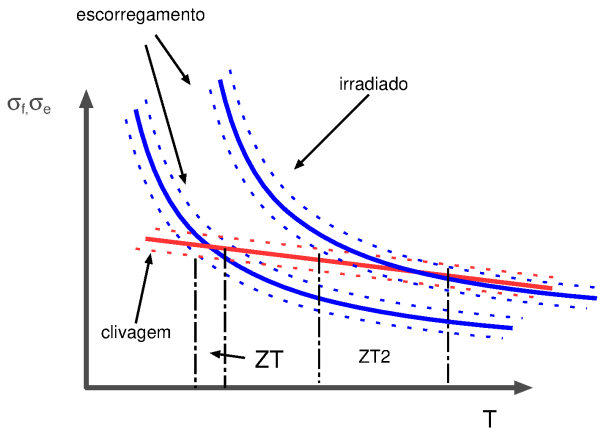
# Um mecanismo de transição dúctil-frágil



# Um mecanismo de transição dúctil-frágil

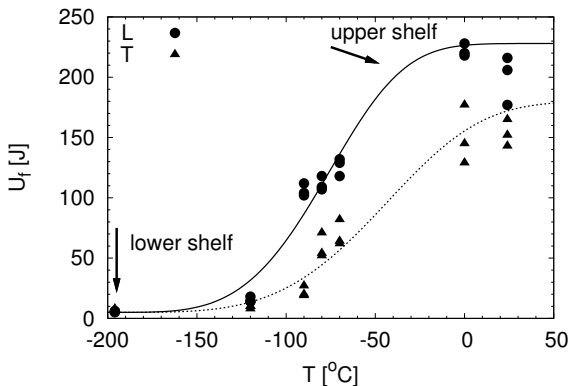


# Modelo do efeito da irradiação



# Ensaio de impacto

## Revisão



# 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*.

# 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)

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

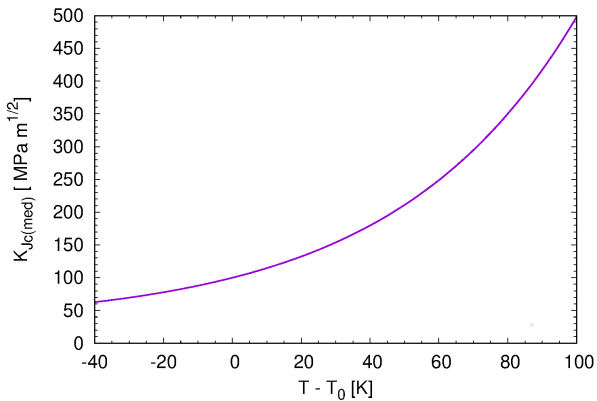
- $K_{Jc(\text{med})}$  é a mediana da tenacidade à fratura, definida como

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

└ Efeito da irradiação sobre a transição dúctil-frágil

└ Fragilização de aços ferríticos por irradiação

# Curva Mestre



└ Efeito da irradiação sobre a transição dúctil-frágil

└ Fragilização de aços ferríticos por irradiação

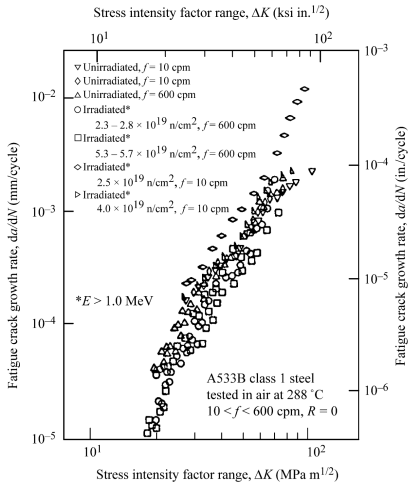
## Efeitos da fluência de nêutrons

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

com  $m \approx 0.33 - 0.5$

# Fadiga em aços ferríticos

Não há efeito detectável na curva de Paris.



## 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

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

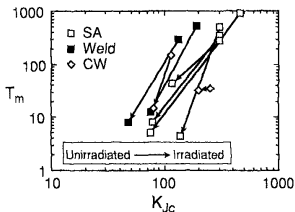
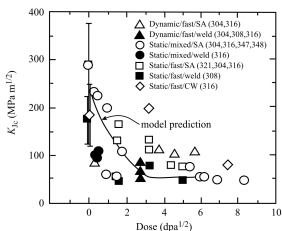
onde

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

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  $\varepsilon_f^*$  é um alongamento local característico,  $\ell^*$  é uma distância característica e  $\delta^*$  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.

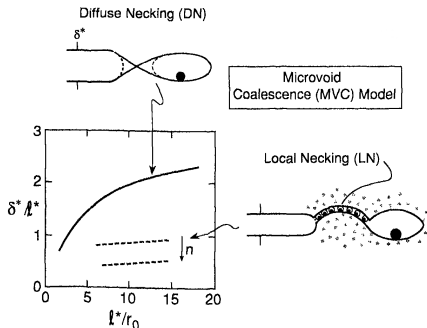
# Modelo de Odette e Lucas

## 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: estrição difusa (DN, *diffuse necking*) e estrição localizada (LN, *local necking*)
- $\ell^*$  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

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

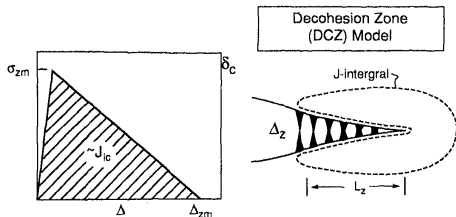
vale 2,0 para DN e 0,5 para LN.

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



# 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

- $\sigma_{zm} < 3\sigma_0$
- $\Delta_{zm}$  depende da largura da banda  $h_z$  e da deformação da região localizada  $\varepsilon_z$ , que é alta ( $\approx 1$ )
- 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.

## 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  $\Delta K_{th}$  em analogia ao que se observa em aços não irradiados que apresentam mais propensão 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 ( $T_H = \frac{T}{T_f} > 0,3$ ) 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 triplos (latas cargas, mais baixas temperaturas)
  - cavidades  $r$ , nucleação de cavidades em contronos 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  $\epsilon_f$  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  $\delta_{CG}$
- 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 escoamento 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.