

239532

APLICAÇÕES DA MECÂNICA DA FRATURA NA INSPEÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS *

MSc Cesar Lúcio Mollitz Allenstein * *

RESUMO

O estudo da tenacidade dos materiais iniciou com o ensaio Charpy. Porém este método se mostrou insuficiente para correlacionar as características dos materiais, o estado de tensão e a forma geométrica das descontinuidades.

Ficou bastante explícito que o ensaio de impacto por Charpy necessitava de calibração. A partir de então foram desenvolvidos inúmeros testes que melhor relacionassem estes parâmetros. Finalmente o desenvolvimento da Mecânica da Fratura proporcionou a correlação esperada.

Este artigo apresenta alguns casos históricos de fraturas registradas, apresenta métodos de laboratório usados na obtenção da tenacidade à fratura e valores típicos destes para os materiais de uso corrente em engenharia. A mecânica da fratura linear elástica é introduzida. A tenacidade à fratura é caracterizada pelo parâmetro K_{Ic} (fator crítico de intensificação de tensões na ponta de trincas). À luz desta conceitualização é exposta uma nova filosofia de projeto e inspeção. A tenacidade à fratura, o estado de tensão e o tamanho de trinca crítica são reciprocamente relacionados.

No presente trabalho estes conceitos são aplicados na determinação de tamanhos críticos de trincas em juntas soldadas. É também discutido o efeito do ciclo térmico sobre as propriedades de fratura do metal de base. São apresentados valores típicos de K_{Ic} para alguns aços usados em vasos de pressão. Por fim algumas juntas soldadas são analisadas quanto à severidade no estado de tensões como também a indicação de regiões críticas onde a inspeção não destrutiva deva ser mais minuciosa.

INTRODUÇÃO

No início do presente século muitas estruturas eram construídas por elementos isolados unidos inviavelmente por rebites ou parafusos. Os casos de fraturas eram mais simples. Cada elemento comportava-se isoladamente e se um colapso ocorresse sobre ele tratava-se de um fato relacionado à aquele componente. Não ocorria ou dificilmente ocorria a propagação de fratura para as demais partes da estrutura.

Com a necessidade do aumento da velocidade de construção, principalmente oriundas do esforço de produzir equipamentos bélicos, as estruturas passaram à construção por processos de soldagem. A partir daí, navios, vasos de pressão, tubulações, passaram a se apresentar como um todo. Os conhecimentos sobre processos de soldagem e metalurgia da soldagem estavam muito aquém das necessidades. Pouco se conhecia sobre ciclo térmico na soldagem. Também pouco se sabia sobre as transformações metalúrgicas ocorridas na zona termicamente afetada do metal de base. A proteção gasosa proporcionada pelos consumíveis era deficiente. O controle metalúrgico do metal de base ainda deixava muito a desejar. Os processos de produção e refino do aço não passavam de Bessemer e Siemens - Martin. Aquilo que anteriormente podia ocorrer com uma parte do equipamento e até com um elemento isolado, agora passou a se propagar para toda a estrutura. Neste segundo momento começaram a ocorrer muitas fraturas catastróficas onde inúmeras vidas foram perdidas. Se numa determinada junta ou zona afetada pelo calor ocorria a iniciação de trinca, esta poderia se propagar para regiões vizinhas. A velocidade desta propagação é relativamente alta. Tais trincas são totalmente instáveis, e muito embora a tensão atuante seja inferior à tensão de escoamento generalizado, elas podem crescer com velocidade de até 2000 m/s.

1. CASOS HISTÓRICOS DE FRATURAS CATASTRÓFICAS

Em janeiro de 1919, numa rua comercial de Boston a população foi surpreendida pela ocorrência do rompimento de um reservatório de melão com 27 metros de diâmetro por 15 metros de altura, proporcionando o derrame de sete milhões e meio de litros sobre as ruas.

A notícia foi assim registrada na Scientific American¹.

"Sem qualquer sinal prévio a tampa superior do tanque foi lançada para cima e as paredes laterais caíram. Um edifício próximo onde funcionários almoçavam desmoronou soterrando inúmeras pessoas. A casa das caldeiras foi destruída pela queda das paredes laterais do reservatório. Inúmeros bombeiros foram mortos ou feridos".

* * Contribuição ao 1º SETEM — Simpósio de Técnicos Mecânicos. DEZ./1984

* * Físico. Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais —

COPPE — UFRJ; Supervisor de Proteção Radiológica Industrial; Participante do curso "Properties and Testing of Steels Products" na Nippon Steel Corporation - Japão. Diretor da EN-GISA Ltda - Empresa de Engenharia na Área de Inspeção.

O Engineering News-Record² apresentou em maio de 1919 a seguinte notícia:

“No colapso, um lado do reservatório foi levado contra uma das colunas de sustentação da Companhia de Transportes Ferroviário de Boston. Esta coluna foi completamente arrancada e forçada sob a estrutura. A linha férrea tirada do alinhamento provocando a queda da superestrutura. Doze pessoas perderam suas vidas afogadas no melaço. Quarenta outras foram feridas. Muitos cavalos pertencentes ao serviço de pavimentação morreram afogados, outros tantos tiveram que ser sacrificados”.

Embora muito se tenha estudado sobre as causas de fraturas, mesmo em 1973, em 22 de março, outro reservatório de melaço rompeu em Bellview (Nova Jersey)³. Para aqueles que suspeitavam que soluções satisfatórias para tais incidentes tinham sido desenvolvidas na segunda metade do século se surpreendem com casos como este. As figuras 1 e 2 apresentam o aspecto do reservatório rompido e a operação de limpeza.



FIGURA 1 — Aspectos do tanque fraturado em Bellview, Nova Jersey, em março de 1973.

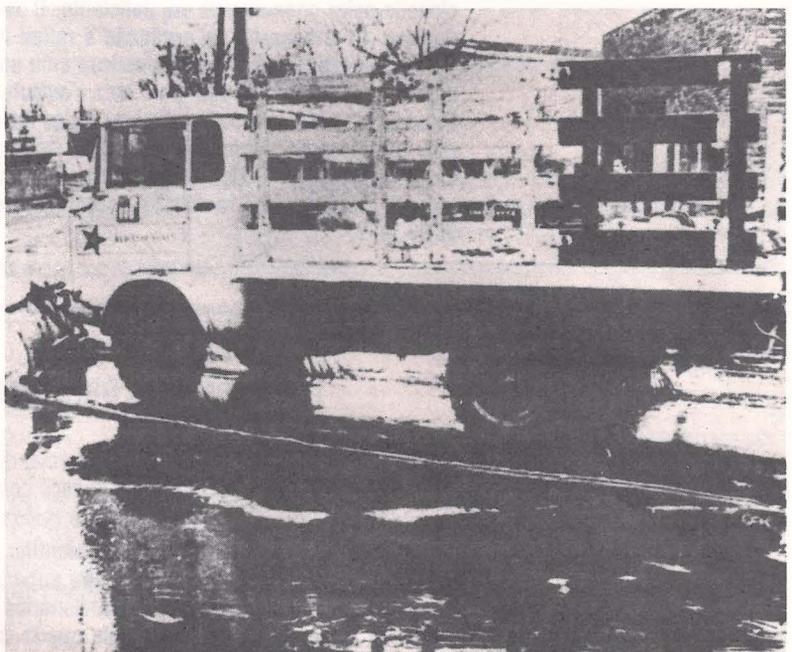


FIGURA 2 — Flagrante da operação de limpeza na região vista na Figura 1.

A figura 3 mostra a fratura ocorrida na barcaça Marta R. Ingram ocorrida em 10 de janeiro de 1972³.

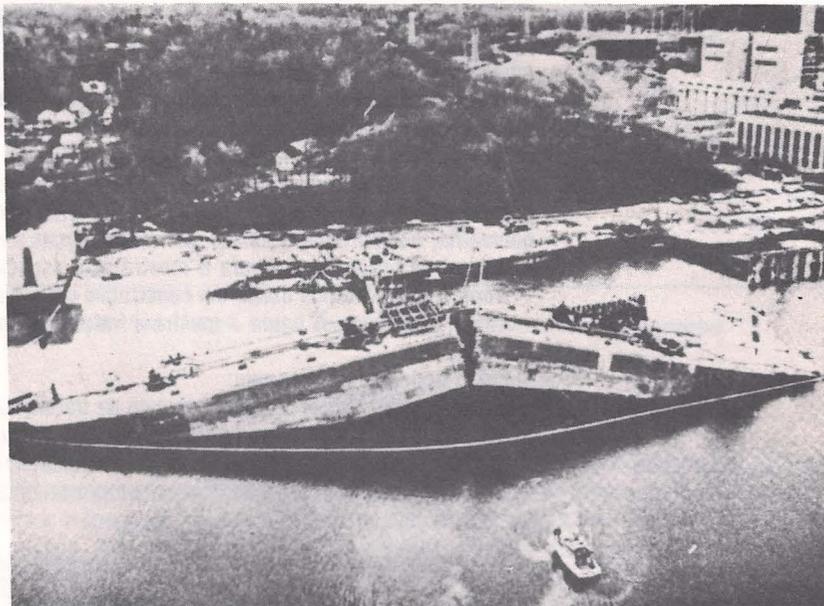


FIGURA 3 — Barcaça de óleo "Martha E. Ingram", que fraturou em 10 de janeiro de 1972.

Todos estes casos de fratura ocorriam de forma frágil isto é, em tensões atuantes inferiores ao limite de escoamento e com propagação instável com conseqüências graves quando em serviço.

Os navios Americanos construídos durante a segunda guerra mundial foram alvo de inúmeros problemas de fratura frágil.

De 1694 navios construídos, os chamados "Liberty Ships", 1284 apresentaram falhas estruturais. Destes, 233 catastróficas; muitas delas ocasionando a perda total do navio antes mesmo da entrada em operação. A figura 4, mostra o Petroleiro T-2, o S.S. Schenectady que falhou em 1941⁴.

O estudo destas fraturas conduziu ao melhor entendimento da transição dútil x frágil.

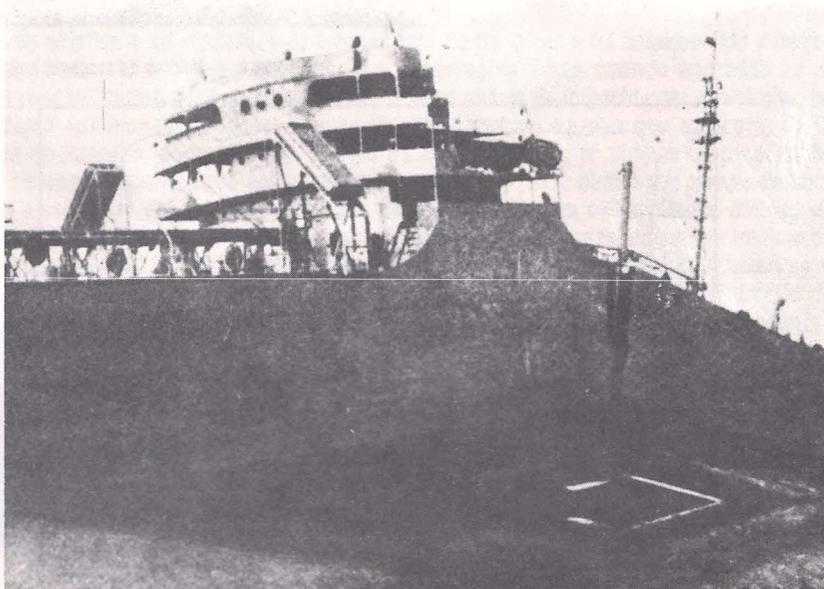


FIGURA 4 — Fratura do Petroleiro T-2, o S.S. Schenectady em 1941.

2. O ASPECTO MACROSCÓPICO DAS FRATURAS

A maioria dos casos aqui mostrados referem-se à fraturas sem deformação plástica.

O exame criterioso feito microscopicamente na superfície da fratura serve para localizar a origem da trinca, caracterizar a textura da superfície de fratura e qualquer sinal particular que indique o mecanismo da fratura.

Inicialmente a atenção deverá ser voltada para o fato de existir uma ou mais origens de trincas. Se constatado mais do que um ponto de iniciação, isto revela a magnitude da tensão na região crítica. As-

sim quanto maior o nível de sollicitação e o número de concentradores de tensão, mais numerosos serão os pontos de iniciação.

Para determinar a origem da trinca numa cadeira ou numa bicicleta, o problema é relativamente simples. Porém, encontrar a iniciação de uma trinca num tanque de petróleo, ou num navio, é sem dúvida uma tarefa difícil. Muitas vezes são centenas de metros de fraturas a analisar. Por onde começar? Ou se começou, como seguir para a região de iniciação? Felizmente as trincas ao se propagarem fragilmente promovem importantes marcas na superfície fraturada. As linhas curvadas, chamadas de marcas de sargento, "Chevron Marks", apontam para a origem. Estas linhas convergem para o centro da chapa, Figura 5. Numa grande estrutura, pode ocorrer a bifurcação de trincas em várias direções através do componente. Muito embora as marcas de sargento irão apontar para diferentes direções relativamente à geometria, é importante observar que estas marcas nas diferentes porções da estrutura irão apontar para o local de iniciação. A figura 6 mostra este aspecto.

Numa barra cilíndrica usada em construção civil as marcas radiais apontam para o centro ou seja para a origem da fratura. A figura 7 mostra a fratura de uma barra de aço com 60mm de diâmetro rompida por tração.

Então podemos afirmar que:

- 1) As marcas radiais indicam a origem da fratura. Quando assumem o aspecto de marcas de sargento estas apontam da mesma forma o local de nucleação. Figuras 5 e 6.
- 2) Em estruturas soldadas pode ocorrer bifurcação das trincas. Este fato vai depender da tenacidade do material vizinho. Porém, as trincas sempre se bifurcam no sentido da propagação. A figura 8 apresenta este fato.

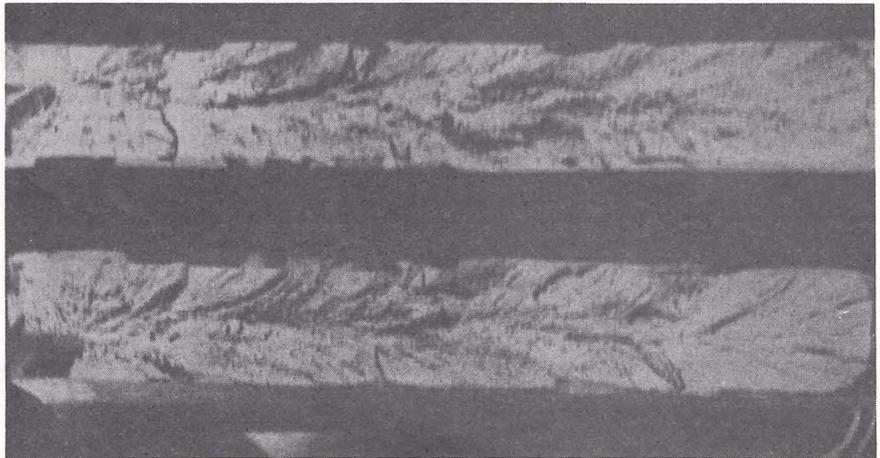


FIGURA 5 — Marcas de sargento indicando o local de iniciação da fratura.

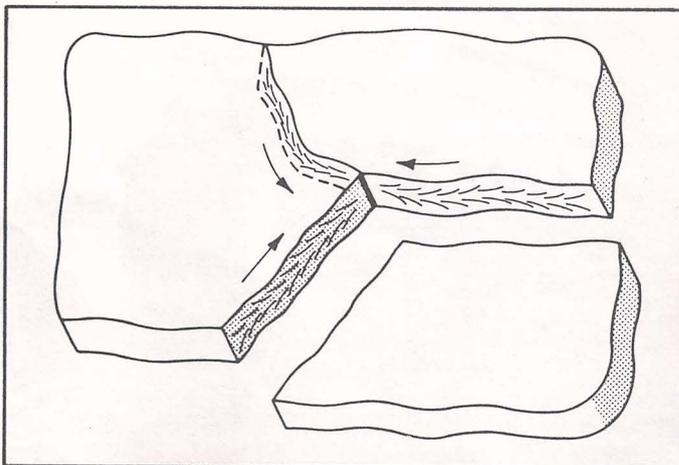


FIGURA 6 — Múltiplas marcas de sargento apontando para o local de iniciação.

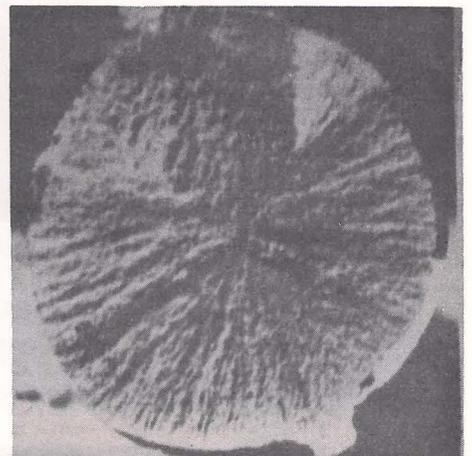


FIGURA 7 — Marcas radiais, marcas de sargento, apontando para o local de iniciação da fratura da barra = 60mm.

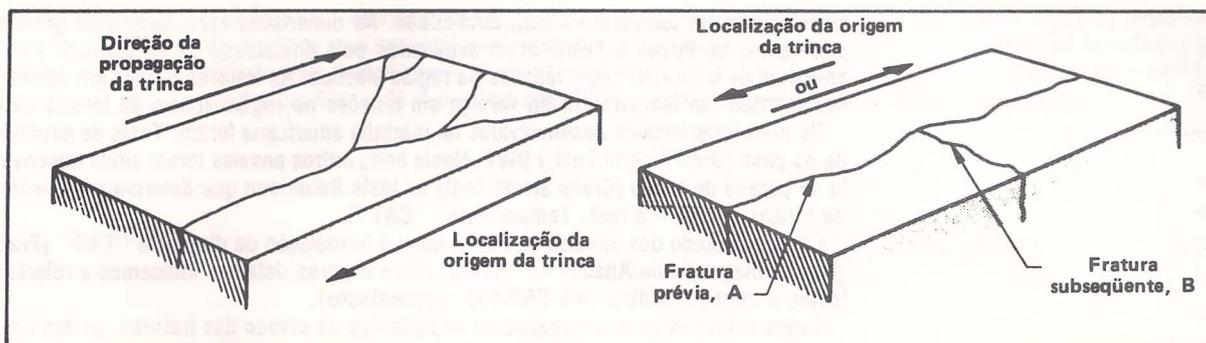


FIGURA 8 — Bifurcação de trinca. A figura mostra que a bifurcação ocorre no sentido da propagação.

3. O ENSAIO DE CHARPY

As fraturas ocorridas nos navios Liberty na época da segunda guerra mundial tornaram evidente a diferença entre o comportamento de uma estrutura rebitada e soldada. Nestas últimas existe um percurso contínuo para a propagação das trincas. Naqueles navios a nucleação de uma trinca num defeito de solda (falta de fusão, falta de penetração, etc.) conduzia a ruptura brusca de todo o componente.

Exames feitos nos caminhos seguidos pelas trincas sobre as superfícies dos cascos dos navios Liberty, mostraram a existência de situações onde as trincas percorriam em algumas chapas distâncias de vários centímetros, trincas estas que não tinham sido responsáveis pela fratura final. Estas imobilizações de trincas aconteciam quando a tenacidade dos materiais aumentava. Neste caso a trinca era imobilizada por deformação plástica. Outro motivo que explica o fato da imobilização, está no alívio de tensões. Assim quando uma trinca atinge um local de baixa tensão, a imobilização ocorre. Nestes mesmos navios foram encontradas trincas ainda durante a construção. Isto devido às tensões residuais da soldagem que atingiam valores suficientes para iniciá-las. Como citado, foi observado que muitas trincas eram imobilizadas ao passarem para determinadas chapas mesmo que não existisse variação de tensões. Então os fatos mostraram que a iniciação se dava em chapas onde o nível de tensões era alto e cuja tenacidade era baixa. Por volta de 1950 foram estabelecidas as seguintes condições de parada de trincas (ARREST):

- 1) Quando a ponta da trinca se propagar para regiões de baixas tensões.
- 2) Quando a ponta da trinca atingir material de alta tenacidade.

Estes fatos permitiram a calibração do ensaio de Charpy. O único disponível até então para a análise destes problemas.

Este ensaio objetiva a determinação da temperatura de transição e foi desenvolvido a partir de 1905. No final da década de 40, como resultado das observações feitas quando aplicados os ensaios de Charpy, foi possível correlacionar a energia absorvida no ensaio de impacto com a iniciação, propagação ou imobilização das trincas. Assim as chapas de iniciação eram aquelas que no ensaio de Charpy, na temperatura de trabalho, apresentavam energia de 10 ft.ℓb (14J), as chapas de propagação 20 ft.ℓb (28J) e as chapas de imobilização acima de 20 ft.ℓb (28J). A partir disto ficou convencionado como 15 ft.ℓb (21J) o valor que definiria a temperatura de transição. Assim os resultados obtidos nas chapas usadas nos "Liberty Ships" evidenciaram que aqueles materiais apresentavam um mínimo para a temperatura de transição de 18°C e um máximo de 60° C. Estas faixas tão amplas confirmam as afirmações anteriores de que os aços produzidos naquela época eram bastante deficitários. O critério de 15 ft.ℓb passou a ser definitivo em 1952. Sem dúvidas existia segurança, pois a iniciação só ocorria abaixo de 10 ft.ℓb. Os estudos metalúrgicos para melhoria da qualidade tornaram como início deste valor de energia. Então metalurgicamente foram tomadas as seguintes medidas:

- 1) Sabendo-se que o aumento no teor de carbono aumentava a temperatura de transição e que o manganês é elemento essencial na redução desta variável, procurou-se melhorar ou diminuir a relação C/Mn do aço.

- 2) Observou-se que o único tratamento térmico capaz de conferir aumento de tenacidade e limite de escoamento é o de normalização, passou-se a aplicar esta prática para obter chapas de alta resistência.

Mesmo com a utilização de todos os esforços a partir de 1953 ficou evidente que a relação entre os valores obtidos nos ensaios de Charpy e o comportamento em serviço variava em função da composição da chapa e dos parâmetros metalúrgicos do seu processamento. Ainda, que o corpo de prova usado é bastante pequeno e não representa modelo significativo para comparar com a situação encontrada na prática⁵. Uma amostra com 10mm de espessura não pode representar as restrições à deformação encontradas em serviço⁵. A figura 9, mostra a diferença apresentada entre o corpo de prova Charpy e o que ocorre numa estrutura espessa em função da temperatura de trabalho. Numa dada temperatura de serviço a energia absorvida no corpo de prova de Charpy é muito mais elevada que aquela apresentada por este mesmo material quando usado numa estrutura espessa.

Como evolução foram obtidos outros ensaios onde o corpo de prova atingia alguns centímetros de espessura.

Puzak e Pellini⁶, desenvolveram nos laboratórios da marinha americana, uma série de ensaios que

correlacionavam temperatura com ductilidade. As dimensões excessivamente grandes usadas nos experimentos de Puzak e Pellini eram explicadas pela dificuldade de se produzir fraturas em pequenas amostras de laboratório com tensões na região elástica. As fraturas frágeis em navios ou outras estruturas ocorriam na temperatura de serviço em tensões na região abaixo da tensão de escoamento.

Os principais ensaios desenvolvidos na marinha americana foram: Teste de explosão; o teste da queda do peso (Drop Weight Test.) DWT. Nesta linha outros ensaios foram ainda desenvolvidos como o teste de parada de trinca (Crack arrest Test) ou teste Robertson que determinava a temperatura de parada de trincas (Crack - arrest. Temperature, "CAT").

Como resultado dos ensaios de Pellini ficou a formulação do diagrama "FAD" (Fracture Analysis Diagram) - Diagrama de Análise da Fratura. (Para maiores detalhes indicamos a referência (5) onde estes testes e também o diagrama FAD são apresentados).

Todos estes testes foram realmente importantes no estudo das fraturas, porém um novo conceito baseado na teoria de Griffith aplicado em experimentos e projetos conseguiu correlacionar a tenacidade do material ao estado de tensões e ao tamanho de descontinuidade.

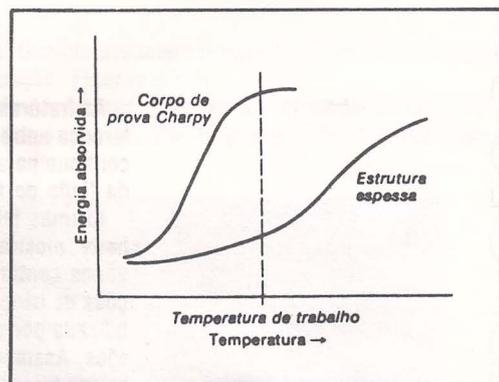


FIGURA 9 — Correlação do comportamento em impacto (ensaio Charpy) entre o corpo de prova e a estrutura onde se utiliza este material.

4. O TESTE DE TENACIDADE À FRATURA EM DEFORMAÇÃO PLANA (Teste de K_{Ic})

Para o bom entendimento dos procedimentos usados na determinação da tenacidade à fratura dos materiais é fundamental o conhecimento do estado da tensão atuante sobre as trincas.

Westergard⁷, determinou a natureza da distribuição das tensões na ponta das trincas. O campo de tensões na ponta de uma trinca pode ser dividido em três diferentes modos dependendo do movimento que o esforço mecânico pode promover em suas superfícies.

Temos então:

Modo I — Abertura em tração, onde as superfícies das trincas se separam perpendicularmente.

Modo II — Escorregamento ou deslizamento em cisalhamento de uma superfície sobre a outra perpendicularmente à linha da ponta da trinca ou frente de propagação.

Modo III — Rasgamento, carregamento em cisalhamento, onde a superfície da trinca se move uma em relação à outra e paralelamente à frente de propagação. A figura 10 apresenta para melhor compreensão estes três modos básicos de carregamentos.

Na maioria dos equipamentos mecânicos são encontrados o Modo I de abertura. Os vasos de pressão, as linhas de vapor, quando apresentam descontinuidades, estas ficam sujeitas ao Modo I ou Modo Misto entre I e II. O Modo II puramente tem sido muito raramente encontrado e pouca atenção tem sido dada sobre ele. O Modo III ocorre no cisalhamento puro. Se tivermos uma barra circular entalhada submetida à torção temos o Modo III de abertura.

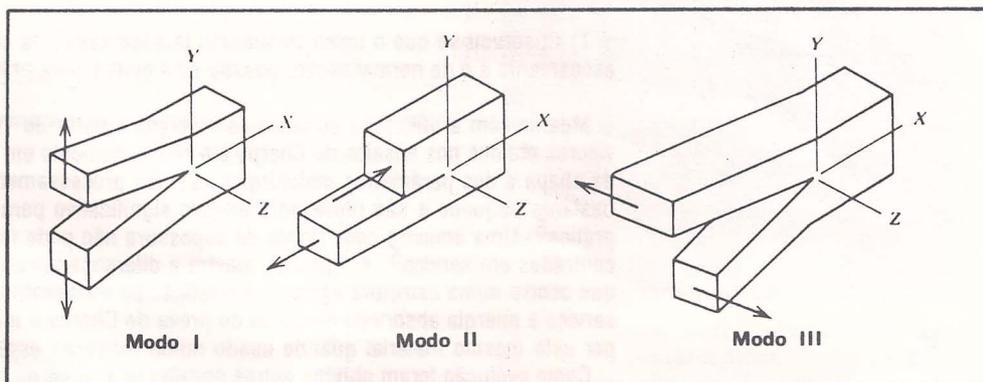


FIGURA 10 — Três Modos de carregamento sobre trincas.

A figura 11 mostra uma trinca em chapa tracionada pela tensão σ . Neste caso, como as superfícies desta trinca guardam o ângulo β com o eixo de tração, tais superfícies ficam submetidas ao estado combinado entre o Modo I e II. O eixo Z é paralelo à frente de propagação. Estudos analíticos mostram⁸ que para situações onde β é maior que 60°, teremos predominância do Modo I na abertura.

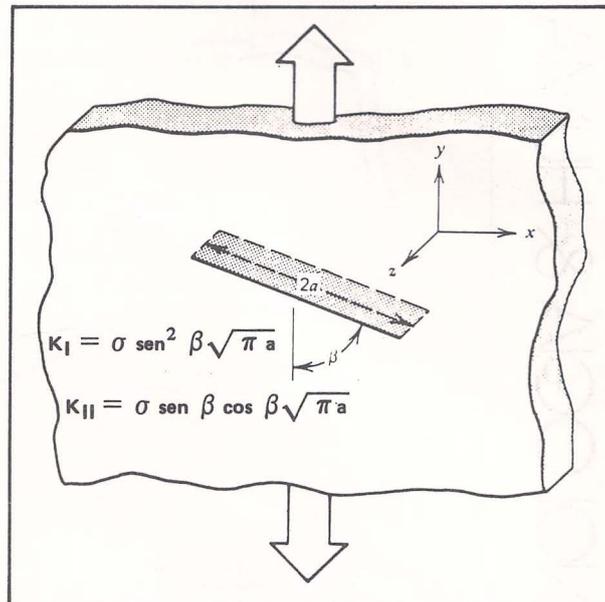


FIGURA *1 — Carregamento combinado entre Modo I e II.

A figura 12 apresenta a ponta de uma trinca e a distribuição de tensões nas regiões vizinhas. As equações 1, 2 e 3 fornecem o valor das tensões na ponta da trinca.

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad \text{Eq. 1}$$

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad \text{Eq. 2}$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad \text{Eq. 3}$$

A análise das equações 1 a 3 nos mostra que a distribuição de tensões ao redor de qualquer trinca depende da distância "r" e do ângulo "theta". Estas tensões alcançam valores extremamente altos quando "r" tende a zero. Isto nos mostra que a ponta da trinca fica circundada por uma zona de deformação plástica, e esta última é embebida por uma grande quantidade de material elasticamente solicitado.

A figura 13 mostra duas condições possíveis para o estado de tensão na ponta da trinca: Tensão Plana e Deformação Plana.

O estado de tensão plana, onde a tensão $\sigma_z = 0$.

Nesta condição o material tem espessura reduzida quando comparada às demais dimensões.

O estado de deformação plana é aquele em que a espessura é grande quando comparado às demais dimensões. A tensão que atua na direção da superfície é nula na superfície, pois não pode existir tensão normal à uma superfície livre. Já no centro do corpo de prova esta tensão (σ_z) pode atingir um valor elevado.

Portanto em materiais finos temos $\sigma_z = 0$, e o estado é dito de "tensão plana". Em chapas espessas, à medida que nos deslocamos para o centro destas temos um aumento gradativo de σ_z e dizemos que se trata de estado de "Deformação Plana", como mostra a figura 13.

O parâmetro K, nas equações 1 a 3, faz a diferenciação entre as diversas geometrias de trincas e o modo de carregamento sobre estas trincas. K é um fator de escala que define a intensidade do campo de tensões. K é chamado de fator de intensificação de tensões. Portanto, temos os fatores K_I , K_{II} e K_{III} respectivamente para os Modos I, II e III de carregamento.

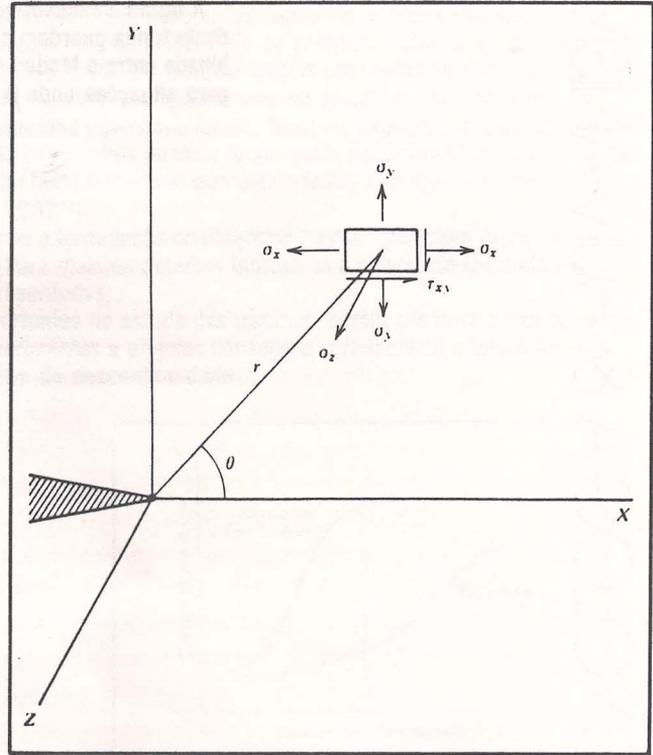


FIGURA 12 — Distribuição de tensões na vizinhança da ponta da trinca.

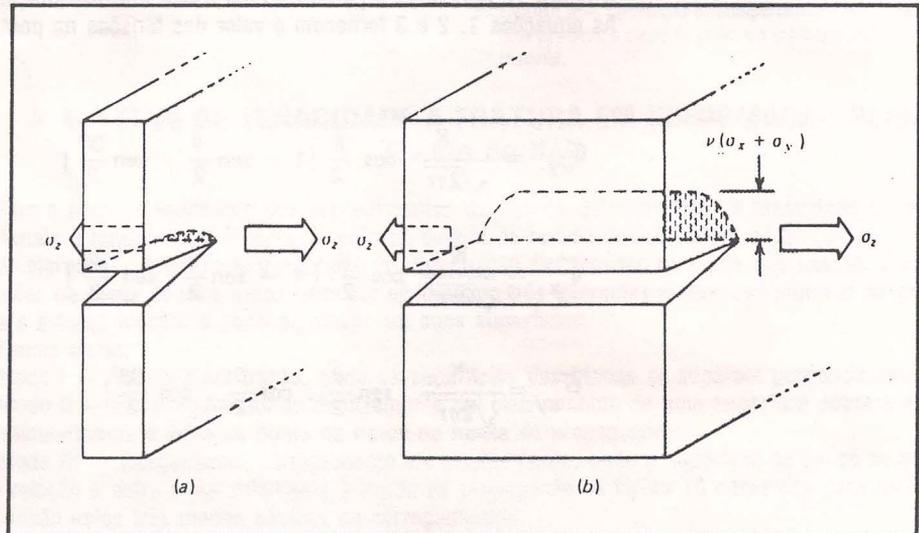


FIGURA 13 — Variação da tensão σ_z através da espessura. (a) Chapas Finas - Estado de tensão plana. (b) Chapa Grossa - Estado de deformação plana.

As figuras 14 e 15 mostram valores para o fator de intensificação de tensões para diversas configurações de trincas.

O parâmetro K é portanto dependente da tensão e do tamanho da trinca (a). Os valores apresentados nas figuras 14 e 15 foram deduzidos matematicamente ou determinados experimentalmente. Observe-se que a dimensão do fator K é sempre uma tensão multiplicada pela raiz quadrada de um comprimento ($\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$).

O fato de o parâmetro K definir a intensidade do campo de tensões permite determinar o valor crítico de K para o qual a trinca se propaga. Este valor crítico é conhecido como "Tenacidade à Fratura" (Fracture Toughness) do material e é designado para o Modo I como " K_{IC} ". K_{IC} ou a tenacidade à fratura é uma constante do material. "O valor K está para a tensão assim como K_{IC} está para a tensão limite de escoamento". Ou seja, K_{IC} é inteiramente análogo ao limite de escoamento, já na fratura, enquanto a tensão aplicada proporciona um valor de K inferior ao valor crítico a trinca não se propagará instavelmente.

Como vimos na ponta da trinca sempre ocorre a formação de uma região de deformação plástica. Esta região deve ser suficientemente pequena comparativamente à quantidade de material deformado elasticamente. Então a mesma causa, (a intensidade do campo de tensões na ponta da trinca), sempre corresponderá ao mesmo efeito, (crescimento instável da trinca), sem que seja necessário considerar os processos de iniciação e propagação das trincas. A mecânica da fratura é portanto aplicável a uma gran-

de gama de materiais (o vidro, metais, plásticos, ossos, etc), pois ela não depende do mecanismo pelo qual ocorre a fratura.

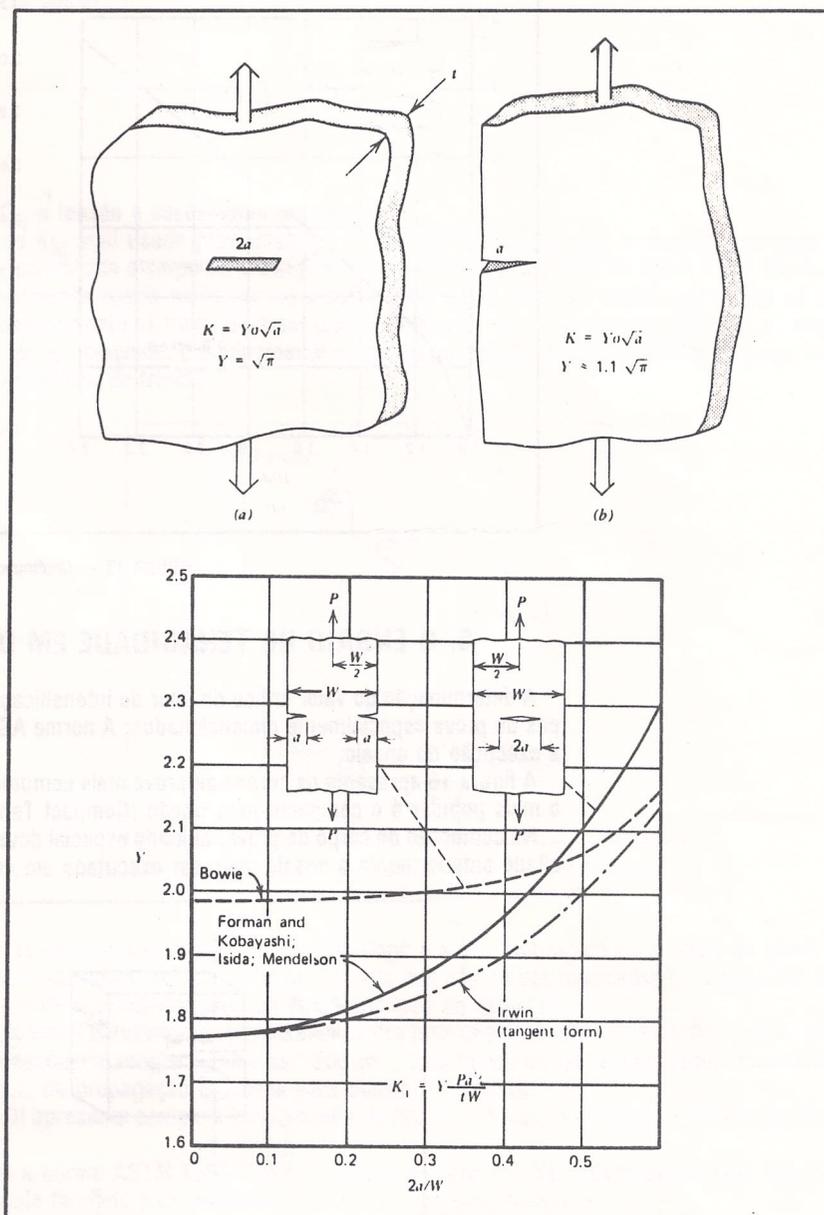


FIGURA 14 — Fator de intensificação de tensões para algumas configurações de corpos de prova.

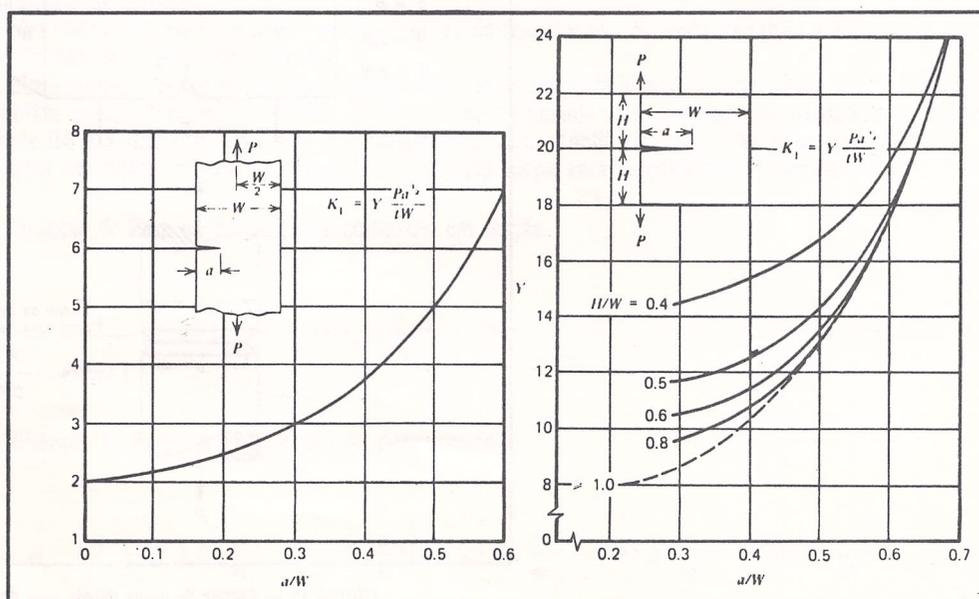


FIGURA 15 — Continuação da Figura 14.

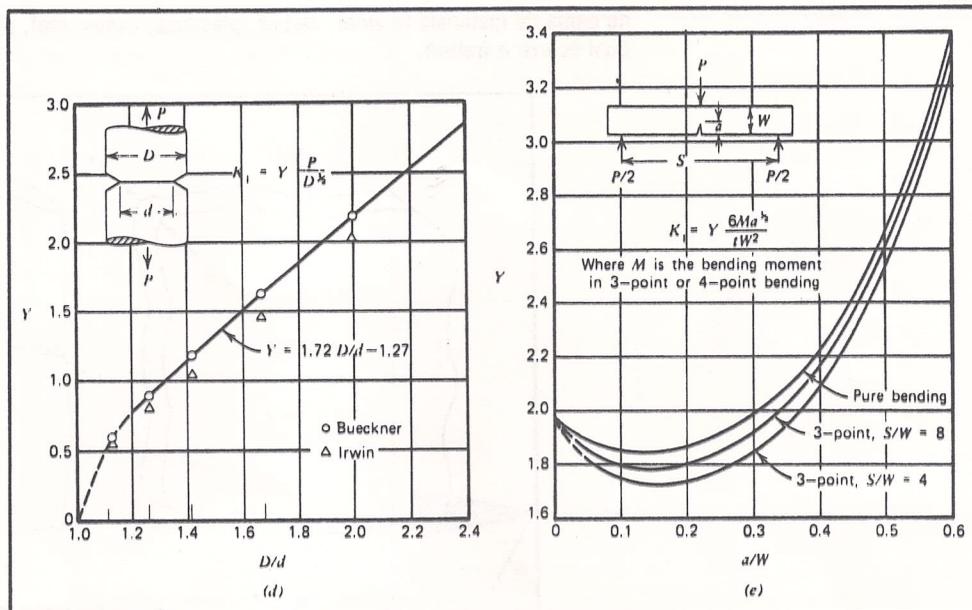


FIGURA 15 — Continuação da Figura 14.

5. O ENSAIO DE TENACIDADE EM DEFORMAÇÃO PLANA "K_{IC}"

A determinação do valor crítico do fator de intensificação de tensões "K_{IC}" é feita com o uso de corpos de prova especialmente dimensionados. A norma ASTM E399⁹ - 70T estabelece as condições para a execução do ensaio.

A figura 16 apresenta os corpos de prova mais comumente usados. Dentre os três tipos apresentados o mais popular é o compacto para tração.

Na confecção do corpo de prova, cuidado especial deve ser tomado no seu dimensionamento. Como já citado anteriormente o ensaio deve ser executado em condições de deformação plana.

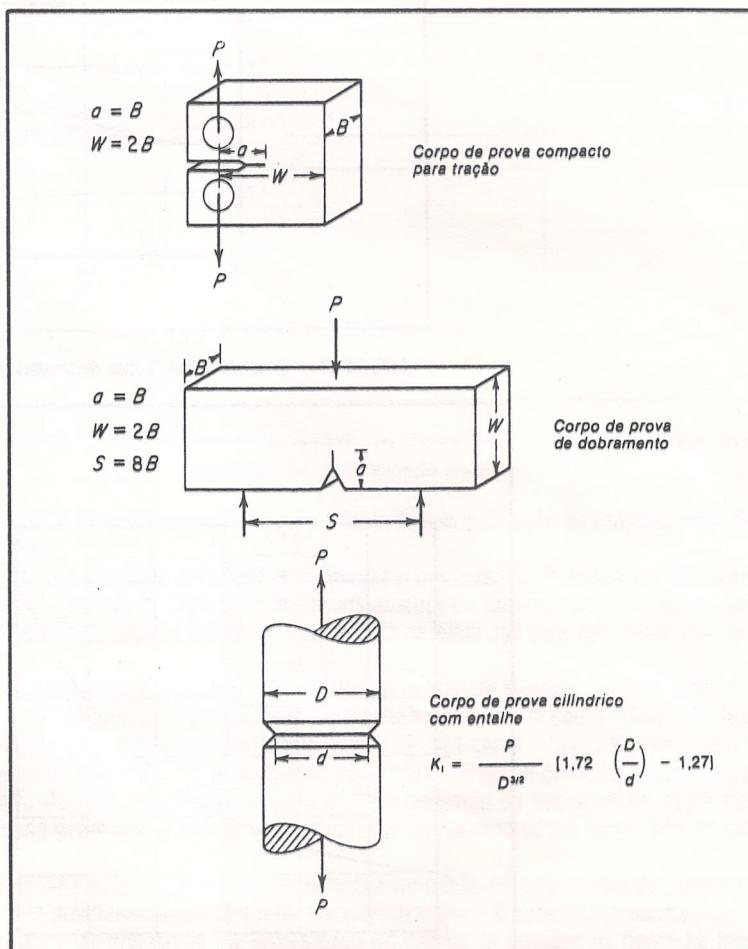


FIGURA 16 — Corpos de prova usuais para determinação de K_{IC}.

Na figura 17 é visto o efeito da espessura do corpo de prova na tensão e modo de fratura¹⁰. A espessura mínima para a qual se obtém condições de deformação plana e valores válidos para K_{Ic} é dado pela equação 4, a seguir.

$$B = 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_e} \right)^2 \quad \text{Eq. 4}$$

Sendo σ_e a tensão de escoamento do material.

O valor de K_{Ic} aqui usado previamente é o valor de expectativa para o material em estudo.

Uma vez construído o corpo de prova (conforme as dimensões vistas na figura 16) é introduzida uma trinca infinitamente aguda na região do entalhe. Esta trinca pode ser obtida por fadiga ou por eletroerosão. O comprimento da trinca deve ser igual a espessura do corpo de prova (fig. 16). O corpo de prova pode então ser ensaiado. O equipamento em uso deve permitir o registro gráfico da carga versus deslocamento (abertura da trinca).

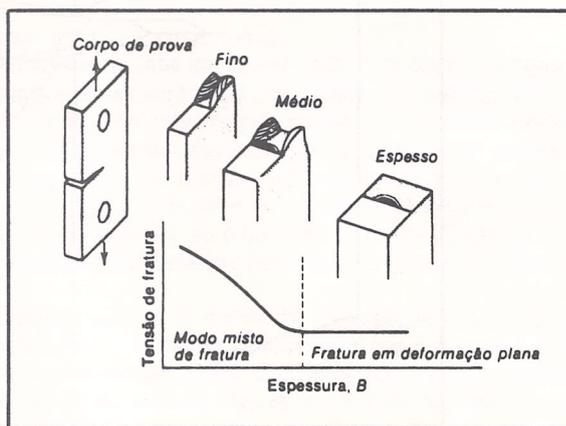


FIGURA 17 — Modos de fratura em corpos de prova compacto de tração em dependência com a espessura.

A figura 18 mostra a utilização de um Clip-Gage e a sua montagem num corpo de prova K_{Ic} .

Como resultado deste registro podemos ter uma das três curvas mostradas na figura 19. A curva do tipo I representa o comportamento de uma variedade de materiais.

A curva do tipo II apresenta um ponto onde ocorre uma queda repentina da carga, seguida por recuperação. Este fenômeno recebe o nome de "Pop.In". Esta queda de carga representa uma entrada repentina da frente de propagação da trinca para dentro do material.

A curva III apresenta completa instabilidade de Pop.In; a trinca se propaga rapidamente até a falha total.

Conforme a norma ASTM E399-70T⁹, obtém-se a carga P_q (fig. 19) traçando uma reta inclinada a 5% do ângulo formado pela tangente OA e o eixo dos deslocamentos.

P_s é definida como a carga de intersecção da linha com a curva original obtida na máquina. (Note a semelhança com o método para obter $\sigma_{0,2}$ em materiais que não apresentam patamar de escoamento no ensaio de tração).

Nos casos em que P_q é maior que P_s (curvas do tipo II e III), P_q vista na curva é igual a P_s , e será usada nos cálculos do valor de K_{Ic} .

Outra condição a ser observada é aquela referente a distância X_1 e X_s ¹⁴ (ver figura 19). A medida X_1 é obtida quando traçamos uma linha à $0,8 \times P_s$. Se X_1 excede à um quarto de X_s (distância entre a tangente OA e a reta $O P_s$ na carga P_s) o material é muito dúctil para se obter valor de K_{Ic} válido.

Uma vez obtido o valor da carga $P_s = P_q$, esta carga será lançada nas equações 5 e 6.

Equação 5: Para corpo de prova compacto em tração.

$$K_q = \frac{P_q}{B(w^2)^{\frac{1}{2}}} \left[29,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{1}{2}} - 185,5 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{3}{2}} + 655,7 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{5}{2}} - 1017,0 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{7}{2}} + 638,9 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{9}{2}} \right] \quad \text{Eq. 5}$$

Equação 6: Para corpo de prova de dobramento.

$$K_q = \frac{P_q \cdot S}{B(w^2)^{\frac{3}{2}}} \left[2,9 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{1}{2}} - 4,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{3}{2}} + 21,8 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{5}{2}} - 37,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{7}{2}} + 38,7 \left(\frac{a}{w} \right)^{\frac{9}{2}} \right] \quad \text{Eq. 6}$$

O comprimento de trinca "a" usado nessas equações é medido após a fratura. Com o valor K_Q obtido, este é lançado na equação 4 e calcula-se o fator $2,5 (K_Q / \sigma_e)^2$. Se esta quantidade for menor que a espessura do corpo de prova, então o valor, K_Q é o K_{Ic} do material e o ensaio será válido.

Se esta condição não for verificada é necessário construir um campo de prova mais espesso de modo a conseguir-se a condição de deformação plana.

As equações 5 e 6 foram desenvolvidas para carga em lb e distâncias em polegadas. Quando usamos o sistema SI a carga será em Newtons e as dimensões em milímetros, e as expressões para o K_Q serão multiplicadas por 0,0348.

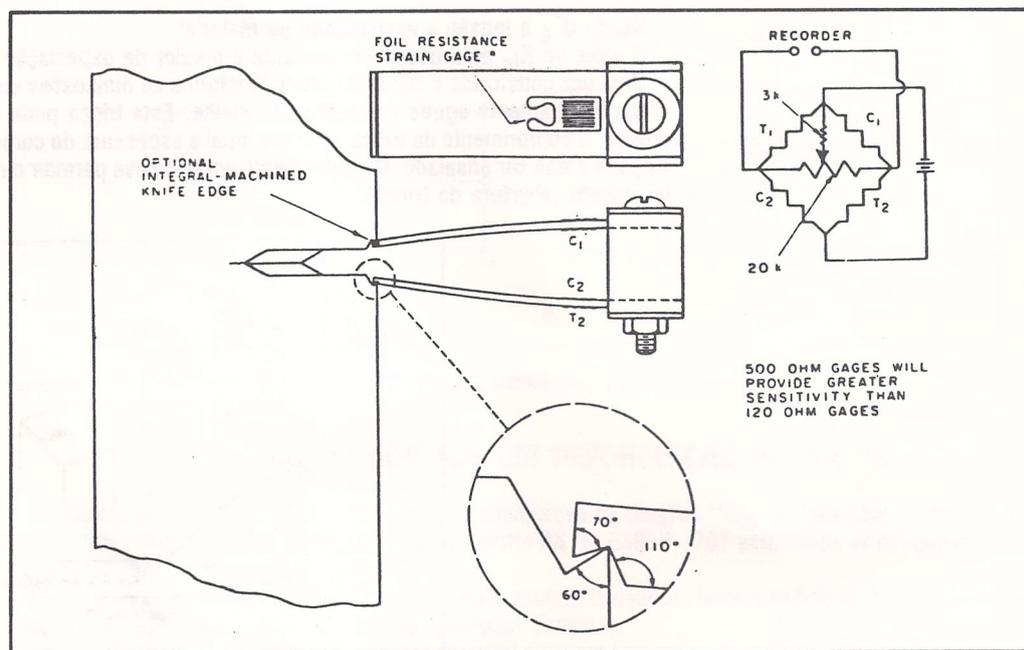


FIGURA 18 — Detalhe da utilização de Clip-Gage na medição do descolamento do entalhe na medição do parâmetro K_{Ic} .

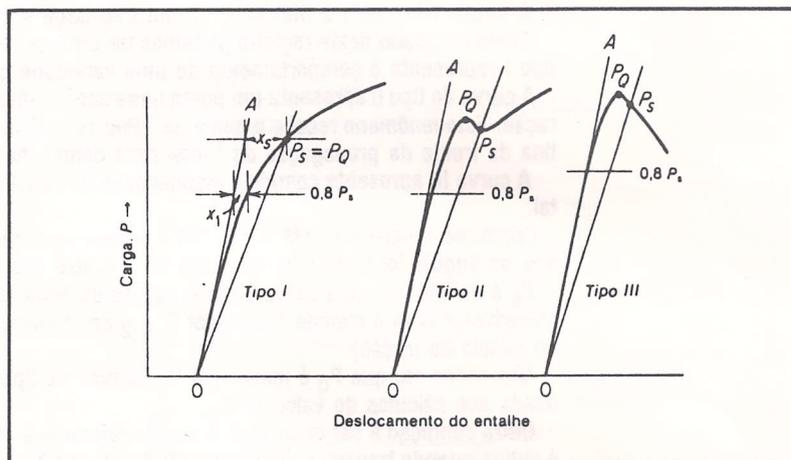


FIGURA 19 — Curvas típicas obtidas na determinação de K_{Ic} .

6. APLICAÇÃO DE K_{Ic} NO PROJETO E NA INSPEÇÃO NÃO DESTRUTIVA

Se de um lado temos a mecânica da fratura determinando tenacidade dos materiais e o conseqüente tamanho crítico de trincas para uma dada tensão mecânica, do outro, temos todo um desenvolvimento dos ensaios não destrutivos permitindo a localização e quantificação de descontinuidades.

Na construção de estruturas soldadas estamos sujeitos a diversos tipos de descontinuidades. A aceitação destas descontinuidades ou a rejeição são feitas comumente por critérios estabelecidos nos códigos. Para vasos de pressão é muito comum o uso do código ASME (AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS) "ASME Boiler and Pressure Vessel Code section VIII". Temos ainda AMERICAN WELDING STANDARD, AWS CODE FOR BUILDING CONSTRUCTION D.1.066 e D.2.066 FOR WELDING HIGHWAY AND RAILWAY BRIDGES¹², API (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, API-PP-1109, 12ª Edição, 1971)¹³, e outros. Estes códigos fornecem padrões de aceitação para descontinuidades. Porém, nenhum deles aceita trincas como possíveis de existirem nas estruturas, vasos, etc.

Lembrando o fato de que os ensaios não destrutivos possuem limites de resolução, isto é, existem trincas que muito embora ocorram numa junta soldada ou no metal de base, estas podem não ser detectadas pelo método de inspeção usado.

Uma nova filosofia está sendo usada, hoje, no projeto e na inspeção. O conhecimento preciso dos valores de K_{Ic} dos materiais nos permite o uso da seguinte condição:

$$K_{Ic} = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a_c} \quad \text{Eq. 7}$$

Seleção do Material Tensão do Projeto Tamanho admissível de trinca ou limite de detecção dos ensaios não destrutivos.

Esta equação pode ser usada de várias formas.

Por exemplo, se estamos construindo um equipamento para atmosfera agressiva, como ocorre nas refinarias de Petróleo, a maior preocupação está em escolher um material resistente à corrosão. Uma vez isto feito, fixa-se o valor de K_{Ic} . Se optamos pela presença de grandes e estáveis trincas, que possam facilmente ser detectadas e reparadas, devemos manter a tensão de projeto menor que K_{Ic}/\sqrt{a} .

A grande utilidade da equação 7 é o fato de podermos decidir o que é mais preponderante no projeto de um dado equipamento. Se as propriedades do material, o nível da tensão do projeto e as implicações desta no peso e custo do equipamento, ou o tamanho crítico de trincas que podem proporcionar segurança na operação do equipamento. Uma vez que a lista de prioridades seja feita, certas decisões serão então tomadas.

Nas juntas soldadas inúmeros tipos de descontinuidade podem ocorrer. É realmente difícil obter uma junta isenta de problemas, por este motivo dizemos que nos é forçada a condição da "convivência" com descontinuidades. Aqui é oportuno fazer a diferenciação entre descontinuidade e defeito.

Dizemos que se trata de defeito quando suas dimensões são maiores que os valores mínimos estipulados nos critérios de aceitação.

Os problemas encontrados nas juntas soldadas vão desde as trincas de hidrogênio, altamente perigosas: trincas à quente; inclusões de escória; falta de fusão; falta de penetração; porosidades; mordeduras; distorção e tensões residuais.

O Welding Handbook, volume I¹⁵, apresenta uma aplicação interessante da mecânica da fratura em vasos de pressão.

Uma adaptação da equação 7 quando se introduz o fator de forma da trinca Q_{cr} é assim escrita:

$$a_{cr} = \frac{Q_{cr}}{1,21\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma} \right)^2 \quad \text{Eq. 8}$$

Sendo a_{cr} o tamanho crítico da trinca, o fator de forma Q_{cr} pode ser calculado para uma dada razão entre a profundidade e o comprimento de trincas. Portanto se o valor de K_{Ic} é precisamente obtido, pode-se facilmente calcular o tamanho crítico das trincas para uma dada tensão de trabalho.

Rolf e Gross¹⁵ tem usado a equação 8 na determinação dos tamanhos críticos de defeitos para aços usados na construção de vasos de pressão. Infelizmente é observado que o tamanho crítico de trincas diminui muito com o aumento da tensão e também é fato conhecido que o aumento da tensão de escoamento reduz a tenacidade à fratura dos materiais¹⁸. Logo o uso dos materiais de alta resistência requer métodos mais rigorosos de inspeção. A tabela I apresenta os valores de K_{Ic} , tamanho crítico de trincas e nível de tensão atuante relacionada com a tensão de escoamento.

A trinca considerada é elíptica com comprimento igual a duas vezes a profundidade. Nesta tabela é importante observar as diferenças encontradas entre o metal de base e o metal de solda.

TABELA 1 - Relação entre tamanhos críticos de trincas para alguns aços usados em vasos de pressão.

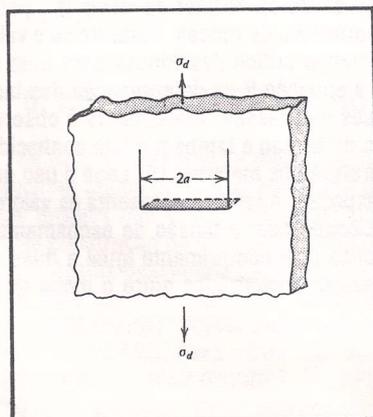
AÇO	$\sigma_{0,2}$ Tensão de Escoamento ksi	K_{Ic} ksi in	Tamanho de Trinca na tensão indicada em % da tensão de escoamento				Tensão de Projeto	
			100	75	50	25	σ_d ksi	% da Tensão de Escoa- mento
METAL DE BASE								
Aço Carbono	40	80	1,29	2,48	5,90	24,0	46	115
A517F	110	170	0,76	1,49	3,53	14,5	100	91
5NI-Cr-Mo-V	140	245	1,04	1,98	4,72	19,2	143	102
12NI-5Cr-3Mo	180	180	0,32	0,62	1,47	6,02	115	64
18NI-Co-Mo	200	130	0,14	0,27	0,62	2,53	79	40
18NI-Co-Mo	250	80	0,05	0,06	0,15	0,62	49	20
METAL DE SOLDA (DEPÓSITO)								
Aço Carbono	50	120	1,90	3,50	8,50	35,0	51	102
A517F	118	190	0,84	1,60	3,75	14,6	123	104
5NI-Cr-Mo-V	140	225	0,84	1,64	3,81	15,50	130	93
12NI-5Cr-3Mo	180	170	0,29	0,56	1,31	5,37	106	59
18NI-Co-Mo	200	120	0,12	0,22	0,53	2,17	73	37
18NI-Co-Mo	250	70	0,03	0,05	0,11	0,46	43	17

7. TENACIDADE À FRATURA DE MATERIAIS USADOS NA CONSTRUÇÃO MECÂNICA

A tabela 2 apresenta valores de K_{Ic} para algumas ligas de alumínio, aços e ligas de titânio usados nas construções mecânicas. A tabela também fornece o tamanho crítico de trinca para cada material considerando que a trinca é passante em relação à espessura da chapa, que a chapa é infinitamente larga e suficientemente espessa para garantir a condição de deformação plana na ponta da trinca. É ainda considerado que a tensão atuante seria igual à metade da tensão de escoamento. Destes fatos decorre que quando aplicamos a equação 7, o tamanho crítico de trinca vale

$$a_{cr} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_e/2} \right)^2$$

A observação na tabela 2, a exemplo do que é visto na tabela 1, mostra que o tamanho crítico de trinca diminui com o aumento do limite de escoamento.



$$\sigma_d = \text{Tensão admissível, adotada aqui como } \frac{\sigma_e}{2}$$

$$\sigma_d = \frac{\sigma_e}{2}; \quad K_{Ic} = \sigma_d \sqrt{\pi a}$$

$$a_{cr} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_e/2} \right)^2$$

TABELA 2 – Valores para K_{IC} para materiais de uso corrente em construção mecânica.

Material	K_{IC}		σ_{ys}		a_c (Tamanho Crítico de Trinca)	
	MPa \sqrt{m}	ksi \sqrt{in}	MPa	ksi	mm	in.
2014-T651	24.2	22	455	66	3.6	0.14
2024-T3	~44.	~40	345	50	~21.	~0.82
2024-T851	26.4	24	455	66	4.3	0.17
7075-T651	24.2	22	495	72	3.0	0.12
7178-T651	23.1	21	570	83	2.1	0.08
7178-T7651	33.	30	490	71	5.8	0.23
Ti-6Al-4V	115.4	105	910	132	20.5	0.81
Ti-6Al-4V	55.	50	1035	150	3.6	0.14
4340	98.9	90	860	125	16.8	0.66
4340	60.4	55	1515	220	2.	0.08
4335 + V	72.5	66	1340	194	3.7	0.15
17-7PH	76.9	70	1435	208	3.6	0.14
15-7Mo	49.5	45	1415	205	1.5	0.06
H-11	38.5	35	1790	260	< 0.6	< 0.02
H-11	27.5	25	2070	300	0.23	0.009
350 Maraging	55.	50	1550	225	1.6	0.06
350 Maraging	38.5	35	2240	325	< 0.4	< 0.02
52100	~14.3	~13	2070	300	~0.06	< 0.002

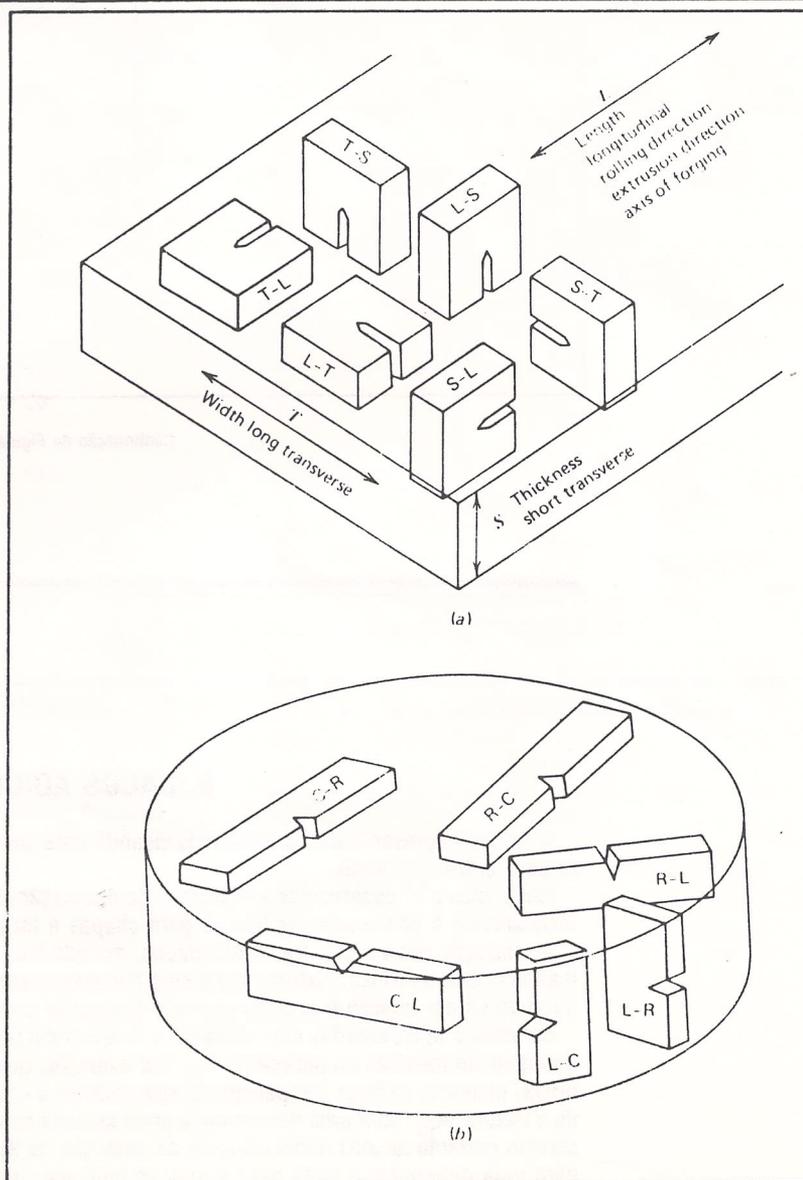
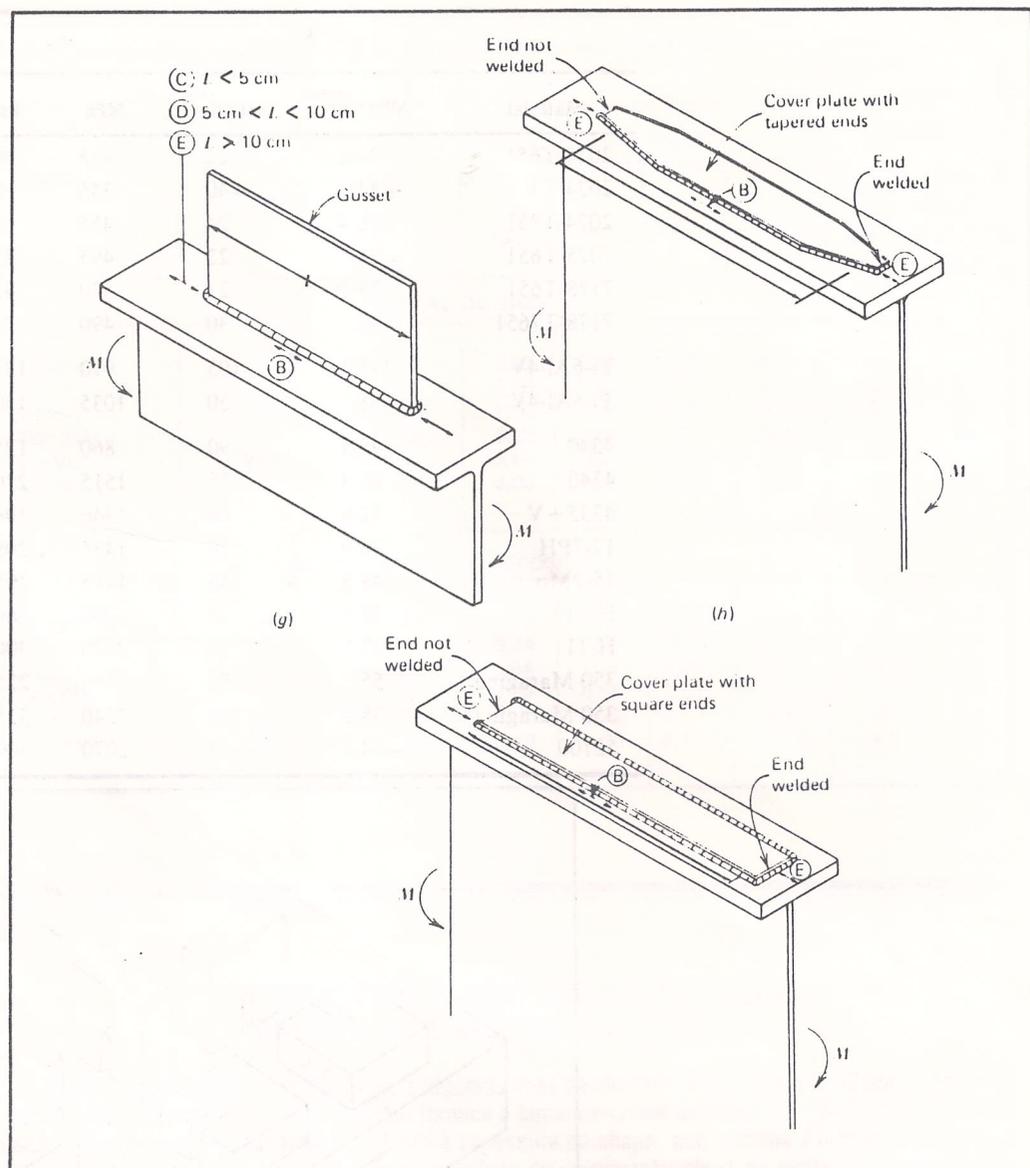


FIGURA 20 — Codificação dos corpos de prova considerando a direção de propagação da trinca. (a) Para chapa laminada. (b) Para Tarugo.



Continuação da Figura 20.

8. DADOS ADICIONAIS

A tabela 3 apresenta dados adicionais visando uma maior familiaridade com as propriedades de fratura para outros materiais.

Nesta tabela¹⁷ observamos a indicação da orientação do corpo de prova. A figura 20 fornece esquematicamente a codificação de trincas para chapas e tarugos.

A utilização dos valores ora apresentados, quando lançados na equação 7, permitirão o cálculo do tamanho crítico de trinca. Naturalmente será necessário conhecer o valor da tensão atuante, a orientação do material em relação à propagação e à geometria da trinca.

Os valores apresentados nas tabelas 2 e 3 têm como utilidade principal a de guia nos trabalhos experimentais de medição do parâmetro K_{Ic} . Por exemplo, quando se inicia o dimensionamento do corpo de prova, podemos estimar a espessura B aplicando-se à equação 4. Naturalmente os valores da tenacidade à fratura, K_{Ic} , para uma determinada junta soldada será determinado em laboratório. As tabelas 2 e 3 servem portanto apenas como um guia na obtenção do K_{Ic} e na estimativa do tamanho crítico de trinca para uma determinada junta para a qual se conhece, no mínimo, a tensão limite de escoamento.

TABELA 3 – Resistência e Tenacidade à Fratura de Materiais Selecionados³

Liga	Forma do Material	Orientação do Corpo de Prova (fig. 20)	Temperatura de Ensaio (°C)	Tensão de Escoamento σ_e (MPa)	Tenacidade à Fratura K_{IC} (MPa \sqrt{m})
<i>Ferrous Alloys</i>					
4330V(275°C temper)	Forging	L-T	21	1400	86-94
4330V(425°C temper)	"	L-T	"	1315	103-110
4340(205°C temper)	"	L-T	"	1580-1660	44-66
4340(260°C temper)	Plate	L-T	"	1495-1640	50-63
4340(425°C temper)	Forging	L-T	"	1360-1455	79-91
D6AC(540°C temper)	Plate	L-T	"	1495	102
D6AC(540°C temper)	"	L-T	-54	1570	62
9-4-20(550°C temper)	"	L-T	21	1280-1310	132-154
18 Ni(200)(480°C 6 hr)	Plate	L-T	21	1450	110
18 Ni(250)(480°C 6 hr)	"	L-T	"	1785	88-97
18 Ni(300)(480°C)	"	L-T	"	1905	50-64
18 Ni(300)(480°C 6 hr)	Forging	L-T	"	1930	83-105
AFC77 (425°C temper)	"	L-T	24	1530	79
<i>Titanium Alloys</i>					
Ti-6 Al-4 V	(Mill anneal plate)	L-T	23	875	123
"	"	T-L	"	820	106
"	(Recryst. anneal plate)	L-T	22	815-835	85-107
"	"	T-L	22	825	77-116
<i>Ceramics</i>					
Mortar		—	—	—	0.13-1.3
Concrete		—	—	—	0.23-1.43
Al ₂ O ₃		—	—	—	3-5.3
SiC		—	—	—	3.4
Si ₃ N ₄		—	—	—	4.2-5.2
Soda lime silicate glass		—	—	—	0.7-0.8
Electrical porcelain ceramics		—	—	—	1.03-1.25
WC(2.5-3 μ m)-3 w/o Co		—	—	—	10.6
WC(2.5-3 μ m)-9 w/o Co		—	—	—	12.8
WC(2.5-3.3 μ m)-15 w/o Co		—	—	—	16.5-18
Indiana limestone		—	—	—	0.99
<i>Polymers</i>					
PMMA		—	—	—	0.8-1.75 ^b
PS		—	—	—	0.8-1.1 ^b
Polycarbonate		—	—	—	2.75-3.3 ^b

a – Produzido Especialmente.

b – K_{IC} é função da velocidade de propagação de trinca.

Temper – Revenido

Forging – Forjado

Plate – Chapa

Mill Anneal Plate – Chapa Recozida

Recryst. Anneal Plate – Chapa Recristalizada

TABELA 3 – Resistência e Tenacidade à Fratura de Materiais Selecionados³

continuação					
Liga	Forma do Material	Orientação do Corpo de Prova (fig. 20)	Temperatura de Ensaio (°F)	Tensão de Escoamento $\bar{\sigma}_e$ (ksi)	Tenacidade à Fratura K_{IC} (ksi \sqrt{in})
<i>Aluminum Alloys</i>					
2014-T651	Plate	L-T	70-89	63-68	21-24
"	"	T-L	"	63-66	20-22
"	"	S-L	75	55	18
2014-T6	Forging	L-T	"	64	28
"	"	T-L	"	63	16-19
2020-T651	Plate	L-T	70-89	76-78	20-25
"	"	T-L	"	77-78	17-18
2024-T351	"	L-T	80-85	54-56	28-40
"	"	T-L	"	44-49	27-34
2024-T851	"	L-T	70-89	66	21-26
"	"	T-L	"	64-66	19-21
2124-T851	"	L-T	"	64-67	25-33
"	"	T-L	"	65-67	22-27
2219-T851	"	L-T	"	50-52	33-37
"	"	T-L	"	49-50	26-34
7049-T73	Forging	L-T	"	67-74	28-34
"	"	T-L	"	67-68	19-25
7050-T73651	Plate	L-T	"	67-74	30-37
"	"	T-L	"	65-74	26-35
"	"	S-L	"	62-64	22-26
7075-T651	Plate	L-T	70-89	75-81	25-28
"	"	T-L	"	74-77	23-26
"	"	S-L	"	67-70	15-19
7075-T7351	"	L-T	"	58-66	28-32
"	"	T-L	"	57-59	24-37
7475-T651	"	T-L	"	73-75	30-33
7475-T7351 ^a	"	T-L	"	57-61	35-40
7079-T651	"	L-T	"	76-78	26-30
"	"	T-L	"	73-74	22-25
7178-T651	"	L-T	"	81	23-27
"	"	T-L	"	78-81	20-23
"	"	S-L	"	68	15
<i>Ferrous Alloys</i>					
4330V(525°F temper)	Forging	L-T	70	203	78-85
4330V(800°F temper)	"	L-T	"	191	94-100
4340(400°F temper)	"	L-T	"	229-241	40-60
4340(500°F temper)	Plate	L-T	"	217-238	45-57
4340(800°F temper)	Forging	L-T	"	197-211	72-83
D6AC(1000°F temper)	Plate	L-T	"	217	93
D6AC(1000°F temper)	Plate	L-T	-65	228	56
9-4-20(1025°F temper)	Plate	L-T	70	186-190	120-140
18 Ni(200)(900°F 6 hr)	Plate	L-T	70	210	100
18 Ni(250)(900°F 6 hr)	Plate	L-T	"	259	80-88
18 Ni(300)(900°F)	"	L-T	"	276	45-58
18 Ni(300)(900°F 6 hr)	Forging	L-T	"	280	75-95
AFC77 (800°F temper)	"	L-T	75	222	72
<i>Titanium Alloys</i>					
Ti-6 Al-4 V	(Mill anneal plate)	L-T	74	127	112
"	"	T-L	"	119	96

continuação da tabela 3

Liga	Forma do Material	Orientação do Corpo de Prova (fig. 20)	Temperatura de Ensaio (°F)	Tensão de Escoamento σ_e (ksi)	Tenacidade à Fratura K_{Ic} (ksi \sqrt{in})
"	(Recryst. anneal plate)	L-T	72	118-121	77-97
"	"	T-L	72	120	70-105
<i>Ceramics</i>					
Mortar		—	—	—	0.12-1.15
Concrete		—	—	—	0.21-1.30
Al ₂ O ₃		—	—	—	2.7-4.8
SiC		—	—	—	3.1
Si ₃ N ₄		—	—	—	3.8-4.7
Soda lime silicate glass		—	—	—	0.64-0.73
Electrical porcelain ceramics		—	—	—	0.94-1.14
WC(2.5-3 μ m)-3 w/o Co		—	—	—	9.6
WC(2.5-3 μ m)-9 w/o Co		—	—	—	11.6
WC(2.5-3.3 μ m)-15 w/o Co		—	—	—	15-16.4
Indiana limestone ⁶⁹		—	—	—	0.9
<i>Polymers</i>					
PMMA		—	—	—	0.73-1.6 ^b
PS		—	—	—	0.73-1.0 ^b
Polycarbonate		—	—	—	2.5-3.0 ^t

9. CONCLUSÕES

A mecânica da fratura tem proporcionado aos técnicos uma nova visão sobre os problemas de descontinuidades nos materiais. Com o conhecimento preciso da tenacidade à fratura é possível se estabelecer o tamanho crítico para as descontinuidades. Como sabemos, é impossível metalurgicamente obter materiais totalmente isentos de inclusões, óxidos, segregações, etc. Na construção por processos de solda é também impossível obter a condição de perfeição.

Esta nova mecânica oferece uma grande atração quer seja nos trabalhos experimentais, no projeto e na inspeção. Podemos dizer que é possível sob esta nova luz "convivermos com a preservação de trincas". Este é, sem dúvidas, um fato novo quando observarmos os atuais códigos de aceitação.

Assim, a mecânica da fratura pode ser aplicada com os seguintes enfoques:

- 1) Determinar tamanho aceitável de defeitos em vasos de pressão, tubulações, trilhos, etc. e garantir que a propagação destes, não ocorra durante a vida útil prevista deste componente em serviço.
- 2) Tendo como referência o tamanho crítico " a_{cr} ", a mecânica da fratura estabelece critérios de inspeção não destrutiva para o equipamento. O período máximo entre paradas para inspeção é controlado pelo tempo de propagação da trinca entre o tamanho a_{ndt} até atingir a_{cr} .
- 3) Estabelecer critérios para a substituição do equipamento, ou execução de reparo.
- 4) Por ser mais precisa na determinação do tamanho crítico de trincas, evita os julgamentos e aplicações dos critérios de transição dútil x frágil oriundos dos ensaios de Charpy.

Citamos ainda o aspecto interdisciplinar destes estudos. Assim a mecânica da fratura está relacionada com os estudos de fadiga e propagação de trincas por fadiga, crescimento de trincas por corrosão sob tensão e o desenvolvimento de procedimentos de soldagem.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Scientific American, 120, February, 1919, p. 99.
2. Engineering News Record, 82 (20), may 15, 1919, p. 974.
3. Hertzberg, Richard W., JOHN Wiley & Sons Inc., 1976, 605p.
4. E.R. Parker, Brittle Behavior of Engineering Structures, John Wiley. N.Y. 1957.
5. Dieter, George Ellwodd, Mechanical Metallurgy, Mac Gran-Hill, Kogakusha Ltda. 1976, 774p.
6. W.S. Pellini, Weld Journal, Vol. 50 pp. 915 - 1095, 1475 - 1625, 1917.
7. H.M. Westergaard, Trans. ASNE, Journal Appl. Mech 61, 1939, p. 49.

-
8. P.C. Paris and G.C.M. Sih, ASTM STP 381, 1965, p. 30.
 9. ASTM Standards Part 31, Designation E 399-70T.
 10. C.C. Osgood, Machine Design, August 1971, p. 91.
 11. ASME - The American Society of Mechanical Engineers Section IX. Boiler and Pressure Vessel Code.
 12. AWS. American Welding Standards — D1066 D.Z.066.
 13. API-1109, Norma para Soldagem de Tubulações e Instalações Afins. Instituto Americano do Petróleo Washington D.C. 12.ª Edição 1971 (Tradução PETROBRÁS).
 14. Information on Group Training Course in Properties and of Steels Products - Japan International Cooperation Agency. Nippon Steel Corporation - 1983, Book C - p. 190.
 15. Welding Handbook Vol I, Sixth Edition, Published By American Welding Society, MacMillan & Co Ltda. 19.
 16. J.W. Fisher, NCHRP, Research Results Digest, 59, march, 1974.
 17. J.E. Campbell. W.E. Berry and C.E. Feddersen, Damage Tolerant Design Handbook, M.Cic. - HB - 01 - SEP. 1973.
 18. F.L. Bastian, C.L.M. Allenstein and A.S. de Abreu. Influence of Niobium Additions on the Mechanical Properties of Rail Steels, International Conference on Fracture in Energy and Transport Systems. Rio de Janeiro, Dezembro 1983. p. 149.
-