

Fratura dos Materiais

Noções de Mecânica da Fratura

PMT 2200 - Ciência dos Materiais



Prof. Cláudio G. Schön

Fratura dos Materiais

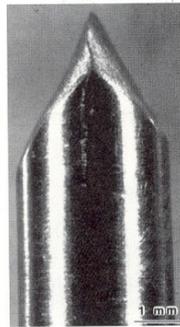
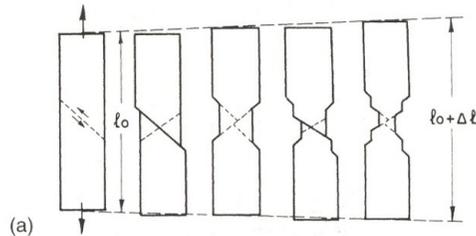
Fratura é a separação de um corpo em duas ou mais partes quando submetido a um esforço mecânico.

Fratura dútil ocorre apenas após extensa deformação plástica e se caracteriza pela propagação lenta de trincas resultantes da nucleação e crescimento de microcavidades.

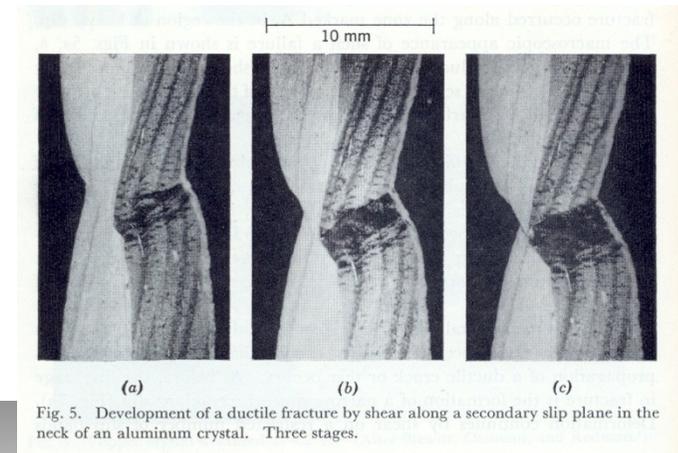
Fratura frágil ocorre pela propagação rápida de trincas, acompanhada de pouca ou nenhuma deformação. Nos materiais cristalinos ocorre em determinados planos cristalinos chamados planos de clivagem ou ao longo dos contornos de grão.

Fratura dúctil em monocristais

Na ausência de heterogeneidades microestruturais que nucleiem uma trinca, a estrição prossegue até que a seção do corpo se anule → Colapso plástico, fratura por cisalhamento.

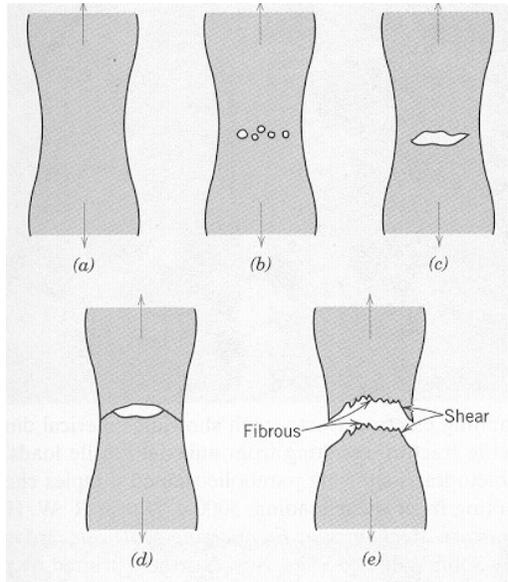


- (a) Representação esquemática do desenvolvimento do colapso plástico em um metal dúctil em condições de polideslizamento.
- (b) Amostra monocristalina de cobre de alta pureza que se rompeu por colapso plástico



Três estágios da fratura por cisalhamento em um monocristal de alumínio.

Fratura dúctil por coalescimento de microcavidades

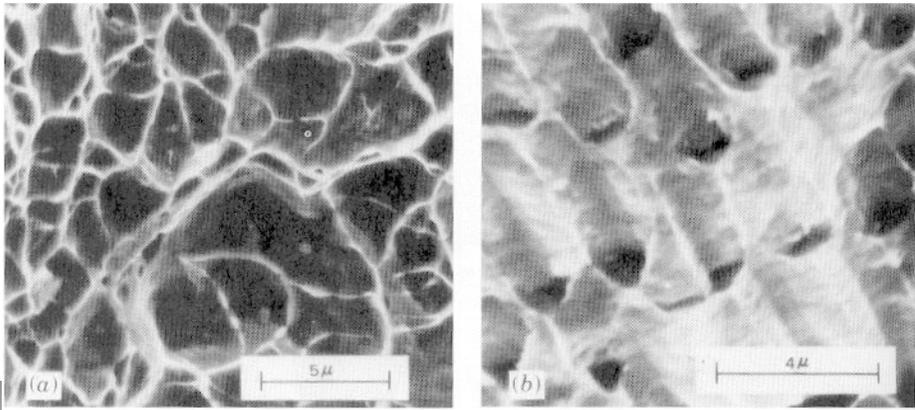


Um material convencional possui um grande número de heterogeneidades microestruturais que podem atuar como sítios de nucleação de cavidades.

A observação detalhada da superfície de fratura causada por este mecanismo com lupa ou microscópio eletrônico de varredura revela a presença de alvéolos ("dimples"), que são os remanescentes das cavidades nucleadas.

O colapso plástico se desenvolve nas fronteiras das microcavidades levando à ruptura gradual e contínua do material.

Em policristais os CG podem atuar como heterogeneidades microestruturais e este é o mecanismo predominante de fratura em policristais dúcteis.

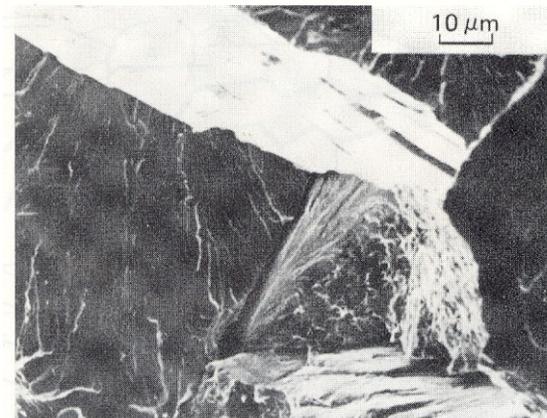


Fratura frágil por clivagem

A fratura frágil em geral é aproximadamente perpendicular à tensão de tração aplicada e produz uma superfície relativamente plana e brilhante.

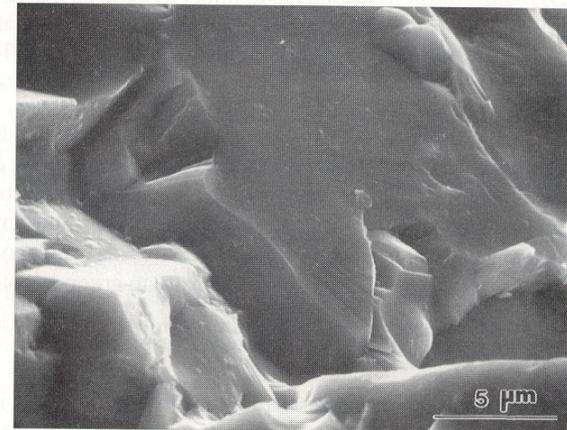
Nos materiais cristalinos corresponde à quebra sucessiva das ligações atômicas ao longo de um plano cristalográfico característico, chamado plano de clivagem.

Este modo de fratura é característico de metais que apresentam algum impedimento para o escorregamento de discordâncias → alta resistência mecânica



(a)

Clivagem em aço Maraging 300M



Clivagem em cerâmica (TiB_2)

Superfície de fratura por clivagem

A superfície de fratura por clivagem é marcada por um relevo característico, denominado "marcas de rio" (*river marks*).

Este relevo surge do encontro de facetas de clivagem crescendo em planos paralelos.

Em metais, a fratura final entre as facetas envolve considerável deformação plástica, o que leva a um aumento na energia absorvida no processo de fratura.

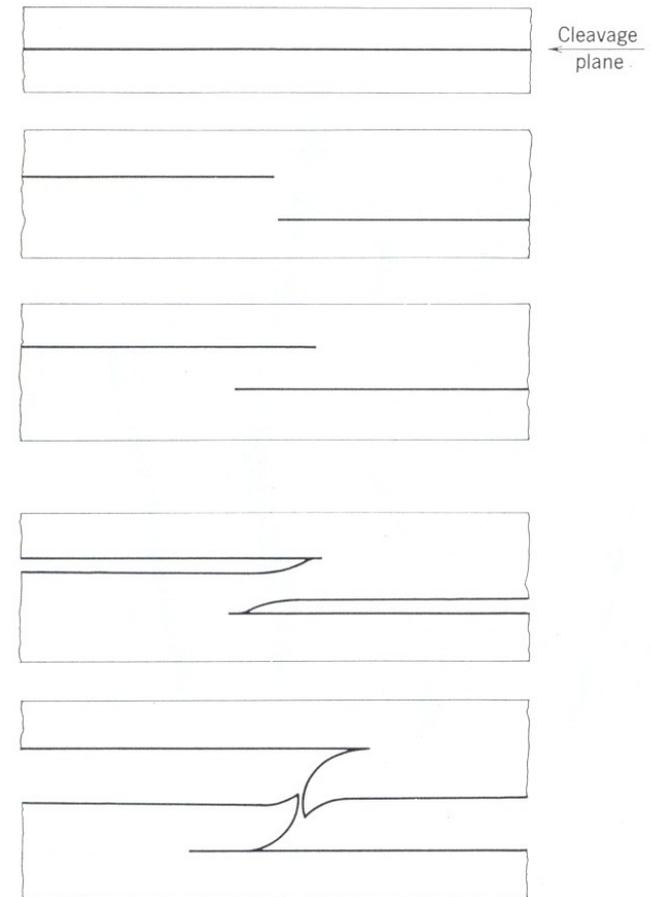


Fig. 2. Schematic representation of cleavage step formation between two parallel cleavage cracks on differing crystal planes. Ductile fracture shown is one mode of parting to form steps; for others, see Gilman² and Berry.³

Marcas de rio

Durante a propagação da trinca de clivagem, facetas podem ser geradas quando a trinca cruza uma discordância em hélice não contida no plano.

Em um material cristalino as discordâncias podem se organizar em estruturas de baixa energia, chamadas contornos de sub-grão. Contornos de sub-grão compostos predominantemente de discordâncias em cunha são chamados de **contornos de inclinação** (*tilt boundaries*) e aqueles constituídos predominantemente de discordâncias em hélice são chamados **contornos de rotação** (*twist boundaries*).

Quando uma trinca de clivagem encontra um contorno de rotação pode ocorrer a nucleação profusa de facetas.

Com o progresso da fratura as facetas coalescem, gerando um padrão semelhante a um rio sendo formado por seus tributários.

Esta morfologia permite determinar a direção da propagação da trinca pela observação da superfície de fratura → fratografia.

Marcas de rio

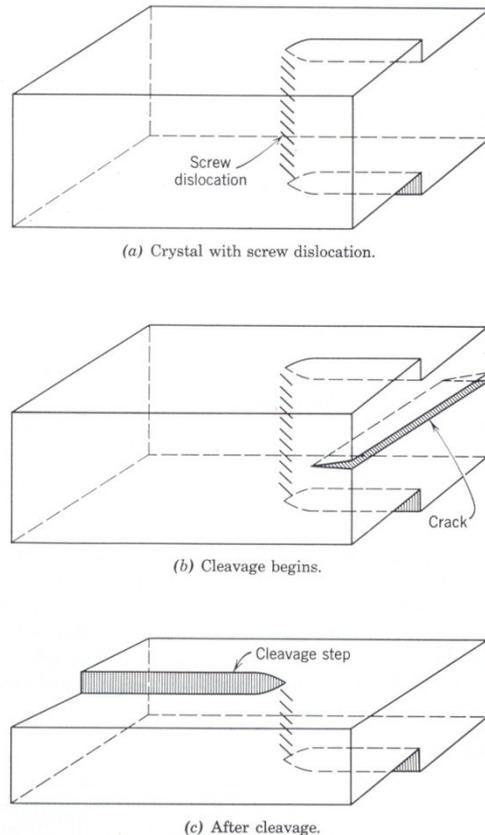
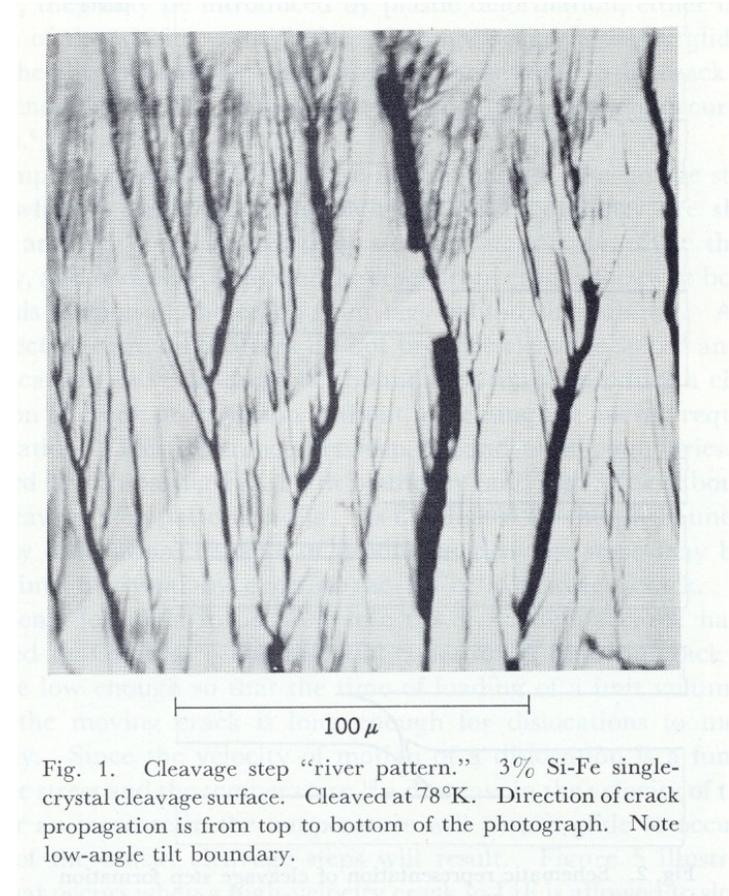


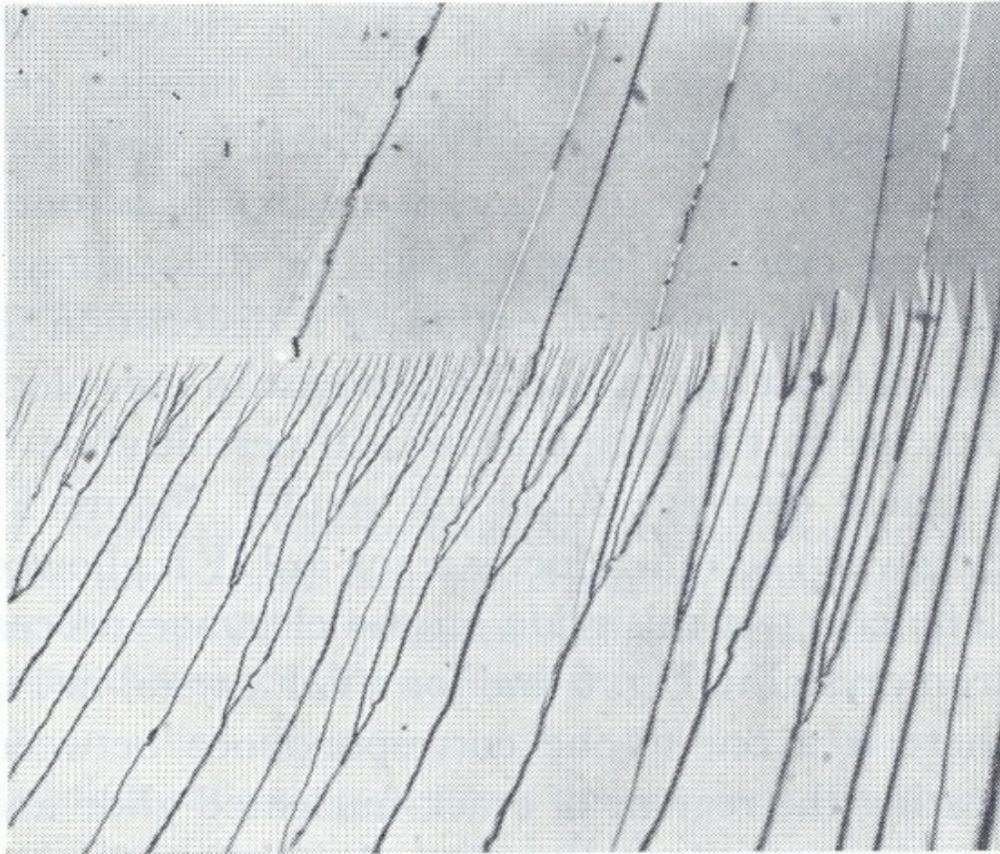
Fig. 4. Creation of cleavage step by screw dislocations.

Modelo explicativo da formação de facetas pela interação da trinca principal com uma discordância em hélice.



Marcas de rio em um aço elétrico. O padrão demonstra que a trinca propagou-se da parte superior à parte inferior da figura. Note a presença de um contorno de inclinação, que não produz a nucleação de novas facetas.

Marcas de rio



100 μ

Esta fratura por clivagem, em monocristal de LiF, vem de cima para baixo.

Encontra um contorno de rotação.

Notar nucleação profusa de facetas que posteriormente coalescem.

Nucleação da trinca de clivagem

Uma dificuldade importante da teoria da fratura por clivagem é entender como trincas de clivagem podem ser nucleadas em um material inicialmente isento de descontinuidades, já que o cálculo teórico da tensão necessária para romper (tensão de ruptura) todas as ligações no plano de clivagem simultaneamente resulta em um valor pelo menos 100 vezes maior que o observado experimentalmente. Possibilidades:

- Mecanismo de Stroh (coalescimento de discordâncias empilhadas contra uma barreira)
- Fratura de partículas mais frágeis que a matriz (por exemplo, inclusões)
- Incompatibilidade de deformação do reticulado por conta de rotações diferentes em diferentes pontos da microestrutura (por exemplo, cruzamento de maclas ou interação entre contornos de sub-grão).

Nucleação da trinca de clivagem (exemplo)

Um contorno de inclinação préexistente em (a) se subdivide em dois pela ação de uma tensão de compressão (b). A diferença de rotação do reticulado em uma região muito pequena (c) amplifica a componente normal (ao plano de clivagem) da tensão aplicada, induzindo à formação de uma microtrinca.

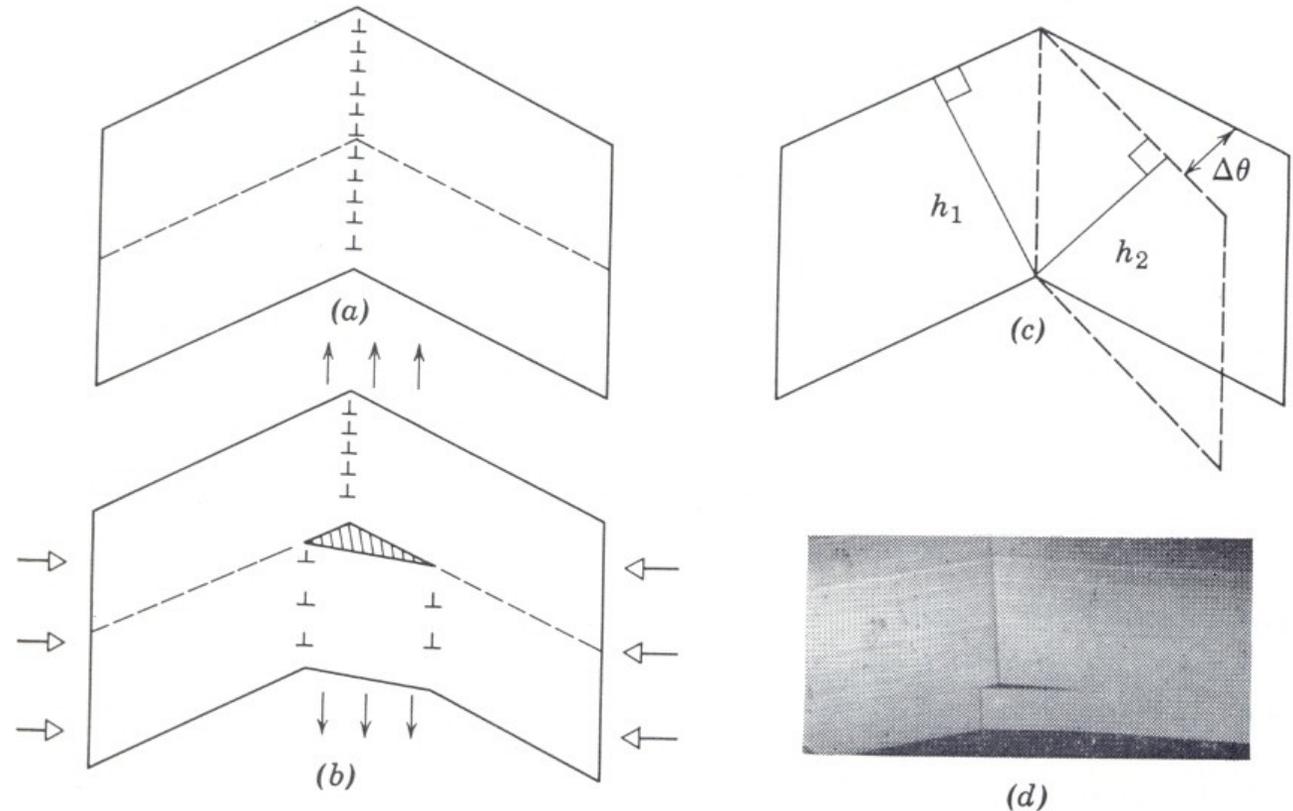
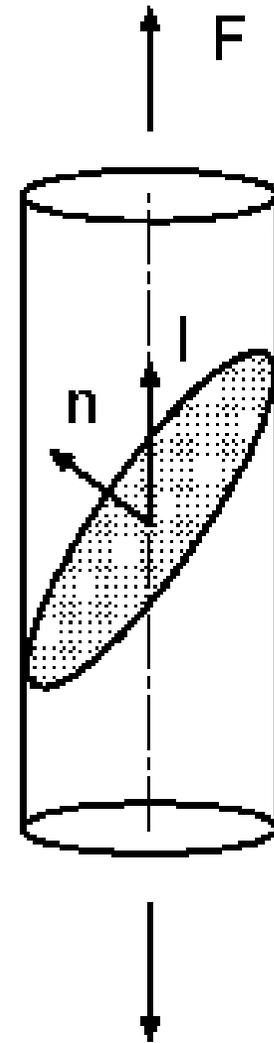


Fig. D.4. Formation of cracks at kink planes in zinc.

Em (d) está evidenciada a ação deste mecanismo em um monocristal de Zn.

exercício

Experimentalmente sabe-se que a clivagem de metais ocorre em uma família de planos cristalinos bem definida, sob a ação de uma tensão normal crítica (que iremos chamar σ_c). Com base nesta afirmação derive uma expressão para a tensão normal projetada em um dado plano cristalino (hkl) de um monocristal cilíndrico, quando este é solicitado em tração por uma tensão σ_0 ao longo de seu eixo, que corresponde à direção [uvw] e estabeleça um critério numérico para a fratura por clivagem deste corpo.



Competição entre clivagem e colapso plástico

Colapso plástico (e por associação, nucleação de microcavidades) e clivagem são mecanismos competitivos de fratura. Sendo assim o mecanismo efetivo de fratura pode ser diferente para um mesmo material em diferentes circunstâncias.

De forma simplificada podemos dizer que clivagem ocorrerá quando a tensão crítica de clivagem for menor que a tensão necessária para ativar os sistemas de escorregamento.

- Isto significa que é possível atingir a tensão crítica de clivagem **mesmo para um material que já sofreu uma certa quantidade de deformação plástica** (por exemplo, se a taxa de encruamento, $\partial\sigma/\partial\varepsilon$, causar um aumento muito forte da resistência do material).

Exemplo do exposto acima, dois monocristais de ferro. Dependendo da sua orientação a fratura ocorre por colapso plástico (à esquerda) ou por clivagem (à direita).

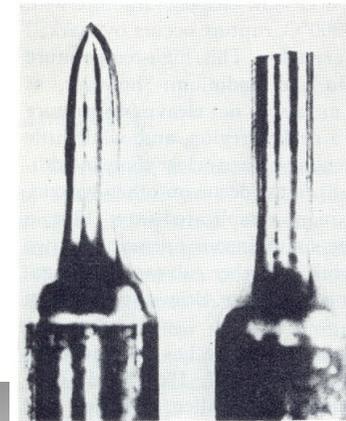
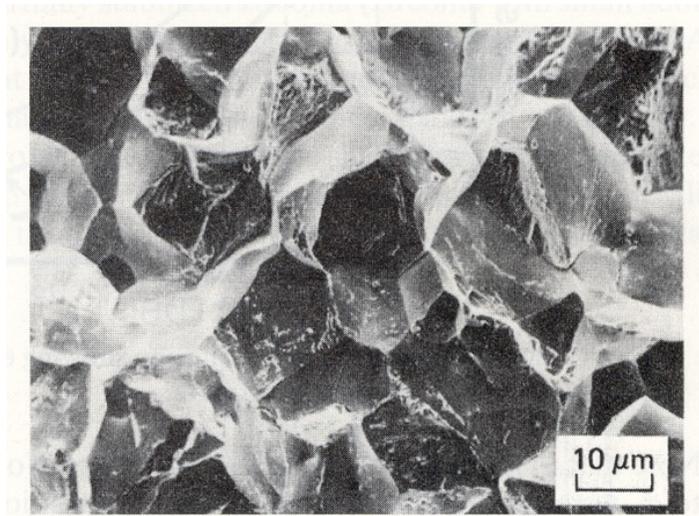


Fig. 2. Extremes of fracture behavior in iron crystals tested at -196°C . (a) Chisel edge fracture 100% reduction in area. (b) Cleavage fracture. (After Allen, Hopkins, and McLennan.²)

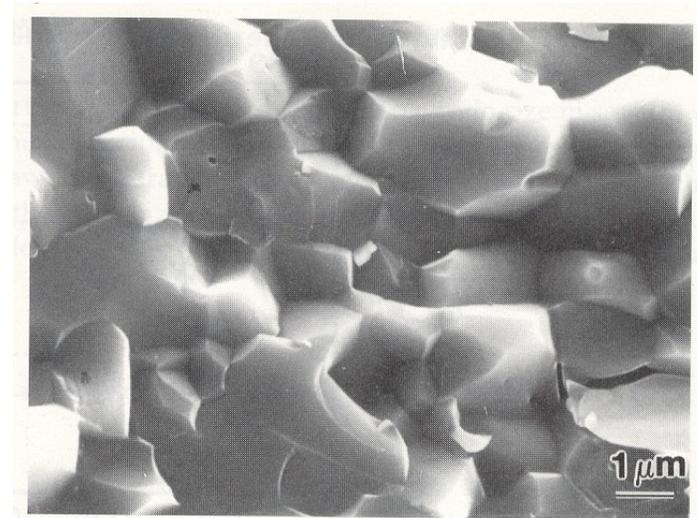
Fratura frágil intergranular

Ocorre quando o contorno de grão apresenta resistência mecânica menor que a matriz ← Precipitados frágeis no contorno ou estruturas cristalinas complexas

A trinca "caminha" ao longo dos contornos de grão, revelando o seu formato tridimensional



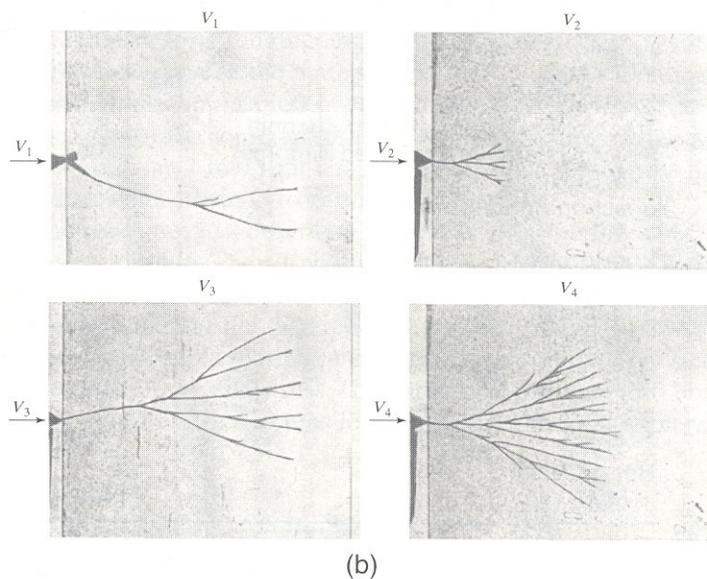
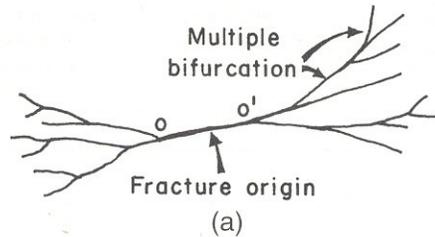
Fratura intergranular em aço



Fratura intergranular em alumina com 99,4% de pureza

Fratura frágil em materiais amorfos

Dois estágios: nucleação e propagação da trinca → bifurcação da trinca

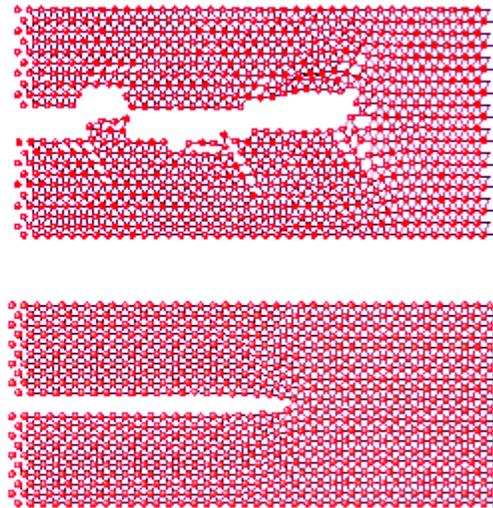
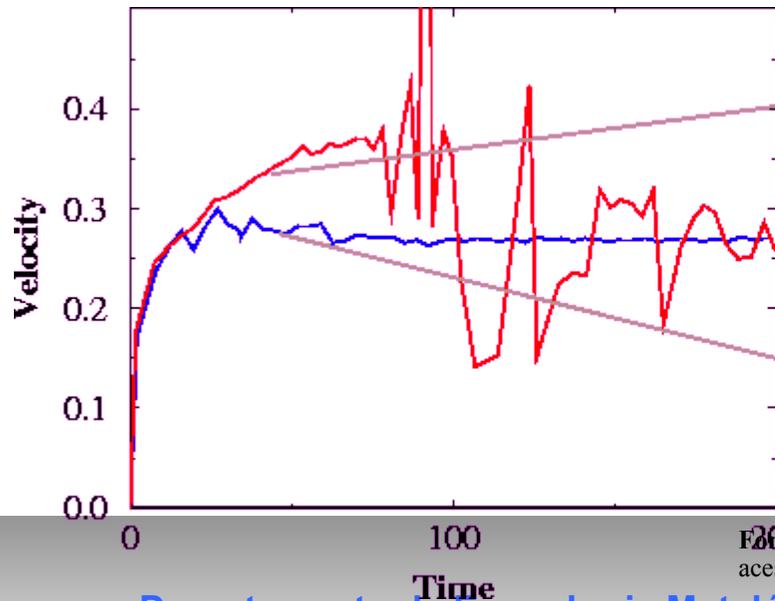
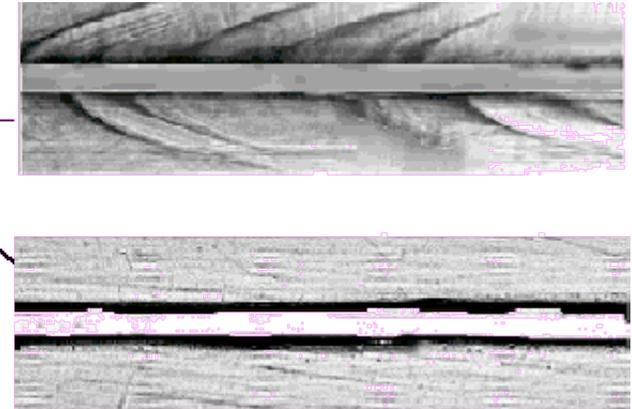
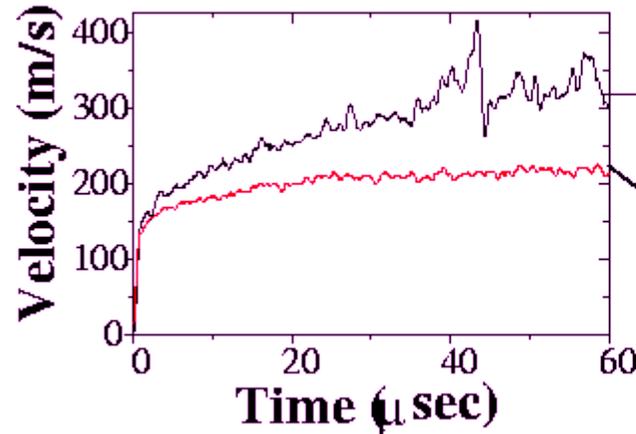


- (a) Representação esquemática dos processos de nucleação e de propagação da trinca em um material cerâmico.
- (b) Na experiência ao lado um martelo atingiu a placa espessa de vidro com velocidades diferentes ($V_1 < V_2 < V_3 < V_4$). Nota-se o aumento da taxa de bifurcação com o aumento da energia cinética transferida. A imagem é um instantâneo obtido por fotografia ultrarrápida (H. Schardin in: *Fracture*, B. L. Averbach et al, eds. MIT Press: Cambridge, USA, 1959).

Fratura frágil em acrílico (PMMA)

Experimental:

Há uma velocidade limite, que está vinculada ao surgimento de ramificações laterais à trinca principal. A velocidade crítica usualmente é da orde de 60% da velocidade do som no material.

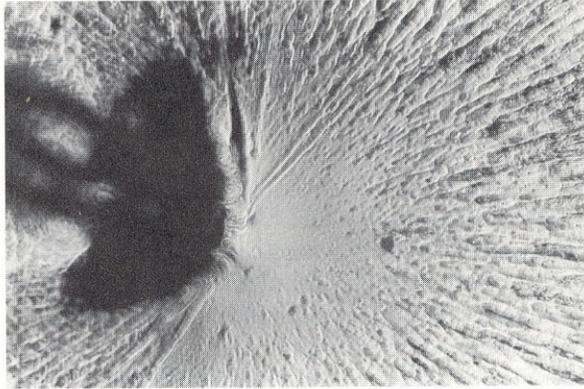


Modelo:

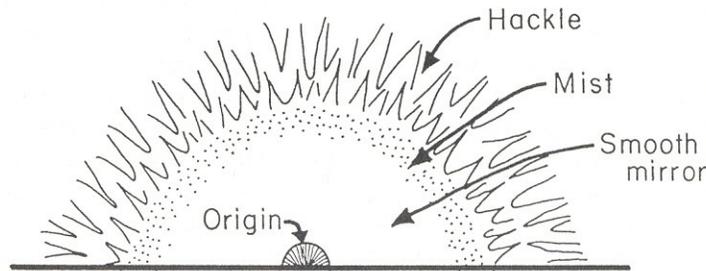
O resultado apresentado na figura ao lado foi obtido por dinâmica molecular, usando um modelo simples de interação entre os átomos, mesmo assim o resultado é surpreendentemente parecido com o observado experimentalmente.

Fonte: http://chaos.ph.utexas.edu/~marder/fracture/phystoday/how_things_break/how_things_break.html
acesso em 8/3/2007

Fratura frágil em materiais amorfos



(a)



(b)

- (a) Aspecto da fratura em uma amostra de poliéster com elevada taxa de ligações cruzadas.
- (b) Representação esquemática da superfície de fratura indicando a nomenclatura utilizada.
- (c) A bifurcação da trinca se inicia na zona de “Mist” e se completa no “Hackle”.

Fratura em altas temperaturas

Experimentalmente observa-se que a fratura em altas temperaturas é predominantemente intergranular → redução da coesão dos contornos de grão com o aumento da temperatura.

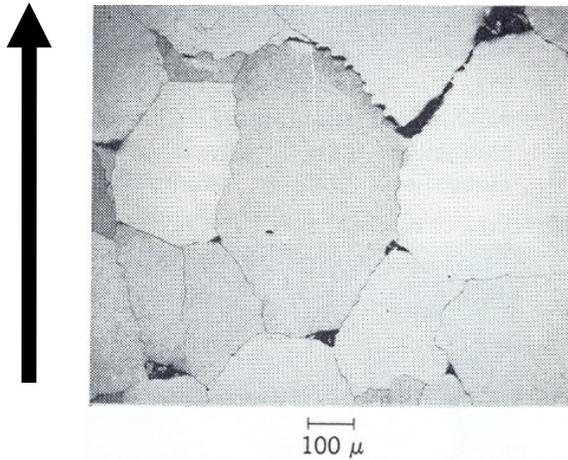


Fig. 8. Aluminum-20% zinc alloy tested in creep rupture at 500°F. Rupture life, 12 hr. Stress direction is vertical.

Exemplo: microestrutura de uma liga Al-20%Zn ensaiada em fluência a 260 °C por 12h. Note o aparecimento de cavidades nos contornos de grão. A seta indica a direção de carregamento.

Deslizamento de Contornos de Grão

É possível demonstrar que para se manter a continuidade entre os grãos durante a deformação plástica de policristais é necessário que ocorra o deslizamento relativo dos grãos ao longo do contorno de grão mútuo.

Este processo, embora ocorra em todas as ocasiões, torna-se mais intenso e relevante em altas temperaturas devido ao aumento da difusividade e da fração de equilíbrio de lacunas.

Deslizamento de contornos de grão

Exemplos de aparatos experimentais usados no estudo do deslizamento de CG usando bicristais (a) e um resultado típico destes experimentos (b).

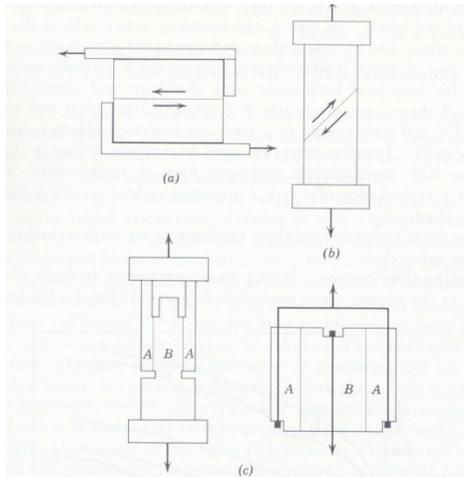


Fig. 1. Types of bicrystal used to study sliding.

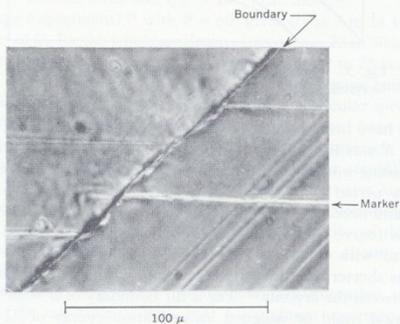


Fig. 2. Sliding at boundary of lead bicrystal. Phase contrast, unetched.

Corrugações produzidas no CG por ocorrência de deslizamento.

Experiência desenhada para evidenciar o deslizamento de CG. A amostra de alumínio foi submetida à fluência a 371 °C até uma deformação de 9,8%. A seguir a superfície foi repolida e novamente submetida à fluência por mais 1,6% de deformação. Note o aparecimento de um relevo associado aos CG preexistentes.

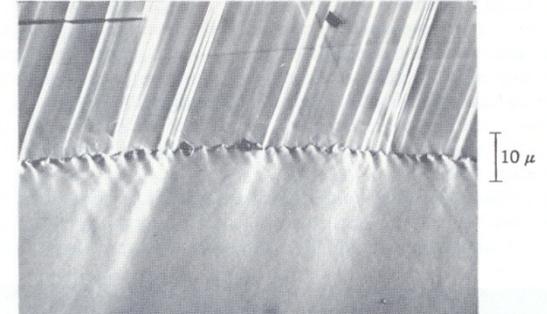


Fig. 9. Grain-boundary corrugations caused by creep at 400°F and 6800 psi in aluminum-1.9% magnesium alloy. Preliminary creep elongation, 9.4%, followed by repolishing and 10.2% additional elongation. Oblique illumination.

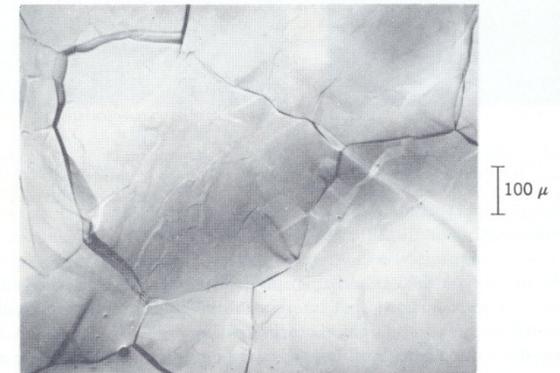
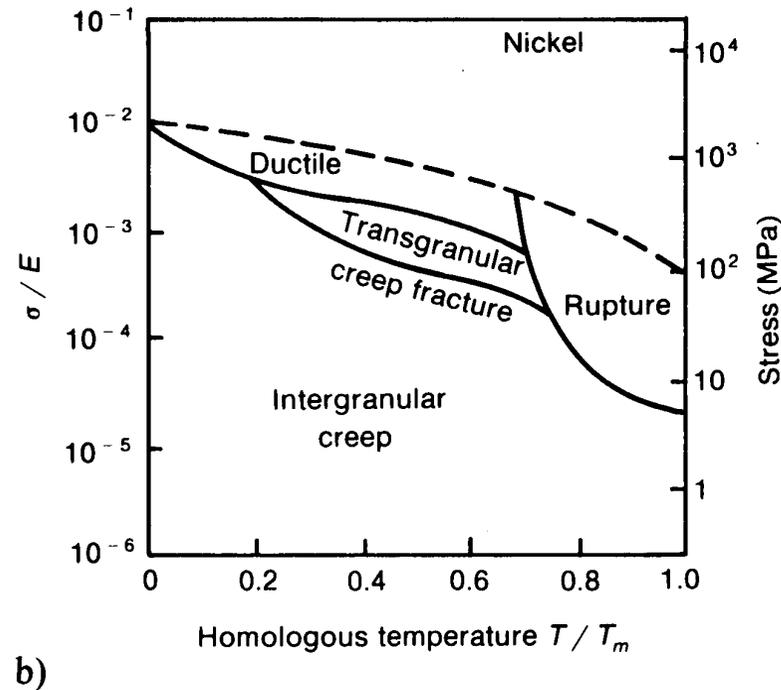
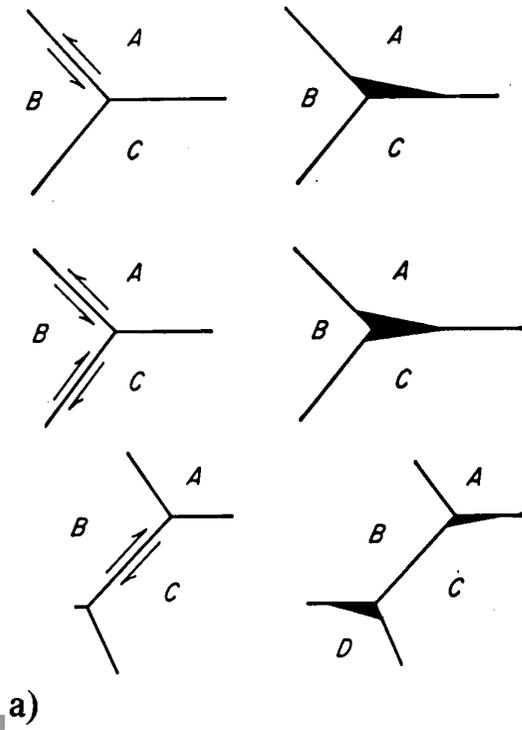


Fig. 10. High-purity aluminum repolished after preliminary creep elongation of 9.8% at 700°F and 250 psi, then further elongated 1.6% in creep. Oblique illumination.

Fratura em fluência

Com o progresso da deformação em fluência o material perde a capacidade de acomodar a deformação simultânea dos grãos por meio de deslizamento do contorno. Isto leva ao surgimento de cavidades, principalmente associadas aos pontos triplos da microestrutura.



- Mecanismo de formação de trincas intergranulares por deslizamento de grãos (segundo H. C. Chang e N. J. Grant).
- Mapa de mecanismos de fratura para o níquel (segundo M. F. Ashby).

Fratura em fluência

Outro mecanismo de fratura em fluência é resultante do coalescimento de cavidades que evoluem a partir das corrugações do CG (já mencionadas anteriormente) ou pelo coalescimento de lacunas nos contornos perpendiculares à tensão aplicada.

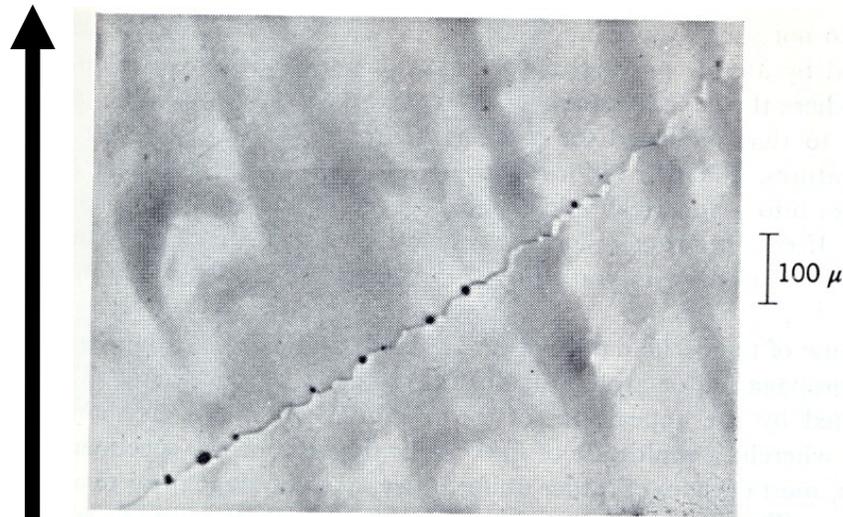
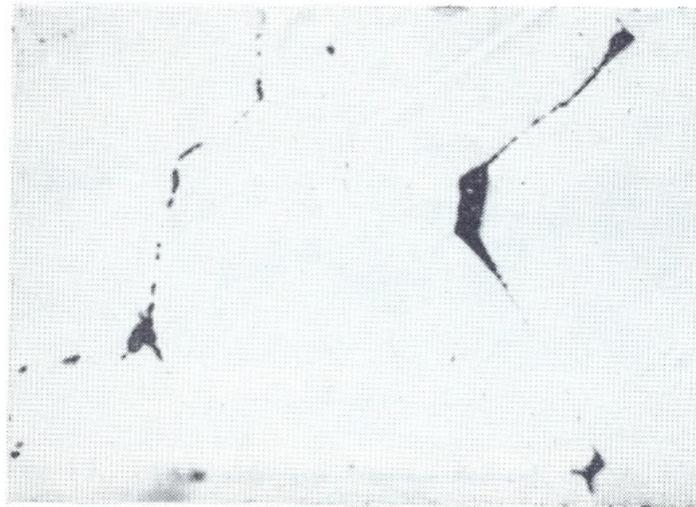


Fig. 11. Aluminum-2% magnesium alloy tested in creep rupture at 500°F and 4000 psi. Rupture life, 5 hr. Stress direction is vertical.

Cavidades produzidas em CG a partir das corrugações. Liga Al-2%Mg ensaiada em fluência a 371 °C e 27,6 MPa de carga. A direção de carregamento está indicada por uma seta.

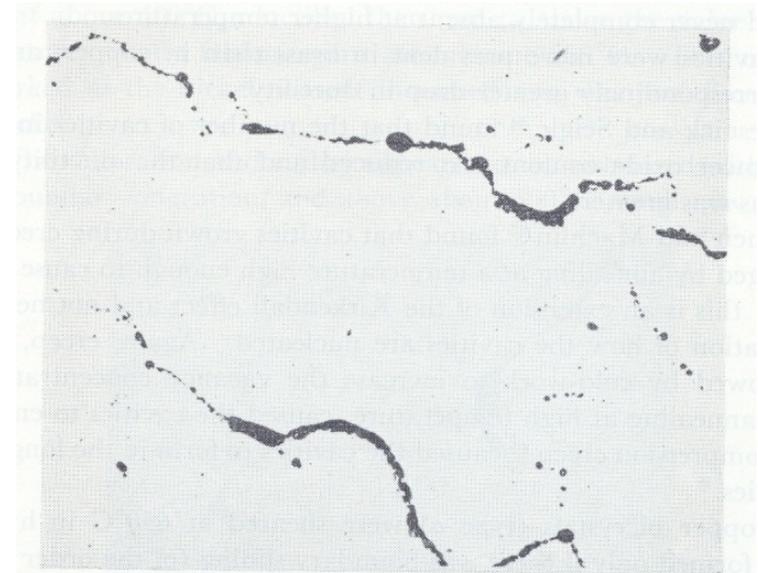
Fratura por fluência - cavitação

As cavidades produzidas pelos mecanismos anteriores são denominadas tipo w (devido à forma característica, por surgirem nos pontos triplos) ou tipo r (de *round* ou seja, redondo).



100 μ

Fig. 10. Cavities in grain boundaries of copper-20% nickel alloy (22% extension at 1.7%/hr at 400°C). (After Reid and Greenwood.⁶⁶)



100 μ

Fig. 9. Cavities in grain boundaries of copper (7% extension at 0.2%/hr at 300°C). (After Greenwood, Miller, and Suiter.⁶³)

Tipo w

Tipo r

Fratura por fluência

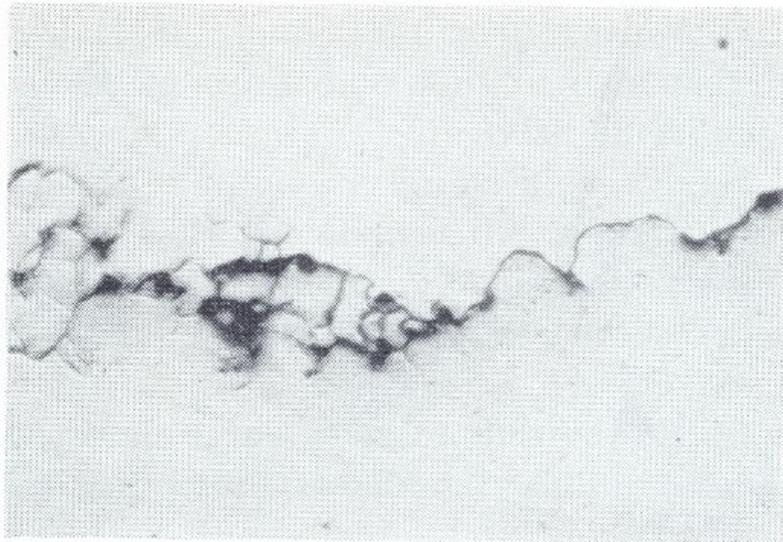


Fig. 11. Cavities in grain boundaries of magnesium (24% extension at 0.2%/hr at 225 °C).⁶³

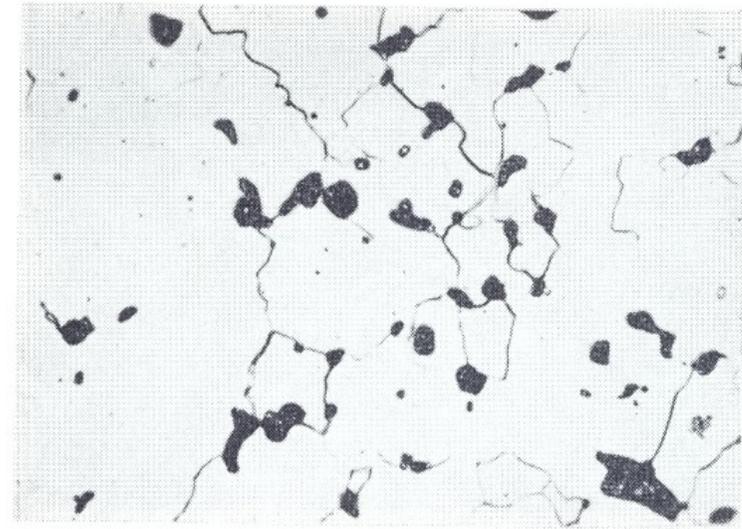
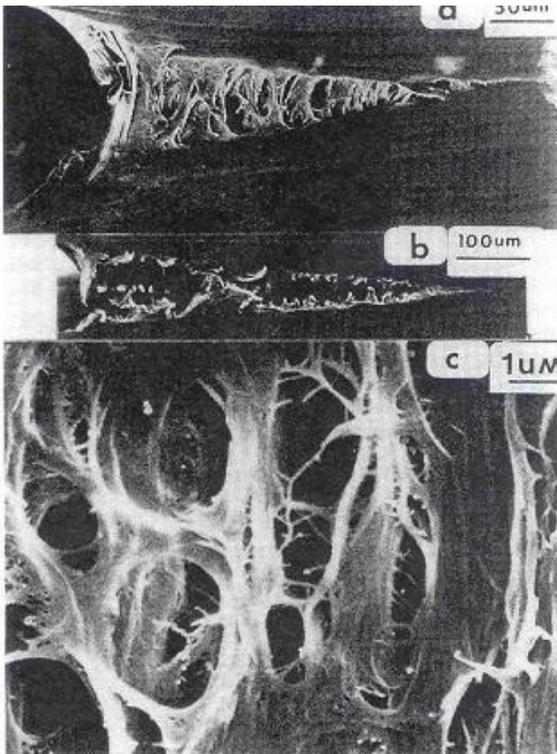


Fig. 12. Cavities in grain boundaries of chromium (27% extension at 3.2×10^{-3} %/hr at 950 °C). (After Wilms.⁷²)

Fratura em polímeros

A propagação de trincas em polímeros está fundamentalmente associada a microfibrilamento (*crazing*) na ponta da trinca.



Estágios sucessivos da propagação de trincas em Polietileno da Alta Densidade (HDPE).

- (a) Iniciação da trinca, com a nucleação de um *craze* à frente da ponta da trinca pré-existente.
- (b) Propagação da trinca, com a ruptura das fibrilas.
- (c) Detalhe das fibrilas na região do *craze*.

Fim da primeira parte

O teste do Tópico 4 será disponibilizado no dia 27/03/2011 às 11:15 e estará ativo até o domingo, dia 27/03/2010 às 23:55.

A aula da terça-feira dia 29/03/2011 (Plenária 2- Prof. Schön) será ministrada conjuntamente às três turmas no anfiteatro do PMT.

O arquivo da apresentação do Prof. Landgraf já está disponível no moodle.

O gabarito dos exercícios resolvidos em aula e dos testes será divulgado após o fechamento do teste 4, também será disponibilizado o gabarito da P1 do ano de 2010 para que vocês estudem.

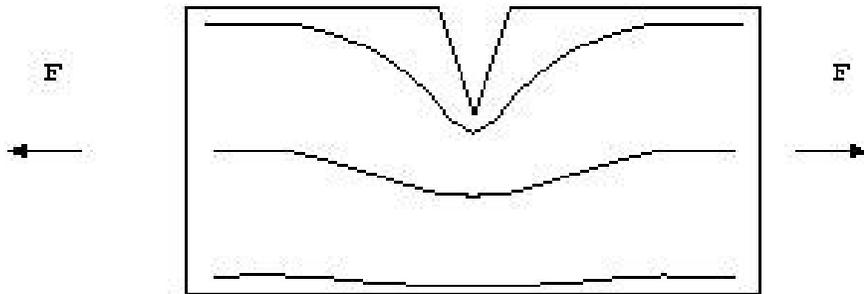
Mecânica da Fratura

Ramo da Ciência dos Materiais que busca a quantificação das relações entre as propriedades dos materiais, tensões aplicadas, defeitos que induzem trincas.

Concentradores de tensão

Irregularidades na forma de um componente perturbam seu campo de tensão , amplificando a tensão em suas proximidades → **concentradores de tensão**

- Exemplos de concentradores de tensão: Riscos, entalhes, cantos vivos, mudanças de seção no componente



A figura ao lado representa esquematicamente o efeito de um entalhe sobre o campo de tensões de um componente submetido à tração. Note que a separação entre as linhas diminui nas proximidades da ponta do entalhe, indicando que a intensidade da tensão é maior neste ponto.

Concentração de tensões

A tensão teórica necessária para romper as forças de ligação entre os átomos é da ordem de $E/10$ (E é o módulo de rigidez).

Medidas experimentais fornecem valores entre $E/10.000$ e $E/100$.

C. E. Inglis sugeriu pela primeira vez em 1913 que os concentradores de tensão seriam os responsáveis por esta discrepância. Ele resolveu o problema da distribuição das tensões em uma placa infinita de material elástico contendo um furo passante elíptico de **comprimento $2a$** e raio de curvatura da ponta ρ_t . A tensão aplicada σ_0 dá origem a uma tensão σ_m na ponta do defeito tal que:

$$\sigma_m = 2 \sigma_0 (a / \rho_t)^{1/2}$$

Note que a tensão pode ser tornada arbitrariamente grande com a redução do raio de curvatura.

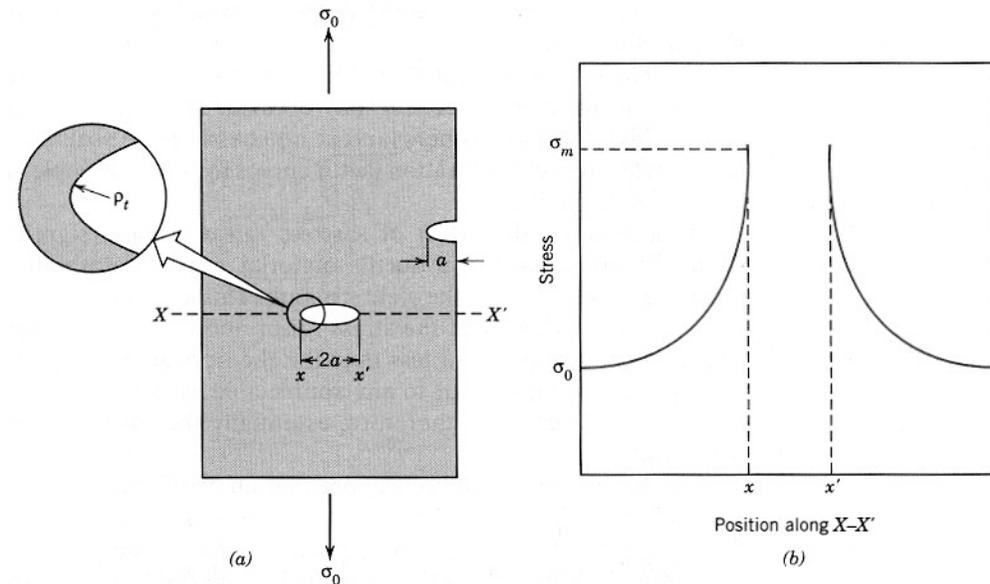


FIGURE 8.7 (a) The geometry of surface and internal cracks. (b) Schematic stress profile along the line $X-X'$ in (a), demonstrating stress amplification at crack tip positions.

O critério de Griffith

A. A. Griffith propôs em 1921 que a redução da tensão de ruptura experimental em relação à teórica ocorreria pela presença de defeitos pré-existentes na microestrutura, que poderiam ser aproximados a cavidades elípticas.

Griffith demonstrou, usando o resultado de Inglis, que quando uma trinca de comprimento $2a$ se forma, a tensão elástica agindo sobre o material relaxa liberando uma energia $U_E = -(\pi \cdot a^2 \cdot \sigma^2)/E$ (para uma espessura unitária da amostra); em compensação é despendido um trabalho de criação de duas novas superfícies livres de $U_S = 4 \cdot a \cdot \gamma$, onde γ é a energia de superfície. A energia total é $U_T = U_E + U_S$

Griffith propõe que a trinca cresce espontaneamente apenas se um aumento infinitesimal δa na trinca provocar uma variação nula ou negativa na energia a ela associada, ou seja:

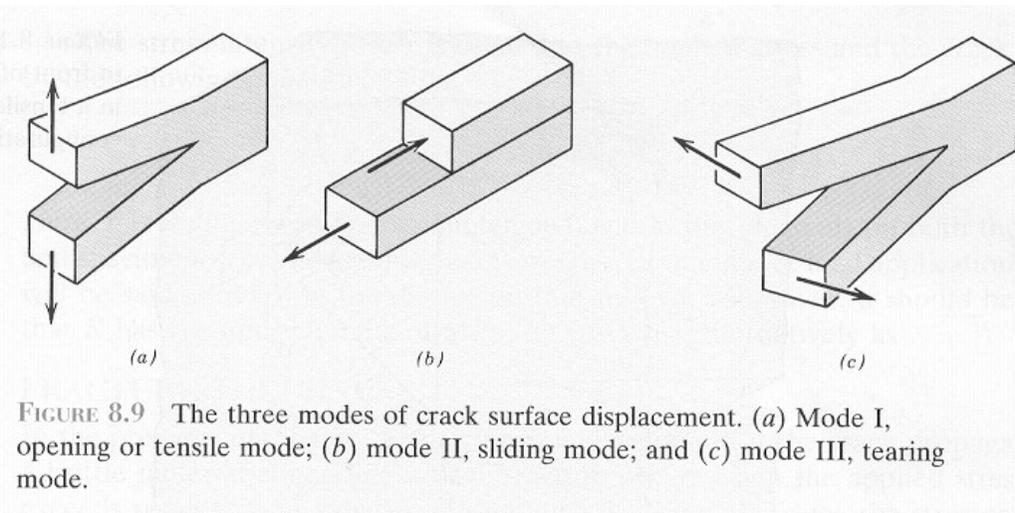
$$\delta U_T / \delta a = \delta (U_E + U_S) / \delta a = -2 (\pi \cdot a \cdot \sigma^2) / E + 4 \gamma \leq 0$$

$$\text{ou seja, ocorrerá fratura quando } \sigma \geq (2 \gamma E / \pi \cdot a)^{1/2}$$

o critério de Griffith pressupõe que o raio na ponta da trinca seja fino o suficiente para que a tensão local exceda a energia de coesão do material

Fator de Intensificação de Tensão

Em 1957 G. R. Irwin publicou a solução do problema da distribuição de tensões em uma placa infinita contendo uma trinca passante (e não um furo elíptico). Ele considerou que a trinca poderia ser carregada em três modos distintos, sendo que o mais comum é o modo I.



Qualquer que seja o modo de carregamento e utilizando hipóteses de comportamento linearmente elástico (hookeano), Irwin demonstrou que a tensão no plano que contém trinca é dado aproximadamente por

$$\sigma = K.(2\pi r)^{-1/2}$$

Onde r é a distância a partir da ponta da trinca.

K é o **fator de intensificação de tensão** (*stress intensity factor*), relacionado à tensão aplicada na placa σ e ao comprimento $2a$ da trinca:

$$K = \sigma .(\pi. a)^{1/2}$$

Fator de forma

A função K deduzida por Irwin e seu grupo de trabalho a rigor vale apenas para a trinca passante em uma placa infinita. É possível, entretanto, demonstrar que para outras geometrias de defeitos basta multiplicar a função por um fator numérico dependente exclusivamente da geometria da placa e do defeito. Este fator numérico é denominado Fator de Forma Y e a expressão de K se torna, portanto:

$$K = Y \cdot \sigma \cdot (\pi a)^{1/2}$$

Para defeitos superficiais em uma placa semi-infinita, por exemplo, $Y=1,12$ (uma boa aproximação para placas finitas). Para defeitos em formato de disco em um meio infinito, $Y = 2/\pi$.

Tenacidade à fratura

O Fator de Intensificação de Tensão mede o potencial de origem elástica que atua sobre a trinca para fazê-la crescer. Para valores baixos de K o sistema encontrar-se-á em um estado estacionário estável e o comprimento da trinca permanecerá inalterado. Para um dado valor crítico K_c o sistema atingirá um estado de equilíbrio instável e a partir deste valor a trinca irá crescer.

A condição necessária para crescimento da trinca poderá ser descrita, portanto como:

$$K \geq K_c$$

K_c é uma propriedade que depende do material e de fatores geométricos do sistema (formato da placa e do defeito). Em uma condição especial, chamada **Estado Plano de Deformação**, entretanto, ela se tornará independente da geometria e será designada K_{Ic} . Esta propriedade é dependente exclusivamente do material e pode-se demonstrar que ela é o valor mínimo de K_c . Ela recebe o nome de **tenacidade à fratura no estado plano de deformação**.

Mecânica da Fratura na Engenharia

$$\sigma_f = K_{IC} / Y \cdot (\pi \cdot a)^{1/2}$$

ou

$$a_c = (1/\pi) \cdot (K_{IC} / \sigma_f \cdot Y)^2$$

Na engenharia a mecânica da fratura pode ser usada para resolver dois tipos de problema.

No primeiro o tamanho do defeito é conhecido e deseja-se saber qual a tensão de ruptura do sólido (exemplo: inspeção em uma asa de avião).

No segundo problema, sabe-se a tensão de ruptura do sólido e procura-se o comprimento do defeito crítico.

Todos os demais problemas são variantes destes dois casos.

exercício

Suponha que você foi contratado(a) para atuar no recebimento de materiais em uma empresa que fabrica engrenagens. Como parte de suas tarefas você deve aceitar ou rejeitar lotes do aço representado na Figura abaixo. O seu fornecedor propõe usar aço de alto enxofre para facilitar a usinagem do material. O projeto mecânico da engrenagem requer que ela trabalhe a um nível de tensão máxima de 1360MPa, que deve, por norma, corresponder no mínimo a 85% do limite de resistência. Suponha agora que o material foi aprovado no controle de qualidade do produto final de sua empresa, que tem a capacidade de detectar trincas superficiais (isto é, $Y = 1,12$) maiores que 0,4 mm de profundidade (portanto, o material não pode romper se tiver trinca de 0,4mm). e que o fornecedor entregou um lote de aço com teor de enxofre de 0,049%. Você rejeitará ou aceitará o lote em questão? Por que?

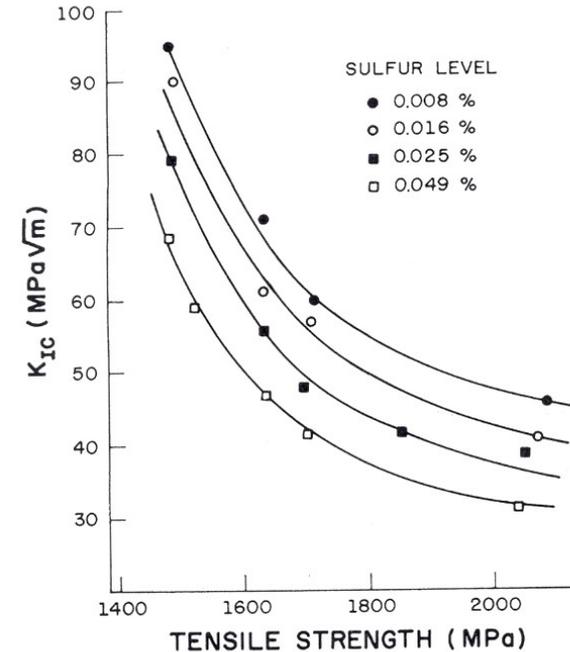


Figure 7.27 Variation of fracture toughness K_{Ic} with tensile strength and sulfur content in a steel. (Adapted with permission from A. J. Birkle, R. P. Wei, and G. E. Pellissier, *Trans. ASM*, 59 (1966) 981, p. 982)

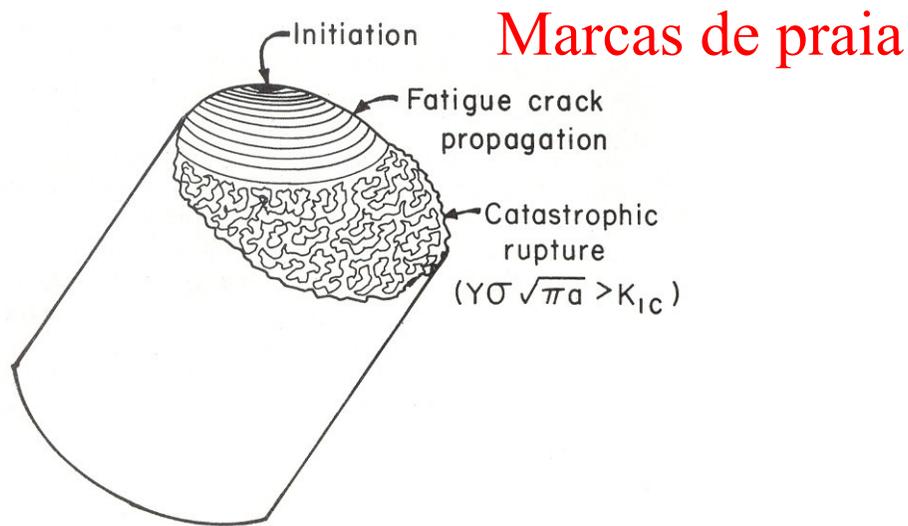
Relembrando PMT2100: Fadiga

- Até o momento, foram estudadas *solicitações estáticas ou monotônicas* (a força cresce ou decresce *continuamente*).
- Nas aplicações de engenharia, entretanto, freqüentemente encontram-se **solicitações cíclicas** (ex. eixos, molas, asas de avião, bio-implantes, ...), que implicam em FADIGA.
- A *fadiga* é responsável por mais de 50% das falhas mecânicas observadas nos componentes estruturais e por um grande número de acidentes com vítimas fatais.
- A fadiga ocorre mesmo quando um componente é submetido a **solicitações dentro do regime elástico** (isto é, para tensões inferiores ao limite de escoamento) → o fenômeno deve ser levado em conta em projetos de engenharia.
- A fadiga ocorre em todas as classes de materiais (metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos)

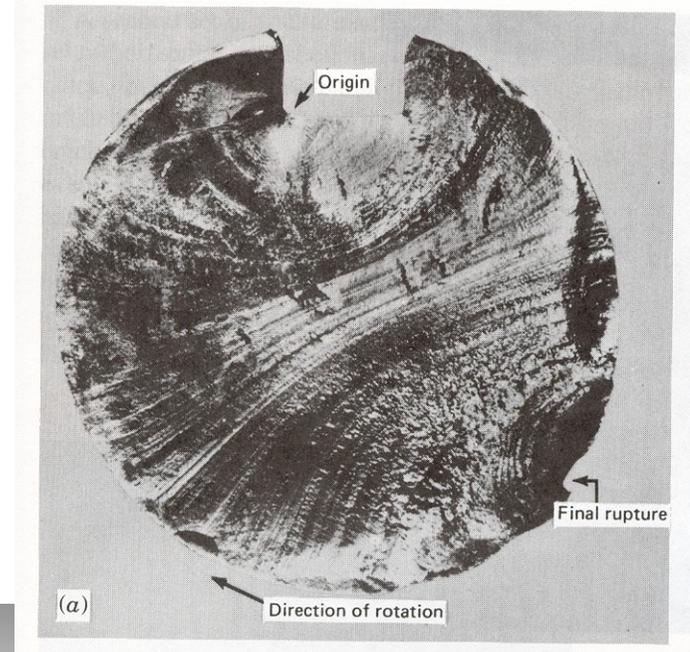
Fratura por fadiga

Três estágios: nucleação, propagação estável e propagação instável

Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga



Superfície de fratura em eixo chavetado que rompeu por fadiga

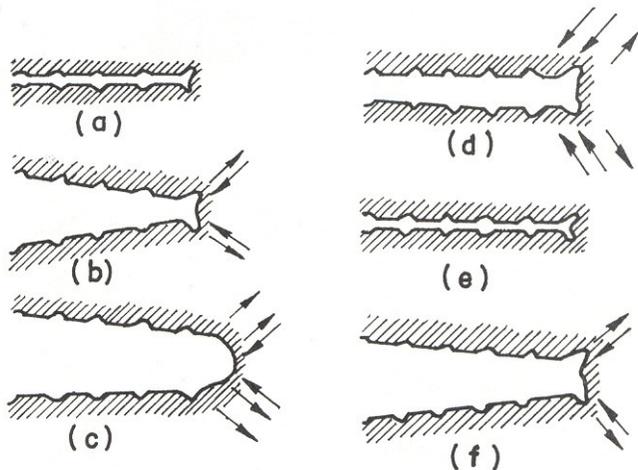


A superfície de fratura por fadiga

Na propagação estável o avanço da trinca é lento e cíclico → estrias.

Não confundir com as marcas de praia, que estão mais associadas ao histórico de carregamento do componente (número de paradas).

Representação esquemática da formação de estrias durante um ciclo de fadiga (as setas indicam a atividade de sistemas de escorregamento próximos à ponta da trinca).



- (a) Tensão zero
- (b) Tensão crescente
- (c) Tensão máxima no ciclo
- (d) Tensão decrescente
- (e) Tensão zero
- (f) Tensão novamente crescente

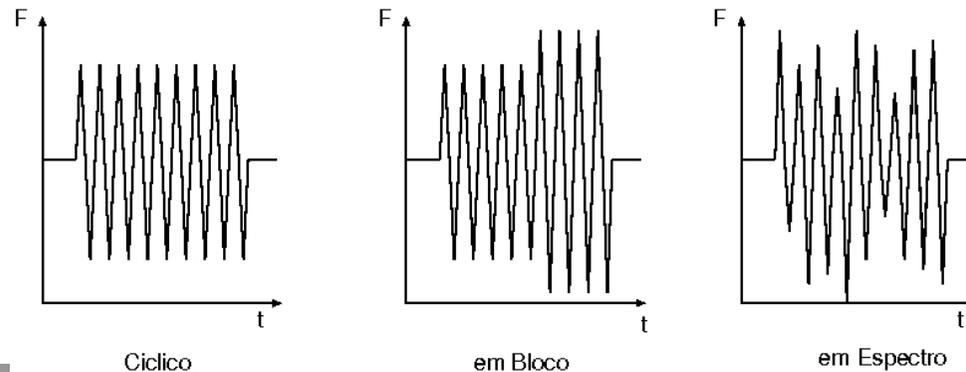
Carregamento em blocos e em espectro

Até o momento vimos o efeito de carregamentos cíclicos de amplitude constante sobre a propagação de trincas de fadiga.

Em casos reais, entretanto, carregamentos cíclicos são raramente encontrados, o mais comum é haver alguma variabilidade nas amplitudes de tensão em certos intervalos de tempo (incluindo o caso em que ela varia de ciclo para ciclo).

Na prática dos ensaios de fadiga distinguem-se três formas diferentes de carregamento: carregamento cíclico, em blocos ou em espectro.

Os espectros podem ser medidos diretamente em componentes em serviço (exemplo: eixos automotivos, asas de avião) e empregados em ensaios de fadiga, simulando a condição real de uso do material.



Previsão de vida em fadiga

Em 1924 o engenheiro sueco A. Pålmgren propôs a chamada regra da acumulação linear de dano para prever o comportamento de um material sujeito a carregamentos de amplitude variável a partir da curva S-N.

Posteriormente Langer nos EUA, Sorensen na URSS e Miner nos EUA propuseram versões equivalentes desta regra, cabendo ao último representá-la em uma expressão numérica:

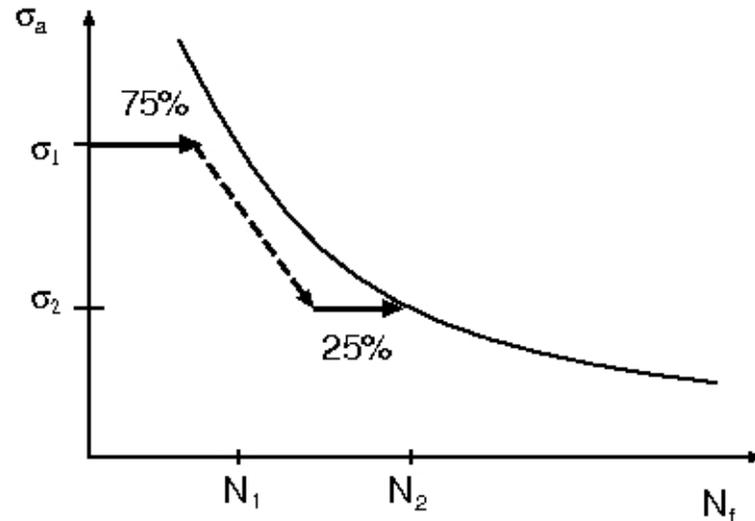
$$D = \sum n_i/N_i$$

onde D é o dano, n_i é o número de ciclos realizados na amplitude de tensão i e N_i é o número de ciclos para a fratura para a amplitude de tensão i medida na curva S-N.

Segundo a regra de Pålmgren-Miner, a fratura ocorrerá quando $D=1$.

Previsão de vida em fadiga

Representação esquemática da aplicação da regra de Pálmgren.



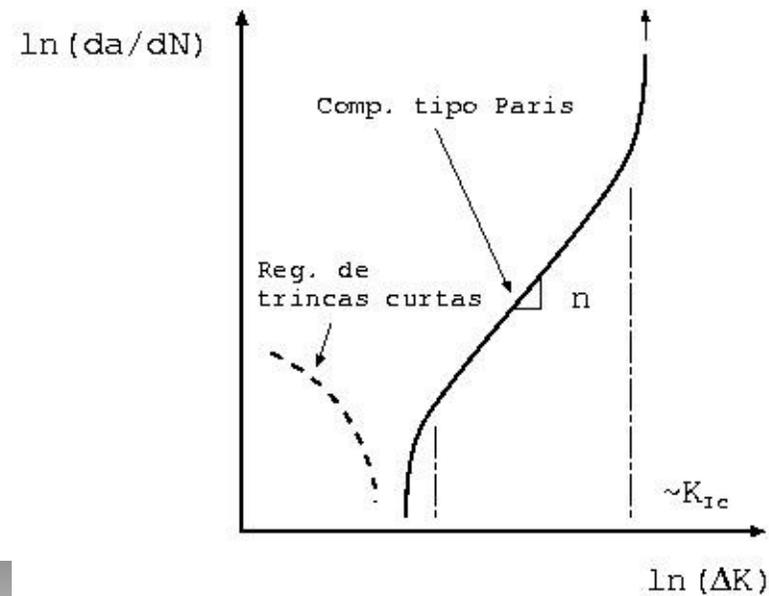
O material em questão, representado por esta curva S-N foi inicialmente carregado na amplitude de tensão σ_1 por um número de ciclos correspondente a 75% da vida esperada. Se ele for posteriormente submetido a um carregamento à amplitude σ_2 , o número de ciclos remanescente até a fratura final corresponderá a 25% da vida esperada.

Mecânica da Fratura e Fadiga

Em 1966 P. C. Paris, investigando experimentalmente a propagação de trincas de fadiga encontrou uma boa correlação entre sua velocidade de avanço e um parâmetro da mecânica da fratura: $\Delta K = Y\Delta\sigma(\pi a)^{1/2}$ no que é conhecido atualmente como lei de Paris:

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^n$$

A lei de Paris permitiria, em princípio, determinar a vida útil de um componente que tivesse uma trinca de fadiga em crescimento (indústria aeronáutica, automobilística, ...). Atualmente sabe-se entretanto, que uma série de fenômenos pode provocar o desvio do comportamento tipo Paris (como ilustrado abaixo):



Mecanismos de tenacificação de cerâmicas

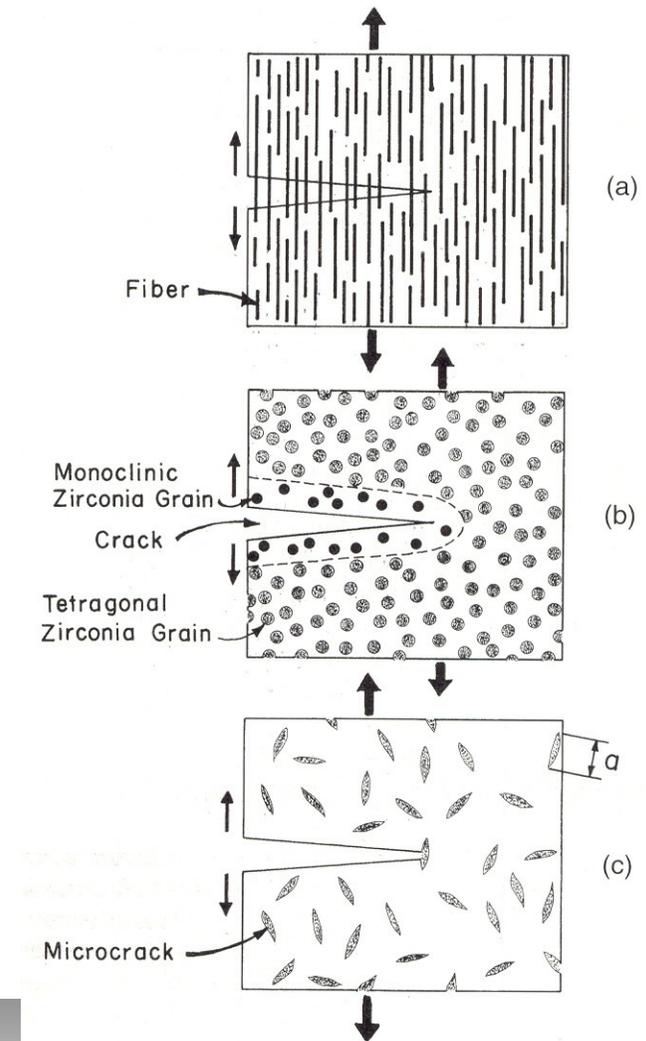
Aumento da resistência à propagação da trinca

Mecanismo Intrínseco:

- Processamento mais cuidadoso para reduzir o tamanho de defeito crítico

Mecanismos Extrínsecos:

- (a) Adição de fibras que ancoram as superfícies de fratura (compósitos).
- (b) Adição de partículas que sofrem transformações de fase sob a ação do campo de tensões da trinca, dissipando parte da energia disponível.
- (c) Adição de microtrincas que promovem a deflexão e bifurcação da trinca principal



Mecanismos de tenacificação de polímeros

Formação de blendas com polímeros mais tenazes (exemplo, Epoxi e Acrilonitrila-Butadieno-Estireno, ABS)

Adição de partículas de borracha aos termorígidos por mistura mecânica (exemplo Epoxi modificado com elastômero)

Adição de partículas de elastômero ao termorígido por copolimerização.

Promoção da nucleação profusa de microfibrilas (crazes) ou bandas de deformação, que consomem parte da energia necessária para crescer a trinca (exemplo, Poliestireno de alto impacto, HiPS)

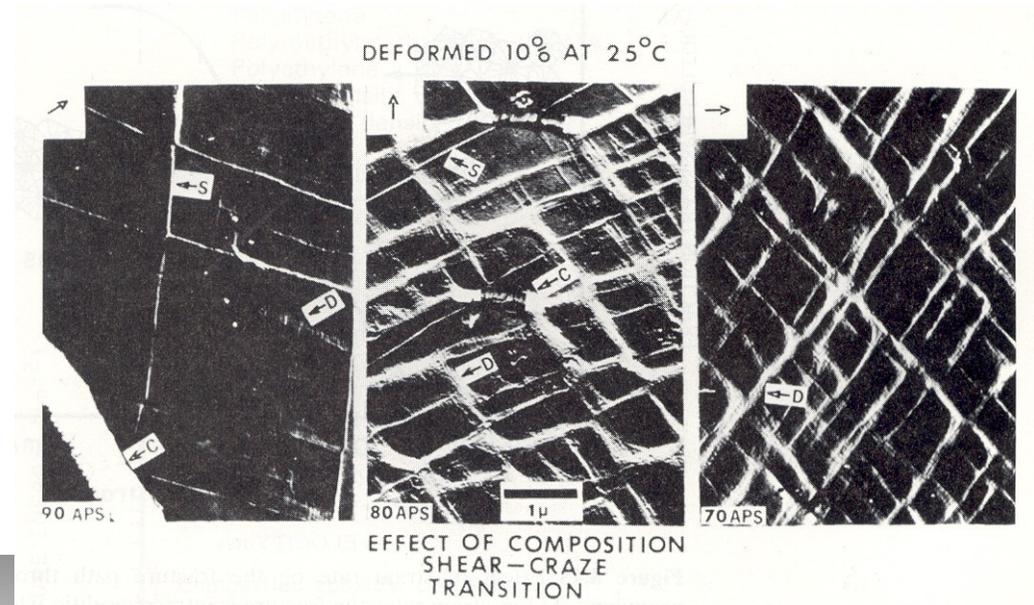
Mecanismos de tenacificação de polímeros

Microfibrilamento (“crazing”) e formação de bandas de cisalhamento são mecanismos competitivos de deformação em polímeros amorfos.

Microfibrilamento induz fratura frágil, pois as microfibrilas agem como sítios de nucleação de trincas → modificação do modo de deformação induz aumento de tenacidade.

Exemplo: adição de poli-óxido de fenilêno (PPO) a poliestireno atático (APS)

C = microfibrilas,
S = bandas de cisalhamento,
D = bandas de cisalhamento difusas.
A seta indica a direção de aplicação do esforço



Bibliografia

Nível introdutório (e altamente impreciso e incompleto):

- Cap. 8 do Callister (3ª. Edição)

Nível intermediário

- K. K. Chawla e M. A. Meyers “Mechanical Behavior of Materials”, Prentice Hall, 1999, Caps. 7 a 9 (também em versão em português, com o Título “Princípios de Metalurgia Mecânica”, porém restrito a materiais metálicos).

Nível avançado

- R. W. Hertzberg “Deformation and Fracture of Engineering materials and Structures” 4a. ed., John Wiley & Sons, 1996, Cap. 7 em diante.

Créditos

Diversas figuras usadas na presente aula foram extraídas do livro "Fracture", editado por B. L. Averbach, D. K. Felbeck, G. T. Hahn e D. A. Thomas, MIT Press: Cambridge-MA, EUA, 1959, dos seguintes capítulos:

- 4. - J. R. Low "A review of the microstructural aspects of cleavage fracture"
- 11. - J. G. Gilman "Cleavage, ductility, and tenacity in crystals"
- 16. - H. Schardin "Velocity effects in Fracture"
- 23. - C. J. Beevers e R. W. K. Honeycombe "Ductile fracture of single crystals"
- 26. - N. J. Grant "Intercrystalline failure at high temperatures"
- 27. - R. C. Gifkins "Mechanisms of intergranular fracture at elevated temperatures"