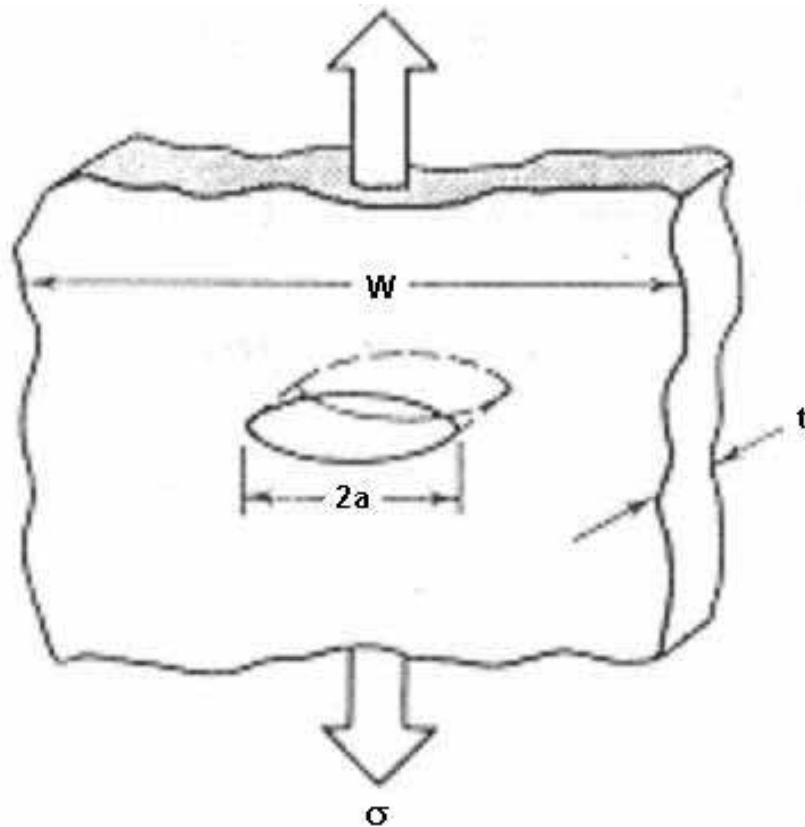


MECÂNICA DA FRATURA



ÍNDICE

1. **INTRODUÇÃO**
2. **CONCEITOS METALÚRGICOS**
3. **MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA (MFLE)**
4. **MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA (MFEP)**
5. **BIBLIOGRAFIA**

*Elaborado por
Cleber Fortes - Eng. Metalúrgico, MSc.
Assistência Técnica Consumíveis - ESAB BR*

Última revisão em 01/10/2003

1. INTRODUÇÃO

A Mecânica da Fratura Linear Elástica surgiu em função das limitações na aplicação dos conceitos tradicionais para prever o comportamento dos materiais quanto à presença de descontinuidades internas e superficiais.

Por sua vez, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica surgiu em função das limitações na aplicação do critério de K_{Ic} da Mecânica da Fratura Linear Elástica em materiais dúcteis, onde a existência de uma zona plástica de tamanho significativo em relação à espessura invalida as considerações de tensões elásticas na ponta da trinca controlando o processo de fratura.

A tenacidade à fratura de iniciação é considerada uma propriedade do material e portanto deve ser independente de tamanho, geometria e níveis de carregamento para um material com uma determinada microestrutura. Uma medição confiável de tenacidade à fratura é um pré-requisito para o projeto de componentes estruturais com base nos princípios da Mecânica da Fratura.

Existem métodos padronizados para a determinação da tenacidade à fratura sob condições de deformação plana (K_{Ic}), que são válidos quando o tamanho da zona plástica à frente da ponta da trinca é pequeno.

No entanto, para materiais que apresentam uma parcela significativa de plasticidade antes do crescimento estável da trinca, os métodos de K_{Ic} não são mais aplicáveis. Sob tais situações, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica utiliza diversos métodos para lidar com relações não lineares entre o campo de tensões e o de deformações, como, por exemplo, o *CTOD* e a integral J.

O método *CTOD* baseia-se na medição do deslocamento da abertura da ponta da trinca como parâmetro crítico de iniciação do processo de fratura.

O método da integral J introduz um tratamento matemático

que relaciona campos de tensões e deformações ao longo de um caminho ao redor da ponta da trinca.

Apesar de estes métodos já estarem bem desenvolvidos experimentalmente, o problema ainda não está analiticamente resolvido, cada método apresentando suas limitações.

2. CONCEITOS METALÚRGICOS

2.1 Ductilidade, tenacidade e fragilidade

O comportamento de um metal ou liga metálica em fratura pode ter várias classificações, dependendo do critério abordado.

Sob o ponto de vista de energia absorvida durante o processo de fratura, podemos ter a fratura frágil, associada com uma pequena quantidade de energia absorvida e a fratura tenaz, onde é consumida uma grande quantidade de energia antes de ocorrer a fratura.

Sob o ponto de vista da deformação plástica que ocorre na vizinhança das superfícies de fratura, a fratura pode ser classificada como dúctil ou frágil. Quando a deformação plástica precedendo a fratura é intensa, dizemos que a fratura é dúctil. Como a deformação plástica ocorre com consumo de energia, a fratura dúctil está vinculada a um comportamento tenaz. Por outro lado, a fratura frágil é aquela que ocorre com baixo nível de deformação plástica e portanto com pequeno consumo de energia.

Sob o ponto de vista de micromecanismos de fratura, podemos dizer que a fratura dúctil normalmente ocorre por cisalhamento, enquanto que a fratura frágil ocorre por clivagem.

Assim, podemos sumarizar as diversas classificações dos processos de fratura conforme a tabela 2.1:

Ponto de vista	Classificação da Fratura	
Modo cristalográfico	cisalhamento	clivagem
Aspecto da fratura	fibrosa	granular
Deformação plástica	dúctil	frágil
Energia absorvida	tenaz	frágil

Tabela 2.1 - Diversas classificações dos processos de fratura

Os aspectos metalúrgicos das fraturas serão abordados posteriormente em item específico.

2.2 Temperatura de transição

Normalmente, os materiais apresentam uma variação de tenacidade ou de ductilidade com a variação da temperatura. Metais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas como, por exemplo, cobre, alumínio, níquel e aço inoxidável austenítico, apresentam uma queda suave de tenacidade com a diminuição da temperatura. Por sua vez, metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado como, por exemplo, aços ferríticos, apresentam sensível queda em tenacidade em uma certa faixa de temperatura. A figura 2.1 ilustra, de forma esquemática, a variação de tenacidade com a temperatura, para ambos os tipos de estrutura cristalina.

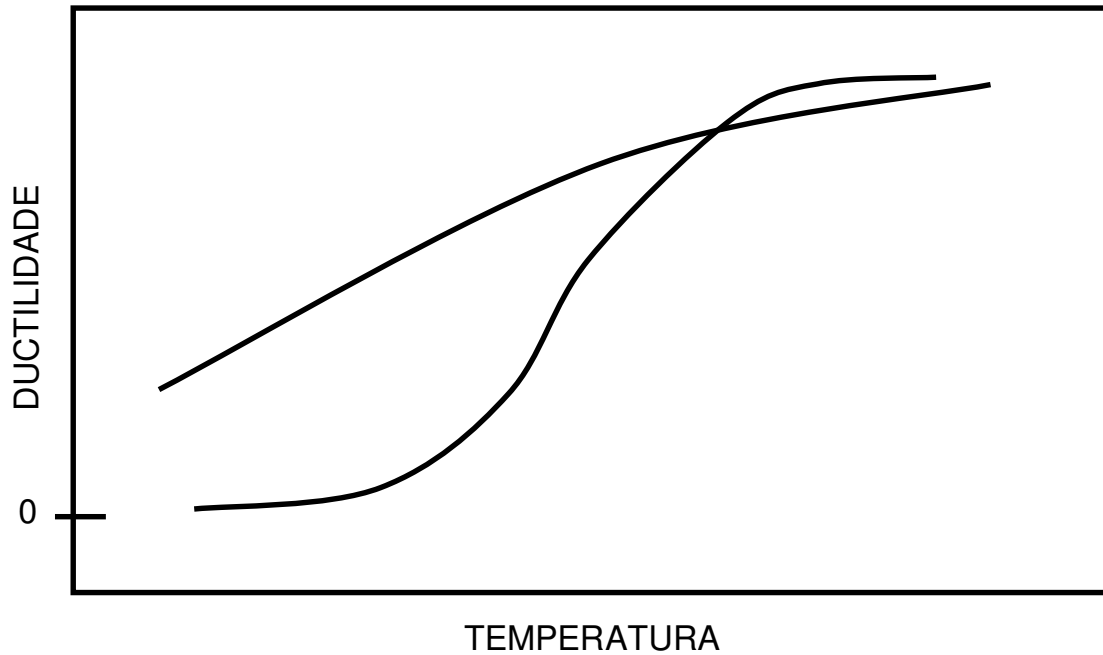


Figura 2.1 - Curvas de ductilidade em função da temperatura

Deve ser notado que a causa da transição do comportamento dos aços ferríticos de dúctil para frágil quando a temperatura diminui é uma mudança no modo metalúrgico de fratura de cisalhamento para clivagem, por uma inibição dos mecanismos de deformação plástica. Como uma consequência desse aumento da restrição à deformação plástica, e não como uma causa, temos uma passagem de escoamento em larga escala para escoamento restrito no comportamento mecânico macroscópico do material, fazendo com que o material frature logo após o limite de escoamento ser atingido.

Não só a temperatura, mas qualquer parâmetro que restrinja a deformação plástica pode provocar uma queda na tenacidade ou na ductilidade, como, por exemplo a taxa de deformação ou o estado de tensões reinante.

O efeito da taxa de deformação na tenacidade ou na ductilidade pode ser observado na figura 2.2. Nota-se que, quanto maior for a taxa de deformação, menor será a tenacidade ou a ductilidade.

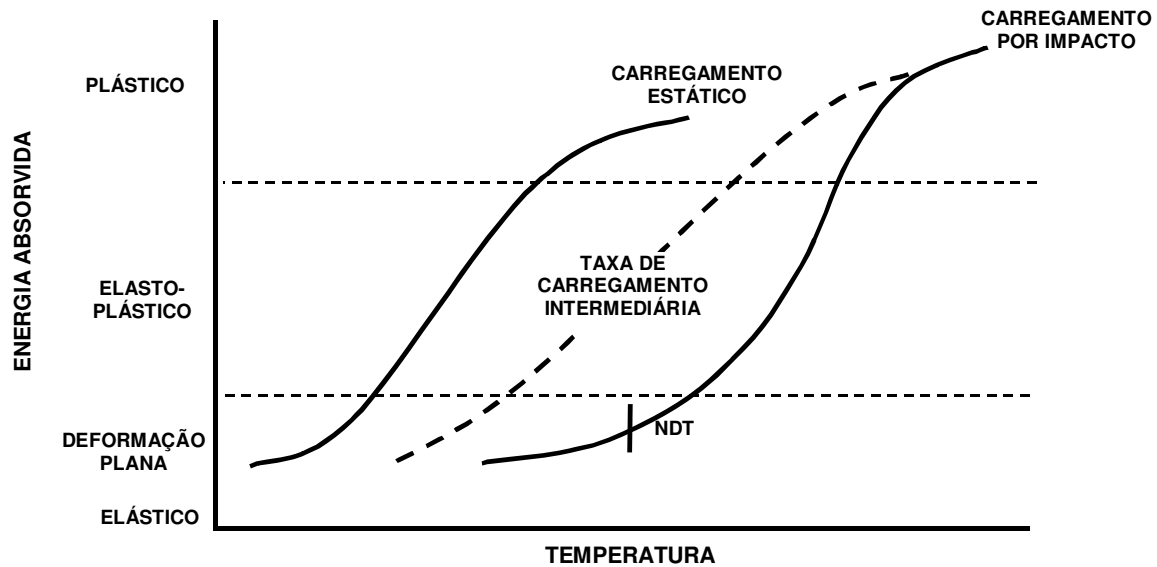


Figura 2.2 - Efeito (esquemático) da taxa de deformação na tenacidade ou ductilidade de metais com transição dúctil-frágil.

O comportamento sob deformação plana refere-se à fratura sob tensões elásticas, que é essencialmente frágil. O comportamento plástico refere-se à fratura dúctil sob condições de escoamento generalizado, normalmente acompanhado, mas não necessariamente, de grandes lábios de cisalhamento. A transição entre os dois extremos é a região elasto-plástica. A figura 2.3 mostra a relação entre os micro-mecanismos de fratura atuantes em cada região e a variação da tenacidade com a temperatura e taxa de deformação.

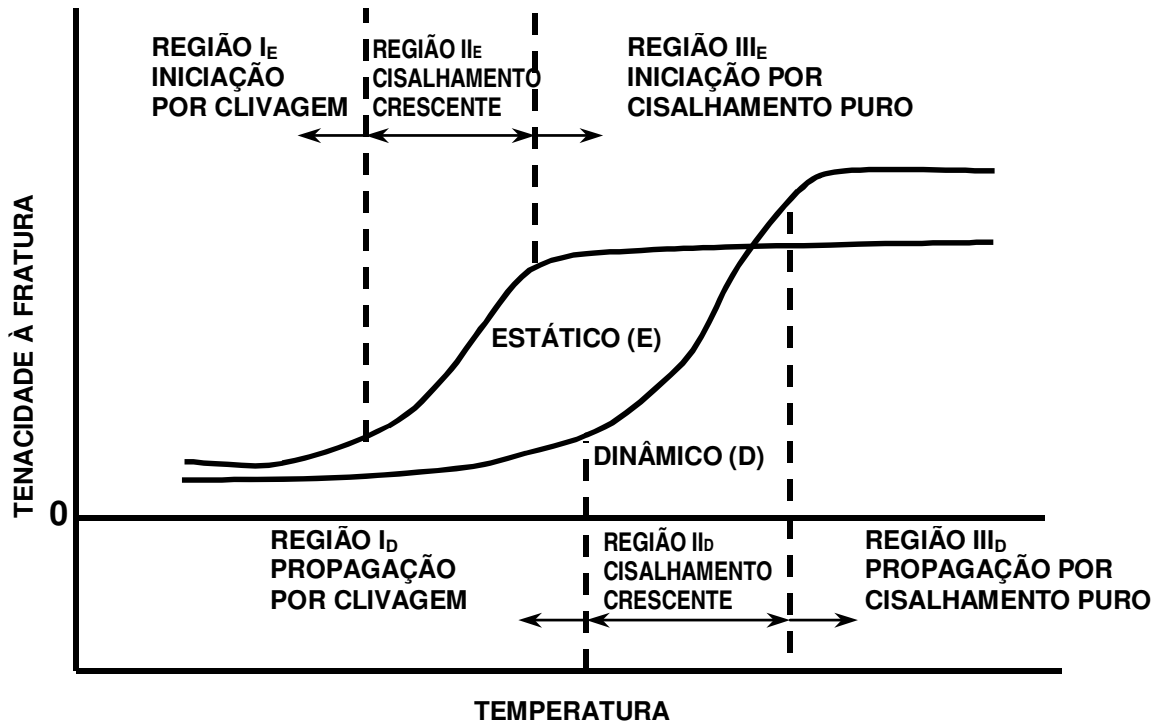


Figura 2.3 - Relação (esquemática) entre os micromecanismos de fratura, tenacidade e taxa de deformação com a temperatura em metais com transição dúctil-frágil.

Para carregamento estático, a região de transição ocorre a temperaturas mais baixas que para carregamento dinâmico. Então, para estruturas sujeitas a carregamento estático, a curva de transição estática deve ser usada para prever seu comportamento em serviço, enquanto que, para estruturas sujeitas a carregamento dinâmico, usa-se a curva de transição dinâmica. Da mesma forma, para estruturas sujeitas a taxas intermediárias de carregamento, usa-se a curva de transição intermediária. Quando as taxas reais de carregamento não são bem definidas, a curva de carregamento dinâmico é usada para prever o comportamento da estrutura em serviço. Essa prática é conservadora e explica porque muitas estruturas que apresentam baixa tenacidade ao entalhe, medida pelos ensaios de impacto, não falham, mesmo com temperaturas de serviço bem abaixo da temperatura de transição sob condições de carregamento dinâmico.

A presença de um entalhe (ou de outro concentrador de ten-

sões) em um componente, que pode alterar o estado de tensões reinante para triaxial na região do entalhe, dificulta a deformação plástica e, conseqüentemente, reduz a ductilidade (ou a tenacidade) a uma determinada temperatura. A presença de um entalhe tende a aumentar a temperatura de transição dúctil-frágil, tendo, portanto, um efeito similar ao aumento da taxa de deformação, como é mostrado na figura 2.4.

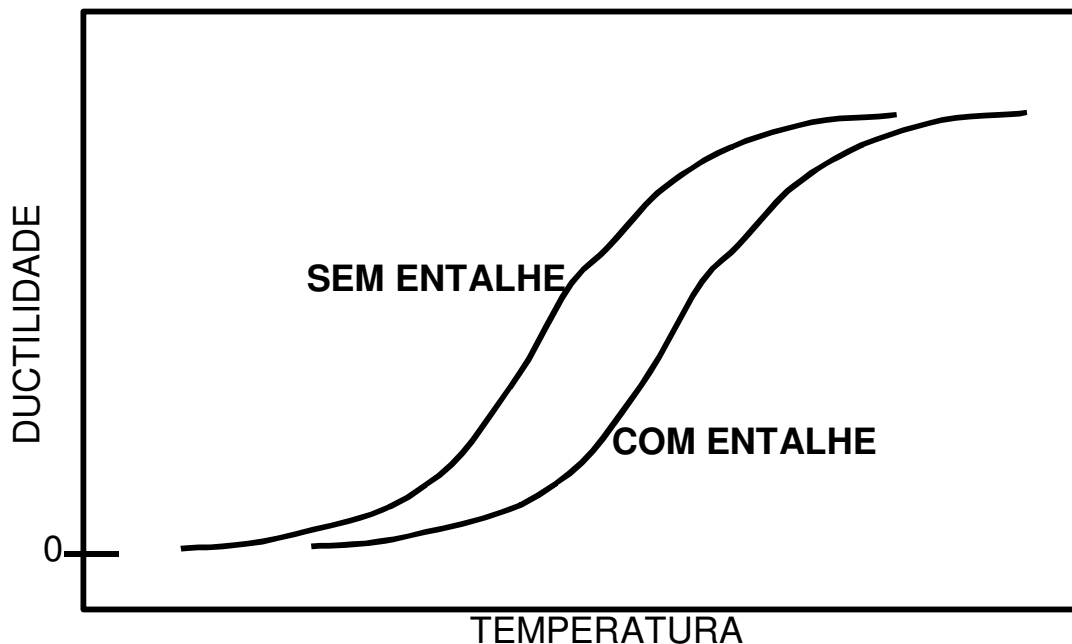


Figura 2.4 - Efeito de concentradores de tensões na ductilidade de metais com transição dúctil-frágil.

2.3 Ensaio de impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy tem sido extensivamente usado nos ensaios mecânicos de produtos de aço e em pesquisa por mais de quatro décadas.

O ensaio de impacto Charpy está relacionado com o comportamento do material sujeito a carregamento dinâmico (altas taxas de carregamento) e a um estado triaxial de tensões associado a um entalhe em V.

As características essenciais para um ensaio de impacto são: um corpo de prova adequado, um suporte no qual o corpo de prova é

colocado, um martelo com energia cinética conhecida e um dispositivo de medição da energia absorvida na quebra do corpo de prova.

O corpo de prova padrão conforme a especificação ASTM E23 pode ser visto na figura 2.5.

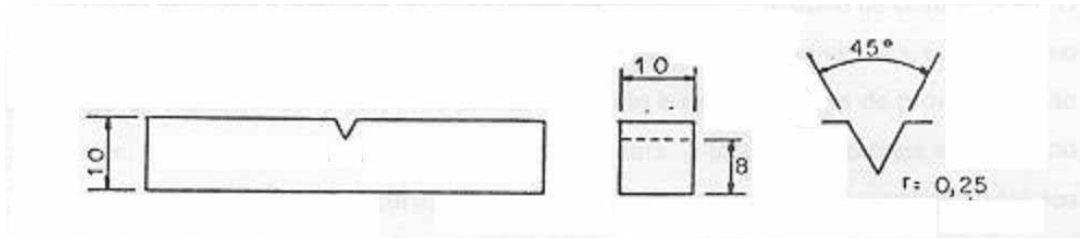


Figura 2.5 - Corpo de prova de impacto Charpy.

O dispositivo de ensaio, bem como o suporte para colocação do corpo de prova, são mostrados na figura 2.6.

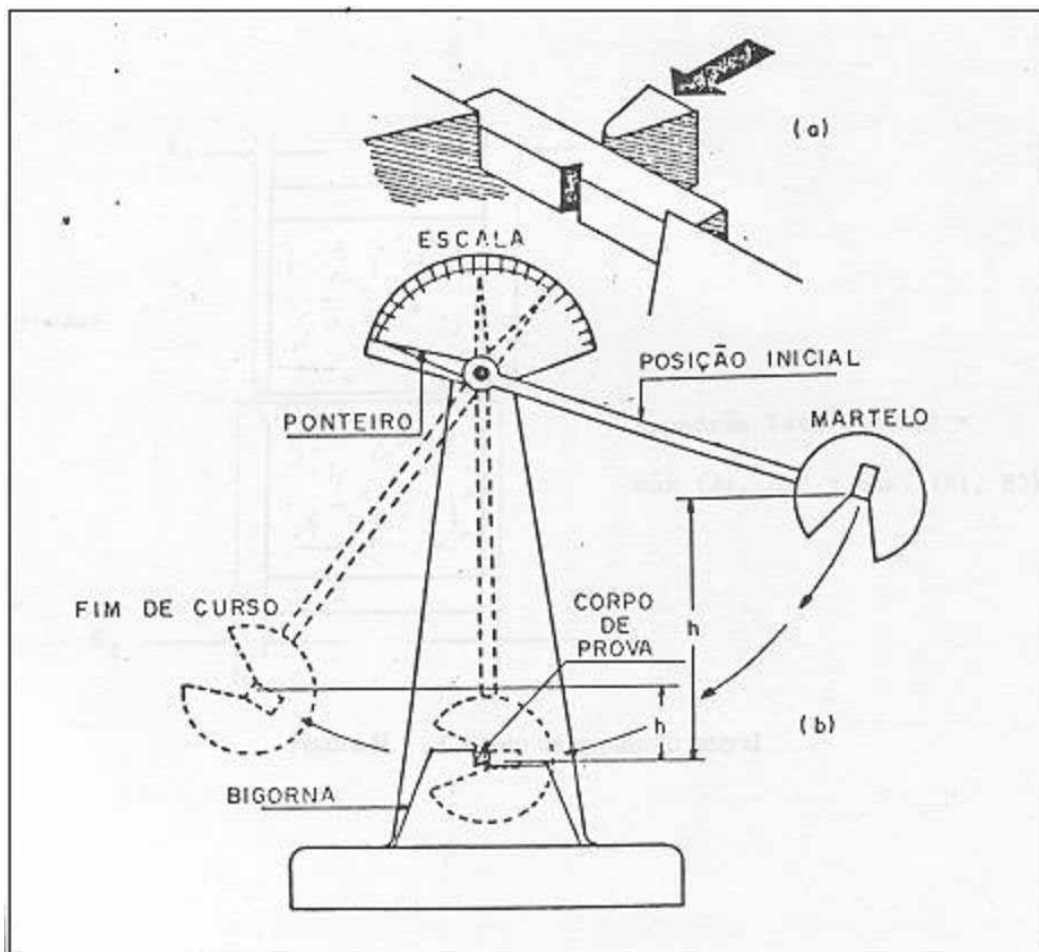


Figura 2.6 - Dispositivo de ensaio de impacto Charpy.

O corpo de prova é colocado no suporte por meio de um dispositivo de centralização. O martelo, preso a uma altura determinada para fornecer uma energia cinética conhecida no momento do impacto com o corpo de prova, é liberado e rompe o corpo de prova na região do entalhe, continuando sua trajetória até uma certa altura. A medição da energia absorvida no impacto é feita por meio de um cursor que acompanha o martelo em todo o seu curso até seu retorno, indicando a diferença entre a energia inicial e a energia final do martelo.

Para ensaios com temperatura controlada, o tempo entre a retirada do corpo de prova do banho e a sua fratura não deve exceder 5 seg. O tempo de permanência do corpo de prova à temperatura de ensaio deve ser de, no mínimo, 10 min, para meios líquidos.

Após o ensaio, além da energia absorvida, podem ser medidas a expansão lateral (em mm) e a aparência da fratura (em %), conforme ilustrado nas figuras 2.7 e 2.8.

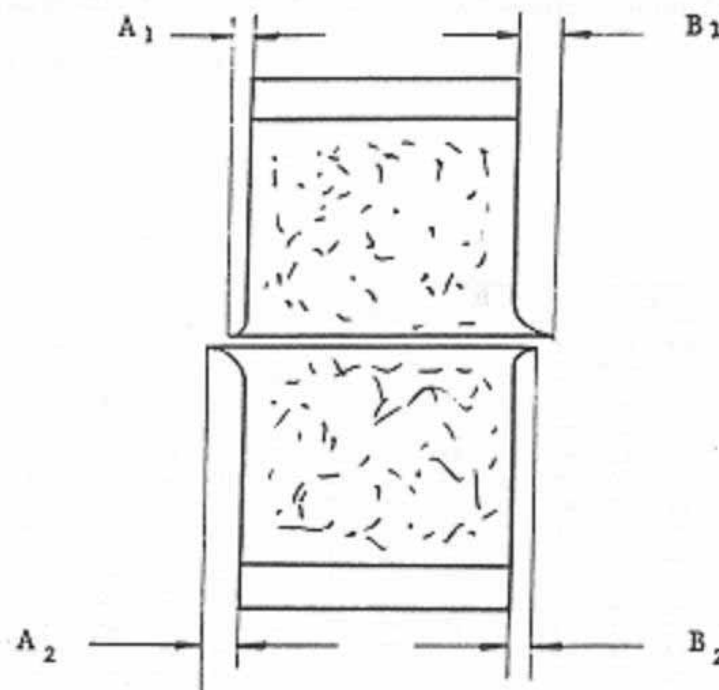


Figura 2.7 - Cálculo da expansão lateral

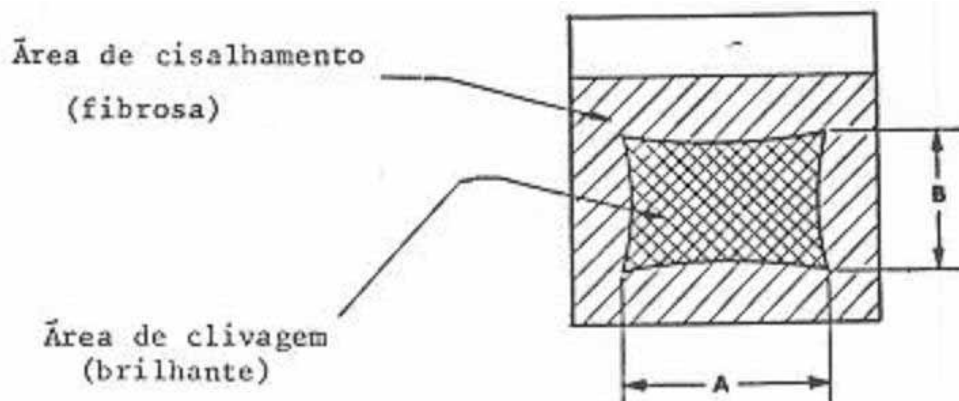


Figura 2.8 - Aparência da fratura

A aparência da fratura pode ser facilmente calculada medindo-se os parâmetros A e B e utilizando-se a tabela 2.2.

B, mm	A, mm																		
	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0	7.5	8.0	8.5	9.0	9.5	10
1.0	99	98	98	97	96	96	95	94	94	93	92	92	91	91	90	89	89	88	88
1.5	98	97	96	95	94	93	92	92	91	90	89	88	87	86	85	84	83	82	81
2.0	98	96	95	94	92	91	90	89	88	86	85	84	82	81	80	79	77	76	75
2.5	97	95	94	92	91	89	88	86	84	83	81	80	78	77	75	73	72	70	69
3.0	96	94	92	91	89	87	85	83	81	79	77	76	74	72	70	68	66	64	62
3.5	96	93	91	89	87	85	82	80	78	76	74	72	69	67	65	63	61	58	56
4.0	95	92	90	88	85	82	80	77	75	72	70	67	65	62	60	57	55	52	50
4.5	94	92	89	86	83	80	77	75	72	69	66	63	61	58	55	52	49	46	44
5.0	94	91	88	85	81	78	75	72	69	66	62	59	56	53	50	47	44	41	37
5.5	93	90	86	83	79	76	72	69	66	62	59	55	52	48	45	42	38	35	31
6.0	92	89	85	81	77	74	70	66	62	59	55	51	47	44	40	36	33	29	25
6.5	92	88	84	80	76	72	67	63	59	55	51	47	43	39	35	31	27	23	19
7.0	91	87	82	78	74	69	65	61	56	52	47	43	39	34	30	26	21	17	12
7.5	91	86	81	77	72	67	62	58	53	48	44	39	34	30	25	20	16	11	6
8.0	90	85	80	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	15	10	5	0

Tabela 2.2 - Percentual de fratura fibrosa para medidas feitas em milímetros (%fratura frágil=100%fratura fibrosa)

As curvas de energia absorvida, expansão lateral ou percentual de fratura por cisalhamento apresentam uma variação semelhante com a temperatura, mostrada na figura 2.9.

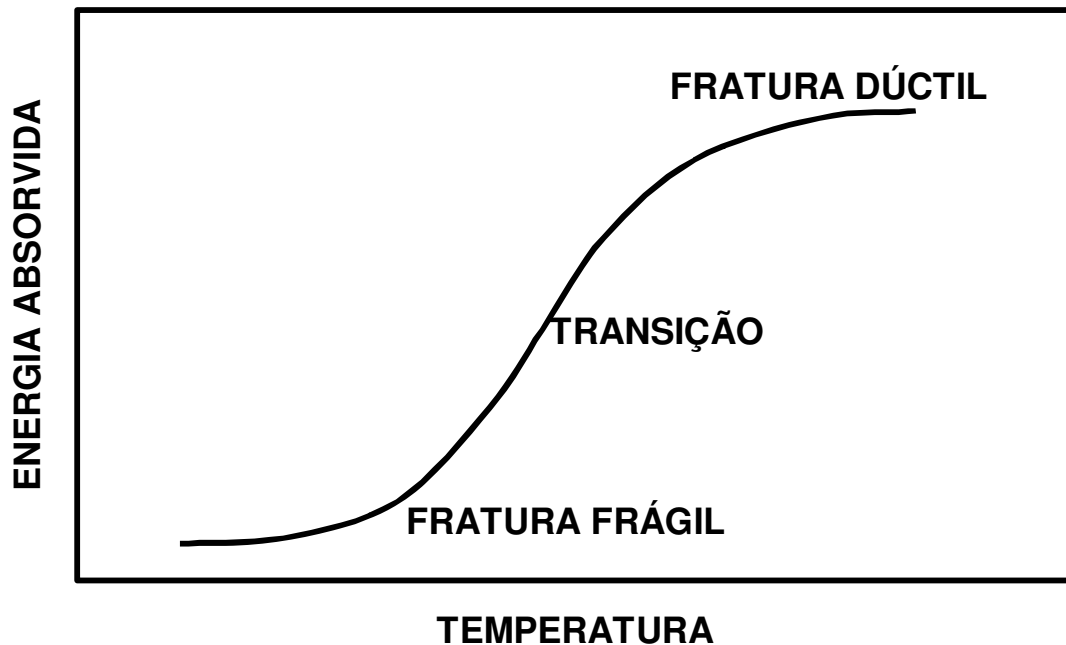


Figura 2.9 - Energia absorvida na fratura em função da temperatura

O problema da fratura por clivagem — forma de fratura mais frágil que pode ocorrer em materiais cristalinos — é tão sério que o ensaio de impacto Charpy é freqüentemente usado em controle da qualidade para a determinação da temperatura de transição e da energia absorvida na fratura em determinadas temperaturas. Porém, o ensaio de impacto Charpy não fornece uma determinada temperatura de transição, mas uma faixa de transição.

Pode-se convencionar a temperatura de transição em função de uma determinada energia absorvida, porém o valor da energia deve ser calibrado para cada material, pois não existe uma relação única entre a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e o comportamento em serviço para todos os materiais.

Dessa maneira, a utilização de ensaios de impacto Charpy deve ficar restrita ao âmbito do controle da qualidade de lotes de materiais homogêneos.

Uma característica dos ensaios de impacto Charpy é a dispersão de resultados, principalmente na faixa de transição. Por isso, um resultado de ensaio é considerado normalmente como a média

dos resultados de três ensaios executados a uma mesma temperatura. Em alguns casos, realizam-se cinco ensaios a uma temperatura, desprezando-se os valores máximo e mínimo e tomando-se como resultado a média dos três valores intermediários.

2.4 Ensaio de impacto Pellini

Já foi citado no item anterior que o ensaio de impacto Charpy não determina uma temperatura de transição, mas uma faixa temperatura de transição.

Para se determinar com mais precisão e de forma padronizada e reprodutível a temperatura de transição, foi desenvolvido em 1952, pelo Laboratório de Pesquisas Navais dos Estados Unidos, o ensaio de queda livre de peso, também conhecido como ensaio de impacto Pellini.

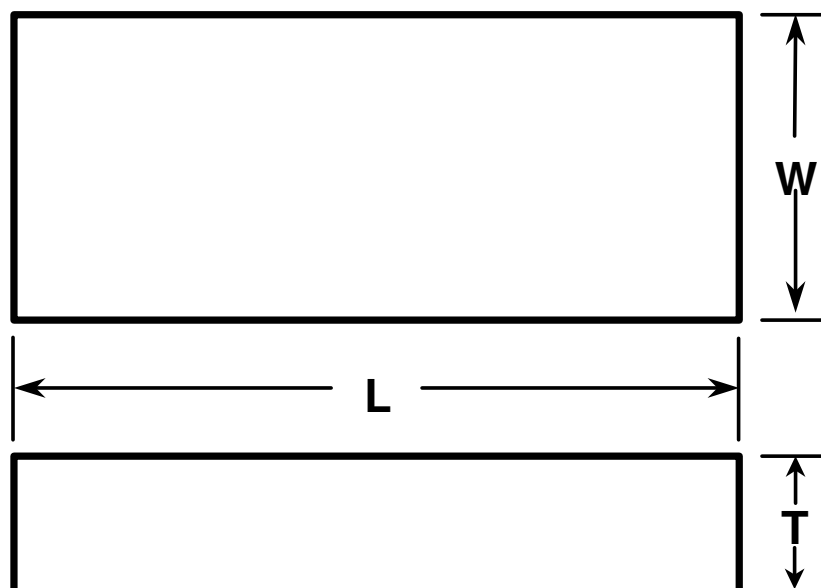
W.S.Pellini e sua equipe usaram extensivamente o ensaio de queda livre de peso para investigar as condições requeridas para iniciação de fraturas frágeis em aços estruturais. Atualmente, esse método de ensaio é padronizado pela especificação ASTM E208, sendo aceito e utilizado pelo Código ASME. O objetivo desse ensaio é determinar a temperatura de transição de ductilidade nula (*NDT temperature - nil-ductility transition temperature*) em aços ferríticos com espessura a partir de 16 mm.

Por convenção, a temperatura de transição de ductilidade nula (temperatura NDT) é a máxima temperatura em que um corpo de prova de queda livre de peso padronizado quebra, quando submetido a esse método de teste.

O ensaio de queda livre de peso utiliza um conjunto de corpos de prova especialmente preparados para nuclear uma trinca frágil nas superfícies de tração através da deposição de um cordão de solda do tipo revestimento duro na superfície oposta àquela que recebe o peso em queda livre.

O corpo de prova usual, denominado P-2, apresenta as di-

mensões nominais de 19x51x127 mm, podendo, entretanto, possuir dimensões alternativas, conforme mostrado na figura 2.10.



Dimensões (mm)	P-1	P-2	P-3
Espessura (T)	25 ± 2,5	19 ± 1,0	16 ± 0,5
Largura (W)	350 ± 10	130 ± 10	130 ± 10
Comprimento (L)	90 ± 2,0	50 ± 1,0	50 ± 1,0
Comprimento da solda	63,5 ± 25,0	44,5 ± 25,0	44,5 ± 25,0

Figura 2.10 - Dimensões dos corpos de prova padronizados

O cordão de solda nucleador da trinca frágil é depositado, em um só passe, no centro da superfície de tração do corpo de prova, devendo apresentar, aproximadamente, largura de 12,7 mm e comprimento de 63,5 mm. Para facilitar a centralização do cordão, o soldador pode usar um gabarito de cobre com uma fenda central de dimensões 25x76 mm.

Após a deposição do cordão de solda, deve ser aberto um entalhe com serra ou com disco abrasivo, conforme mostrado na figura 2.11, tomando-se cuidado para que o entalhe não atinja a superfície do metal de base.

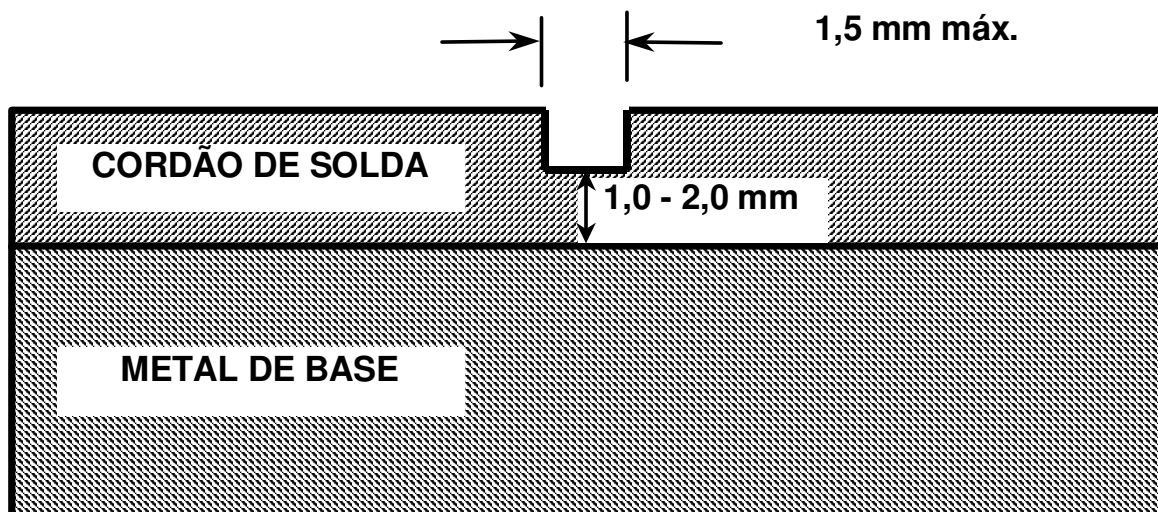
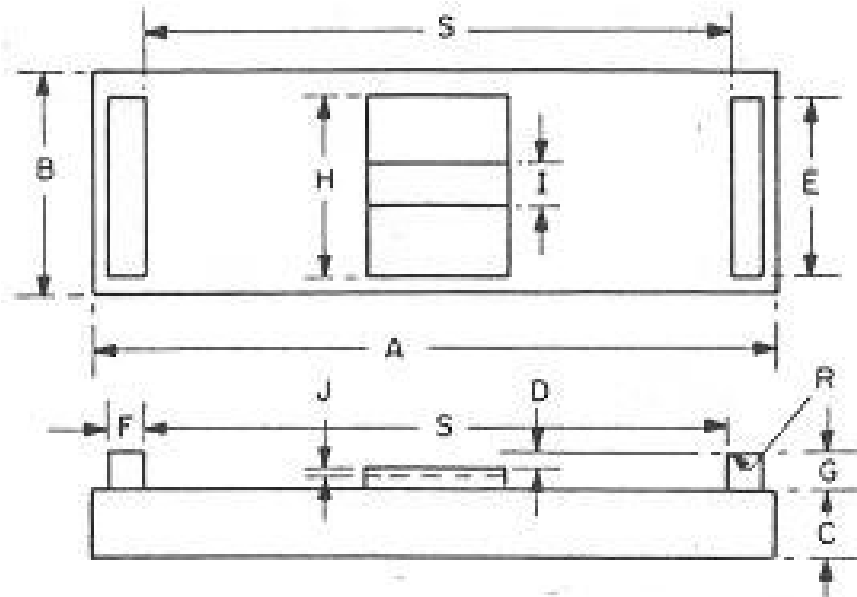


Figura 2.11 - Entalhe do cordão de solda

O corpo de prova deve ser colocado, com o cordão virado para baixo, em um dispositivo mostrado na figura 2.12, que permite a flexão limitada do corpo de prova, quando atingido pelo peso caindo livremente. O apoio mostrado na figura 2.13 garante que o corpo de prova não seja solicitado acima de seu limite de escoamento.



Dimensões (mm)	P-1	P-2	P-3
Abertura (S)	$305 \pm 1,5$	$100 \pm 1,5$	$100 \pm 1,5$
Deflexão do esbarro (D)	$7,60 \pm 0,05$	$1,50 \pm 0,05$	$1,90 \pm 0,05$
Espessura (C)	≥ 38	≥ 38	≥ 38
Comprimento (E)	≥ 90	≥ 50	≥ 50
Largura (F)	$\geq G$	$\geq G$	$\geq G$
Altura (G)	50 ± 25	50 ± 25	50 ± 25
Raio (R)	$1,0 \pm 0,1$	$1,0 \pm 0,1$	$1,0 \pm 0,1$
Largura do esbarro (H)	≥ 90	≥ 50	≥ 50
Largura do cordão (I)	22 ± 3	22 ± 3	22 ± 3
Profundidade do rebaixo (J)	≥ 10	≥ 10	≥ 10

Figura 2.12 - Dimensões do dispositivo de ensaio

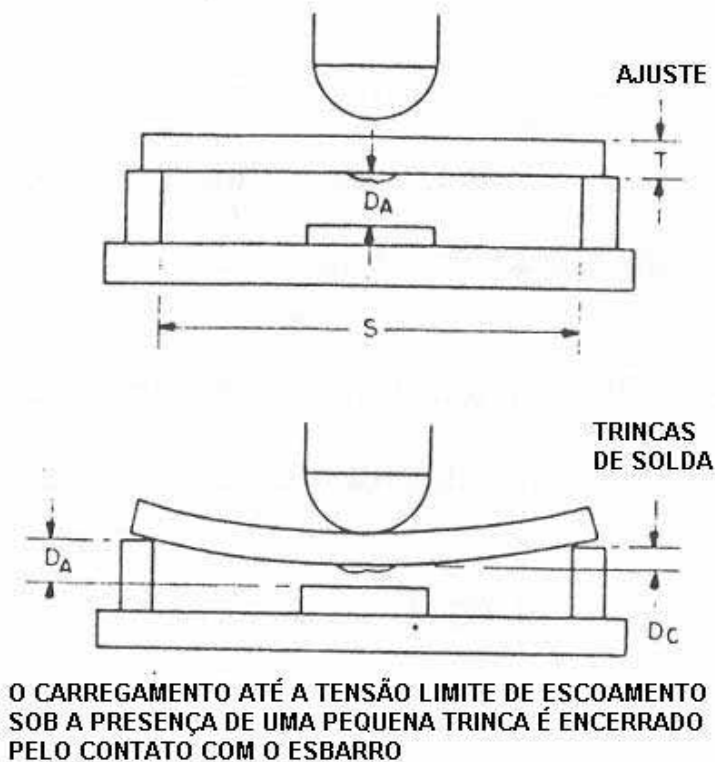


Figura 2.13 - Apoio limitador da deflexão do corpo de prova

A temperatura de ensaio deve ser controlada com uma precisão de $\pm 1^\circ\text{C}$ e o tempo decorrido entre a retirada do corpo de prova do banho e a liberação do peso deve ser de, no máximo, 20 seg.

Esse ensaio é do tipo passa-não passa, ou seja, o corpo de prova é considerado fraturado se for desenvolvida uma trinca até uma aresta ou até ambas as arestas da superfície do corpo de prova contendo o cordão de solda. O corpo de prova é considerado como não fraturado se for desenvolvida uma trinca visível no cordão, mas que não se propaga para nenhuma das arestas da superfície tracionada. O teste deve ser considerado como inválido se não se desenvolver qualquer trinca visível no cordão de solda ou se não houver evidência de que o corpo de prova encostou-se ao batente. A invalidação de um ensaio pode decorrer de uma energia de impacto insuficiente, do uso de um metal de adição insuficientemente frágil ou de algum desalinhamento no conjunto corpo de prova-dispositivo de ensaio. Qualquer ensaio considerado inválido deve ser descartado.

A temperatura NDT é determinada após uma série de ensaios a diferentes temperaturas, sendo a máxima temperatura à qual o corpo de prova não quebra. Para confirmação da temperatura NDT, deve-se obter pelo menos dois corpos de prova não quebrados a uma temperatura 5°C acima da temperatura julgada como NDT.

O ensaio inicial deve ser conduzido a uma temperatura estimada como NDT, baseando-se em dados da literatura ou em conhecimento anterior do material. Recomenda-se que as temperaturas de ensaio sejam múltiplas de 5°C.

Uma outra abordagem é executar pelo menos dois ensaios a uma temperatura determinada por requisito de projeto e obter resultados do tipo não quebrou, garantindo, assim, que o material apresenta temperatura NDT abaixo da temperatura de projeto.

Uma característica importante do ensaio de impacto Pellini é sua reprodutibilidade, o que permite a obtenção da temperatura NDT com grande precisão.

A filosofia desse ensaio é mostrar que, abaixo de uma determinada temperatura, denominada NDT, o material circundando uma zona frágil contendo uma descontinuidade planar (trinca) não é mais capaz de impedir a propagação instável (catastrófica) de uma trinca sob carregamento dinâmico.

3. MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA (MFLE)

3.1 Conceitos básicos

3.1.1 Resistência coesiva teórica

A tensão cisalhante teórica necessária para deformar um cristal perfeito é algumas ordens de grandeza maior que os valores normalmente encontrados nos materiais. Para chegarmos a uma equação com um desenvolvimento bem simplificado, podemos considerar uma lei senoidal simples entre a força e o deslocamento com um

meio-período de $\lambda/2$, observando, da figura 3.1, que a forma da curva pode ser aproximada, para pequenos deslocamentos atômicos, por

$$\sigma = \sigma_c \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (3.1)$$

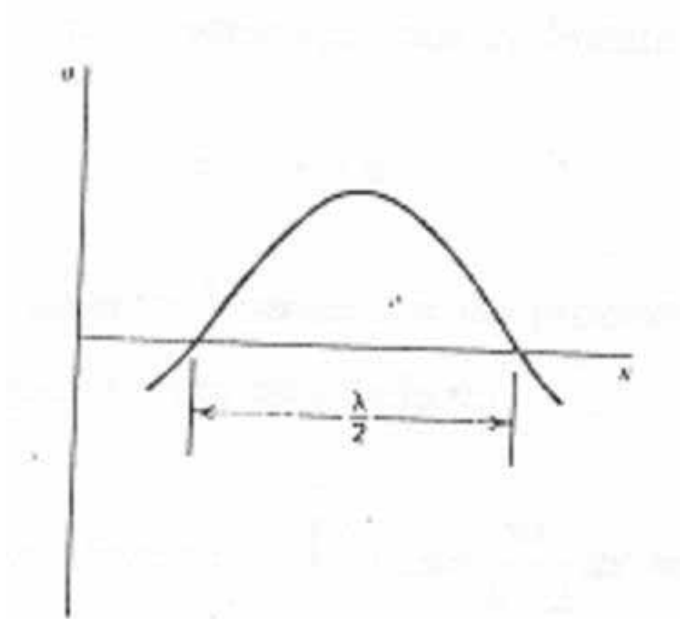


Figura 3.1 - Relação simplificada entre força e deslocamento atômicos

onde σ reflete a força de tração necessária para separar os átomos.

Após algumas considerações matemáticas e utilizando o conceito de que o trabalho realizado durante a fratura pode ser igualado à energia requerida para formar duas novas superfícies de fratura 2γ , podemos substituir λ na equação acima, de tal modo que

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E\gamma}{a_0}} \quad (3.2)$$

onde a_0 é a separação atômica de equilíbrio.

3.2 Fator de concentração de tensões

Analisando uma placa infinita contendo uma trinca vazante,

Inglis mostrou que a tensão aplicada σ_a era aumentada nas extremidades do eixo maior da elipse, mostrada na figura 3.2, de tal modo que

$$\frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_a} = 1 + \frac{2a}{b} \quad (3.3)$$

onde $\sigma_{m\acute{a}x}$ é a tensão máxima na extremidade do eixo maior da elipse.

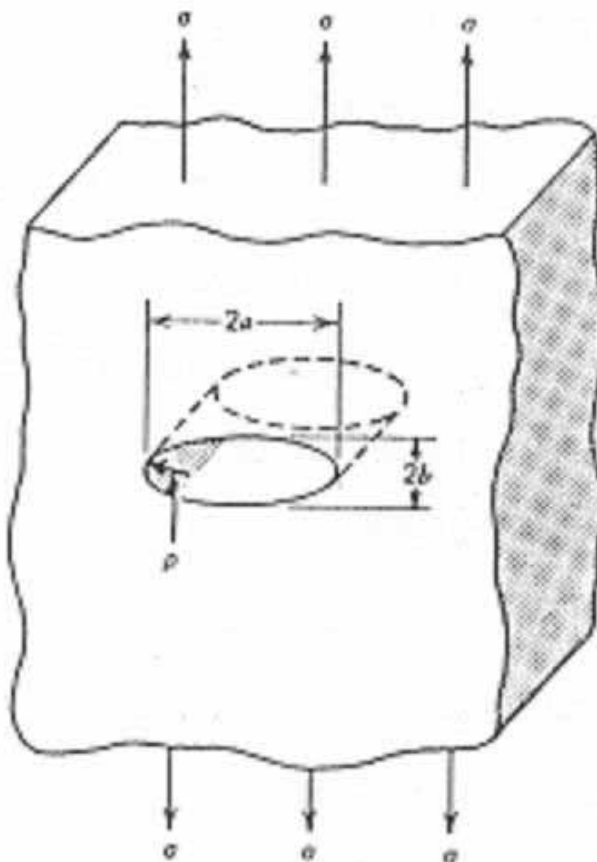


Figura 3.2 - Trinca vazante elíptica em uma placa infinita

Considerando o raio de curvatura ρ na extremidade da elipse muito menor que o tamanho da trinca, podemos simplificar a relação para

$$\sigma_{m\acute{a}x} \approx 2\sigma_a \sqrt{a/\rho} \quad (3.4)$$

O termo $2\sqrt{a/\rho}$ é definido como o fator de concentração de tensões K_t e descreve o efeito da geometria da trinca no nível de tensões na ponta da trinca. Em uma primeira análise, significa que as trincas, se presentes, devem ser mantidas com o menor tamanho possível e que, quanto maior o raio de curvatura, menor a severidade relativa da concentração de tensões.

3.3 Teoria de Griffith

As equações usadas hoje em dia na determinação da fratura de sólidos com trincas presentes foi inicialmente deduzida em 1920 por A.A.Griffith, que observou que, quando uma trinca é introduzida em uma placa de material elástico tensionada, deve existir um balanço entre o decréscimo na energia potencial (relacionado à liberação de energia elástica armazenada e ao trabalho realizado pelo movimento das forças externas) e o aumento na energia de superfície resultante da presença de uma trinca. Dessa forma, uma trinca existente cresceria se a energia de superfície adicional necessária fosse fornecida pelo sistema. Essa energia de superfície provém do fato que existe uma configuração de não-equilíbrio dos átomos vizinhos mais próximos de qualquer superfície de um sólido. Para a configuração observada na figura 3.3, Griffith utilizou a análise de tensões de Inglis para o caso de uma placa de dimensões infinitas contendo uma trinca elíptica e chegou às seguintes equações:

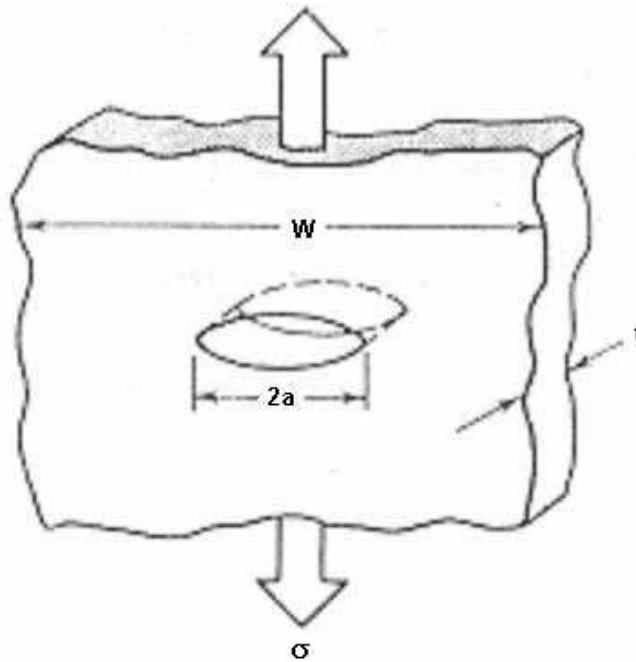


Figura 3.3 - Trinca vazante em uma placa infinita

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (\text{tensão plana}) \quad (3.5)$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a(1-\nu^2)}} \quad (\text{deformação plana}) \quad (3.6)$$

É importante observar que as equações de Griffith foram obtidas para um material elástico contendo uma trinca aguda. Embora essas equações não envolvam explicitamente o raio da ponta da trinca, ρ , como foi o caso da concentração de tensões na equação de Inglis, ele é considerado como muito agudo, de tal modo que $a \gg \rho$. Dessa forma, as equações de Griffith deveriam ser consideradas necessárias mas não suficientes para a fratura ocorrer. O raio na ponta da trinca também deveria ser atômicamente agudo para aumentar a tensão local acima da resistência coesiva. Mesmo assim, as equações de Griffith são consideradas válidas para o caso de sólidos idealmente frágeis.

Para metais dúcteis, onde a energia de fratura é algumas or-

dens de grandeza maior que a energia de superfície, as equações de Griffith não funcionam.

Orowan observou esse fato e sugeriu que a equação de Griffith fosse modificada para incluir a energia de deformação plástica no processo de fratura. A aplicabilidade das equações de Griffith na descrição de materiais reais depende da acuidade da trinca e da quantidade relativa da deformação plástica. Combinando equações dos itens anteriores e fazendo $\sigma_{máx} = \sigma_c$, vemos que a tensão aplicada σ_a para a fratura será

$$\sigma_a = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{a} \left(\frac{\rho}{a_0} \right)} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \left(\frac{\pi\rho}{8a_0} \right)} \quad (3.7)$$

A partir da similaridade entre algumas equações, sugere-se uma correlação entre a energia de deformação plástica no processo de fratura e o raio na ponta da trinca, isto é, a deformação plástica pode ser relacionada a um processo de embotamento da ponta da trinca — ρ aumentará com γ_p . Pode ser observado que a equação de Griffith é válida para trincas agudas com um raio em sua ponta na faixa de $(8/\pi)a_0$, visto que não seria razoável esperar que a tensão de fratura se aproximasse de zero quando o raio na ponta da trinca se tornasse infinitamente pequeno. Quando $\rho > (8/\pi)a_0$, a equação acima controlaria a condição de falha onde são envolvidos processos de deformação plástica.

Naquela época, Irwin estava considerando também a aplicação da relação de Griffith para o caso de materiais capazes de sofrer deformação plástica. Em vez de desenvolver uma relação explícita em termos de parâmetros consumidores de energia, Irwin escolheu o uso de um parâmetro representando fonte de energia (isto é, a energia elástica por unidade de aumento no comprimento da trinca $\partial U/\partial a$). Denotando $\partial U/\partial a$ como \mathcal{G} , Irwin mostrou que

$$\sigma = \sqrt{\frac{E\mathcal{G}}{\pi a}} \quad (3.8)$$

que é uma das mais importantes relações na literatura da Mecânica da Fratura. Comparando as equações de Orowan e Irwin, pode ser observado que

$$\mathcal{G} = 2(\gamma_s + \gamma_p) \quad (3.8)$$

No ponto de instabilidade, a taxa de liberação de energia elástica \mathcal{G} (também chamada de a força motriz para a propagação de uma trinca) atinge um valor crítico, \mathcal{G}_c , a partir do qual a fratura ocorre. Essa taxa crítica de liberação de energia elástica pode ser interpretada como um parâmetro do material e pode ser medida em laboratório com corpos de prova contendo trincas agudas.

3.4 Análise de tensões em trincas

Westergaard determinou a natureza das distribuições de tensões na ponta de uma trinca, utilizando uma análise de tensões baseada em conceitos da teoria da elasticidade.

Os campos de tensões circundando a ponta de uma trinca podem ser divididos em três modos principais de carregamento que envolvem deslocamentos diferentes das superfícies da trinca, mostrados na figura 3.4.

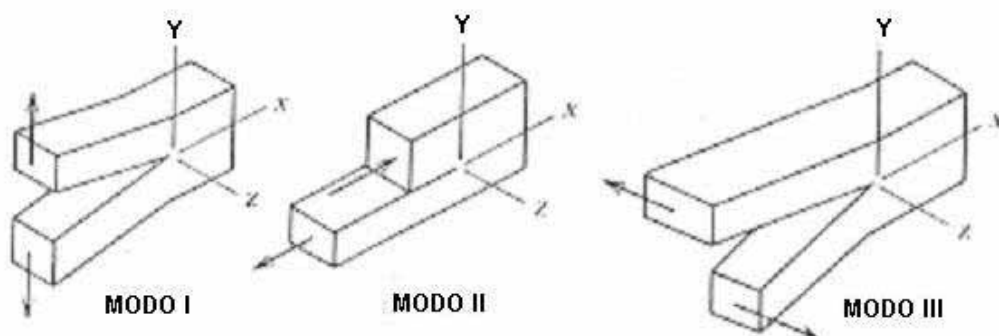


Figura 3.4 - Principais modos de carregamento envolvendo diferentes deslocamentos de superfícies de trincas.

O modo I de carregamento é encontrado na maioria dos casos e, portanto, apresenta um maior desenvolvimento nos métodos analíticos e experimentais que os outros modos de carregamento.

As tensões mostradas na figura 3.5 podem ser resolvidas através das equações abaixo:

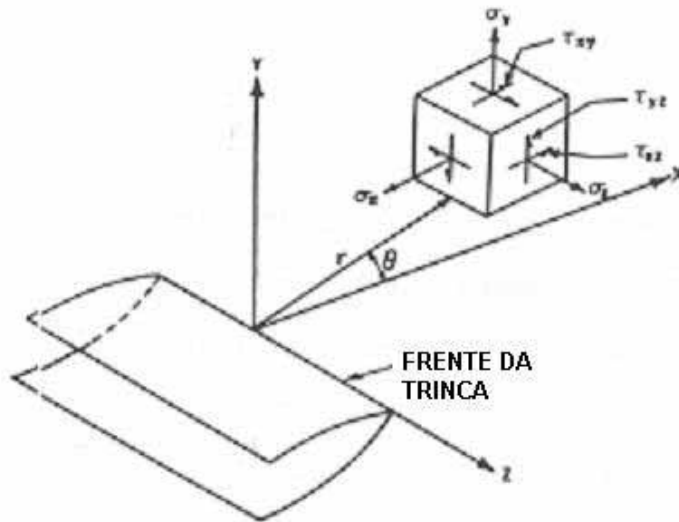


Figura 3.5 - Distribuição de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (3.9)$$

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (3.10)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (3.11)$$

$$\sigma_x = 0 \text{ (tensão plana)} \quad (3.12)$$

$$\sigma_x = \nu(\sigma_y + \sigma_z) \text{ (deformação plana)} \quad (3.13)$$

Pode ser observado nessas equações que as tensões locais poderiam crescer até atingir valores extremamente altos quando o raio r se aproximasse de zero, o que não acontece, porém, porque a

ponta da trinca sofre deformação plástica. A partir desse estágio, na zona plástica da ponta da trinca, as equações acima não são mais aplicáveis.

Uma característica importante dessas equações é o fato que a distribuição de tensões em torno de qualquer trinca em uma estrutura é similar e depende somente dos parâmetros r e θ . A diferença entre um componente trincado e outro reside na grandeza do parâmetro K do campo de tensões, definido como **fator de intensidade de tensões**. Essencialmente, K serve como um fator de escala para definir a magnitude do campo de tensões. Do desenvolvimento de Westergaard, pode ser deduzido que

$$K = f(\sigma, a) \quad (3.14)$$

onde a relação funcional depende da configuração do componente trincado e do modo de aplicação das cargas. Existem muitas funções para as diversas configurações de corpos de prova, estando disponíveis na literatura de Mecânica da Fratura. É importante comparar o fator de intensidade de tensões K e o fator de concentração de tensões K_t . Embora K_t leve em consideração variáveis geométricas, tamanho de trinca e raio na ponta da trinca, o fator de intensidade de tensões K incorpora ambos termos geométricos (o comprimento da trinca aparece explicitamente, enquanto que o raio na ponta da trinca é considerado muito pequeno) e nível de tensões. Dessa forma, o fator de intensidade de tensões incorpora mais informações do que o fator de concentração de tensões.

Se o fator de intensidade de tensões de uma determinada amostra é conhecido, então é possível determinar o máximo fator de intensidade de tensões que causaria falha. Esse valor crítico K_c é descrito na literatura como a **tenacidade à fratura do material**.

Uma analogia interessante pode ser feita entre tensão e resistência, e fator de intensidade de tensões e tenacidade à fratura. Um componente pode sofrer muitos níveis de tensões. Porém, existe um único nível de tensões que produz deformação plástica permanente,

que é a tensão limite de escoamento, bem como um único nível de tensões que causa fratura, que é a tensão limite de resistência. Da mesma forma, o fator de intensidade de tensões na ponta de uma trinca pode variar com o nível de carregamento aplicado e com o comprimento da trinca. Porém, existe um único nível de intensidade de tensões que causa a fratura, que é o nível crítico de intensidade de tensões, definido como tenacidade à fratura. Portanto, a tensão está para a resistência mecânica assim como o fator de intensidade de tensões está para a tenacidade à fratura.

3.5 Restrição à deformação plástica

À frente da ponta de uma trinca aguda, existe uma restrição lateral à deformação plástica, que aumenta com o aumento da espessura da placa. Essa restrição pode ser descrita como uma inibição do escoamento plástico devido à triaxialidade de tensões. O grau de inibição é diretamente relacionado ao grau de triaxialidade, isto é, o grau ao qual as tensões σ_x e σ_z aproximam-se do valor da tensão σ_y . Se as três tensões de referência forem iguais, teremos a restrição absoluta, de modo que não haverá escoamento plástico. Essa condição não é atingida porque o sistema de tensões resulta em um valor maior para σ_y e por isso o escoamento flui na direção de carregamento.

A figura 3.6 ilustra que a introdução de um entalhe causa uma elevação da curva de escoamento devido à triaxialidade de tensões e a figura 3.7 ilustra o efeito do aumento da espessura, que causa um aumento de triaxialidade devido a um aumento nas tensões de reação na direção z . Pode-se dizer, então, que um aumento no tamanho da frente da trinca causa um aumento na restrição ao escoamento plástico.

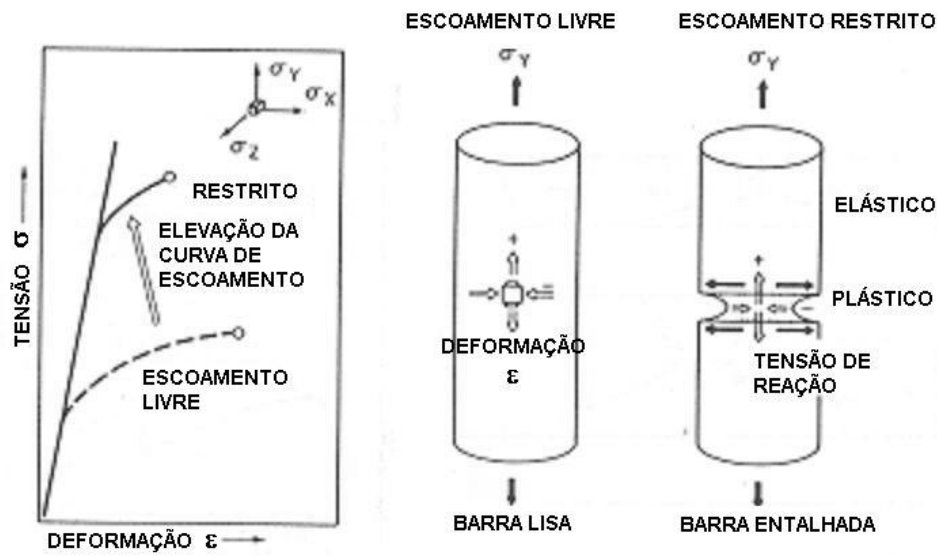


Figura 3.6 - Origens dos efeitos da restrição ao escoamento plástico

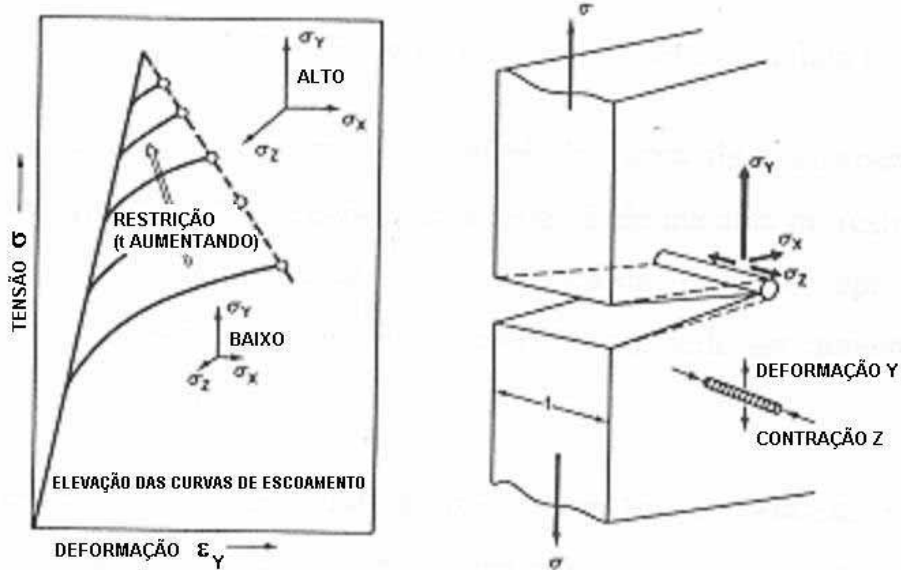


Figura 3.7 - Condições de restrição plástica para trincas vazantes

Um modelo mais generalizado de efeitos de tamanho de frente de trinca para trincas vazantes é apresentado na figura 3.8.

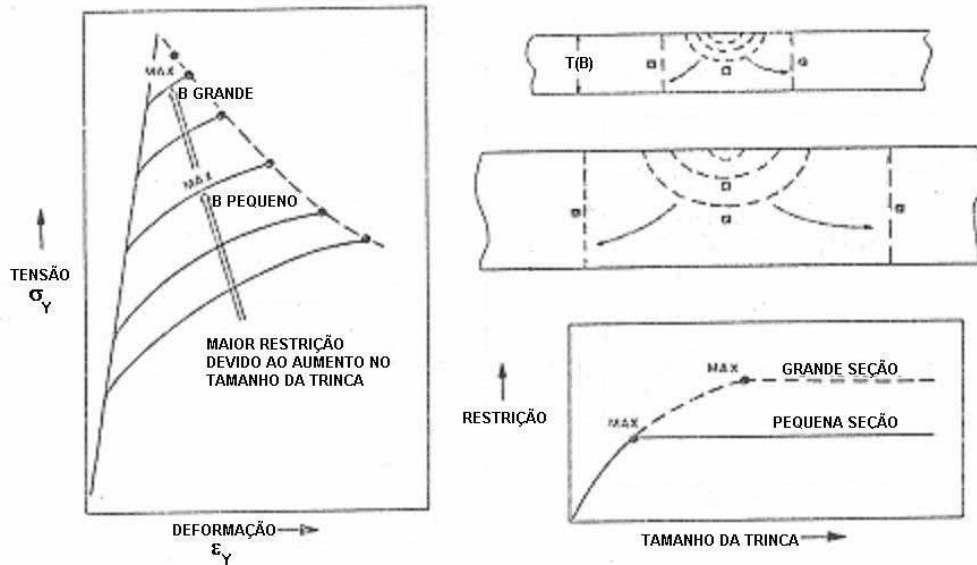


Figura 3.8 - Capacidade máxima de restrição plástica para uma trinca vazante

Está indicado que há um aumento no nível da curva de escoamento (e portanto na restrição) até um nível limite que representa a capacidade máxima de restrição de uma trinca vazante. Esse limite é atingido quando as dimensões da trinca são aproximadamente duas vezes a espessura da peça. A partir daí, a restrição só pode ser aumentada mediante um aumento na espessura da peça.

Isso pode explicar o uso de corpos de prova com trincas vazantes, visto que estes são projetados para medir a resistência de um material, com uma determinada espessura, à propagação de uma trinca (fratura), sob condições de máxima restrição. A razão é que o grau mínimo de comportamento dúctil que pode ser obtido para um material é aquele relacionado com a máxima condição de restrição ao escoamento plástico. Desse modo, a resistência à fratura do material para esse nível de máxima restrição torna-se independente de aumentos posteriores no tamanho da trinca, o que é muito interessante em aplicações de Engenharia.

A figura 3.9 mostra a base para o projeto de corpos de prova de fratura, caracterizando trincas de máxima restrição.

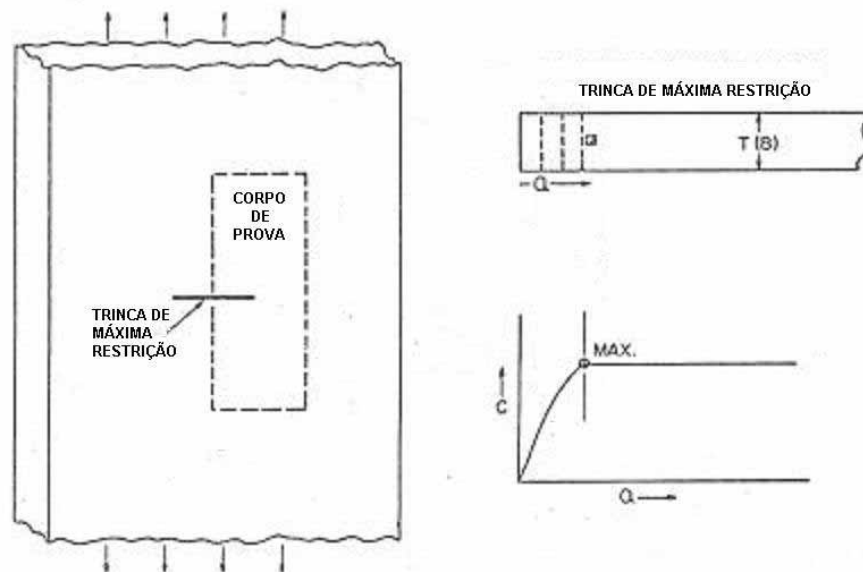


Figura 3.9 - Base para o projeto de corpos de prova de fratura

A figura 3.10 mostra um fenômeno, definido por Pellini como relaxação da restrição. Para discutirmos relaxação da restrição, é necessário considerarmos a acuidade da trinca. A trinca natural em uma estrutura e a de um corpo de prova devem ser equivalentemente agudas. O arredondamento da ponta da trinca diminui a restrição e o desenvolvimento de escoamento plástico na ponta de uma trinca causa algum grau de arredondamento durante o carregamento. Um material frágil praticamente não apresenta embotamento da ponta da trinca, e esse comportamento é conhecido como “fratura sob condições de restrição sob deformação plana”. Contudo, para um material dúctil, que resiste a uma fratura precoce, o aumento na deformação plástica resulta em um significativo embotamento da ponta da trinca. Como resultado, o limite (capacidade) de restrição sob deformação plana imposto pelo sistema é excedido. Os efeitos são sinérgicos, onde o embotamento da trinca causa relaxação da restrição (excedendo o limite de restrição), que aumenta o escoamento plástico, levando a um embotamento adicional e assim por diante, até um estado final de fratura em excesso de condições de deformação plana.

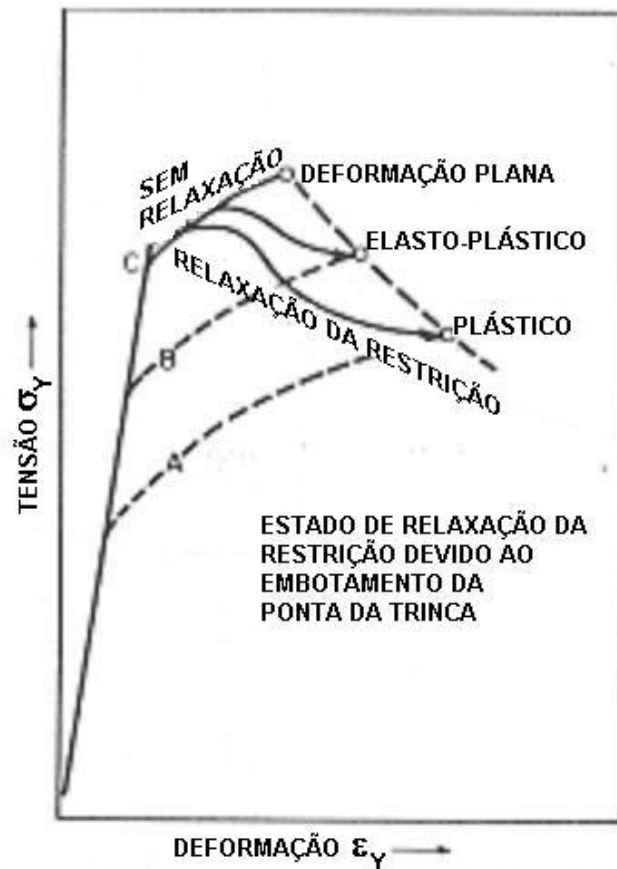


Figura 3.10 - Relaxação da restrição devido ao embotamento da ponta da trinca

3.6 Equações básicas

A interação das propriedades do material, como a tenacidade à fratura, com a tensão de projeto e com o tamanho da trinca controla as condições para a fratura em um componente. Por exemplo, para uma placa infinitamente grande, mostrada na figura 3.11, a condição de fratura seria

$$K = K_c = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3.15)$$

onde K_c está relacionado com a seleção do material, σ com a tensão de projeto e a com o tamanho admissível de defeito.

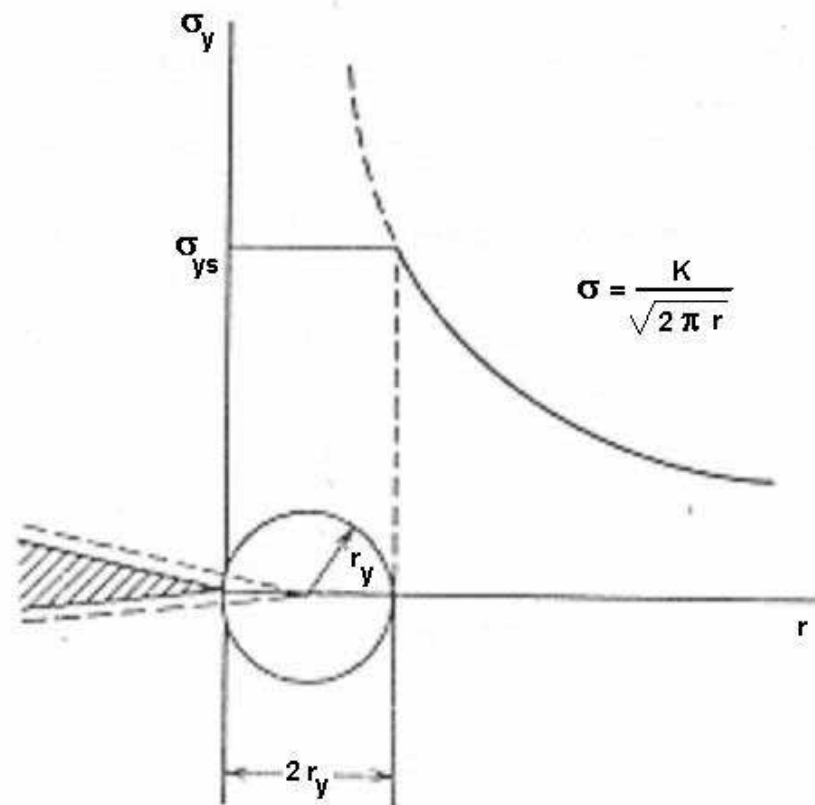


Figura 3.11 - Deformação plástica na ponta de uma trinca

Um rearranjo das equações anteriores leva a

$$K = \sqrt{E\mathcal{G}} \quad (\text{tensão plana}) \quad (3.16)$$

$$K = \sqrt{\frac{E\mathcal{G}}{1-\nu^2}} \quad (\text{deformação plana}) \quad (3.17)$$

Essa relação entre K e \mathcal{G} não é meramente ao acaso, mas pode ser validada baseada em uma análise creditada a Irwin. Resolvendo as equações acima para \mathcal{G} , teremos

$$\mathcal{G} = \frac{K^2}{E} \quad (\text{tensão plana}) \quad (3.18)$$

$$G = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (\text{deformação plana}) \quad (3.19)$$

Como era de se esperar, desenvolve-se uma região de plasticidade próxima à ponta da trinca sempre que as tensões descritas nas equações excederem a tensão limite de escoamento do material. Uma estimativa do tamanho dessa zona pode ser obtida da seguinte maneira. Primeiramente, considere as tensões atuando diretamente à frente da trinca, onde $\theta = 0$. Como é mostrado na figura 3.12, a tensão elástica $\sigma_y = K / \sqrt{2\pi r}$ excederá a tensão limite de escoamento a alguma distância r da ponta da trinca. Fazendo $\sigma_y = \sigma_{LE}$, teremos, no contorno elasto-plástico,

$$\sigma_{LE} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \quad (3.20)$$

e o tamanho da zona plástica é estimado como $K^2 / (2\pi\sigma_{LE}^2)$. A presença da região plástica faz com que o material se comporte como se a trinca fosse ligeiramente maior que o tamanho real. Esse comprimento de trinca “aparente” é considerado como o comprimento real da trinca somado a alguma fração do diâmetro da zona plástica. Como primeira aproximação, Irwin estimou essa fração como igual ao raio da zona plástica. De fato, o diâmetro da zona plástica é um pouco maior que $K^2 / (2\pi\sigma_{LE}^2)$, como um resultado de redistribuições de cargas em torno da zona plástica e é estimado como o dobro desse valor. Portanto,

$$r_y \approx \frac{1}{2\pi} \frac{K^2}{\sigma_{LE}^2} \quad (\text{tensão plana}) \quad (3.21)$$

Para condições de deformação plana, onde o campo de tensões triaxiais restringe o tamanho da zona plástica, o raio da zona plástica torna-se menor, sendo estimado como

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \frac{K^2}{\sigma_{LE}^2} \quad (\text{deformação plana}) \quad (3.22)$$

Para o caso mais geral, onde σ_x , σ_y e σ_z são descritos em termos de r e θ , pode ser mostrado que

$$r_y = \left(\frac{K^2}{2\pi\sigma_{LE}^2} \right) \cos^2 \frac{\theta}{2} \left(1 + 3\sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (\text{tensão plana}) \quad (3.23)$$

onde a zona plástica toma a forma mostrada na figura 3.12.

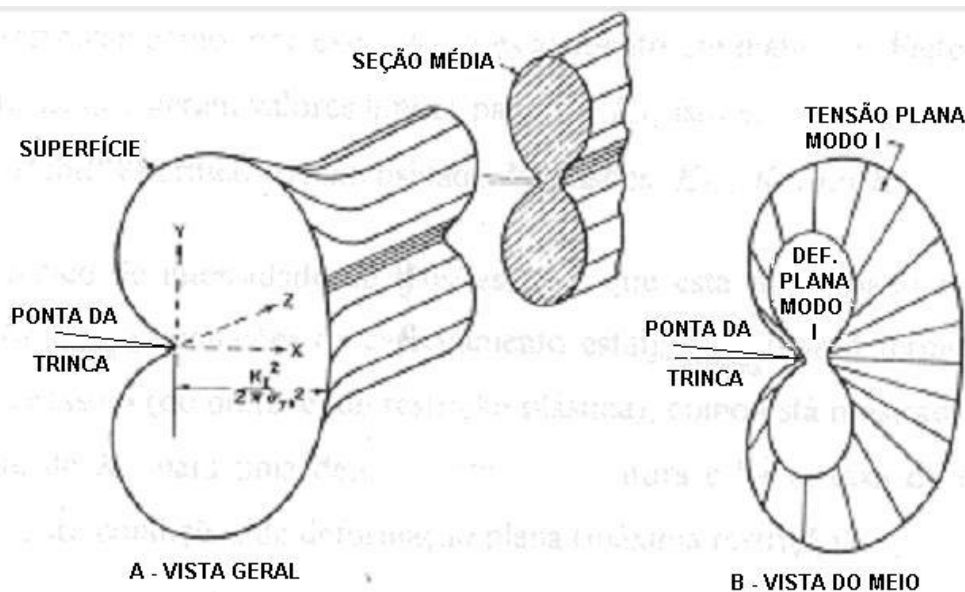


Figura 3.12 - Zona plástica na ponta de uma trinca

3.7 O ensaio de K_{Ic}

3.7.1 Considerações iniciais de projeto

A premissa básica da MFLE é que a propagação instável de uma descontinuidade existente ocorrerá somente quando o valor de K_I atingir um valor crítico denominado K_{Ic} . O K_{Ic} , geralmente chamado de tenacidade à fratura do material, é uma propriedade do material dependente da temperatura e da taxa de carregamento. A implementação do conceito de Mecânica da Fratura como um item de controle de projeto consiste em duas etapas essenciais:

- determinação das propriedades de K_{Ic} do material, usando corpos de prova e condições adequados;
- determinação do tamanho de trinca real no componente e cálculo do valor limite de tensão que manterá o valor de K_I do componente menor que K_{Ic} . Pode ser aplicado um fator de segurança à tensão e pode também ser incorporada uma margem de segurança ao tamanho do defeito, escolhendo-se um tamanho de defeito de referência consideravelmente maior que o tamanho do defeito real. Existe, como já foi visto anteriormente, uma relação entre a tenacidade à fratura, a tensão nominal de fratura e o tamanho do defeito.

Como os materiais são sensíveis à triaxialidade, existe um efeito de tamanho em estruturas reais quando o estado de tensões muda de estado plano de tensões para estado plano de deformação em estruturas pesadas. Quando consideramos materiais estruturais reais, existem certas características como, por exemplo, o escoamento em materiais dúcteis ou a fratura em materiais frágeis, que geram valores limites para σ e K_I , isto é, a tensão limite de escoamento, σ_{LE} e diversos fatores críticos de intensidade de tensões, K_{Ic} , K_{Ia} ou K_c .

O fator crítico de intensidade de tensões, K_c , que está relacionado com o crescimento instável da trinca sob condições de carregamento estático em uma determinada temperatura, depende da espessura (ou do nível de restrição plástica), como está mostrado na figura 3.13. O valor limite de K_c para uma determinada temperatura e baixa taxa de carregamento é o valor de K_{Ic} , para condições de deformação plana (máxima restrição).

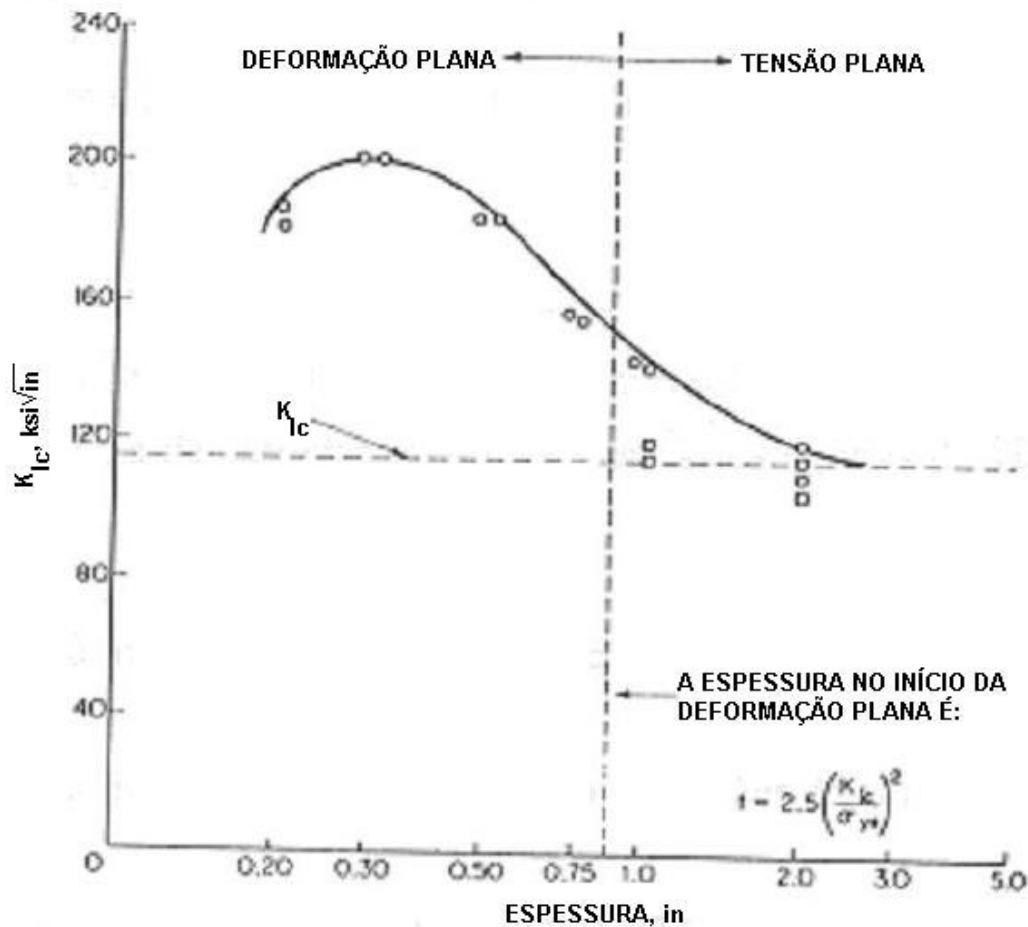


Figura 3.13 - Variação de K_{Ic} com a espessura

Portanto, por definição, K_I e K_{Ic} referem-se à condição de deformação plana. Como o estado de tensões influencia as condições de escoamento, esse efeito de tamanho está intimamente relacionado com as restrições de plasticidade mencionadas abaixo.

O conceito de Mecânica da Fratura é obtido para uma trinca aguda tendo uma ponta com raio nulo. Isso significa que todos os defeitos que possam existir no componente são tratados como trincas agudas e que um dos requisitos para um corpo de prova adequado para a determinação de K_{Ic} é possuir uma trinca aguda.

Outra limitação provém da consideração de comportamento linear elástico das tensões, inclusive a região em torno da ponta da trinca. Praticamente, isso significa que a análise de tensões é precisa

na medida em que a zona plástica na ponta da trinca permanece pequena e é circundada por uma grande região elástica. Pode ser feita uma correção aproximada para essa condição de plasticidade limitada através do método conhecido como “correção do tamanho da zona plástica”, mas esse conceito não se aplica a condições de falhas que envolvam escoamento generalizado.

A restrição de plasticidade limitada também significa que as determinações de valores de K_{Ic} devem ser conduzidas com corpos de prova que sejam suficientemente grandes para evitar complicações com plasticidade em larga escala. Somente os valores considerados válidos podem ser chamados de propriedades de tenacidade à fratura do material sob condições de deformação plana (K_{Ic}).

Como já foi citado, no caso de aços estruturais e aços carbono, as propriedades de tenacidade à fratura são dependentes da temperatura e da taxa de carregamento impostas ao defeito. O efeito da taxa de carregamento leva a várias categorias de valores de tenacidade à fratura:

- K_{Ic} = tenacidade à fratura estática obtida sob condições de baixas taxas de carregamento
- K_{Id} = tenacidade à fratura dinâmica obtida sob condições de altas taxas de carregamento
- K_{Ia} = tenacidade à fratura de travamento da trinca obtida a partir do valor de K_I sob condições onde uma fratura propagando-se rapidamente é travada dentro de um corpo de prova

Em aços estruturais, a experiência mostra que K_{Id} e K_{Ia} são menores que K_{Ic} . Define-se um valor de K_{IR} , o valor de referência de tenacidade à fratura, que representa o menor valor obtido de K_{Id} , K_{Ia} e K_{Ic} para um determinado material.

Estudos experimentais mostram a variação de K_{IR} com a temperatura, válido para aços carbono e ligados com limite de escoamento baixo e intermediário, conforme pode ser observado na figura 3.14.

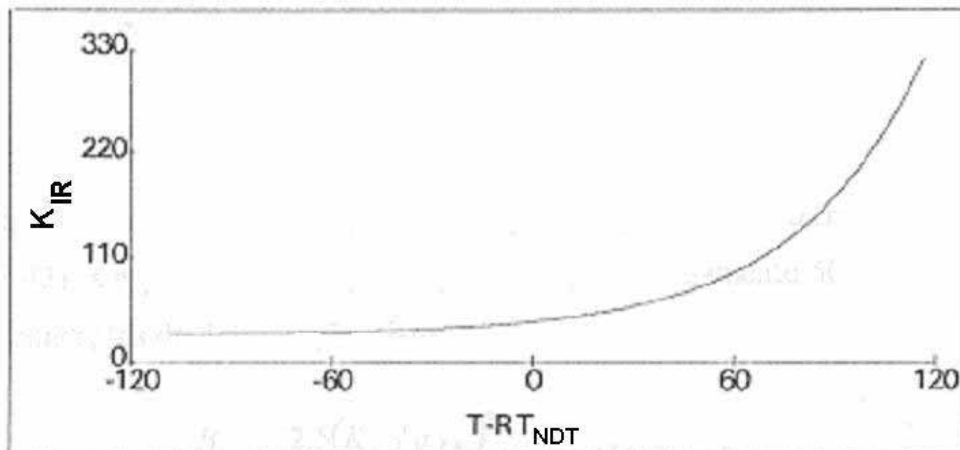


Figura 3.14 - Variação de K_{IR} com a temperatura

K_{IR} exibe um aumento sensível na faixa de temperatura de transição. Estudos analíticos e correlações indicam que essa faixa de temperatura pode ser relacionada com a temperatura de transição determinada por ensaios de impacto Charpy ou Pellini. Um exemplo dessas correlações é a constante do Artigo G-2000 do Código ASME

$$K_{IR} = 26,78 + 1,233 \exp[0,0145(T - RT_{NDT} + 160)] \quad (3.24)$$

onde T é medido em $^{\circ}\text{F}$ e K_{IR} é calculado em $\text{ksi} \sqrt{\text{in}}$.

3.7.2 Requisitos de tamanho do corpo de prova

Ao estabelecer os requisitos de tamanho do corpo de prova para ensaios de K_{Ic} , as dimensões do corpo de prova devem ser suficientemente grandes quando comparadas com o tamanho da zona plástica, r_y , de tal maneira que quaisquer efeitos da zona plástica na análise de K_I podem ser desprezados. As dimensões pertinentes para corpos de prova do tipo placa para testes de K_{Ic} são o comprimento da trinca (a), a espessura (B) e o ligamento remanescente ($b=W-a$), onde W é a largura. Exaustivos trabalhos experimentais mostraram que os requisitos mínimos de tamanho do corpo de prova para garantir o comportamento elástico sob condições de deformação plana são os citados abaixo:

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (3.25)$$

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (3.26)$$

$$W \geq 5,0 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (3.27)$$

O seguinte cálculo mostra que, para os corpos de prova satisfazendo aos requisitos das equações acima, a espessura do corpo de prova é aproximadamente 50 vezes o raio da zona plástica sob condições de deformação plana:

$$\frac{B}{r_y} \approx \frac{2,5(K_{Ic} / \sigma_{LE})^2}{(1/6\pi)(K_{Ic} / \sigma_{LE})^2} \approx 2,5(6\pi) \approx 47 \quad (3.28)$$

Dessa maneira, o requisito de que a zona plástica esteja contida em um campo de tensões elásticas parece estar atendido. No entanto, deve ser observado que, antes que o corpo de prova seja usinado, o valor de K_{Ic} a ser obtido deve ser conhecido ou, pelo menos, estimado. Para assegurar o atendimento dos requisitos de dimensões do corpo de prova, deve-se usar uma espessura tão grande quanto possível, como, por exemplo, uma espessura igual à das peças utilizadas na estrutura considerada.

3.7.3 Procedimento de ensaio K_{Ic}

3.7.3.1 Corpos de prova

O procedimento de ensaio K_{Ic} descrito a seguir é baseado na especificação ASTM E399. O primeiro passo para executar um ensaio de K_{Ic} é determinar as dimensões críticas do corpo de prova, conforme descrito nas equações anteriores. Caso não se tenha disponível o valor de K_{Ic} na literatura, deve-se estimá-lo.

O segundo passo é a seleção do corpo de prova, dentre os vários tipos disponíveis, mostrados nas figuras 3.15 a 3.18.

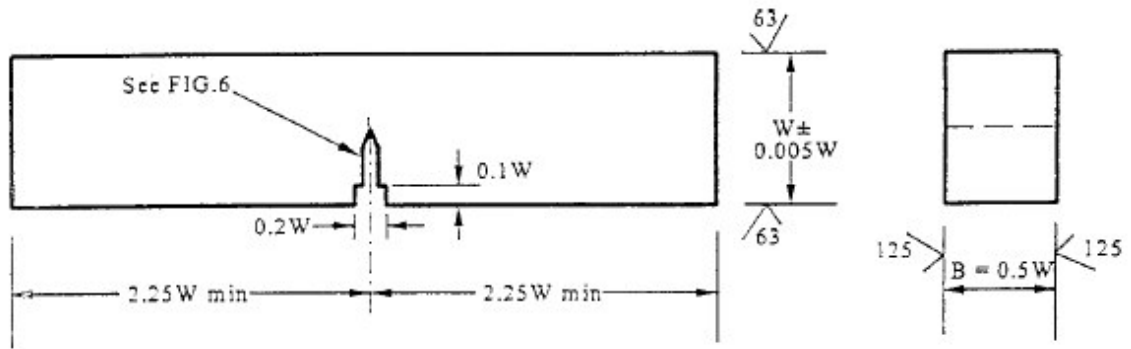


Figura 3.15 - Corpo de prova de dobramento em três apoios [SE(B)]

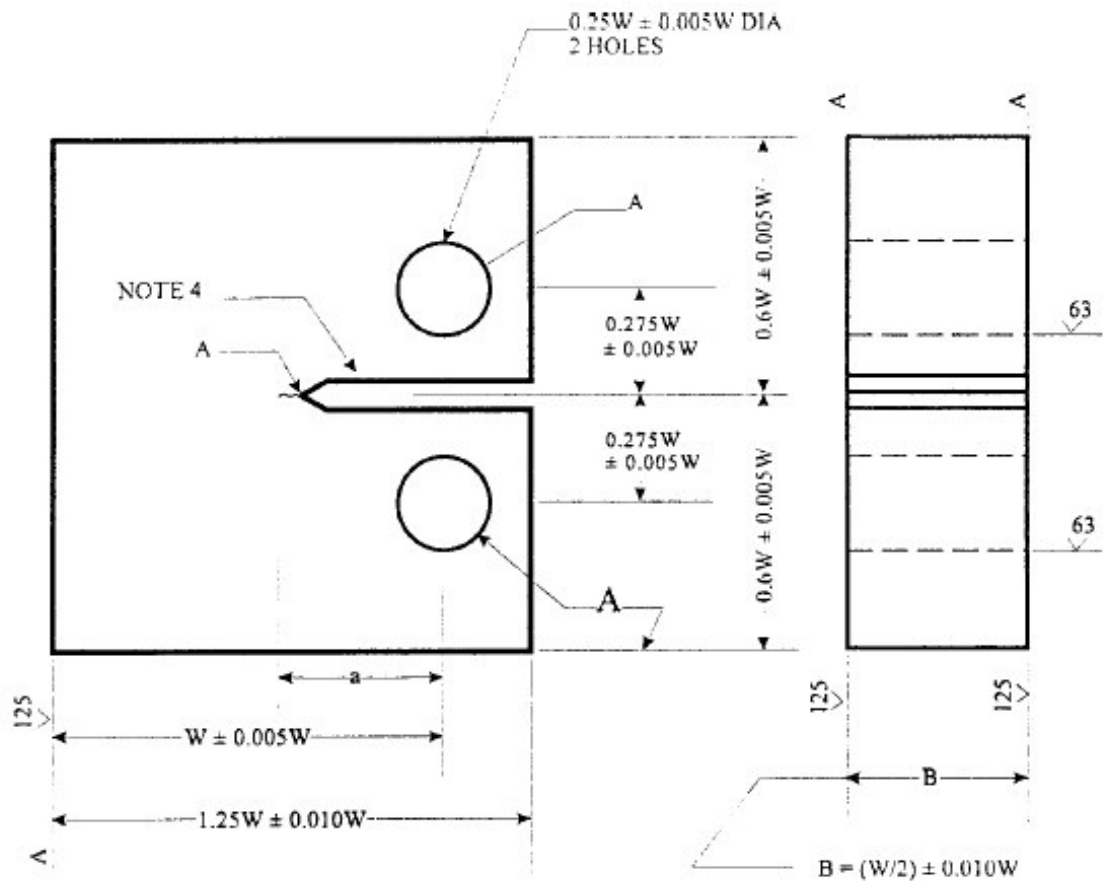


Figura 3.16 - Corpo de prova compacto [C(T)]

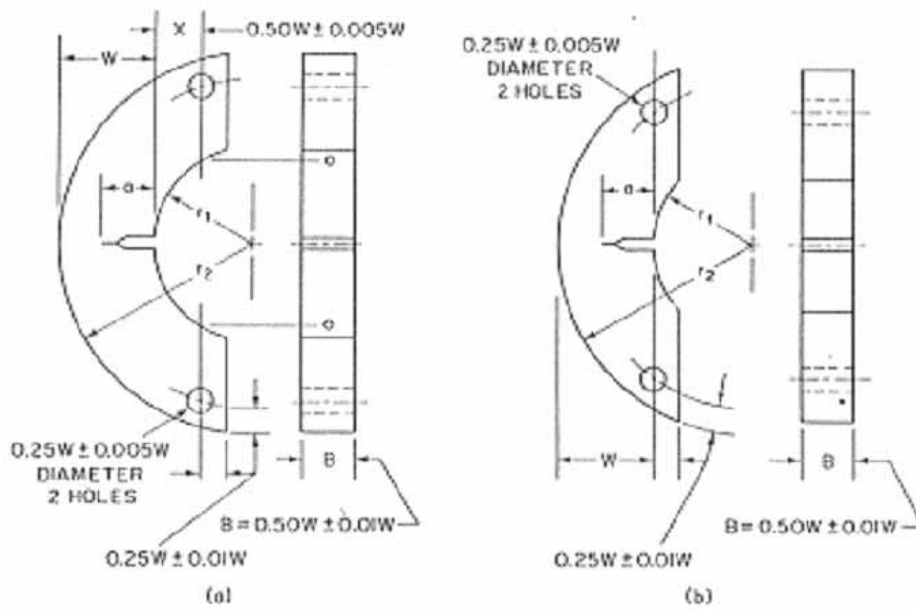


Figura 3.17 - Corpo de prova em forma de arco

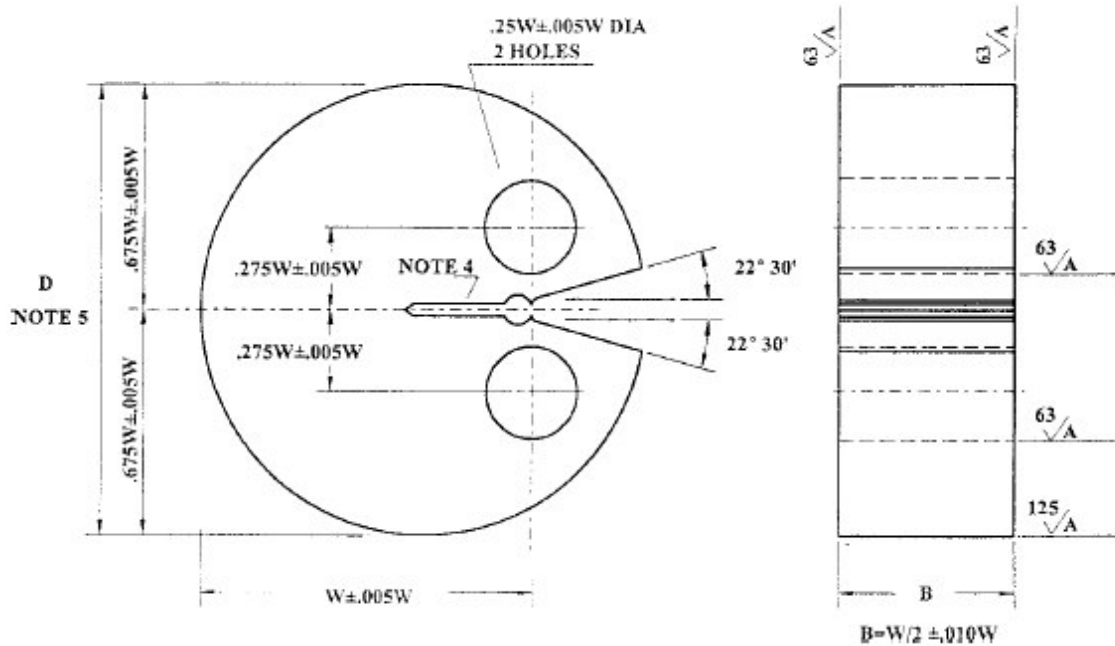


Figura 3.18 - Corpo de prova compacto em forma de disco

Os corpos de prova de dobramento em três apoios [SE(B)] e compacto [C(T)] são os mais utilizados. O corpo de prova em forma de arco é geralmente usado para geometrias cilíndricas como, por exemplo, vasos de pressão e tubulações. O corpo de prova compacto

em forma de disco pode ser usado em corpos de prova usinados a partir de *blanks* circulares.

3.7.3.2 Pré-trinca de fadiga

A profundidade do entalhe deve ser de, no máximo, $0,45 W$, de tal modo que a trinca possa ser estendida por fadiga até aproximadamente $0,45 W$. É importante notar que as dimensões a_0 e W são conseqüência de uma escolha anterior da espessura, B .

O objetivo de entalhar o corpo de prova é simular um plano de trinca ideal com um raio essencialmente nulo, para seguir as considerações assumidas na análise de K_I . Como a trinca de fadiga é considerada a mais aguda que se pode conseguir em um laboratório, o entalhe usinado é estendido por fadiga. A trinca de fadiga deve ser propagada pelo menos $0,05 W$ à frente do entalhe usinado para eliminar quaisquer efeitos de geometria ou encruamento do entalhe. Alguns exemplos de entalhe usinado são mostrados na figura 3.19. O entalhe em *chevron* tem várias vantagens comparado com o entalhe em linha reta, porque mantém a trinca plana e assegura que ela se estenda bem além da raiz do entalhe ($0,05 W$). Além disso, a usinagem do entalhe em *chevron* é mais simples, pois pode ser executada por uma operação de aplainamento, enquanto que o entalhe em linha reta deve ser usinado por fresamento ou por eletro-erosão, para produzir um raio de fundo o mais agudo e o mais uniforme possível. Para corpos de prova de juntas soldadas, o entalhe *chevron* é altamente recomendável, principalmente em soldas sem alívio de tensões.

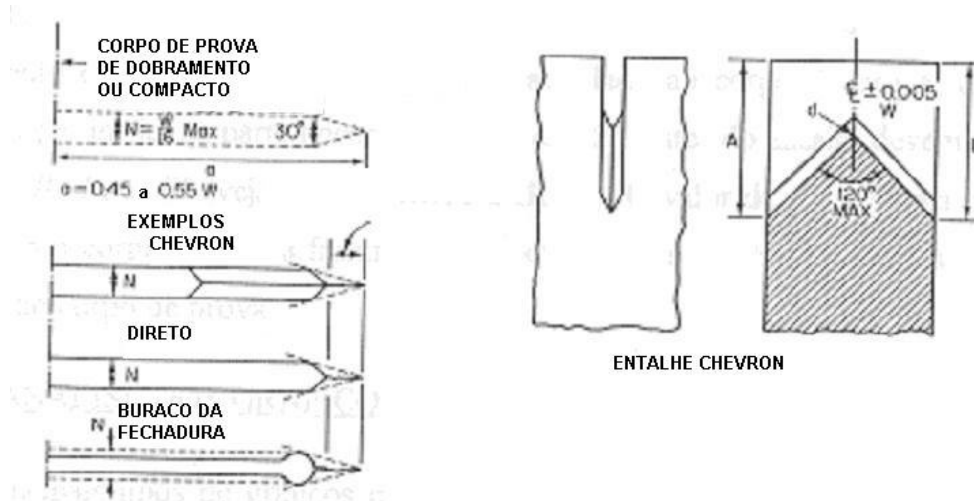


Figura 3.19 - Geometria do entalhe para corpos de prova de K_I

Para garantir que o tamanho da zona plástica durante o ciclo final de fadiga é menor que o tamanho da zona plástica durante o ensaio real de K_{Ic} , os últimos 2,5% do comprimento total do entalhe usinado mais a trinca de fadiga devem ser carregados com um nível máximo de fator de intensidade de tensões dado por $K_{f\text{máx}} / E \leq 0,002^{1/2}$. O valor de $K_{f\text{máx}}$ é calculado com a equação utilizada para o cálculo de K_Q , que será mostrada posteriormente. K_Q é um valor condicional para o cálculo de K_{Ic} , baseado nos resultados do ensaio. $K_{f\text{máx}}$ não deve exceder 60% do valor de K_Q obtido do ensaio.

O trincamento por fadiga deve ser considerado como um tipo especial de operação de usinagem, porque as trincas produzidas com altos níveis de $K_{f\text{máx}}$ podem afetar significativamente os testes subsequentes. O controle do tamanho da zona plástica durante o trincamento de fadiga é particularmente importante quando o trincamento é executado à temperatura ambiente e o teste real de K_{Ic} é conduzido a temperaturas mais baixas. Nesse caso, $K_{f\text{máx}}$ à temperatura ambiente deve ser mantido a valores muito baixos, de tal maneira que o tamanho da zona plástica correspondente ao valor de K_Q obtido a baixas temperaturas seja menor que o tamanho da zona plástica correspondente ao valor de $K_{f\text{máx}}$ à temperatura ambiente.

3.7.3.3 Execução do ensaio K_{Ic}

A taxa de carregamento do corpo de prova deve ser tal que a taxa de aumento do fator de intensidade de tensões, K_I , permaneça na faixa entre 30 e 150 ksi $\sqrt{\text{in}}$ /min (0,55 a 2,75 MPa $\sqrt{\text{m}}$ /seg). O detalhamento do cálculo da taxa para cada corpo de prova pode ser encontrado na especificação ASTM E399. O registro do ensaio, um gráfico carga versus deslocamento da abertura de um *clip-gage* acoplado ao corpo de prova, deve apresentar uma inclinação inicial na parte linear entre 0,7 e 1,5. Antes do ensaio, devem ser medidos os valores de B , S , e W (veja figuras 3.16 a 3.19). O valor de a_0 deve ser medido após o ensaio, com o corpo de prova fraturado, em nove pontos igualmente espaçados ao longo da espessura do corpo de prova.

3.7.3.4 Análise dos gráficos carga versus deslocamento

Os principais tipos de gráficos carga-deslocamento estão apresentados na figura 3.20, que mostra que pode ocorrer um comportamento bem variável para os diversos materiais estruturais.

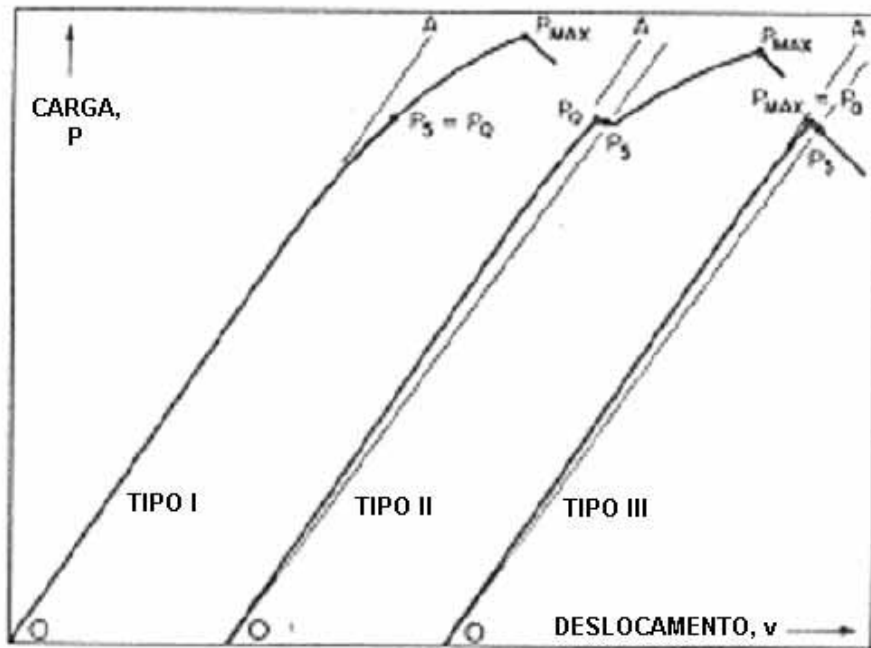


Figura 3.20 - Tipos de curvas carga-deslocamento em um ensaio de K_{Ic}

Para determinar se foi obtido um valor válido de K_{Ic} , isto é, que as restrições inerentes às condições de deformação plana foram satisfeitas, é necessário primeiro calcular um valor condicional, K_Q , que envolve uma construção geométrica no registro de teste. Então, determina-se se o valor de K_Q é consistente com o tamanho do corpo de prova e com sua tensão limite de escoamento, devendo atender às seguintes condições:

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (3.29)$$

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (3.30)$$

$$W \geq 5,0 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (3.31)$$

Caso o valor de K_Q satisfaça a esses requisitos e aos subsequentes, então $K_Q = K_{Ic}$. Senão, o teste é considerado inválido e, embora o valor de K_Q possa ser usado para estimar a tenacidade à fratura de um material, não é um valor válido conforme o padrão ASTM.

Como pode ser notado na figura 3.20, traça-se um prolongamento OA à parte linear da curva carga-deslocamento e localiza-se o valor da carga máxima atingida durante o ensaio, $P_{máx}$. Traça-se uma secante OP_5 , com uma inclinação de 5% menor que a inclinação de OA , onde o ponto P_5 é a interseção dessa secante com a curva carga-deslocamento. Uma leve não-linearidade no início do ensaio deve ser desconsiderada. O valor de P_Q , a carga utilizada para calcular K_Q , deve ser considerado como a maior carga encontrada na curva carga-deslocamento até o ponto P_5 . A figura 3.20 ilustra, para os diversos tipos de gráfico, como determinar o valor de P_Q . Se $P_{máx}/P_Q$ for maior que 1,10, o ensaio não é válido, porque é possível que K_Q não seja representativo de K_{Ic} .

3.7.3.5 Cálculo do valor de K_Q

Após a determinação de P_Q , o valor de K_Q pode ser calculado, para o corpo de prova [SE(B)], usando a seguinte equação:

$$K_Q = \frac{P_Q S}{BW^{3/2}} \cdot f(a_0/W) \quad (3.32)$$

onde S é a distância entre os roletes, centro a centro, e $f(a_0/W)$ está tabulado na tabela 3.1.

a_0/W	$f(a_0/W)$	a_0/W	$f(a_0/W)$
0.450	2.29	0.500	2.66
0.455	2.32	0.505	2.70
0.460	2.35	0.510	2.75
0.465	2.39	0.515	2.79
0.470	2.43	0.520	2.84
0.475	2.46	0.525	2.89
0.480	2.50	0.530	2.94
0.485	2.54	0.535	2.99
0.490	2.58	0.540	3.04
0.495	2.62	0.545	3.09
		0.550	3.14

Tabela 3.1 - Valores de $f(a_0/W)$ para o corpo de prova [SE(B)]

Para o corpo de prova [C(T)], a equação para o cálculo de K_Q é a seguinte:

$$K_Q = \frac{P_Q}{BW^{1/2}} \cdot f(a_0/W) \quad (3.33)$$

onde $f(a_0/W)$ está tabulado na tabela 3.2.

a_0/W	$f(a_0/W)$	a_0/W	$f(a_0/W)$
0.450	8.34	0.500	9.66
0.455	8.46	0.505	9.81
0.460	8.58	0.510	9.96
0.465	8.70	0.515	10.12
0.470	8.83	0.520	10.29
0.475	8.96	0.525	10.45
0.480	9.09	0.530	10.63
0.485	9.23	0.535	10.80
0.490	9.37	0.540	10.98
0.495	9.51	0.545	11.17
		0.550	11.36

Tabela 3.2 - Valores de $f(a_0/W)$ para o corpo de prova [C(T)]

Uma nota importante refere-se ao uso de unidades: para obter-se um valor de K_Q em unidades de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, deve-se usar P_Q em unidades de kN e as demais medidas de comprimento, W , B , a_0 e S (no caso de corpos de prova de dobramento em três apoios) em unidades de cm.

3.7.4 Ensaios dinâmicos de K_I

Para alguns materiais estruturais, particularmente aços estruturais de baixa resistência, ocorre uma mudança contínua na tenacidade à fratura com o aumento da taxa de carregamento, como é mostrado na figura 3.21. A taxa de mudança de K_I em relação ao tempo, \dot{K} , é dada em unidades de $\text{ksi}\sqrt{\text{in}}/\text{seg}$. Baixas taxas de carregamento correspondem a um valor da ordem de $1 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}/\text{seg}$, que é a utilizada para ensaios de K_{Ic} . Ensaios executados a altas taxas de carregamento, da ordem de $105 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}/\text{seg}$, resultam em valores de K_{Id} ou K_{Ia} , cujos ensaios não serão abordados nesse texto.

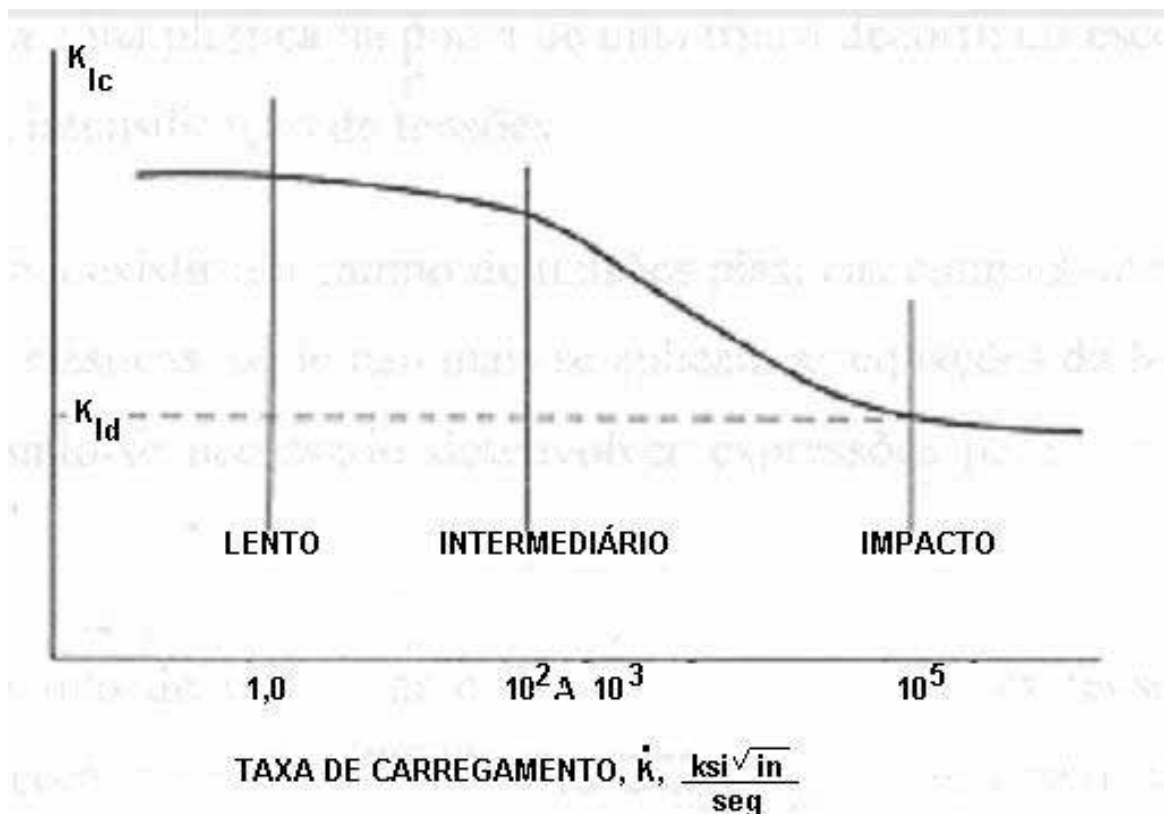


Figura 3.21 - Efeito da taxa de carregamento em K_{Ic}

4. MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA (MFEP)

4.1 O método *CTOD*

4.1.1 Definições de *CTOD*

O termo *CTOD*, que é a abreviatura da expressão inglesa *crack tip opening displacement*, representa a distância entre as duas superfícies da trinca, medida na ponta da trinca.

Diferentemente da Mecânica da Fratura Linear Elástica, a presença de uma zona plástica de tamanho significativo na ponta de uma trinca permite que as duas superfícies se separem sem haver crescimento da trinca.

É de se esperar que, para haver crescimento de uma trinca, seja necessário que a abertura na ponta da trinca (*CTOD*) atinja um valor crítico, dependente do material, da temperatura, da taxa de deformação (para materiais sensíveis a este parâmetro) e do estado de tensões reinante na ponta da trinca.

O valor crítico de *CTOD*, dependendo do critério de falha que se utilize, pode ser interpretado como o *CTOD* de início de propagação estável da trinca (*CTOD* de iniciação), ou o *CTOD* de início de propagação instável da trinca, ou o *CTOD* de carga máxima.

4.1.2 Curvas de projeto de *CTOD*

A presença de uma zona plástica na ponta de uma trinca decorre do escoamento localizado nesta região, devido à intensificação de tensões.

Desta forma, passa a existir um campo de tensões plásticas completamente circundado por um campo de tensões elásticas, onde não mais se aplicam as equações da Mecânica da Fratura Linear Elástica, tornando-se necessário desenvolver expressões para o cálculo do valor de *CTOD*.

Wells, com o objetivo de relacionar o valor de *CTOD* com as

trinca real e utilizando a expressão de Irwin para o afastamento entre as superfícies da trinca em materiais elásticos, ($\eta = 2\sigma\sqrt{a^2 - x^2} / E$, $x < a$), Wells chegou às seguintes expressões:

$$\frac{2\pi e_{LE} a}{\delta} = 2 \left(\frac{\sigma_{LE}}{\sigma} \right)^2 - 1 \quad (4.1)$$

e

$$\frac{2\pi e_{LE} a}{\delta} = \frac{e_{LE}}{e} \quad (4.2)$$

respectivamente, para escoamento localizado ($\sigma < \sigma_{LE}$) e escoamento generalizado ($e > e_{LE}$).

A partir deste modelo, Wells idealizou a Curva de Projeto mostrada na figura 4.2, cujo objetivo básico é determinar o tamanho máximo de defeito tolerável em uma estrutura soldada. Com esta Curva de Projeto, Wells estabeleceu o conceito de *CTOD* adimensional ϕ , definido como:

$$\phi = \frac{\delta}{2\pi e_{LE} a} = \frac{E\delta}{2\pi\sigma_{LE} a} \quad (4.3)$$

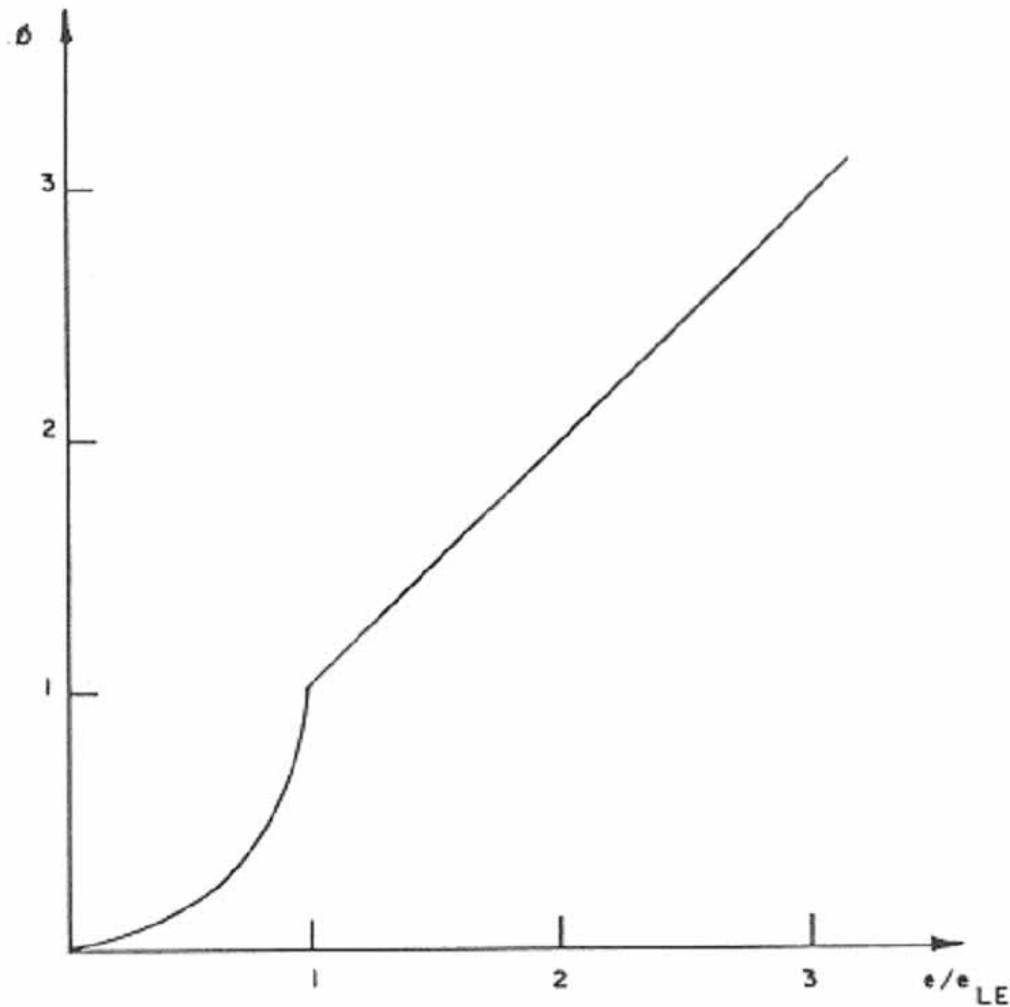


Figura 4.2 - Curva de Projeto de Wells

Outro modelo é o de Dugdale, Burdekin e Stone, que consideraram também uma chapa infinita contendo uma trinca de comprimento $2a$, submetida a uma tensão trativa uniforme σ em carregamento remoto, conforme é mostrado na figura 4.3.

Sob a tensão σ , aplicada na direção y , são produzidas zonas plásticas na ponta da trinca, de modo que a trinca virtual passa a ter comprimento $2a_1$, é circundada por um campo de tensões elásticas e também por um campo de tensões trativas internas de magnitude σ_b atuando entre a e a_1 . O valor de σ_b é considerado constante e igual a σ_{LE} para os propósitos deste modelo, que é o próprio modelo de Dugdale para a zona plástica na ponta da trinca.

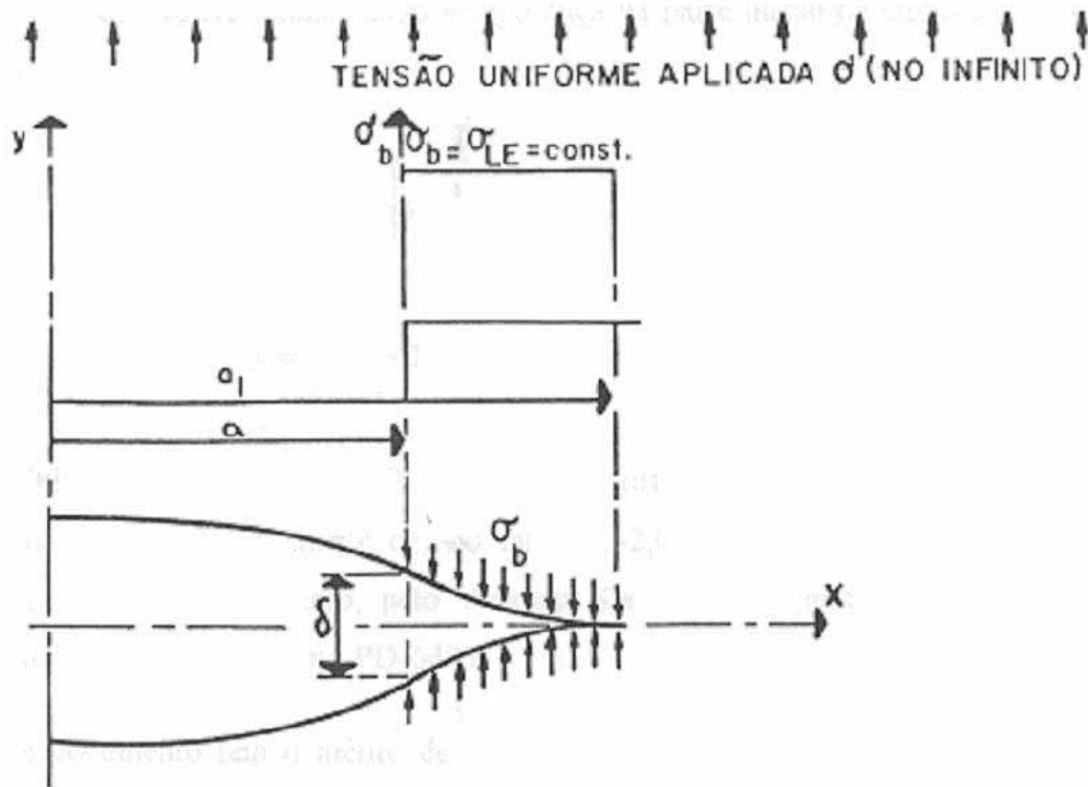


Figura 4.3 - Modelo de Dugdale, Burdekin e Stone para a plasticidade local

A partir deste modelo, foi desenvolvida a seguinte expressão para o *CTOD*:

$$\delta = \frac{8 e_{LE} a}{\pi} \operatorname{Insec} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{LE}} \right) \quad (4.4)$$

A partir desta expressão e baseados em dados experimentais, Burdekin e Dawes aprimoraram esta relação e propuseram sua Curva de Projeto, que assumiu a seguinte forma:

$$\phi = \frac{4}{\pi^2} \operatorname{Insec} \left(\frac{\pi e}{2 e_{LE}} \right), \quad \frac{e}{e_{LE}} \leq 0,86 \quad (4.5)$$

$$\phi = \frac{e}{e_{LE}} - 0,25, \quad \frac{e}{e_{LE}} \geq 0,86 \quad (4.6)$$

onde ϕ representa o conceito de *CTOD* adimensional introduzido

anteriormente por Wells.

Posteriormente, baseado novamente em dados experimentais, Dawes desenvolveu uma nova Curva de Projeto, aumentando a segurança na parte inicial da curva e tornando-a mais simples:

$$\phi = \left(\frac{e}{e_{LE}} \right)^2, \quad \frac{e}{e_{LE}} \leq 0,5 \quad (4.7)$$

$$\phi = \left(\frac{e}{e_{LE}} \right) - 1, \quad \frac{e}{e_{LE}} \geq 0,5 \quad (4.8)$$

A Curva de Projeto de *CTOD*, graças à sua forte base empírica e ao fator de segurança comprovado experimentalmente de, no mínimo, 2,0, teve seu uso consagrado através da elaboração de um documento, pelo *Welding Standards Committee*, do *British Standards Institution*, que é o documento PD-6493.

Este documento tem o mérito de fornecer um método de avaliação da significância de defeitos em estruturas soldadas, baseado principalmente na Curva de Projeto de *CTOD*.

4.1.3 O ensaio *CTOD*

Inicialmente, os corpos de prova para o ensaio de *CTOD* eram apenas entalhados, sem abertura da pré-trinca de fadiga. Contudo, a presença da pré-trinca de fadiga mostrou-se importante porque simula uma condição mais crítica de trinca real na peça e também porque mantém uma continuidade com o ensaio de K_{IC} .

Com a introdução da pré-trinca de fadiga, tornou-se necessário o desenvolvimento de uma equação que calculasse o valor de *CTOD* a partir de medições da abertura da boca da trinca. O *CTOD* é, assim, calculado por simples relações geométricas de semelhança de triângulos, mas isso é apenas uma aproximação, visto que o ponto de rotação move-se de uma posição inicial, próxima à ponta da trinca, até uma posição aproximadamente na metade do ligamento remanescente por ocasião do colapso plástico.

Wells, no Documento DD.19 do *The Welding Institute*, estabeleceu as seguintes equações para o cálculo de *CTOD*:

$$\delta = \frac{0,45(W - a)}{0,45W + 0,55a + z} \left[\frac{V_g^2 E}{4\Gamma \sigma_{LE} W (1 - \nu^2)} \right], \quad V_g \leq \frac{2\Gamma \sigma_{LE} W}{E'} \quad (4.9)$$

$$\delta = \frac{0,45(W - a)}{0,45W + 0,55a + z} \left[\frac{V_g \Gamma \sigma_{LE} W (1 - \nu^2)}{E} \right], \quad V_g \geq \frac{2\Gamma \sigma_{LE} W}{E'} \quad (4.10)$$

onde Γ , neste caso, é o valor limite adimensional do deslocamento elástico do *clip-gage*.

Posteriormente, Dawes estabeleceu uma única equação, que foi adotada na norma BS-5762:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2\sigma_{LE} E} + \frac{0,4(W - a)}{0,4W + 0,6a + z} V_p \quad (4.11)$$

Ambas as equações de Dawes e de Wells reconhecem o movimento do ponto de rotação para uma posição próxima ao centro de ligamento remanescente à medida que se aproxima o colapso plástico. Ambas têm também uma parte elástica que é baseada na ligação entre o *CTOD* e a força para extensão da trinca, \mathcal{G} :

$$\mathcal{G} = m \sigma_{LE} \delta = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (4.12)$$

A equação mais utilizada atualmente é a adotada pela norma ASTM E1290, que difere muito pouco da equação de Dawes:

$$\delta = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2\sigma_{LE} E} + \frac{r_p (W - a_0)}{r_p (W - a_0) + a_0 + z} V_p \quad (4.13)$$

onde:

$$K = \frac{Y P}{B W^{1/2}} \quad (4.14)$$

$$Y = \frac{6(a_0/W)^{1/2} \{1,99 - (a_0/W)[1 - (a_0/W)] [2,15 - 3,93(a_0/W) + 2,7(a_0/W)^2]\}}{(1 + 2a_0/W)(1 - a_0/W)^{3/2}} \quad (4.15)$$

e,

$$r_p = 0,4(1 + \alpha) \quad (4.16)$$

$$\alpha = 0,1 \quad (4.17)$$

No corpo de prova, é desenvolvida uma pré-trinca de fadiga com uma carga máxima dada por

$$P_f = 0,5 \frac{Bb_0^2 \sigma_{LE}}{S} \quad (4.18)$$

e

$$\frac{P_{\min}}{P_{\max}} = 0,1 \quad (4.19)$$

O ensaio pode ser controlado por deslocamento do pistão (ou cabeçote) na linha de aplicação da carga ou por abertura do *clip-gage* montado na boca da trinca.

É feito um registro da carga aplicada versus deslocamento da abertura do *clip-gage*, que resulta normalmente em um dos cinco gráficos mostrados na figura 4.4.

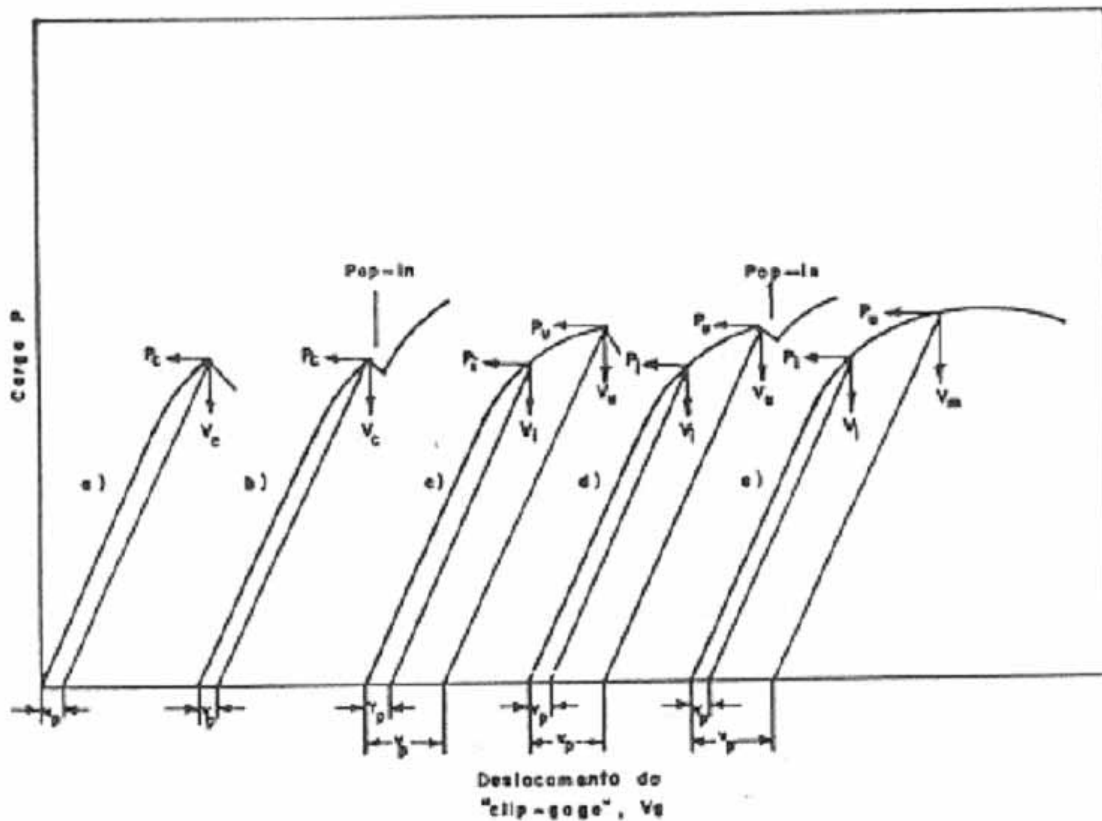


Figura 4.4 - Tipos de registros de carga versus deslocamento do *clip-gage*

As cargas e deslocamentos correspondentes aos eventos específicos no processo de iniciação e extensão da trinca são usados para determinar os valores de *CTOD* correspondentes. Para valores de δ_c , δ_u e δ_m , a carga e o deslocamento do *clip-gage* correspondentes são obtidos diretamente dos gráficos.

No caso de uma curva contínua suave, na qual a carga aumenta com o aumento do deslocamento até o início de propagação instável da trinca ou *pop-in*, e onde não ocorreu um significativo crescimento estável da trinca, o *CTOD* crítico, δ_c , deve ser determinado a partir da carga e da componente plástica do deslocamento do *clip-gage* correspondentes aos pontos P_c e v_c mostrados nas figuras 4.5a e 4.5b.

No caso em que uma significativa extensão estável da trinca precede a extensão instável da trinca ou *pop-in*, ou quando ocorre um

patamar de carga máxima, as curvas carga-deslocamento serão dos tipos mostrados nas figuras 4.5c, 4.5d e 4.5e, onde são mostrados os valores de P e v a serem usados no cálculo de δ_u (4.5c e 4.5d) ou δ_m (4.5e). Para o cálculo de δ_i , utiliza-se um método indireto que será descrito posteriormente.

Se o *pop-in* for atribuído a uma extensão instável da trinca aprisionada no plano da pré-trinca de fadiga, o resultado deve ser considerado como uma característica do material testado. Esta extensão de trinca por *pop-in* pode ser avaliada por uma mudança na flexibilidade, que se traduz em uma descontinuidade na curva P versus V_g , e também por um exame nas superfícies de fratura após o teste. Quando este exame não mostrar evidências claras de que a máxima extensão de *pop-in* excedeu $0,04 b_0$, o seguinte procedimento pode ser usado para avaliar a significância de pequenos *pop-ins*, referentes à figura 4.5: trace a tangente OA e uma linha paralela BC passando pelo ponto de carga máxima associado com o *pop-in*; trace a linha BD paralela ao eixo da carga; marque o ponto E em $0,95 BD$, trace a linha CEF ; marque o ponto G em que a carga volta a aumentar. Se o ponto G estiver dentro do ângulo BCF , o *pop-in* pode ser ignorado; caso contrário, os valores de δ_c ou δ_u devem ser calculados no ponto B .

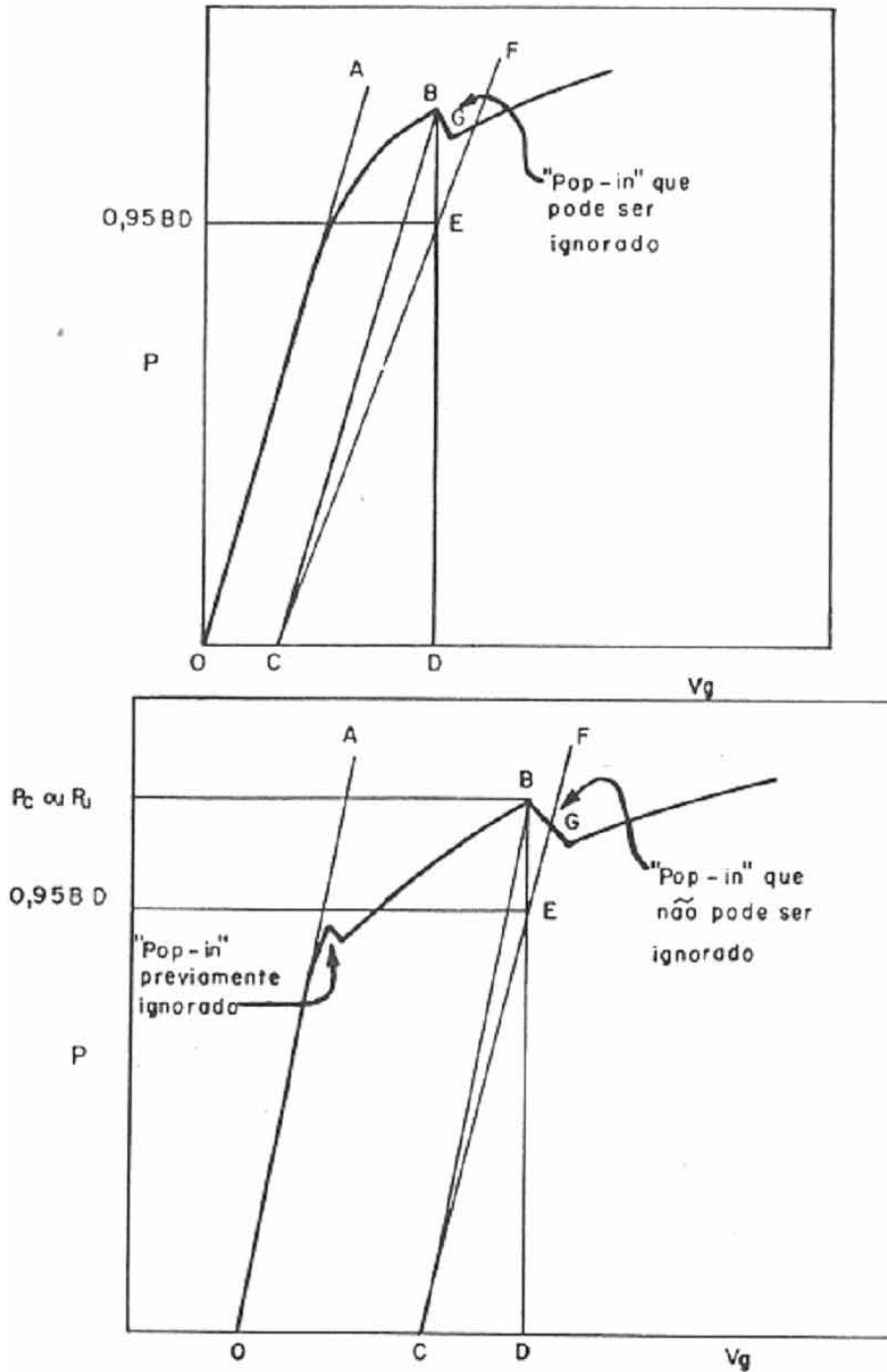


Figura 4.5 - Significância de *pop-in*

Para determinação do valor do *CTOD* de iniciação (δ_i), os valores de *CTOD* são calculados para vários corpos de prova e colocados em gráfico contra a extensão física da trinca (Δa_p) correspondente.

Para a montagem da curva R , traçam-se inicialmente as linhas verticais de exclusão de $\Delta a_p = 0,15$ mm e de $\Delta a_p = 1,5$ mm, de modo que todos os pontos válidos caiam dentro dos limites destas duas linhas paralelas.

A curva R deve conter no mínimo seis pontos, sendo que um ponto deve cair entre a linha de exclusão de 0,15 mm e a linha vertical $\Delta a_p = 0,5$ mm. Da mesma forma, um ponto deve cair entre a linha vertical $\Delta a_p = 1,0$ mm e a linha de exclusão de 1,5 mm. Traça-se ainda uma linha vertical $\Delta a_p = 0,2$ mm.

Com os dados obtidos, faz-se um ajuste da forma

$$\delta = C_1(C_2 + \Delta a_p)^{C_3} \quad (4.20)$$

e traça-se a curva R , conforme é mostrado na figura 4.6.

A interseção da curva R com a linha vertical $\Delta a_p = 0,2$ mm é o valor de δ_i , o que equivale a dizer que

$$\delta_i = C_1(C_2 + 0,2)^{C_3} \text{ mm} \quad (4.21)$$

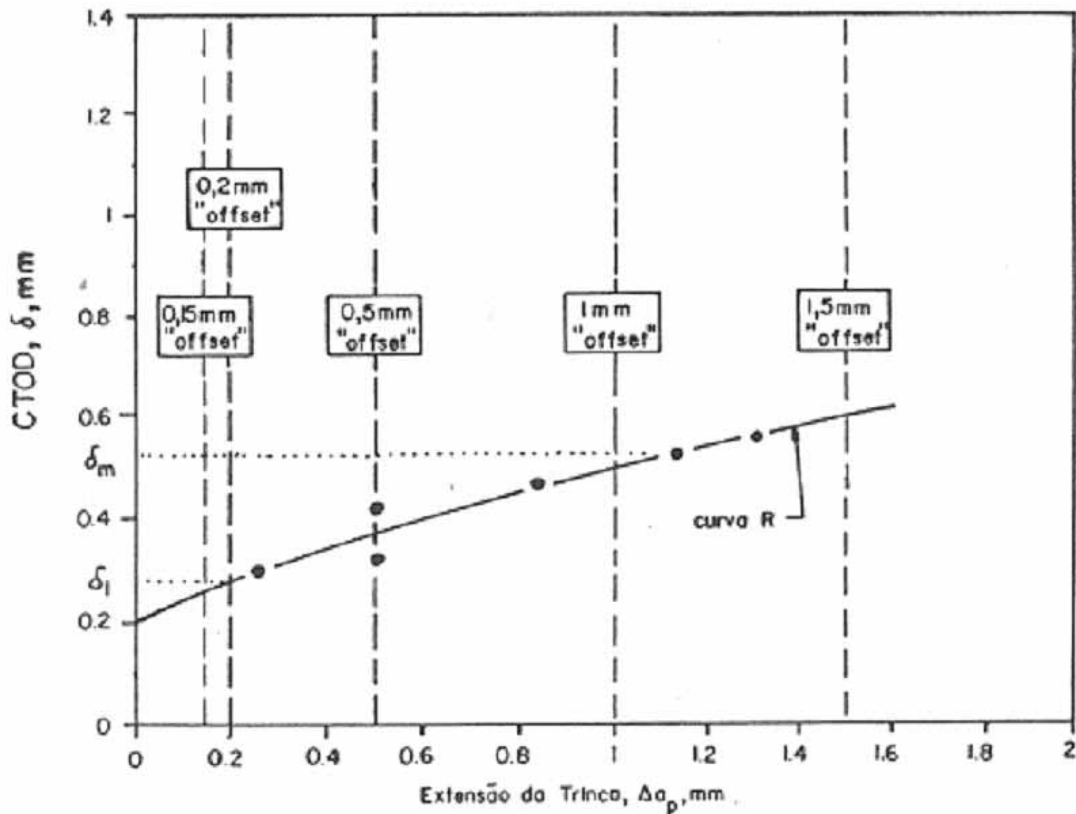


Figura 4.6 - Curva R: *CTOD* versus extensão da trinca

Para obtenção do valor de Δa_p correspondente a cada corpo de prova, deve-se marcar a posição da frente da trinca, seja por colocação de revenido ou por pós-fadiga, quebrando-se posteriormente o corpo de prova a baixa temperatura, de forma a se evitar deformação plástica adicional. O valor inicial da trinca, a_0 , e o final, a_p , devem ser calculados como a média entre as duas extremidades e as sete outras medições executadas em pontos igualmente espaçados ao longo da espessura. Estas medições devem ter uma precisão mínima de 0,03 mm.

Os valores críticos de *CTOD* como, por exemplo, δ_c , δ_i e δ_u serão validados se atenderem às seguintes condições:

- ❑ estes valores de *CTOD* devem ser menores ou iguais a δ_m ;
- ❑ as diferenças entre as sete medições centrais da pré-trinca de fadiga não devem exceder $0,05 W$;

- ❑ a diferença entre o máximo e o mínimo das nove medições da pré-trinca de fadiga não deve exceder $0,10 W$;
- ❑ a frente da pré-trinca de fadiga deve estar afastada do entalhe usinado de pelo menos $0,025 W$ ou $1,3 \text{ mm}$, o que for menor;
- ❑ o plano da superfície da pré-trinca de fadiga não deve exceder um ângulo de 10° do plano do entalhe;

e

- ❑ a frente da pré-trinca de fadiga não deve ser multiplanar nem ramificada.

4.2 O método da integral J

4.2.1 O conceito de integral J

O conceito de Integral J , proposto inicialmente por Rice, tem um tratamento essencialmente mecânico, apoiado em uma forte base matemática, desconsiderando aspectos microestruturais da fratura.

O método definido por Rice para a integral J é bom para desenvolvimentos analíticos e métodos numéricos, porém foi desenvolvido um método experimental para determinar o valor de J a partir de uma definição alternativa de J proposta por Rice, baseada em um balanço de energia de Griffith.

O primeiro termo das equações que definem J representa o trabalho realizado pelas forças externas para a extensão da trinca e o segundo termo representa o aumento na energia elástica devido ao trabalho realizado pelas forças externas.

Assim, J é a variação de energia armazenada no material quando a trinca cresce.

Os conceitos acima, aplicados ao contexto da elasticidade linear ou não linear levam ao conceito de integral J como uma taxa de liberação de energia. No entanto, a aplicação do princípio do trabalho virtual à teoria de plasticidade leva à interpretação da integral J como

uma taxa de dissipação de trabalho.

4.2.2 A Integral J como um Critério de Fratura

O uso de J como um critério de fratura é considerado a partir de um modelo de processo de fratura conforme é mostrado na figura 4.7.

Quando o processo de fratura começa, o corpo trincado é descarregado. O processo de embotamento começa quando a trinca é carregada, aumentando com o aumento de carga até um ponto crítico em que ocorre o avanço da trinca. Este é o ponto de medição da tenacidade à fratura; em termos de integral J , este ponto é definido como J_{Ic} .

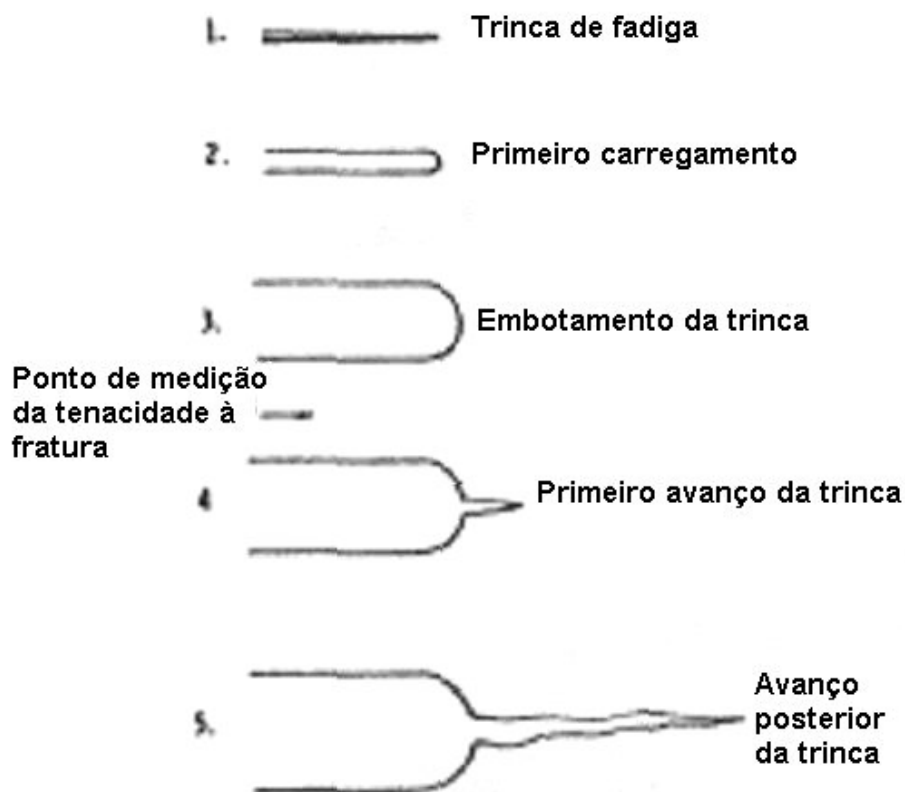


Figura 4.7 - Esquema do processo de fratura na ponta da trinca

Um método para a determinação de J_{Ic} foi desenvolvido a partir da equação 4.22, aplicável a corpos de prova com trincas profun-

das sujeitas a carregamento por flexão:

$$J = \frac{2A}{Bb} \quad (4.22)$$

Para um corpo de prova de dobramento, a área na equação 4.22 refere-se apenas à parte da curva carga-deslocamento devida à introdução de uma trinca. Portanto, a porção de área obtida para um corpo de prova não trincado deve ser subtraída da área resultante para o corpo de prova trincado.

Vários corpos de prova equivalentes são carregados até diferentes deslocamentos, construindo-se uma curva de resistência (curva-R) em um gráfico J versus extensão da trinca. Através de uma manipulação adequada dos dados, é obtido o valor de J_{Ic} .

Este método é considerado atualmente como o padrão ASTM para a determinação do valor de J_{Ic} .

Existe uma correlação entre a equação da linha de embotamento e a relação entre J e $CTOD$. Na verdade, a relação entre J e $CTOD$, para um material perfeitamente plástico, é

$$J = m\sigma_{LE} \quad (4.23)$$

mas, para materiais reais que sofrem encruamento, o termo σ_{LE} deve ser substituído pelo termo σ_Y , que é considerado como uma tensão de escoamento média.

4.3 O corpo de prova [SE(B)]

A seção retangular do corpo de prova de dobramento em três apoios com razão $S/W = 4$, definido como [SE(B)], mostrado na figura 4.8, tem a intenção de maximizar a restrição à deformação plástica, de modo a ter-se uma condição de ensaio desfavorável em relação à condição real.

As equações baseadas em relações geométricas mostradas ao longo deste texto são válidas para o corpo de prova [SE(B)]. Para

o corpo de prova [C(T)], existem outras relações geométricas, não abordadas neste texto. Para a formulação das relações geométricas do corpo de prova [SE(B)], são importantes os parâmetros a/W , S/W e r_p , considerados como determinantes da geometria do corpo de prova.

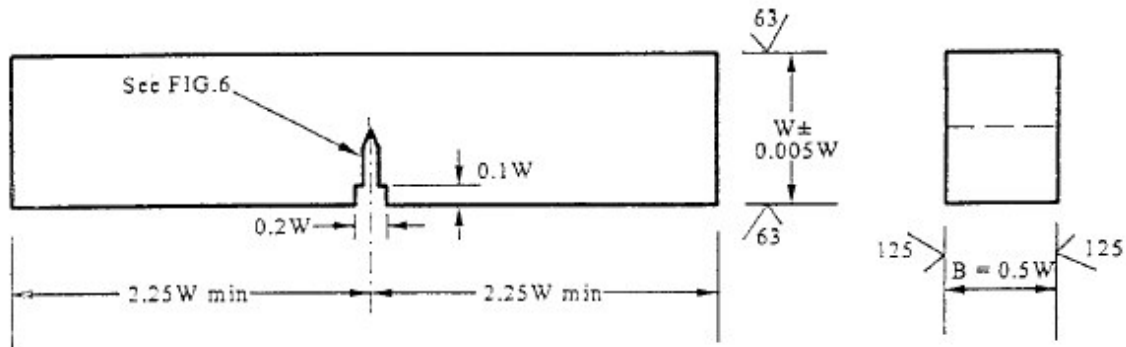


Figura 4.8 - Corpo de prova de dobramento em três apoios [SE(B)]

4.4 O Ensaio J_{Ic}

Este método de teste permite a determinação de J_{Ic} , que pode ser usado como uma estimativa de engenharia de tenacidade à fratura próxima à iniciação de crescimento estável da trinca para materiais metálicos.

A razão a_0/W deve ficar compreendida entre 0,5 e 0,75, mas um valor recomendado a partir de experiências é de $a_0/W = 0,6$. Na medida de a_0 estão incluídos o entalhe e a pré-trinca de fadiga.

A pré-trinca de fadiga é preferida em relação a apenas o entalhe porque é mais representativa das condições críticas existentes nas estruturas.

Cada corpo de prova deve ser pré-trincado sob fadiga a uma carga máxima de

$$P_L = \frac{4 B b_0^2 \sigma_Y}{3 S} \quad (4.24)$$

porém, para os últimos 0,64 mm de extensão da pré-trinca de fadiga, a carga máxima não deve ultrapassar $0,4 P_L$ ou uma carga tal que a

razão $\Delta K/E$ seja menor que $0,005 \text{ mm}^{1/2}$, a que for menor. Além disso, as cargas máxima e mínima devem atender à seguinte condição:

$$P_M - P_m \geq 0,9 P_M \quad (4.25)$$

ou

$$\frac{P_m}{P_M} = R \leq 0,1 \quad (4.26)$$

A razão $\Delta K/E$ pode ser calculada da seguinte maneira, para uma razão $S/W = 4$ adotada no presente trabalho:

$$\frac{\Delta K}{E} = \frac{Y P}{E B W^{1/2}} \quad (4.27)$$

onde

$$Y = \frac{6(a_0/W)^{1/2} \{1,99 - a_0/W [1 - a_0/W] [2,15 - 3,93(a_0/W) + 2,7(a_0/W)^2]\}}{(1 + 2a_0/W)(1 - a_0/W)^{3/2}} \quad (4.28)$$

A pré-trinca de fadiga deve ser conduzida a uma carga baixa o suficiente para não sobrecarregar a ponta da trinca. O ensaio de J_{IC} se conduz no regime plástico, o que significa que a carga P_L , muito provavelmente, será atingida. O limite de $0,4 P_L$ para a extensão final da pré-trinca de fadiga garante que a ponta da trinca não será sobrecarregada.

A condição de tratamento térmico durante o pré-trincamento de fadiga deve ser a mesma que no ensaio de J_{IC} . O comprimento da pré-trinca de fadiga, a partir do entalhe usinado, não deve ser menor que 5% de a_0 nem menor que 1,3 mm.

O objetivo deste ensaio é desenvolver a parte inicial de uma curva $J-R$, que consiste em uma série de valores de integral J versus extensões de trinca medidas nos corpos de prova, e avaliar o valor da integral J requerido para produzir uma pequena extensão estável da trinca (0,2 mm).

O método descrito neste item, o dos múltiplos corpos de prova, envolve o carregamento de corpos de prova a níveis diferentes de deslocamento e a marcação da porção de extensão de trinca que cada corpo de prova sofreu durante o carregamento.

O número mínimo sugerido é de cinco corpos de prova, com as mesmas dimensões, inclusive na pré-trinca de fadiga, com o objetivo de reproduzir ao máximo possível a parte inicial da curva carga versus deslocamento.

A taxa de carregamento deve ser tal que o tempo para atingir a carga de $0,4 P_L$ caia entre 0,1 e 10,0 min. O ensaio deve ser conduzido por controle de deslocamento, ou por controle de *clip-gage*.

Cada corpo de prova deve ser carregado até um deslocamento pré-determinado e imediatamente descarregado até a carga zero.

O primeiro corpo de prova deve ser levado até o ponto de carga máxima, porque sua avaliação facilita a escolha dos valores de deslocamentos para os corpos de prova seguintes. Cada corpo de prova deve ser completamente avaliado antes de se testar o seguinte, com o objetivo de se ter o maior número possível de corpos de prova válidos na curva *J-R*.

Após o descarregamento, o corpo de prova pode ser marcado por um pós-trincamento de fadiga a uma carga de 90% da carga final do teste ou por revenimento a cerca de 573 K/10 min (para aços).

Em aços, quebra-se o corpo de prova a baixa temperatura para garantir fratura por clivagem, tomando-se cuidado para minimizar deformações adicionais.

O valor inicial da trinca, a_0 , e o final, a_p , devem ser calculados como a média de oito medições, sendo uma medição a média entre as duas extremidades e as sete outras medições executadas em pontos igualmente espaçados ao longo da espessura.

Nesta etapa, deve ser avaliado o nível de deslocamento requerido para o próximo corpo de prova para obter uma posição favorável de Δa_p entre as linhas de exclusão da curva *J-R*.

Um gráfico típico carga versus deslocamento na linha de carga obtido de um ensaio é mostrado na figura 4.9.

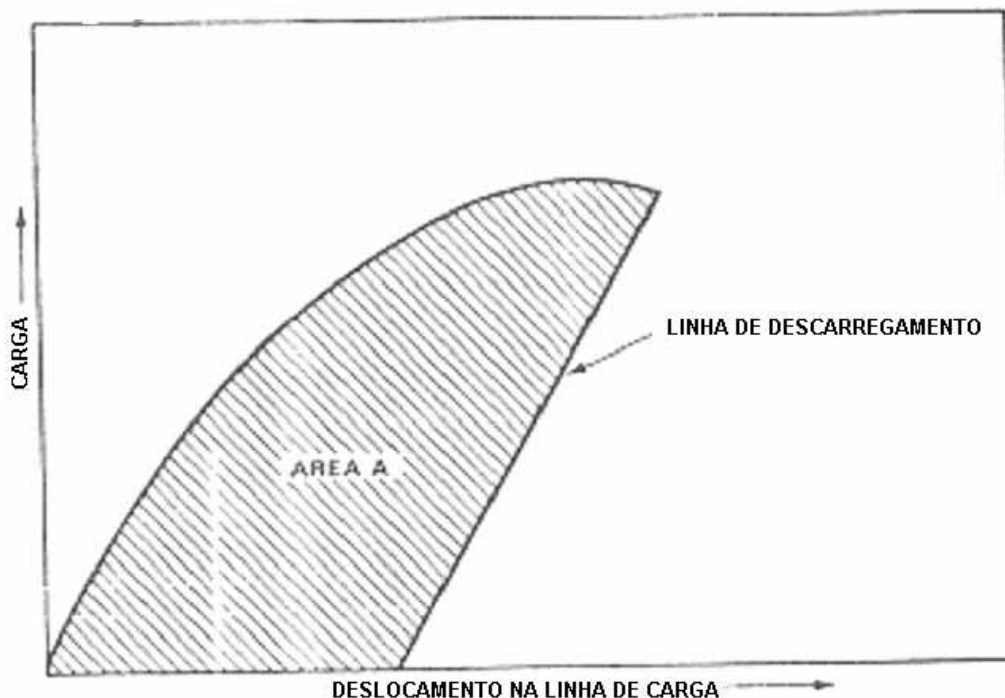


Figura 4.9 - Definição da área para o cálculo de J

Quando o deslocamento na linha de carga é medido de forma remota ou indireta, com referência ao dispositivo, existem duas fontes potenciais de erro: a compressão elástica do dispositivo à medida que a carga aumenta e as marcas do corpo de prova nos pontos de carregamento (punção e roletes).

Se não for possível medir o deslocamento na linha de carga devido a circunstâncias não usuais, então os deslocamentos da abertura da trinca devem ser convertidos analiticamente para valores de deslocamentos na linha de carga. Deslocamentos da abertura da trinca não devem ser corrigidos.

O valor de J pode ser calculado a partir das equações

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (4.29)$$

onde

$$J_{el} = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (4.30)$$

e

$$K = \frac{Y P}{B W^{1/2}} \quad (S/W = 4) \quad (4.31)$$

e

$$J_{pl} = \frac{2 A_{pl}}{B b_0} \quad (4.32)$$

Para o cálculo da área A_{pl} , é necessário conhecer-se a flexibilidade na linha de carga, que, caso não seja medida diretamente, pode ser calculada a partir da equação

$$C_{iII} = \frac{\nu_i}{P_i} = \frac{16}{E B} \frac{1}{(1 - a_i/W)^2} \left[1,193 - 1,980(a_i/W) + 4,478(a_i/W)^2 - 4,443(a_i/W)^3 + 1,739(a_i/W)^4 \right] \quad (4.33)$$

Com a área A_{pl} calculada com uma precisão de $\pm 2\%$, calcula-se o valor de J_{pl} a partir da equação 4.32 e o valor de J a partir da equação 4.29. Os valores de J e o de Δa_p correspondente formam um ponto na curva J - R mostrada na figura 4.10.

Figura 4.10 - Definições para a qualificação de pontos

A curva J - R caracteriza a resistência de materiais metálicos ao crescimento estável da trinca após a iniciação a partir de uma trinca de fadiga pré-existente.

Para que cada ensaio seja considerado válido para o cálculo de J_{Ic} , o ponto correspondente deve cair dentro da região hachurada da figura 4.11.

Um ponto deve cair entre a linha de exclusão de 0,15 mm e uma linha paralela distante 0,5 mm da linha de embotamento. Da

mesma forma, um ponto deve cair entre a linha paralela distante 1,0 mm da linha de embotamento e a linha de exclusão de 1,5 mm.

Pontos aceitáveis são mostrados na figura 4.12, com um ponto na zona A e um ponto na zona B. Os outros pontos podem cair em qualquer local da região hachurada da figura 4.11.

Figura 4.11 - Definição da região de pontos válidos.

A equação da linha de embotamento é

$$J = 2\sigma_Y \Delta a_p \quad (4.34)$$

onde

$$\sigma_Y = \frac{\sigma_{LE} + \sigma_{LR}}{2} \quad (4.35)$$

e as linhas de exclusão de 0,15 mm e 1,5 mm são paralelas à linha de embotamento. Deve ser traçada também uma linha paralela distante 0,2 mm da linha de embotamento.

O limite superior de pontos é dado por

$$J_{m\acute{a}x} = \frac{b_0 \sigma_Y}{15} \quad (4.36)$$

Figura 4.12 - Definição de regiões para o espaçamento dos pontos

Com os pontos válidos obtidos, utiliza-se o método dos mínimos quadrados para obter uma regressão linear do tipo

$$\ln J = \ln C_1 + C_2 \ln \Delta a_p \quad (4.37)$$

cuja linha deve ser traçada como está mostrado na figura 4.10.

A interseção da linha de regressão com a linha distante 0,2 mm da linha de embotamento define os valores de J_Q , candidato a

J_{Ic} , e de Δa_Q . Para se determinar a interseção com maior precisão, procede-se da seguinte maneira: estima-se $J_{Q(1)}$ a partir dos pontos da figura 4.10 e determina-se $\Delta a_{p(1)}$:

$$\Delta a_{p(1)} = \frac{J_{Q(1)}}{2\sigma_Y} + 0,2 \text{ (mm)} \quad (4.38)$$

e

$$J_{Q(2)} = C_1 \Delta a_{p(1)}^{C_2} \quad (4.39)$$

O cálculo iterativo deve continuar até que

$$\frac{J_{Q(i+1)} - J_{Q(i)}}{J_{Q(i)}} < 2\% \quad (4.40)$$

As linhas verticais $\Delta a_{p_{\min}}$ e $\Delta a_{p_{\max}}$ devem ser traçadas a partir da interseção da linha de regressão com as linhas de exclusão de 0,15 mm e 1,5 mm, respectivamente. Os pontos que estiverem fora dos limites mostrados na figura 4.11 devem ser eliminados. Pelo menos quatro pontos devem permanecer válidos e satisfazendo aos requisitos da figura 4.12 quanto ao espaçamento.

Caso algum ponto seja eliminado nesta etapa, deve-se refazer a regressão linear, recomeçando todo o processo de qualificação de pontos.

O valor de J_Q será validado como J_{Ic} se atender às seguintes condições:

$$B, b_0 > 25 \frac{J_Q}{\sigma_Y} \quad (4.41)$$

$$\left. \frac{dJ}{da} \right|_{\Delta a_Q} < \sigma_Y \quad (4.42)$$

e nenhum corpo de prova com fratura por clivagem e, para cada corpo de prova,

$$\frac{a_{p_i} - a_{p_{méd}}}{a_{p_{méd}}} < 7\% \quad (4.43)$$

As condições expressas pela equação 4.41 são baseadas na experiência. A condição para B assegura o crescimento da trinca sob deformação plana e a condição para b_0 está relacionada com o escoamento da seção remanescente.

A condição da equação 4.42 garante condições de baixo encruamento, o que reduz o espalhamento de resultados na obtenção de J_Q .

A linha de exclusão de 0,15 mm garante que Δa_p pode ser precisamente medido e a linha de exclusão de 1,5 mm garante que Δa_p seja menor que $0,06 b_0$; experimentalmente, determinou-se que, até este valor de Δa_p , as equações de J permanecem válidas e o valor de J pode ser precisamente calculado.

Se todas as condições acima descritas forem satisfeitas, então o valor de J_Q pode ser validado como J_{Ic} .

5. BIBLIOGRAFIA

□