

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

CDTN-598

DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE INICIAÇÃO
 J_1 E δ_1 EM JUNTA DE AÇO ASTM A 516 GRAU
65-N, SOLDADA POR ARCO SUBMERSO

GERALDO DE PAULA MARTINS
UFMG, SETEMBRO/1985

Para
Flaviano
Ariane
Ana Karina

AGRADECIMENTOS

O autor deseja expressar seus agradecimentos a todos aqueles que direta ou indiretamente ajudaram na elaboração deste trabalho e, em particular a:

- Paulo Villani Marques, pela orientação.
- Paulo Edson Cardoso, pela colaboração.
- Michael D.Hayes, pela orientação inicial.
- Reynaldo Fernandino e Paulo Pio Alvisi, pelo apoio dispensado.
- José Gomes Soares Filho, pelo valioso apoio.
- Irineu de Souza Barros e Ricardo Flôr Amaral, pelas sugestões apresentadas.
- Antônio Eduardo Clark Peres e Osmário Dellaretti Filho, pelo apoio junto ao CPGM.
- Éder Franco Suszczynsky, pelo apoio inicial.
- Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A., pelo fornecimento do material base, em especial ao Sr. Isac Hanan.
- Companhia Siderúrgica Belgo Mineira S.A., pelo fornecimento do arame.
- Eletro Solda Autôgena Brasileira S.A., pelo fornecimento do fluxo.
- Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A., em especial ao Sr. Marcelo Melo Moraes, na confecção de entalhes mecânicos e pré-trincas por fadiga.
- Paulo de Tarso Vida Gomes, pela colaboração na soldagem dos corpos-de-prova.

- Roberto Francisco di Lorenzo e Paulo José Modenesi, pelas sugestões nas correções.

- Sebastião Vargas da Silva e Wagner Reis da Costa Campos, pelos ensaios mecânicos.

- Paulo Ney de Araújo Barros, pela confecção do "clip-on-gage".

- Selma Soares Correa Silva e Mirian Fernandes Sepúlveda, pelos serviços de metalografia.

- Daniel Martins Braga, pelos serviços de micro-dureza.

- Antônio Pereira Santiago, pelas fotografias.

- Getúlio A. Ramos Junior, pelos serviços de computação.

- Donizete Anderson de Alencar, pelos serviços de microscopia eletrônica.

- Aos funcionários do serviço de xerografia e reprografia, pelas cópias e encadernações.

- Maria Mabel M. Scotti, Lenira Santos, Italúcia Oliveira e Laura M. da Costa, pelo apoio bibliográfico.

- Desireé Maria Dias Gonçalves, Roselim Trópia Barreto, Olímpio C.B. dos Santos e Marcia Maria Costa de Castro, pelos serviços de datilografia.

- Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear pelo suporte técnico e financeiro.

LISTA DE SÍMBOLOS

A	=	Área
a	=	Comprimento de trinca externa ou metade do comprimento de trinca interna
a_J	=	Valor de a para cálculos de integral J
a_δ	=	Valor de a para cálculos de COD
B	=	Espessura de corpo-de-prova
b	=	Ligamento remanescente não trincado do corpo-de-prova (diferença entre largura do corpo-de-prova e o tamanho da trinca externa)
c	=	Tamanho da trinca + região deformada plasticamente (no modelo de Dugdale)
d	=	Diâmetro da zona plástica
E	=	Módulo de elasticidade (módulo de Young)
F	=	Força
g	=	Força de extensão da trinca
J	=	Integral de linha bi-dimensional que representa o fluxo de energia na ponta da trinca
J_i	=	Valor da integral J para início de crescimento estável da trinca
K	=	Fator de intensidade de tensões
K_I	=	Fator de intensidade de tensões no modo I
K_{IC}	=	Parâmetro de tenacidade à fratura
K_{max}	=	Valor de K para a força máxima de abertura de trinca
K_{min}	=	Valor de K para a força mínima de abertura de trinca
L	=	Largura do entalhe do corpo-de-prova
ℓ	=	Meio vão entre cargas, no ensaio de dobramento
M	=	Comprimento do entalhe do corpo-de-prova
m	=	Fator de constricção
N	=	Número de ciclos de tensão na fadiga
n	=	Constante
p	=	Força de compressão

LVDT =	Linear Variable Differential Transformer
R =	Resistência do material à propagação de trinca
r =	Raio da zona plástica
r_f =	Raio da zona plástica na fadiga
S =	Fator de segurança
s =	Constante
U_E =	Energia de deformação elástica por unidade de espessura
U_S =	Energia de superfície devida à presença de uma trinca
V_p =	Componente plástico
W =	Largura do corpo-de-prova
w =	Energia de deformação por unidade de volume
$Y(\frac{a}{W})$ =	Fator de forma
Z =	Altura do suporte de fixação do "clip-on-gage"
α, α_K =	Fator de concentrações de tensões elásticas
γ_s =	Energia de superfície por unidade de área
γ_p =	Trabalho plástico
Δa =	Propagação estável da trinca
ΔK_f =	Faixa do fator de intensidade de tensões na fadiga
δ =	Valor do COD
δ_i =	Valor do COD no início de crescimento estável da trinca
ϵ =	Deformação
ϵ_e =	Deformação no escoamento
η =	Constante
θ =	Ângulo
ν =	Coefficiente de Poisson
ρ =	Raio de curvatura na ponta da trinca
σ =	Tensão normal
σ_c =	Tensão normal crítica
σ_e =	Tensão de escoamento (limite de escoamento)
σ_f =	Tensão de fratura
σ_{max} =	Tensão normal máxima
σ_{min} =	Tensão normal mínima
σ_n =	Tensão normal nominal

$\sigma_r =$ Limite de resistência
 $\tau =$ Tensão de cisalhamento
 $\tau_c =$ Tensão crítica de cisalhamento
 $\phi =$ COD adimensional

RESUMO

Neste trabalho determinou-se experimentalmente o deslocamento da abertura da trinca (δ_i) e a integral J (J_i) para início de crescimento estável da trinca, em juntas de aço ASTM A 516 Grau 65- normalizado, soldadas por arco submerso. Para a abertura da pré-trinca por fadiga, no estágio final de propagação, foram utilizadas duas faixas diferentes do fator de intensidade de tensões. Verificou-se que para a faixa mais alta do fator de intensidade de tensões, os valores obtidos de δ_i e J_i foram menores, provavelmente devido a um maior encruamento na ponta da pré-trinca por fadiga.

Determinou-se teoricamente o valor do parâmetro de tenacidade à fratura, K_{IC} , a partir dos resultados experimentais usando duas relações empíricas diferentes. Em uma delas utilizou-se a integral J e na outra, a energia de impacto Charpy. Os resultados obtidos mostraram boa concordância.

ABSTRACT

In this work, the crack opening displacement (δ_i) and the J integral (J_i) for stable crack growth initiation for ASTM A 516 Gr 65-normalized steel joint, welded by submerged arc process, were experimentally determined. For the fatigue pre-cracking opening, at the end stage of propagation, two different stress intensity factor range were used. It was shown that, for the greater range of the stress intensity factor, the values obtained for δ_i were smaller, probably due to a greater hardening at the fatigue pre-crack tip.

The fracture toughness parameter value, K_{IC} , was theoretically determined from experimental results using two different empirical relationships. In one of them, the J integral was used and in the other, the Charpy impact energy. The results obtained are in good agreement.

S U M Á R I O

	PÁG.
1.	INTRODUÇÃO..... 1
2.	OBJETIVOS..... 4
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... 6
3.1.1	Introdução..... 6
3.1.2	Conceitos Básicos da Mecânica da Fratura..... 7
3.1.3	Modos de Ruptura..... 11
3.1.4	Comportamento do Material..... 11
3.1.5	Tenacidade e Tenacidade à Fratura..... 14
3.1.6	Modos de Separação na Ponta da Trinca..... 17
3.1.7	Estado de Tensões e de Deformações..... 21
3.1.8	Concentração de Tensões..... 22
3.2	Fundamentos da Mecânica da Fratura..... 26
3.2.1	O Conceito de Segurança..... 26
3.2.2	Aspectos Macroscópicos da Fratura..... 27
3.3	Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)... 28
3.3.1	Critério da Fratura Frágil..... 29
3.3.2	Critério de Instabilidade..... 31
3.3.3	Fator de Intensidade de Tensões..... 32
3.3.4	Zona Plástica Próxima à Ponta da Trinca..... 37
3.4	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica..... 38
3.4.1	Análise da Zona Plástica..... 38
3.4.2	Modelo de Dugdale..... 42
3.4.3	O Conceito Físico do COD..... 45

3.4.4	Propagação da Trinca por Fadiga.....	48
3.4.5	Medida do COD.....	51
3.4.6	Conceito de Integral J.....	59
3.4.7	Integral J como um Critério de Fratura.....	60
3.4.8	Correlação entre J e K_I	64
3.4.9	Correlação entre J e COD.....	64
3.4.10	Determinação de J.....	65
3.5	Considerações sobre o Processo de Soldagem..	68
3.5.1	Fatores Metalúrgicos da Junta Soldada.....	68
3.5.2	Processo de Soldagem a Arco Submerso.....	70
3.5.3	Pré-Aquecimento e Temperatura Entre Passes..	72
3.5.4	Corpos-de-Prova de Juntas Soldadas.....	73
4.	PARTE EXPERIMENTAL.....	77
4.1	Materiais e Métodos.....	77
4.2	Resultados.....	83
4.3	Discussão.....	109
5.	CONCLUSÕES.....	120
	BIBLIOGRAFIA.....	121
	APÊNDICE.....	126

A escolha de aços na fabricação de componentes e estruturas, com a finalidade de evitar a fratura frágil tem sido feita durante muitos anos, baseada nos conceitos de Temperatura de Transição dúctil-frágil através de ensaios de impacto. Com a grande incidência de rupturas em soldas em navios fabricados durante a segunda guerra mundial, ensaios de impacto Charpy com entalhe em V foram realizados em grande escala, para indicar a temperatura de transição dúctil-frágil em chapas de aço. Como a correlação entre ensaios Charpy e a incidência de rupturas depende de um grande número de fatores arbitrários (microestrutura, composição, etc.), além da dispersão de resultados, tais correlações se limitam a uma estreita faixa de espessura e resistência dos aços.

Trabalhos de pesquisa em laboratórios mostraram que o início da fratura em um dado aço era usualmente mais difícil de ocorrer do que a propagação dessa fratura após o início da mesma. Isto levou ao desenvolvimento de duas filosofias de projeto, com relação à prevenção de fratura frágil [1]:

- (1) prevenção do início da fratura;
- (2) prevenção de propagação extensiva da fratura.

O ensaio comumente usado em chapas entalhadas e soldadas, para determinar a temperatura de transição dúctil-frágil para início da fratura é o ensaio de impacto Charpy e os ensaios utilizados para determinar a temperatura crítica para

propagação da fratura são: o ensaio Robertson ou teste de parada de trinca ("crack-arrest test"), o ensaio de queda de peso ("drop-weight test") e o ensaio de ruptura dinâmica ("dynamic tear test"). Durante algum tempo, os trabalhos de pesquisa continuaram numa linha clássica com relação à fratura frágil em aços estruturais, com aplicações dos princípios da mecânica da fratura em aços de alta resistência. Foram desenvolvidas técnicas de ensaios utilizando os princípios da mecânica da fratura linear elástica as quais são, na atualidade, largamente usadas e aceitas para os tipos de materiais aos quais eles são aplicáveis. Tais técnicas, porém, têm seus limites de validade e resultados quantitativos só podem ser obtidos a temperaturas muito baixas, ou em seções muito espessas, ou a altas taxas de deformação, etc., não sendo significativamente práticos para aços estruturais de espessura limitada, ou a temperatura ambiente (faixa de -10 a 30°C) para aços de baixa e média resistência.

O K_{IC} é um parâmetro de medida de tenacidade à fratura em estado plano de deformações e se aplica a materiais de comportamento linear-elástico. Está normalizado pela norma ASTM E 399 [2].

A necessidade de medir a tenacidade à fratura em materiais onde predomina a mecânica da fratura elasto-plástica levou ao conceito do COD (Crack Opening Displacement) e à Integral J.

O COD é um critério baseado em deformações e relaciona a instabilidade, cujo modelo inicial foi baseado em estado plano de tensões, com um valor crítico do deslocamento das

superfícies da trinca, ou seja, da abertura da trinca. Tal critério é utilizado para avaliação da tenacidade à fratura de materiais metálicos, tendo sido desenvolvido principalmente na Inglaterra. Foi recentemente normalizado pelo British Standard Institution em sua norma BS-5762 [3]. Tem sido largamente utilizado como critério para resistência à fratura frágil em juntas soldadas, principalmente em estruturas "off shore", entre outras aplicações.

A integral J, como foi proposto por Rice [4], é um parâmetro que oferece uma extensão dos conceitos da mecânica da fratura linear elástica até o comportamento elasto-plástico. É um conceito baseado em energia e não necessita de corpos-de-prova de grandes dimensões. A integral J tem vantagens sobre os critérios que utilizam K_{IC} e COD, porque ela se aplica a ambas as regiões: linear-elástica e elasto-plástica. Está normalizada pela ASTM na norma ASTM E-813 [5].

2. OBJETIVOS

Os ensaios de mecânica da fratura tais como COD, integral J e K_{IC} , estão sendo assuntos de interesse crescente para as indústrias mais sofisticadas e centros de pesquisas. Com a fabricação de equipamentos nas áreas Nuclear, Petrolífera e Química, a tendência dos usuários é qualificar os materiais com base nos valores característicos da tenacidade à fratura, tendo então interesse a preparação nesta área de ensaios de materiais.

Para utilização dos métodos de ensaio é necessário um conhecimento dos princípios da mecânica da fratura, assim como da influência das variáveis metalúrgicas e dos parâmetros de soldagem (no caso de componentes soldados) no seu resultado.

Baseando-se no exposto acima, pretende-se apresentar neste trabalho:

- a) Princípios básicos da mecânica da fratura;
- b) Descrição dos ensaios COD e J;
- c) Determinação experimental do COD e da integral J em duas séries de corpos-de-prova: uma série pré-trincada com um fator de intensidade de tensões alto, fora dos limites especificados nas normas BS-5762 [3] e ASTM E-813 [5] e outra série com um fator de intensidade de tensões de acordo com as normas e comparação das duas séries;
- d) Levantamento da curva de transição dúctil-frágil através de ensaios de impacto Charpy, numa faixa de temperatura

ras de -80°C à ambiente e determinação de K_{IC} a partir dos ensaios de impacto Charpy, utilizando relações empíricas;

e) Correlação entre COD e integral J.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Conceitos de Mecânica da Fratura

3.1.1 Introdução

A mecânica da fratura é uma área da ciência na qual se procura obter informações a respeito da tenacidade relativa dos materiais sob condições semelhantes às encontradas na prática.

Os cálculos de estruturas baseados nas características da mecânica clássica (limite de elasticidade, limite de resistência) não levam em conta a tenacidade do material (aqui definida como sendo a propriedade do material de resistir à propagação instável de uma trinca).

Sob certas condições de serviço, um defeito, mesmo de dimensões muito pequenas, pode levar a rupturas bruscas. Tais defeitos são inevitáveis nas estruturas. Por mais controlada que seja a fabricação dos componentes, defeitos aparecem de formas variadas: durante uma soldagem, por corrosão sob tensão, por fadiga, etc., adicionalmente àqueles inerentes ao próprio material.

As dimensões críticas de defeitos, dependendo de sua posição, que sob condições de tensões dadas, provocam rupturas catastróficas, são determinadas em função da tenacidade do material.

A mecânica da fratura estabelece uma inter-relação' entre três aspectos, que são [6,7]:

- a) Característica do material;
- b) Tensões atuantes;
- c) Tamanho de defeito.

Conhecendo-se a característica do material (a), juntamente com (b) ou (c), pode-se determinar o terceiro.

3.1.2 Conceitos Básicos da Mecânica da Fratura

Se um material está submetido a cargas que produzem tensões nominais próximas da tensão de projeto, zonas plásticas poderão ou não aparecer na ponta de trincas existentes, conforme mostra a Figura 1. Nessa figura, σ' é a tensão na ponta da trinca, σ'' é a tensão na superfície fora da trinca e contida no seu plano e σ é a tensão de tração aplicada. Quando se aplica uma carga que produz uma tensão de tração no material, contendo uma trinca, tem-se a qualquer momento a seguinte relação entre as tensões [8]:

$$\sigma' > \sigma'' > \sigma$$

De acordo com o limite de escoamento σ_e do material, podem ocorrer as quatro possibilidades seguintes:

- a) $\sigma_e > \sigma' > \sigma'' > \sigma$, que é a base da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE);

- b) $\sigma' > \sigma_e > \sigma'' > \sigma$, que é a base da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP);
- c) $\sigma' > \sigma'' > \sigma_e > \sigma$, que é a base da Mecânica da Fratura, no escoamento total;
- d) $\sigma' > \sigma'' > \sigma > \sigma_e$, que é a base da Mecânica da Fratura, no escoamento generalizado.

A diferença entre os casos a, b, c e d é um problema dependente do material e da temperatura [8].

Na Figura 2 observa-se que no caso da mecânica da fratura linear elástica a fratura ocorre sem propagação estável da trinca. Na mecânica da fratura linear-elástica modificada (segundo Issler [7]) tem-se uma pequena propagação da trinca antes de ocorrer a fratura, enquanto que em materiais onde predomina a mecânica da fratura elasto-plástica ou mesmo quando se tem ruptura por colapso plástico ocorre uma propagação da trinca bem maior antes de ocorrer a fratura.

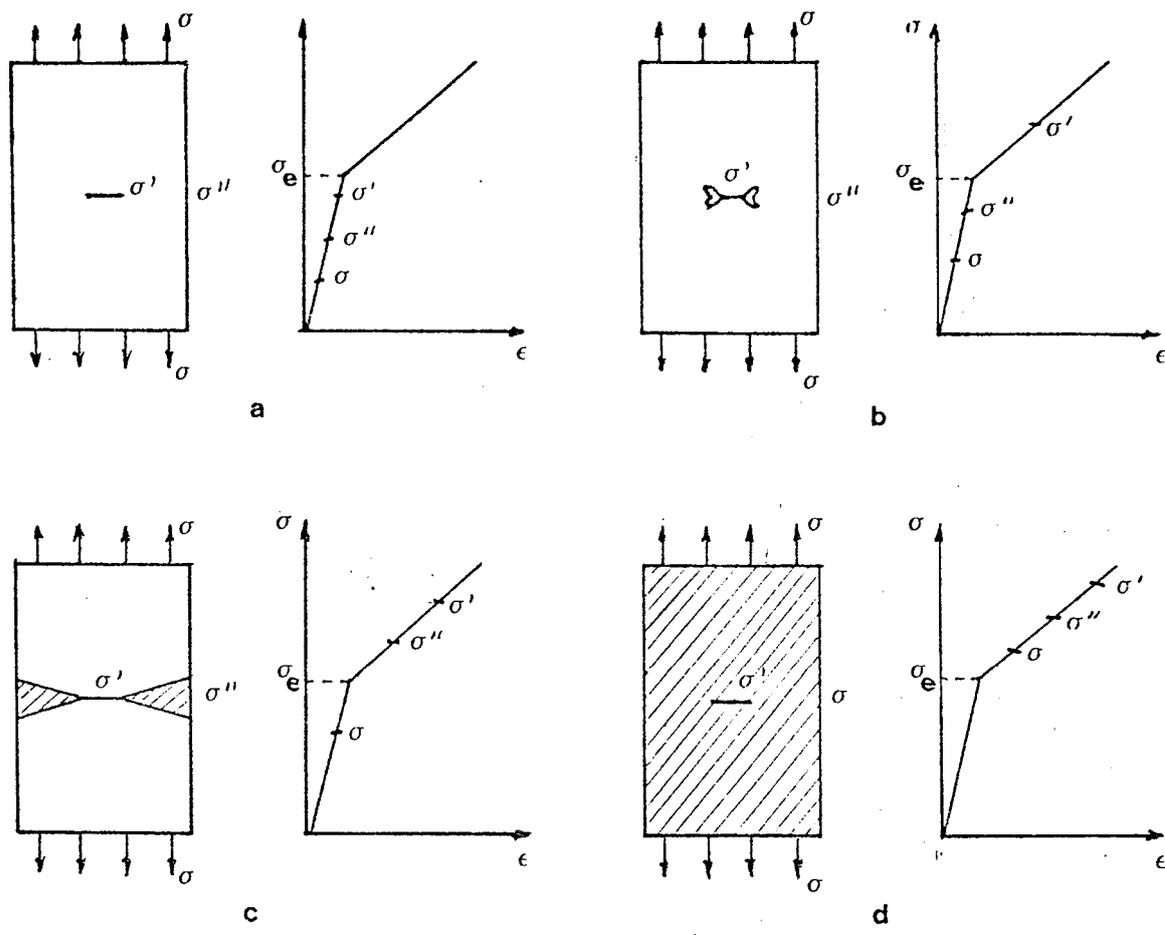
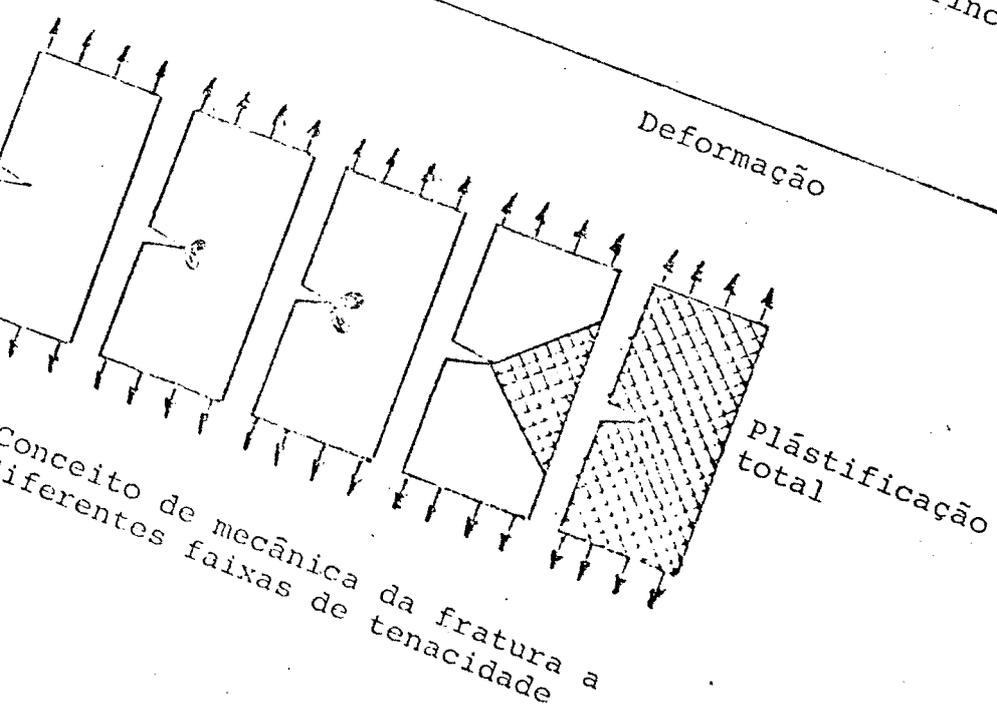
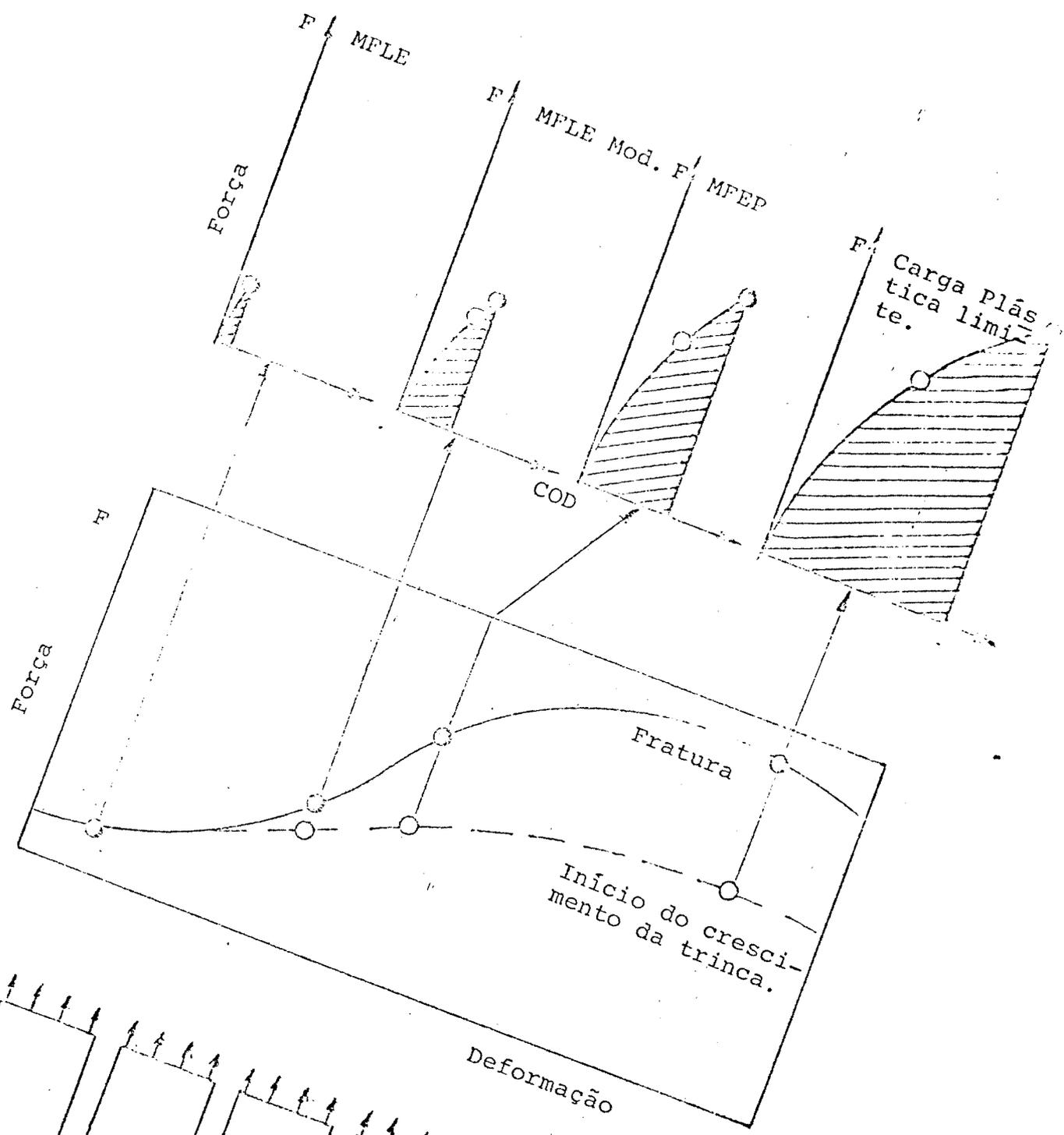


Figura 1 - Corpo trincado submetido a diferentes nveis de tenso [8]



Conceito de mecânica da fratura a diferentes faixas de tenacidade

Os principais fatores que contribuem para o comportamento linear elástico e, portanto, para a falha por ruptura frágil são: baixas temperaturas, estado plano de deformações (grandes espessuras), solicitações dinâmicas e alto limite de escoamento [7].

3.1.3 Modos de Ruptura

Um material pode fraturar por um dos modos seguintes:

- a) Instabilidade elástica (flambagem);
- b) Instabilidade em tração (estricção);
- c) Deformação plástica (escoamento);
- d) Fratura rápida (trincamento).

A instabilidade elástica é controlada pelo módulo de Young; a deformação plástica pelo limite de escoamento σ_e , e a fratura rápida por um dos fatores de tenacidade à fratura, ou seja, por K_{IC} , COD ou J. A instabilidade em tração não tem um fator controlador correspondente [7].

3.1.4 Comportamento do Material

Um material pode comportar-se como frágil, tenaz ou misto, sob uma tensão aplicada. Tais tipos de comportamento podem ser estudados pela análise de tensões dominantes, isto é, as tensões responsáveis por tal tipo de comportamento, modelo

de escala atômica e círculo de Mohr para o ensaio de tração. A Figura 3 mostra, de forma esquemática, os tipos de comportamento e os respectivos métodos de estudo.

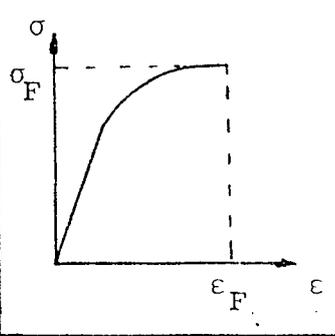
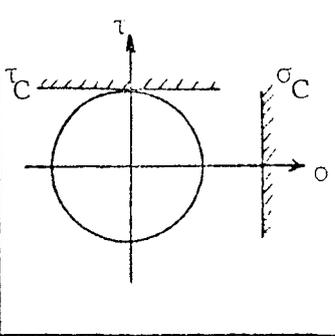
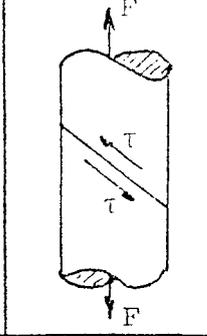
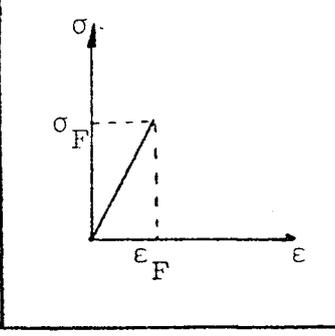
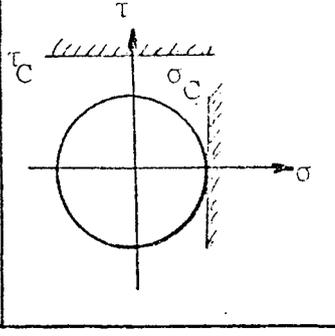
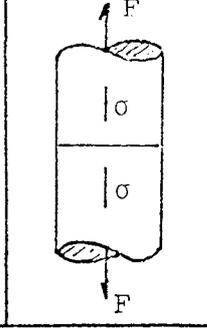
COMPORT. MATERIAL	CURVA TENSÃO x DEFORMAÇ.	ANÁLISE PELO CIRC. DE MOHR	TENSÕES DOMINANTES	TIPO DE FRATURA
TENAZ				DÚCTIL
FRÁGIL				FRÁGIL

Figura 3 - Tipos de comportamento do material com os respectivos métodos de estudo [6]

A tensão dominante (tensão responsável pelo tipo de comportamento do material) no caso de material de comportamento frágil é a tensão normal σ , a qual produzirá, em escala atômica, um rompimento das ligações atômicas através de um plano de fratura criando uma nova superfície da trinca. Isto pode ocorrer através de quebras de ligações atômicas perpendiculares ao plano de fratura, um processo chamado clivagem. Em

de escala atômica e círculo de Mohr para o ensaio de tração. A Figura 3 mostra, de forma esquemática, os tipos de comportamento e os respectivos métodos de estudo.

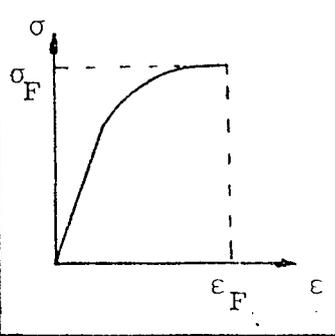
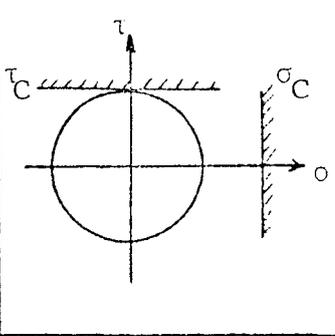
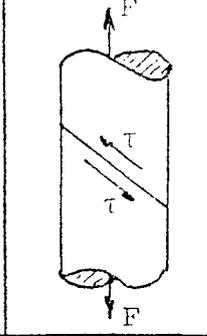
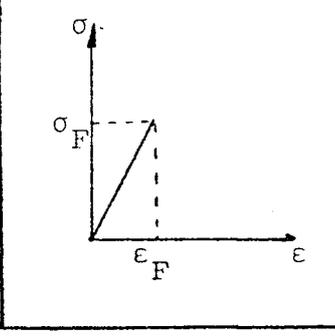
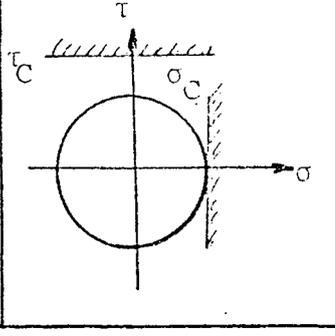
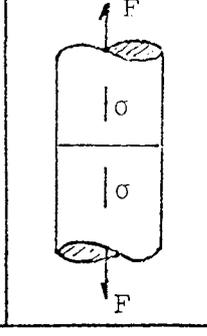
COMPORT. MATERIAL	CURVA TENSÃO x DEFORMAÇ.	ANÁLISE PELO CIRC. DE MOHR	TENSÕES DOMINANTES	TIPO DE FRATURA
TENAZ				DÚCTIL
FRÁGIL				FRÁGIL

Figura 3 - Tipos de comportamento do material com os respectivos métodos de estudo [6]

A tensão dominante (tensão responsável pelo tipo de comportamento do material) no caso de material de comportamento frágil é a tensão normal σ , a qual produzirá, em escala atômica, um rompimento das ligações atômicas através de um plano de fratura criando uma nova superfície da trinca. Isto pode ocorrer através de quebras de ligações atômicas perpendiculares ao plano de fratura, um processo chamado clivagem. Em

escala macroscópica ter-se-á fratura frágil, com pouca ou quase nenhuma deformação na sua superfície. Isto implica em dizer que, no círculo de Mohr o material atingirá a tensão de fratura antes de alcançar a tensão necessária para escoamento, ou seja, o material romperá no regime elástico [7].

Para o caso de material tenaz, a tensão dominante é a tensão de cisalhamento τ , e a deformação resultante em escala atômica, se dará por cisalhamento das ligações através do plano de fratura. Isto implica em uma deformação plástica antes de ocorrer a ruptura. Durante o ensaio de tração em materiais que apresentam um comportamento tenaz, aparece sempre uma estrição, a qual ocorre no limite de resistência, ou quando a deformação verdadeira se iguala ao coeficiente de encruamento. Esta começa no ponto de instabilidade plástica, onde o aumento de resistência devido ao encruamento não é mais suficiente para compensar a diminuição da área da seção transversal do corpo-de-prova [9]. Pelo círculo de Mohr nota-se que um tal material alcança a tensão crítica de cisalhamento τ_c antes de atingir a tensão normal de fratura σ_f . Tais considerações estão esquematizadas na Figura 3.

Muitos materiais têm um comportamento misto, isto é, entre frágil e tenaz. Os critérios para o comportamento do material são:

- a) Resistência à propagação da trinca, comparada com a característica do material;
- b) Quantidade de deformação antes da fratura;
- c) Aspecto da fratura.

3.1.5 Tenacidade e Tenacidade à Fratura

Tenacidade de um material é a capacidade do mesmo de absorver energia até a sua ruptura. Pode-se considerar a tenacidade como sendo a área total sob a curva tensão x deformação (convencional), a qual é uma indicação da quantidade de trabalho por unidade de volume, que pode ser realizado no material sem causar a sua fratura. Alguns autores definem a tenacidade como a energia necessária para romper o material sob tração pura, por unidade de volume [10].

Em mecânica da fratura define-se a tenacidade à fratura como sendo a capacidade do metal, contendo uma pequena trinca ou outro concentrador de tensões, de resistir à fratura frágil [11]. Sempre é referido neste texto a "tenacidade", como sendo "tenacidade à fratura".

A tenacidade pode ser analisada em função de três parâmetros:

- a) Carga de ruptura devido a carregamento mecânico;
- b) Energia absorvida devido a carregamento dinâmico (impacto).
- c) Deformação na fratura devido a tensões térmicas, no caso de materiais que trabalham a alta temperatura.

A tenacidade, sob o ponto de vista da mecânica da fratura, pode também ser abordada sob os seguintes aspectos:

- a) Pré-advertência: ocorrência de uma deformação apreciável através da propagação da trinca antes da fratura. Em materiais tenazes é possível detectar uma trinca com ultra-

som, por exemplo, e evitar a fratura. Isto se deve ao fato de que, em materiais tenazes a trinca possui um crescimento estável;

b) Imobilização da trinca: devido à capacidade do material tenaz em imobilizar a propagação da trinca, ter-se-á nesta região uma intensa deformação plástica. Pode-se concluir então que a ruptura de materiais tenazes ocorrerá sempre através de crescimento estável de trinca, não ocorrendo falhas catastróficas;

c) Estado e tipo de material; para um material tenaz em estado irradiado ou em baixa temperatura, a tensão normal crítica σ_c praticamente não é alterada, mas a tensão crítica de cisalhamento τ_c é aumentada. Isto significa que a resistência do material pode ser maior, mas ocorre uma variação do comportamento do material no sentido de tenaz para frágil. Esta situação está esquematizada na Figura 4 [7]. Um tal material tem o seu τ_c aumentado, o que quer dizer fragilização do material. Tal fragilização é devida a:

- 1º) mudanças estruturais no material;
- 2º) baixa temperatura;
- 3º) alta velocidade de aplicação de carga.

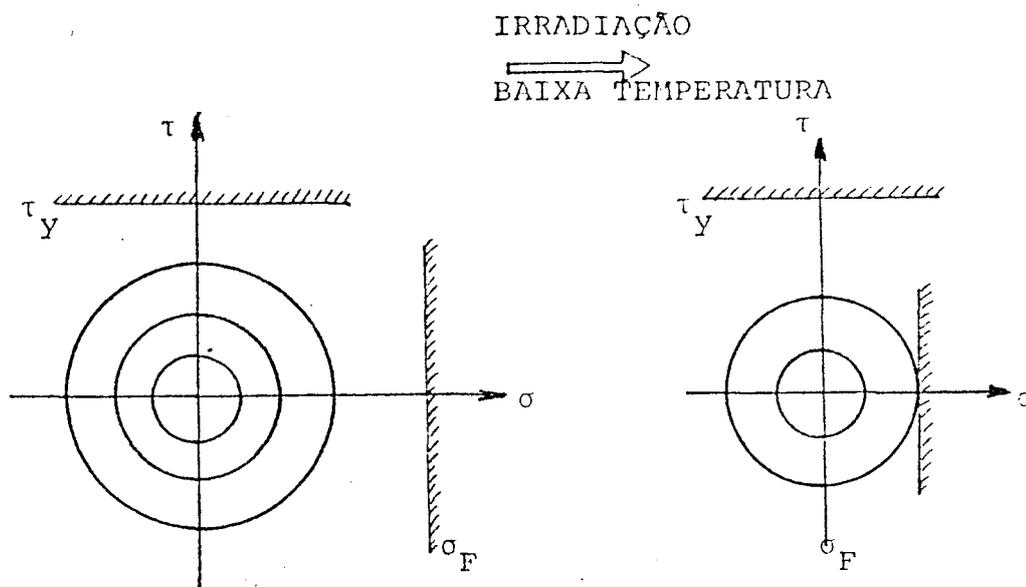


Figura 4 - Estado do material

(a) material tenaz,

(b) fragilização do material devido
a um aumento de τ_c [7]

d) Estado de tensões: um material pode mudar completamente seu comportamento à fratura mediante o estado de tensões que lhe é aplicado. Na Figura 5 vê-se que na parte a tem-se a representação de um estado de tração pura. Observa-se que a adição de uma segunda tensão de tração σ_2 (parte b) não altera a tensão máxima de cisalhamento, o que significa que a resistência do material à deformação fica inalterada. A adição de uma terceira tensão de tração σ_3 implica em uma diminuição de τ_{\max} (parte c) e eventualmente, se $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ (es

tado hidrostático de tensões) os círculos de Mohr confundem-se em um ponto e τ_{\max} é nulo. Neste caso não ocorreria nenhuma deformação plástica [10]. Isto implica em dizer "fragilização por tensões". A diminuição do nível das tensões cisalhantes leva a um decréscimo considerável na tenacidade do material, uma vez que a deformação plástica é produzida por estas tensões cisalhantes. Assim, a fratura frágil está invariavelmente associada com tensões triaxiais desenvolvidas em um entalhe ou concentrador de tensões. A fragilização devida a um estado triaxial de tensões está ilustrada na Figura 6.

Uma maneira de avaliar a tenacidade do material é através do ensaio de impacto, por exemplo, Charpy. A Figura 7 mostra duas curvas de ensaio de impacto tipo Charpy com entalhe em V, para um material frágil e um tenaz. Nesta figura pode-se notar que ocorre um decréscimo do patamar superior do material tenaz para o frágil e que ao mesmo tempo ocorre um aumento de temperatura de transição. Talvez o fator mais importante no que diz respeito à fragilização do material é o aumento da temperatura de transição.

3.1.6 Modos de Separação na Ponta da Trinca

Considere-se um estado inicial no qual uma trinca contida em um plano está submetida a um sistema de forças; suponha-se que a propagação dessa trinca ocorra no plano que a contém. O estado mais geral de propagação da trinca pode ser considerado como a superposição dos três modos simples apre-

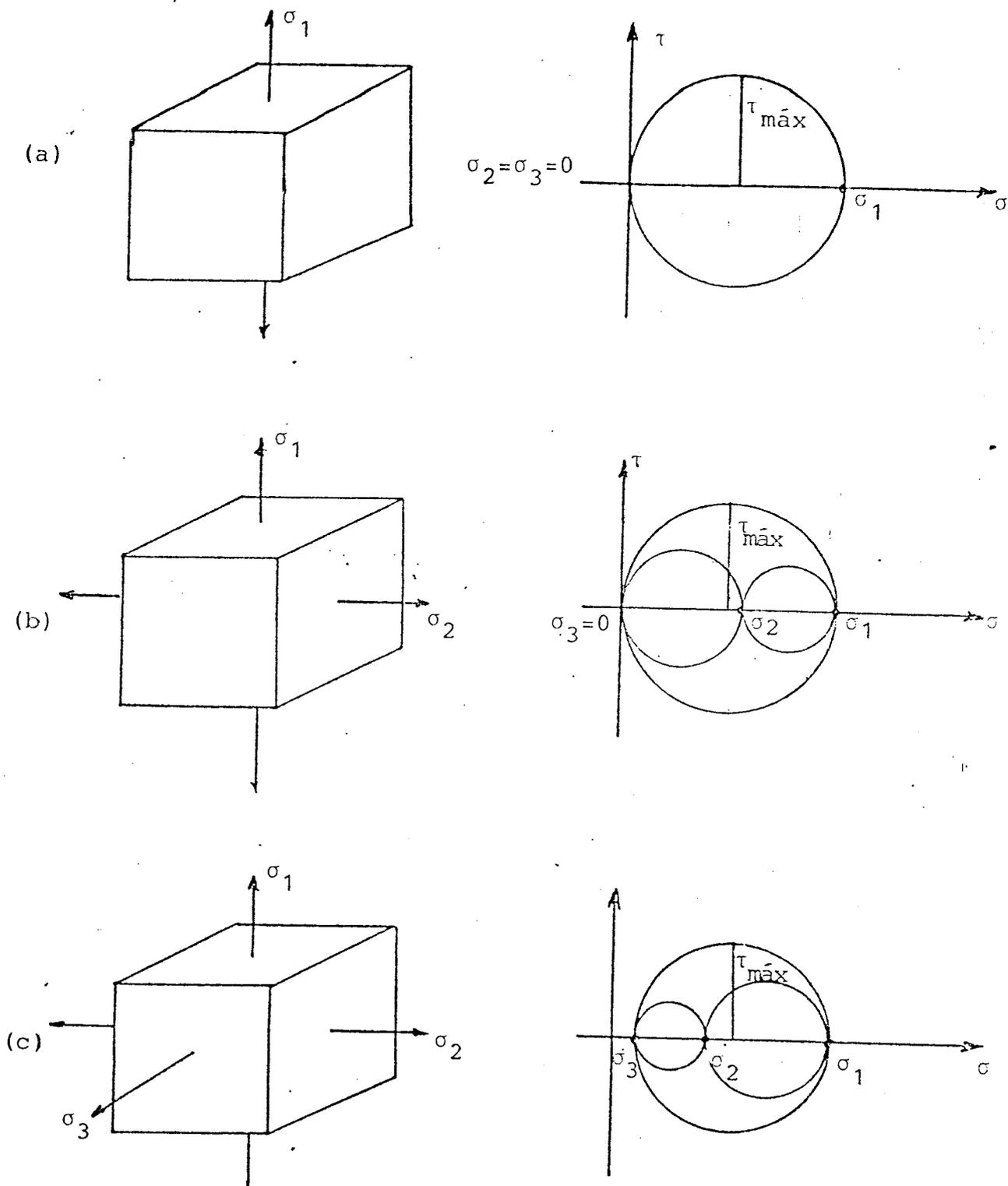


Figura 5 - Diferentes estados de tensão e círculos de Mohr correspondentes [9]

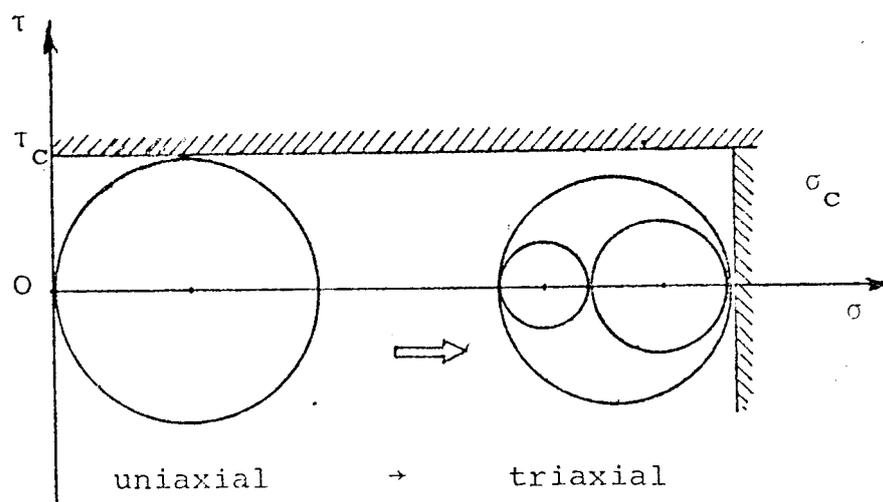


Figura 6 - Fragilização devido a estado triaxial de tensões em um material

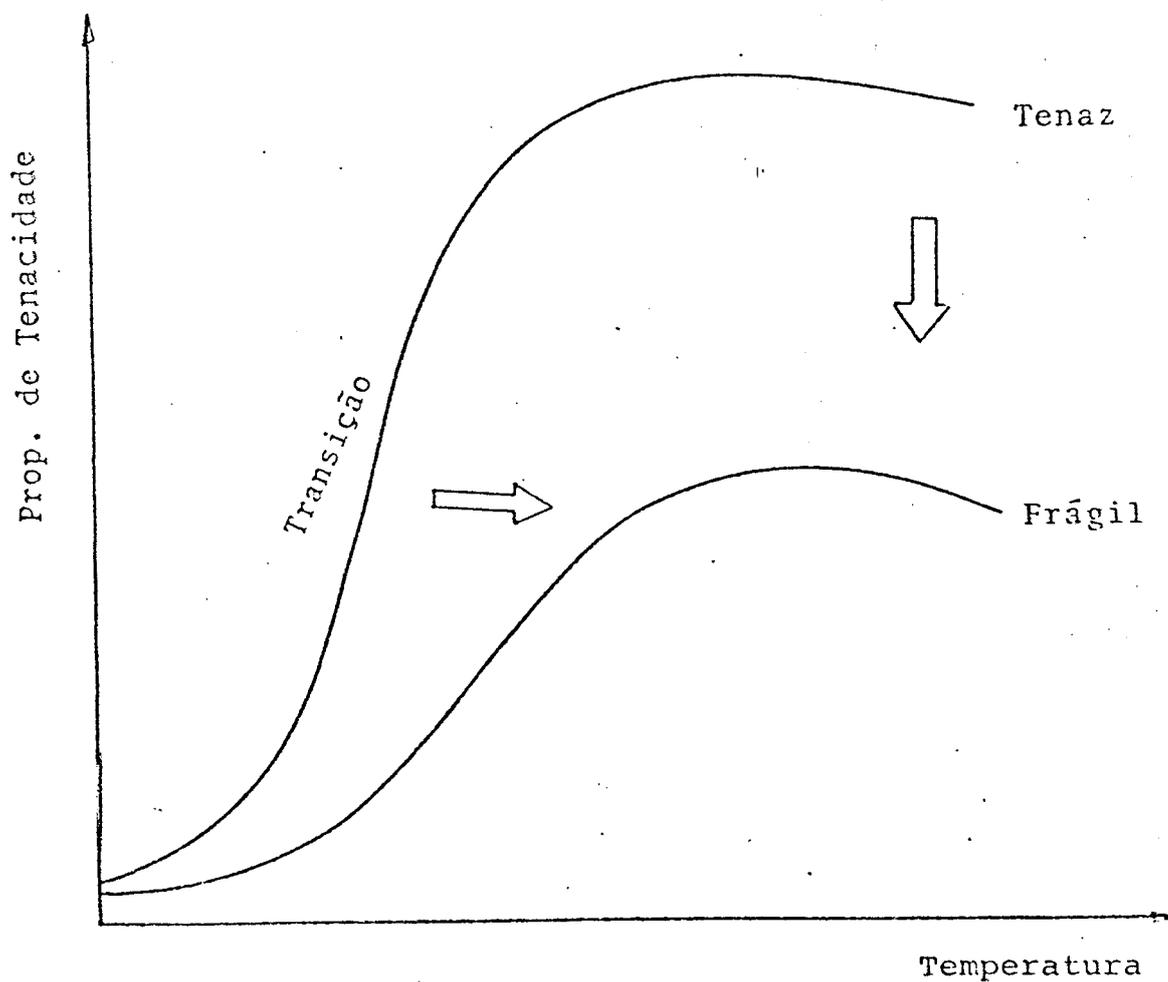


Figura 7 - Curvas de ensaio de impacto Charpy para dois materiais: um tenaz e um frágil [6]

sentados na Figura 8.

- Modo I (modo de abertura), com carregamento em tração. As superfícies se deslocam perpendicularmente a si mesmas.

- Modo II (modo de cisalhamento frontal), com carregamento em cisalhamento. As superfícies da trinca se deslocam paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação.

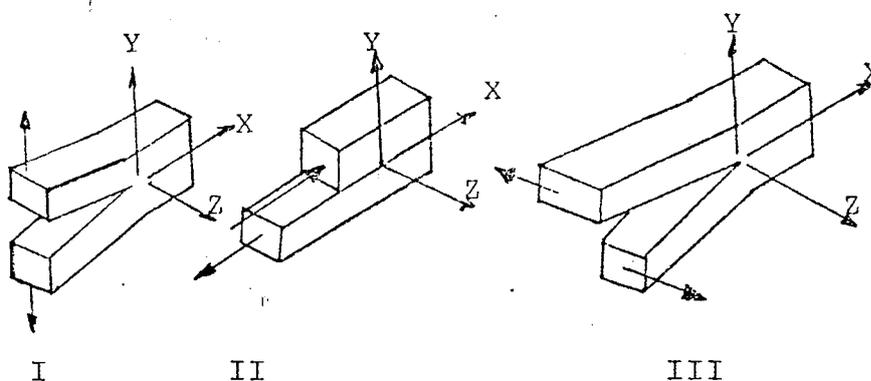


Figura 8 - Modos de separação na ponta da trinca

- Modo III (modo de cisalhamento paralelo), com carregamento em cisalhamento. As superfícies da trinca se deslocam paralelamente a si mesmas e à frente de propagação [9].

As fraturas mais drásticas são geralmente as do modo I, razão pela qual a maioria dos estudos de mecânica da fratura se baseiam nesse modo. No modo I existem dois casos extremos: com um corpo-de-prova tipo placa fina ocorre um es-

tado plano de tensões, enquanto que em corpos-de-prova espessos tem-se uma condição de estado plano de deformações (próximo item).

3.1.7 Estados de Tensões e de Deformações

O estado de tensões em um ponto é completamente descrito por seis componentes: três tensões normais e três tensões cisalhantes. As tensões normais aos planos nos quais as tensões cisalhantes são nulas são denominadas tensões principais e tais planos denominam-se planos principais. Se as três tensões principais atuantes em um ponto são diferentes de zero, tem-se um estado triaxial de tensões. Essas três tensões em geral são desiguais. Quando duas delas são iguais, o estado de tensões é denominado cilíndrico. Se as três tensões principais são iguais, tem-se um estado hidrostático ou esférico. Se o estado de tensões é bi-dimensional, tem-se um estado plano de tensões.

As direções das tensões principais denominam-se direções principais. As tensões segundo as direções x , y , z são designadas, segundo alguns autores [9,12], por σ_x , σ_y e σ_z e as tensões de cisalhamento são designadas por dois sub-índices; por exemplo, τ_{xy} é a tensão cisalhante atuante no plano normal à direção x e segundo a direção y . Da mesma forma se identificam τ_{xz} e τ_{yz} .

A condição: $\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$ é de estado plano de tensões.

As deformações lineares segundo as direções x , y , z são designadas como ϵ_x , ϵ_y e ϵ_z . A condição: $\epsilon_z = 0$ define um estado plano de deformações, o qual é encontrado, por exemplo, na parte central de uma chapa grossa e, neste caso, sobre as faces laterais tem-se um estado plano de tensões. No estado plano de deformações tem-se: $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$, e $\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$ onde ν é o coeficiente de Poisson.

3.1.8 Concentração de Tensões

Sempre que há uma mudança abrupta na área da seção transversal, ou na geometria de um membro estrutural, as tensões tendem a se concentrar neste local, conforme pode ser visto na Figura 9. O fator de concentração de tensões é definido como o quociente entre a máxima tensão elástica atuante, σ_{\max} , devida à descontinuidade, e a tensão média, σ_n , resultante da divisão do valor do esforço solicitante pela área da seção transversal mínima da região em estudo [10,12].

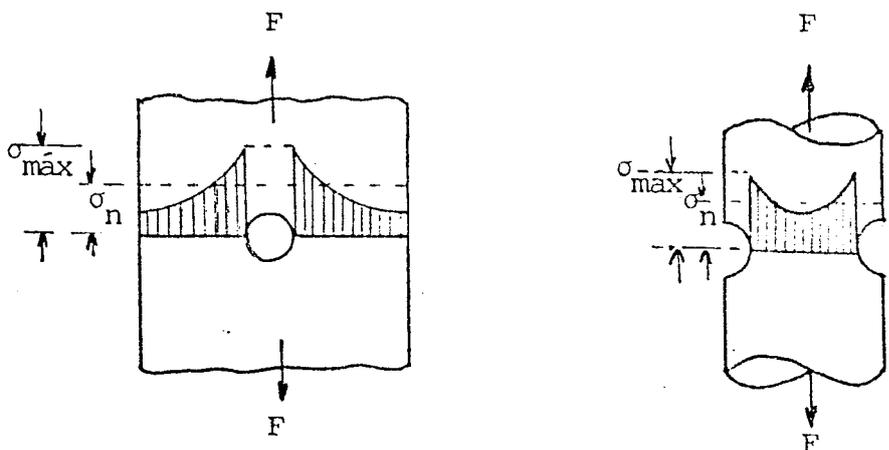


Figura 9 - Concentração de tensões. (a) devido a um furo circular, (b) devido a um entalhe

Sendo A_n a área da seção transversal do membro estrutural, têm-se:

$$\sigma_n = \frac{F}{A_n}$$

$$\alpha_k = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_n} \rightarrow \sigma_{\max} = \alpha_k \cdot \sigma_n \quad (1)$$

α_k = fator de concentração de tensões elásticas.

O fator de concentração de tensões depende da geometria da descontinuidade. No caso de um furo elíptico tem-se:

$$\sigma_{\max} = \sigma_n \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}}\right) \rightarrow \alpha_k = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (2)$$

sendo: a = metade do comprimento da trinca

ρ = raio de curvatura na ponta da trinca

Para um furo redondo, $a = \rho \rightarrow \sigma_{\max} = 3\sigma_n$ ou $\alpha_k = 3$

Tais expressões se aplicam a placas de dimensões in finitas. Para o caso de placas com dimensões finitas, o fator de concentração de tensões é dado por expressões, ou é tabela do em função da dimensão a do defeito e da largura W da chapa. A Figura 10 mostra curvas obtidas experimentalmente para fato res de concentração de tensões [10].

A concentração de tensões é uma das principais cau sas da ocorrência de fraturas frágeis ou por fadiga, que, nui

tas vezes, levam as estruturas a ruptura [9].

No caso de estruturas soldadas, a soldagem pode provocar mudança nas propriedades físicas e mecânicas do material, tornando-os mais duros e, portanto mais frágeis, devido a ciclos térmicos a que são submetidos [13].

Outro fator que deve ser considerado é o efeito das tensões residuais após o descarregamento. A tensão residual será igual à diferença entre as tensões real e elástica fictícia (tensão elástica máxima devida à concentração de tensões), isto é:

$$\sigma_{\text{res}} = \sigma_{\text{real}} - \sigma_{\text{el.fic.}}$$

$$\sigma_{\text{res.max.}} = \sigma_e - \alpha_k \cdot \sigma_n \quad (3)$$

ou seja, a tensão residual máxima será igual à diferença entre o limite de escoamento e a tensão máxima.

Num material frágil, tem-se:

$$\sigma_{\text{max}} = \sigma_f = \sigma_r$$

Sendo σ_f = tensão de fratura e

σ_r = limite de resistência.

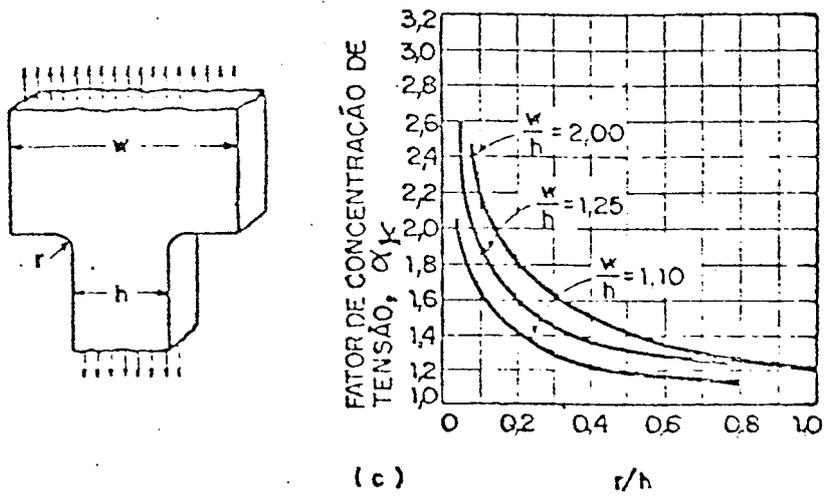
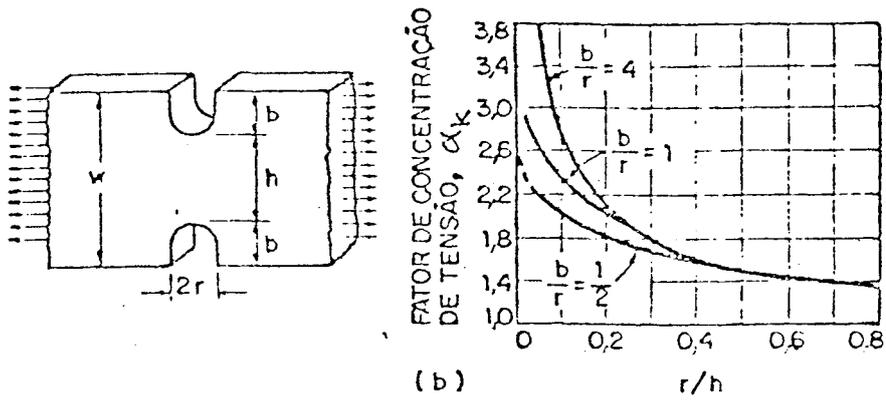
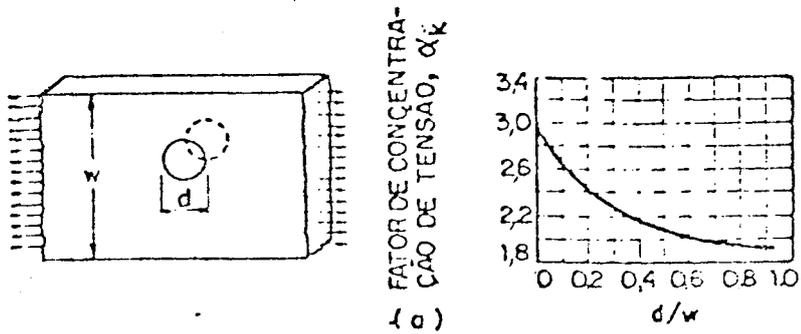


Figura 10 - Fatores de concentração de tensões (experimentais) [10]

3.2 Fundamentos da Mecânica da Fratura

3.2.1 O Conceito de Segurança

Entende-se por segurança de uma estrutura ou componente como sendo a probabilidade da não ocorrência de ruptura. O comportamento de um componente pode ser considerado como sendo controlado sob a ação de dois fatores R e K; K é o parâmetro criado por forças externas que tendem a levar o componente à fratura e R é o parâmetro que representa a resistência do material ou componente à propagação da trinca, ou seja, tenacidade à fratura. É baseado nestes conceitos que no cálculo de estruturas ou componentes, leva-se sempre em conta um fator de segurança, S, representado por:

$$S = \frac{R}{K} \quad (5)$$

O tradicional conceito de segurança, baseado na Mecânica Clássica, $\sigma_n < \sigma_e$ é substituído então, pelo conceito apresentado acima, o qual leva em conta a tenacidade do material. Tal conceito é constituído de um instrumento físico-matemático que recebe o nome de Mecânica da Fratura [14].

A mecânica da fratura pode ser sintetizada como:

a) Definição de um critério de avaliação e de um parâmetro, para o início e propagação de uma trinca em uma dada estrutura sujeita a um carregamento;

b) Método teórico, seja analítico ou numérico, para a obtenção desse parâmetro (que pode ser o K_{IC} , o COD ou a integral J).

3.2.2 Aspectos Macroscópicos da Fratura

Pode-se considerar dois modos principais de fratura: fratura frágil e fratura dúctil. A primeira (Figura 11a) apresenta uma superfície de fratura plana e perpendicular à direção da tensão principal. Observa-se geralmente que nesta existe muito pouca deformação plástica.

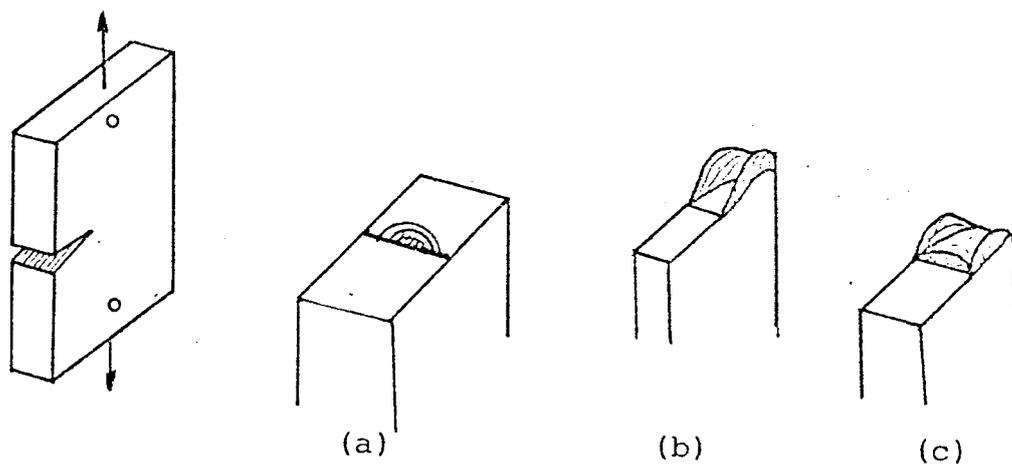


Figura 11 - Forma esquemática de corpos-de-prova fraturados

(a) fratura frágil;

(b) fratura dúctil;

(c) fratura mista.

Ao contrário da fratura frágil, que se inicia com um mecanismo de separação dos planos cristalinos denominado clivagem, a fratura dúctil dá-se por deslizamento dos planos tensionados, e a superfície macroscópica de fratura apresenta-se de forma inclinada (Figura 11b) [14,15].

Em geral, tem-se uma combinação dos dois casos descritos acima (Figura 11c).

Sabe-se que na fratura frágil uma trinca se propaga instavelmente, com uma velocidade que se aproxima da velocidade de propagação do som no material. Durante a propagação, a zona de deformação plástica, que sempre existe na ponta da trinca, está confinada por uma região deformada elasticamente, isto é, a fratura ocorre sem deformação plástica macroscópica. Ela ocorre sob tensões inferiores à do escoamento. A trinca se propaga sem aumento de tensões e, como consequência, rupturas em serviço atingem proporções catastróficas.

Na fratura dúctil a trinca sempre se propaga de modo estável e sempre existe uma região deformada plasticamente na ponta da trinca, isto é, a fratura ocorre com deformação plástica macroscópica. Para ocorrer a propagação da trinca tem-se que aumentar o nível de tensões até que se atinja o colapso.

3.3 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

Em muitos materiais contendo defeitos, quando submetidos a tensões abaixo do limite de escoamento σ_e , a fratura

se propaga rapidamente com muito pouca ou nenhuma deformação plástica de regiões adjacentes à ponta da trinca. Tal propagação é repentina, rápida e instável. Em vista da importância da fratura frágil, surgiu o conceito da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) a qual fornece uma medida quantitativa da resistência de um material à propagação de trincas. Os critérios adotados que contribuem para o estudo da MFLE são apresentados nos parágrafos que se seguem.

3.3.1 Critério da Fratura Frágil (Griffith)

Griffith [16] estabeleceu o seguinte critério para a propagação de uma trinca: "uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for pelo menos igual à energia necessária para criar a nova superfície da trinca". Esse critério pode ser usado para determinar a tensão mínima que causará a propagação de uma trinca de um tamanho determinado, como fratura frágil [9].

Considere-se o modelo de trinca mostrado na Figura 12. Sendo a espessura da chapa desprezível, pode-se tratar o problema como sendo relativo a um estado plano de tensões. Se a trinca é interior, o comprimento é $2a$, enquanto que se a trinca está na borda, seu comprimento é a . O efeito nos dois casos é o mesmo. A formação da trinca provoca uma diminuição da energia de deformação. A energia de deformação elástica por unidade de espessura da placa é:

$$U_E = \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \quad (6)$$

onde E é módulo de elasticidade.

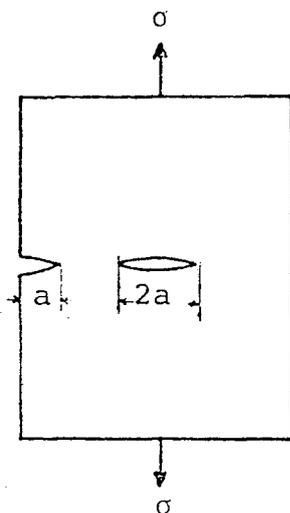


Figura 12 - Modelo de trinca de Griffith

A energia da superfície devida à presença da trinca é:

$$U_S = 4a\gamma_S \quad (7)$$

onde γ_S é energia de superfície por unidade de área.

A variação total da energia resultante da criação da trinca é então:

$$\Delta U = U_S + U_E \quad (8)$$

Pelo critério de Griffith, a trinca se propagará

sob a ação de uma tensão constante aplicada σ , se um aumento incremental do comprimento da trinca não produzir mudança de energia total do sistema:

$$\frac{d\Delta U}{da} = 0 \rightarrow \frac{d}{da} \left(4a\gamma_s - \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \right) = 0 \quad \text{ou}$$

$$4\gamma_s - \frac{2\pi a \sigma^2}{E} = 0 \rightarrow \sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (9)$$

que é a tensão necessária para a propagação de uma trinca num material frágil, em função do tamanho da micro-trinca.

Para uma placa espessa (estado plano de deformações), a equação de Griffith é dada por [9]:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{(1-\nu^2)\pi a}} \quad (10)$$

3.3.2 Crítério de Instabilidade (Irwin)

Segundo Irwin [17], uma trinca se torna instável quando a liberação de energia elástica devido à extensão da trinca, "taxa de liberação de energia" (g), for igual à resistência que o material oferece à propagação da trinca, isto é; a resistência à criação de novas superfícies de trinca, "resistência ao crescimento da trinca" (R).

$$g = \frac{d}{da} \left(\frac{U_E}{2} \right) = \frac{d}{da} \left(\frac{\pi a^2 \sigma^2}{2E} \right) = \frac{\pi \sigma^2 a}{E}$$

$$R = 2\gamma_s$$

onde γ_s é a energia de superfície por unidade de área. Logo, o critério de instabilidade será [14,15]:

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_s \rightarrow \sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (11)$$

3.3.3 Fator de Intensidade de Tensões

Considere-se, como na Figura 13, uma placa fina de um sólido elástico contendo uma trinca interna. A distribuição de tensões na ponta da trinca, em termos de coordenadas polares, é dada pelas equações:

$$\sigma_x = \sigma \left(\frac{a}{2r}\right)^{1/2} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \quad (a)$$

$$\sigma_y = \sigma \left(\frac{a}{2r}\right)^{1/2} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \quad (b) \quad (12)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \left(\frac{a}{2r}\right)^{1/2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (c)$$

onde σ é a tensão nominal. Tais equações são válidas para $a > r > \rho$. Para uma orientação diretamente à frente da trinca, $\theta = 0$, tem-se:

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma \left(\frac{a}{2r}\right)^{1/2} e$$

$$\tau_{xy} = 0$$

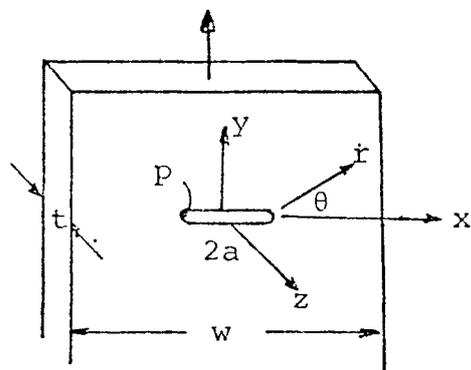


Figura 13 - Modelo para as equações para as tensões num ponto próximo a uma trinca

Irwin [17] mostrou que as equações anteriores indicam que as tensões locais perto da trinca dependem do produto da tensão nominal σ pela raiz quadrada da metade do comprimento da trinca. Tal relação recebeu o nome de "fator de intensidade de tensões" (K); que para o caso de uma trinca elástica numa placa infinitamente larga, é dada por:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (13)$$

e para placas finitas é dada por:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} Y\left(\frac{a}{w}\right) \quad (14)$$

onde $Y\left(\frac{a}{w}\right)$ é tabelado em função das geometrias do corpo-de-prova e da trinca.

As dimensões de K são $N/mm^{3/2}$, ou $MN/m^{3/2}$, ou $MPa\sqrt{m}$.

Usando a definição de K , as equações (12) ficam:

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

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (b) \quad (15)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (c)$$

Os valores de K para algumas geometrias de trincas e tipos de carregamento podem ser calculados utilizando-se a teoria da elasticidade. De modo geral, K é expresso sob a forma:

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad (16)$$

sendo α um parâmetro que depende do corpo-de-prova e da geometria da trinca [9].

O modo I referido na seção 3.1.6 é o modo usual para o ensaio de tenacidade à fratura, e um valor crítico do fator de intensidade de tensões determinado para este modo seria designado por K_{IC} . Admite-se, neste caso, que a fratura se inicia na extremidade da trinca, no plano onde a tensão normal é máxima. A fratura ocorre quando o fator de intensidade de tensões K_I , isto é, o valor de K no modo I de abertura da trinca, atinge um valor crítico K_{IC} (critério da fratura frágil). Este valor de K_{IC} caracteriza quantitativamente a resistência do

material à propagação instável de uma trinca no modo I, ou seja, a tenacidade à fratura em estado plano de deformações. A tenacidade à fratura é uma função do material, da temperatura, da velocidade de carregamento e do estado de tensões [2,7].

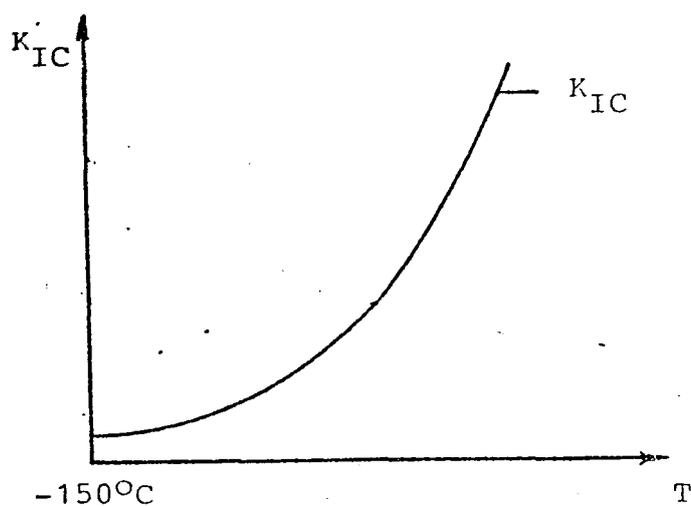
A Figura 14 (a e b) mostra a variação de K_{IC} com a temperatura e com a espessura do corpo-de-prova. O modo I de carregamento é a situação mais importante, onde existem dois casos extremos: com um corpo-de-prova do tipo placa fina ocorre um estado plano de tensões, enquanto que um corpo-de-prova espesso exhibe uma condição de estado plano de deformações. A condição de estado plano de deformações representa o estado de tensões mais severo, e os valores de K_I são inferiores aos obtidos com os corpos-de-prova com o estado plano de tensões.

Seja Γ_{IC} a energia necessária para que a trinca se propague no modo I de abertura; ter-se-á uma propagação instável quando a taxa de liberação de energia g_I for decrescida para um valor crítico igual a Γ_{IC} . Este valor crítico de g_I é representado por g_{IC} . Tanto g_{IC} como K_{IC} são características da tenacidade do material. Enquanto que a taxa de liberação de energia g tem um significado físico mais direto para o processo de fratura, o fator de intensidade de tensões K é preferido em trabalhos de mecânica da fratura devido ao fato de ser mais viável para uma determinação analítica. Estes dois parâmetros podem ser relacionados da seguinte forma:

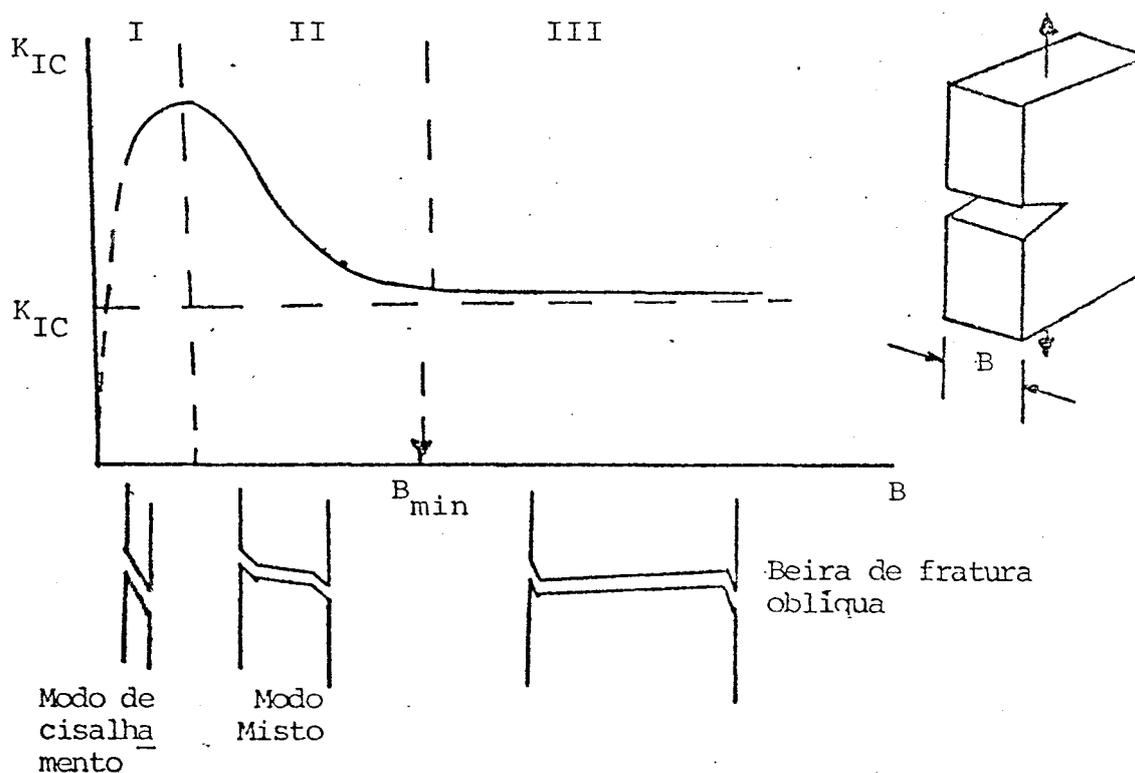
$$g = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} ; K = \sigma \sqrt{\pi a} \rightarrow \quad (17)$$

$$K^2 = g \cdot E \quad (\text{estado plano de tensões}) \quad (18)$$

$$K^2 = \frac{gE}{1-\nu^2} \quad (\text{estado plano de deformações}) \quad (19)$$



(a) Influência da temperatura



(b) Influência da espessura do C.P. (estado plano de tensões + estado plano de deformações)[14]

Figura 14 - Variação de K_{IC} com a temperatura e com a espessura do corpo-de-prova

3.3.4 Zona Plástica Próxima à Ponta da Trinca

A MFLE é válida também para o caso em que existe uma pequena zona plástica próxima à ponta da trinca (MFLE modificada, segundo Issler) [7].

Em muitos materiais existe uma deformação plástica localizada próxima à ponta da trinca a qual é produzida pelo alto nível de tensões. Esta deformação plástica dá aos materiais alguma tenacidade, ou seja, resistência à propagação da trinca. A natureza e importância da deformação plástica localizada, a qual acompanha a trinca foi observada primeiramente por Orowan [18] e por Irwin [17]. Eles verificaram que quando ocorre essa deformação plástica próxima à ponta da trinca é necessário uma certa quantidade de trabalho plástico para que ocorra a propagação da mesma. Este trabalho plástico γ_p é adicionado ao trabalho necessário para criar as duas superfícies de fratura γ_s . O processo de fratura, quando ocorre relaxação plástica na ponta da trinca depende do valor de γ_p . Esta, por sua vez, depende da velocidade de propagação da trinca, da temperatura e da natureza do material.

Quando a velocidade de propagação da trinca é alta e/ou a temperatura é baixa e/ou o material é intrinsecamente frágil, γ_p é relativamente baixo (isto é, $\gamma_p < 10\gamma_s$). Baixos valores de γ_p por sua vez implicam em:

a) Que as deformações plásticas na vizinhança da trinca são também pequenas, da ordem de micro-deformações, que ocorrem em tensões abaixo do limite de escoamento;

b) Que o valor das tensões em regiões adjacentes à ponta da trinca é muito alto, da ordem de $E/10$ ou maior.

Conseqüentemente, a propagação da trinca é ainda contínua e elástica. Entretanto, o trabalho total necessário para expansão da trinca, por unidade de área da superfície de fratura, é aumentado de γ_s para $\gamma_s + \gamma_p$. Com isso a equação de Griffith é modificada no estado plano de tensões para [14]:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (20)$$

3.4 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A Mecânica da Fratura Linear Elástica só é aplicada a materiais de comportamento linear elástico. Existem porém, materiais que, quando submetidos a tensões, sofrem uma deformação plástica apreciável na ponta de trincas ou defeitos existentes antes de ocorrer a fratura. Diz-se que tais materiais têm comportamento elasto-plástico. Como a MFLE não se aplica a tais materiais (principalmente aqueles de baixa e média resistência), surgiu o conceito do COD (Crack Opening Displacement) e da integral J. Tais conceitos serão apresentados após o estudo dos princípios nos quais eles se baseiam.

3.4.1 Análise da Zona Plástica

Aplicando-se os critérios de Tresca e de Von Mises,

encontra-se, na condição de estado plano de tensões e de estado plano de deformações, o lugar geométrico dos pontos de escoamento. Pode-se constatar através da Figura 15 que a extensão da zona plástica na condição de estado plano de tensões é maior que na condição de estado plano de deformações. Tal situação está melhor representada na Figura 16, a qual mostra a zona plástica na ponta de uma trinca em um corpo-de-prova de espessura finita [15].

Irwin [17] supôs a zona plástica como circular com diâmetro d e considerou que em tal zona o valor da tensão era igual ao do limite de escoamento σ_e (sólido perfeitamente plástico), Figura 17 [14,15]. Além disso, o valor da tensão na zona elástica se obtém da análise puramente elástica com a adição de uma quantidade σ_y , impondo-se a igualdade das duas áreas hachuradas. Tem-se, no caso de estado plano de tensões, para $\theta = 0$.

$$\int_0^{r_y} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}} dx - \sigma_e r_y = \sigma_e (d - r_y) \rightarrow$$

$$\frac{2K_I}{\sqrt{2\pi}} \sqrt{x} \Big|_0^{r_y} - \sigma_e r_y = \sigma_e r_y$$

com $d = 2r_y$

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (21)$$

e para o caso de estado plano de deformações,

$$r = r_y (1 - 2\nu)^2 \rightarrow r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 (1 - 2\nu)^2 \quad (22)$$

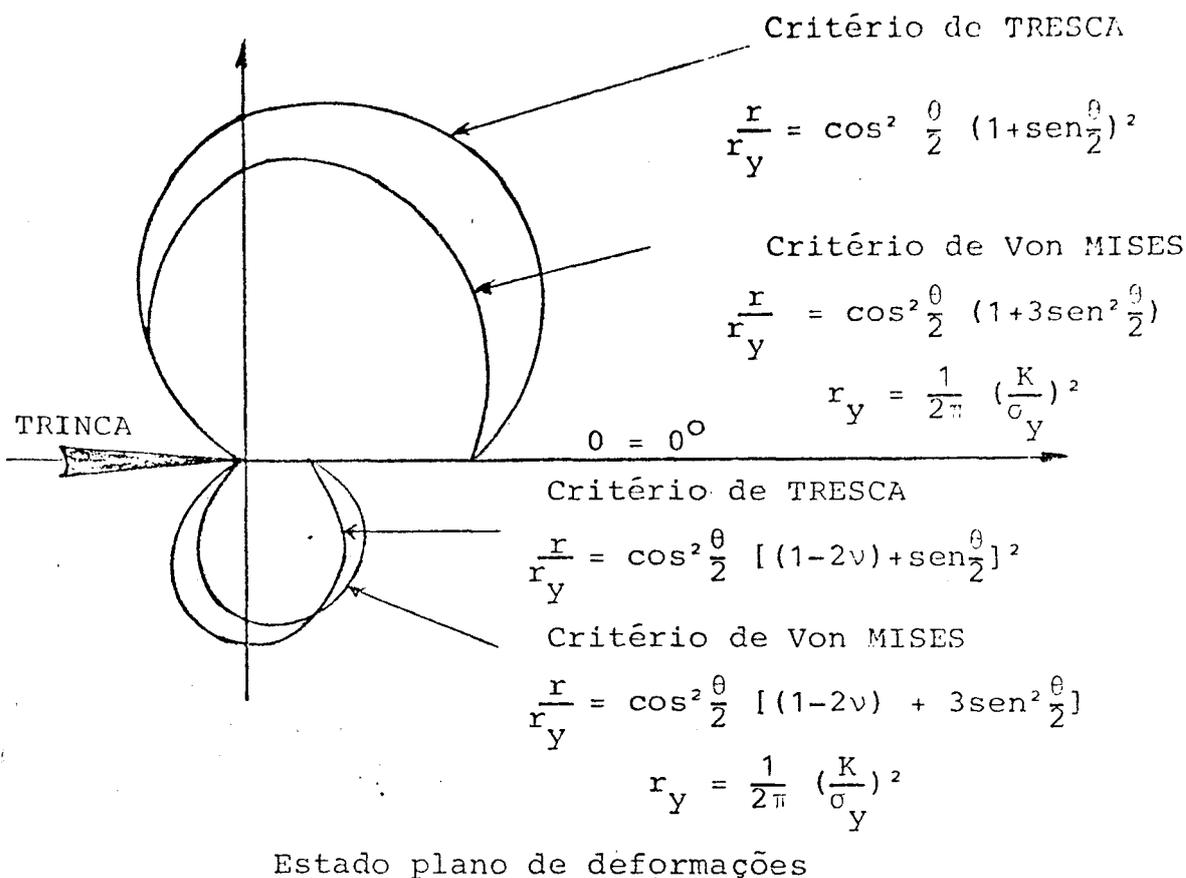


Figura 15 - Limite da zona plástica determinada pelos critérios de Tresca e de Von Mises [14]

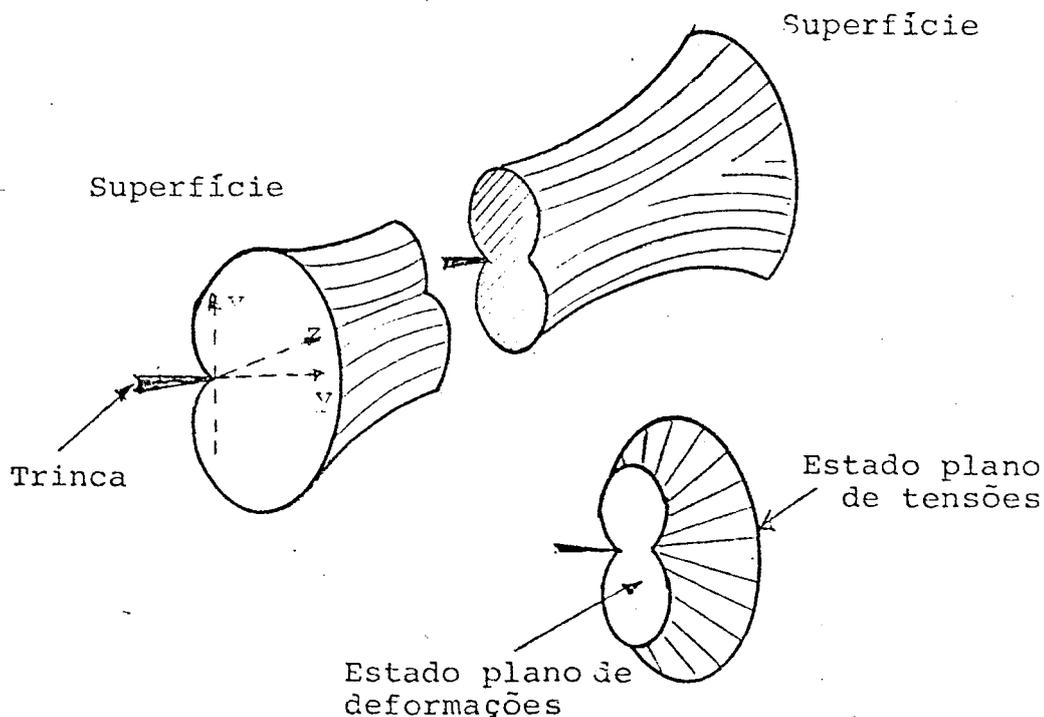


Figura 16 - Representação esquemática da zona plástica na ponta de uma trinca de um corpo-de-prova de espessura finita [14]

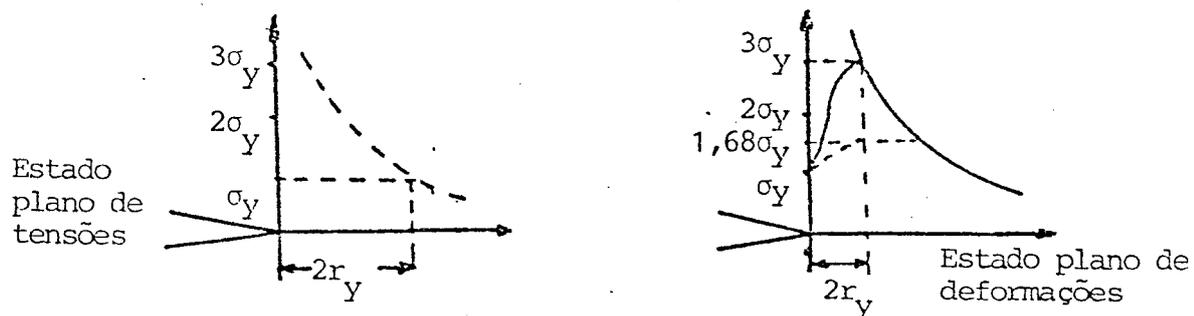
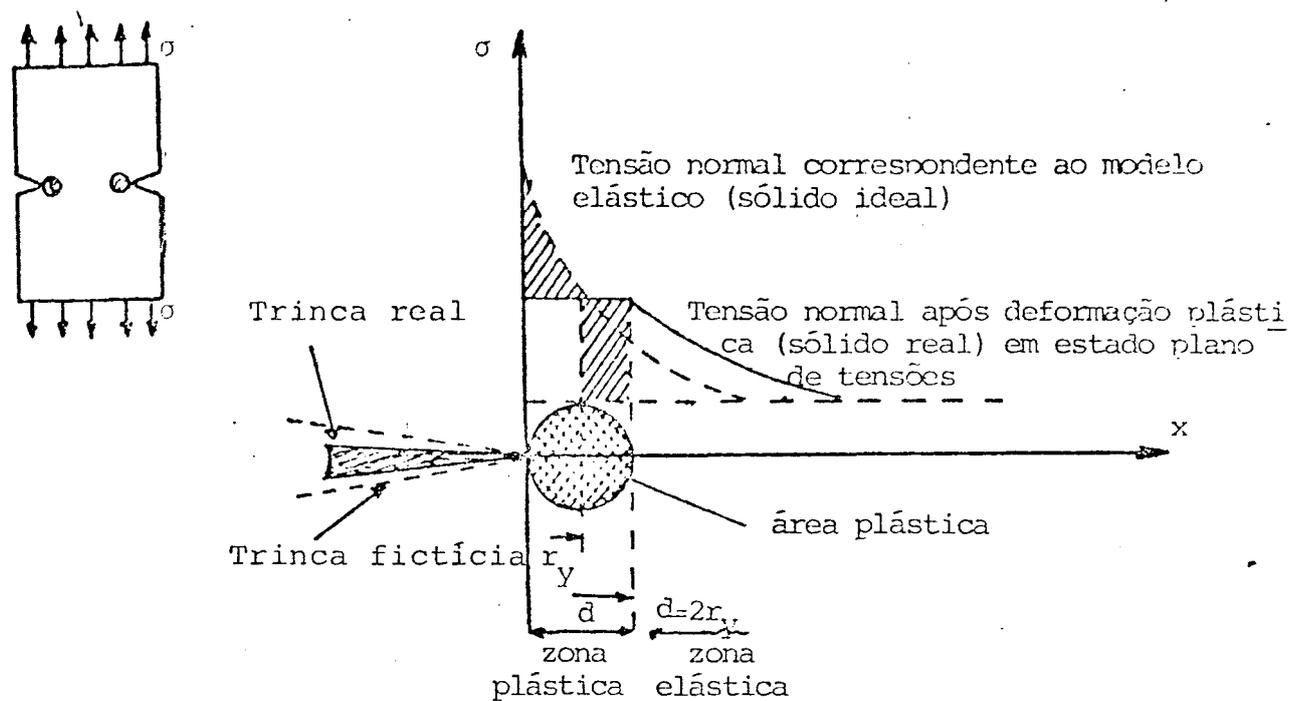


Figura 17 - Modelo de Irwin da zona plástica deformada plasticamente [14]

3.4.2 Modelo de Dugdale

Um método para determinação do tamanho da zona plástica para uma trinca aguda em tração, sob condições de estado plano de tensões em materiais não encruados, foi proposto por Dugdale [19]. Suponha-se que $c = u + a$ é a distância do centro da trinca ao contorno da zona elasto-plástica e que a zona plástica é estreita. A trinca e a zona plástica juntas podem ser consideradas como uma elipse achatada (Figura 18). Para determinar u , considera-se que a trinca de comprimento $2a$ tenha se alongado elasticamente até uma distância $2c$, mas que a trinca tenha sido confinada na zona plástica por uma tensão interna de tração, a qual atua nas faces da trinca na região $|a| < |x| < |c|$.

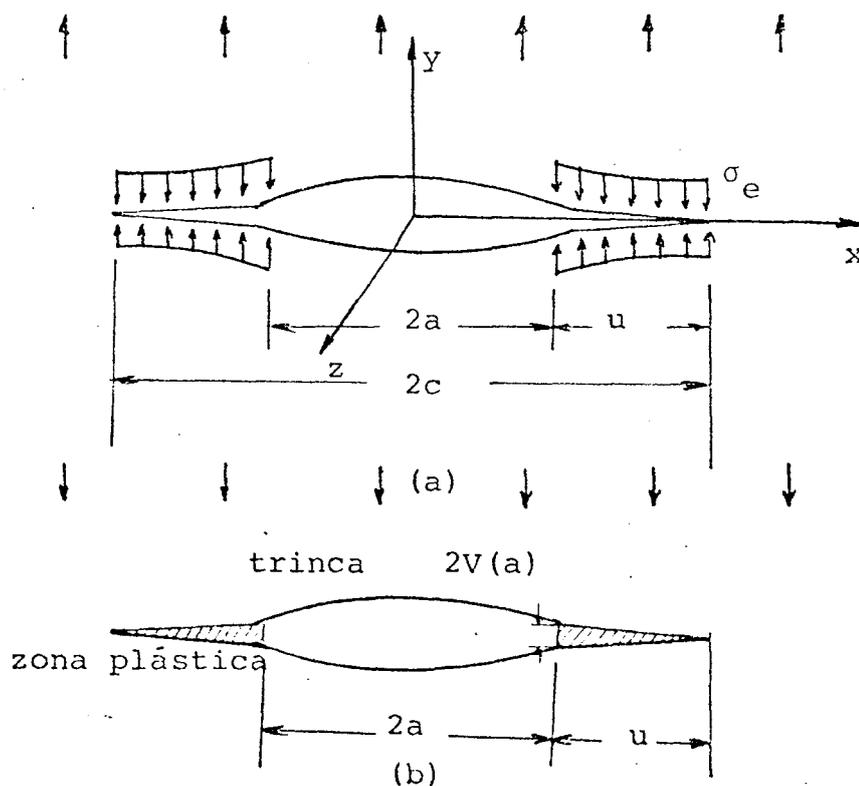


Figura 18 - Modelo de Dugdale para determinação do tamanho da zona plástica (trinca aguda em tração)

Desde que as forças internamente aplicadas estejam em equilíbrio estático, esta tensão interna de tração deve ser igual ao limite de escoamento σ_e , pois este é o valor da tensão de tração existente na zona plástica. Quando este campo de tensões internas é superposto ao campo de tensões elásticas σ , e é imposta a restrição de que as tensões na extremidade da zona plástica ($x=c$) sejam finitas, então o tamanho da zona plástica é determinado pela relação:

$$\frac{a}{c} = \cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) \quad \text{ou} \quad \frac{c}{a} = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right)$$

$$\frac{c}{a} - 1 = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) - 1 \quad \text{ou} \quad \frac{c-a}{a} = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) - 1$$

ou, de $c - a = u + \frac{u}{a} = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) - 1$ (estado plano de tensões)

$$\sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) = \frac{1}{\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right)}$$

Desenvolvendo em série e considerando-se apenas os 2 primeiros termos da série de $\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right)$, tem-se:

$$\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) \approx 1 - \frac{\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2}{2!} = 1 - \frac{\frac{\pi^2 \sigma^2}{4\sigma_e^2}}{2} = 1 - \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2$$

e tem-se:

$$\sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) - 1 \approx \frac{1}{1 - \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2} - 1 = \frac{1 - 1 + \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2}{1 - \frac{\pi^2 \sigma^2}{8\sigma_e^2}} \approx \frac{\frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2}{\frac{8\sigma_e^2 - \pi^2 \sigma^2}{8\sigma_e^2}}$$

Para $\sigma \ll \sigma_e \rightarrow 8\sigma_e^2 \gg \pi^2 \sigma^2 \rightarrow$

$$\frac{\frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2}{8\sigma_e^2 - \pi^2 \sigma^2} \approx \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2 \frac{1}{8\sigma_e^2}$$

Como a zona plástica se propaga a partir da ponta da trinca, a abertura da ponta da trinca, $2V$, produzida na ponta irá aumentar. Estes deslocamentos estão relacionados com o tamanho da zona plástica u como [12]:

$$V(a) = \frac{4\sigma_e a}{\pi E} \ln\left(\frac{C}{a}\right) = \frac{4\sigma_e a}{\pi E} \ln\left(\frac{u+a}{a}\right) \quad (23)$$

e, conseqüentemente, são funções da tensão aplicada.

$$V(a) = \frac{4\sigma_e a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_e} \right) \right] \quad (24)$$

Tal expressão se deduz pela análise de Westergard (com utilização da análise complexa) [20,21].

O valor $2V$, por definição, é o deslocamento da abertura da ponta da trinca, COD (Crack Opening Displacement).

Para valores pequenos de $\sec\left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_e}\right)$, tem-se:

$$\ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_e} \right) \right] \approx \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_e} \right) - 1 = \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e} \right)^2$$

$$2V(a) = \frac{8\sigma_e a}{\pi E} \left(\frac{\pi^2 \sigma^2}{8\sigma_e^2} \right) = \frac{\pi \sigma^2 a}{\sigma_e E} \quad (25)$$

Como $K_{IC} = \sigma \sqrt{\pi a}$, tem-se: $\sigma = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a}}$

3.4.3 O Conceito Físico do COD

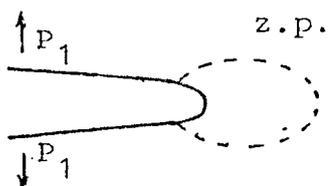
A Figura 19 mostra esquematicamente os eventos que ocorrem na ponta da trinca à medida que a mesma é submetida a um carregamento. Durante o carregamento inicial a ponta da trinca é aberta, ficando arredondada, enquanto que uma deformação plástica é induzida no material imediatamente adjacente à ponta da trinca (Figura 19b). Isto pode, ou não, ser observado na curva carga x deslocamento da ponta da trinca. Um carregamento posterior causa nucleação de vazios ao redor de inclusões tais como MnS no interior da região plástica (Figura 19c). Estes vazios crescem e coalescem por meio de pequenos "dimples". Conseqüentemente eles se unirão com a ponta da trinca que está aberta, modificando o perfil para o da Figura 19d. Continuando o carregamento ter-se-á conseqüentemente o crescimento estável da trinca, estendendo deste modo a interface elasto-plástica da ponta da trinca para dentro da região plasticamente deformada (Figura 19e). Inclusões favorecem a propagação estável da trinca, necessitando deste modo, menos energia para esse evento. Sabe-se que mesmo na ausência de inclusões a trinca pode se propagar estavelmente para dentro da zona plástica localizada à sua frente [22].

Define-se o δ_i como o COD necessário para o início do crescimento estável da trinca.

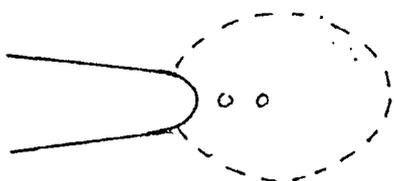
A Figura 20 mostra o registro típico que se obtém em um ensaio de mecânica da fratura; nesta figura indicam-se também os campos da aplicação da MFLE, MFEP, a qual consiste no cálculo do COD e da integral J, que será visto posteriormente, da região onde se calcula a carga limite da zona plástica em



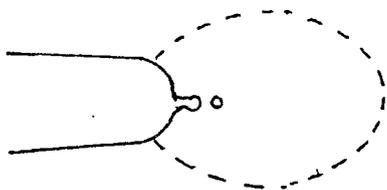
(a) Trinca aguda submetida a carregamento.



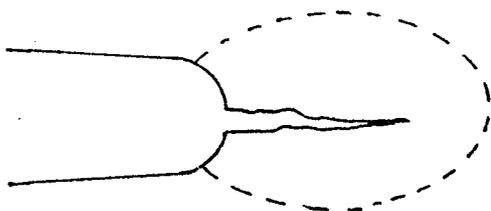
(b) Trinca carregada a P_1 , formando uma estreita zona plástica.



(c) A zona plástica aumenta devido a nucleação de vazios.



(d) Os vazios se ligam à trinca.



(e) A trinca cresce, com um perfil agudo, estendendo-se dentro da zona plástica.

Figura 19 - Seqüência de eventos que levam ao crescimento da trinca

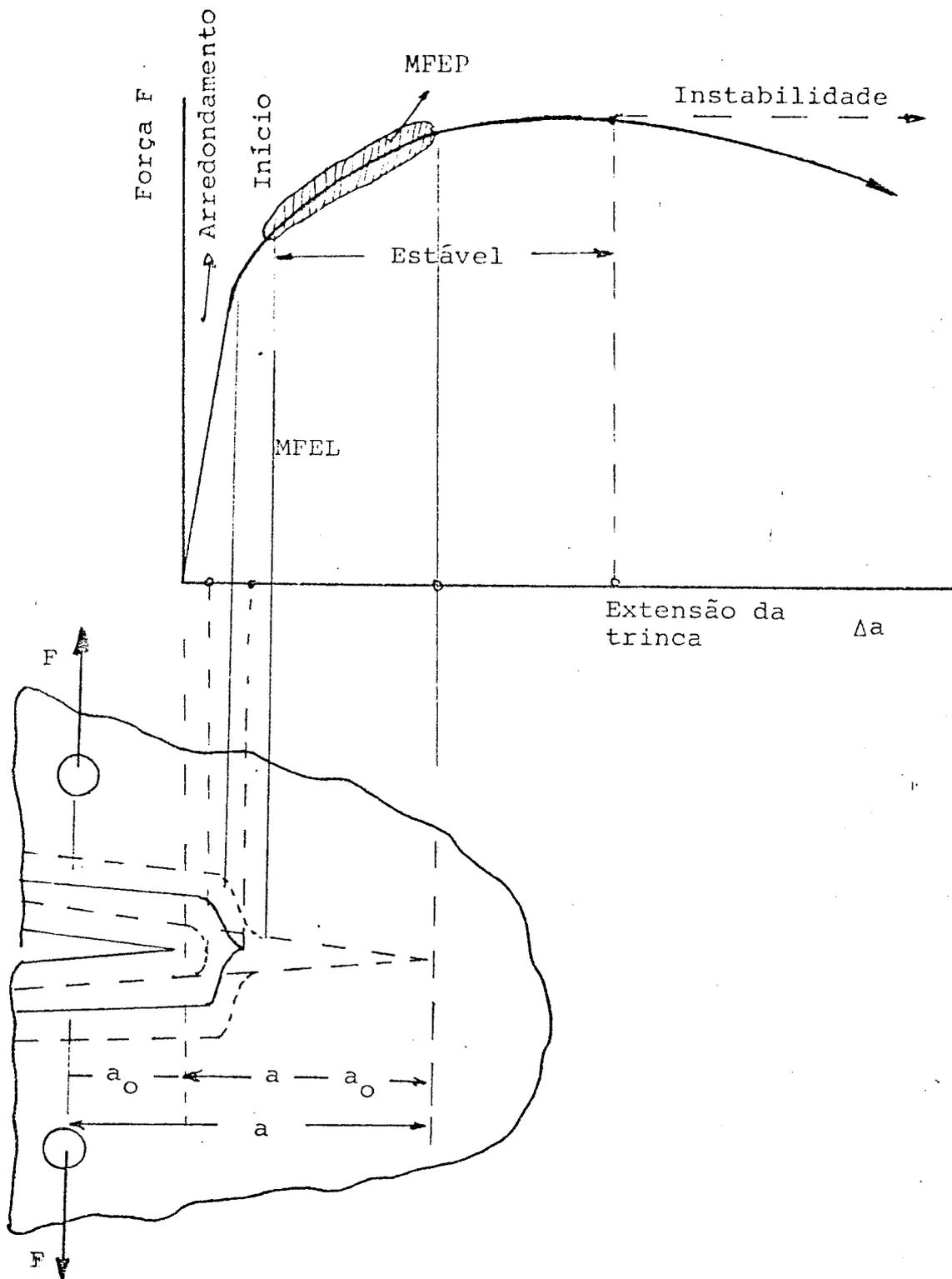


Figura 20 - Curva força X deslocamento mostrando os campos de aplicação da MFEL e MFEP

um gráfico força X deslocamento da abertura da ponta da trinca, para uma estrutura trincada, submetida à tração [7].

A Figura 20 correlaciona também os vários estágios de modificação da forma da trinca em relação ao gráfico força X deslocamento da abertura da ponta da trinca. Nota-se que a partir da carga limite da zona plástica, o crescimento da trinca torna-se instável.

3.4.4 Propagação da Trinca por Fadiga

Quando um metal é submetido a tensões cíclicas, o mesmo romperá a uma tensão muito inferior à necessária para causar fratura devido à aplicação de uma carga estática. Neste caso diz-se que o metal romperá por fadiga.

Estudos relacionados com variações estruturais básicas levaram à divisão do processo de fadiga aos seguintes estágios [9]:

(1) Iniciação da trinca: corresponde ao desenvolvimento inicial dos danos causados por fadiga, os quais podem ser removidos por tratamento térmico adequado;

(2) Crescimento da trinca em bandas de deslizamentos: relativo ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão de cisalhamento. Corresponde ao estágio I de crescimento da trinca;

(3) Crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração: corresponde ao crescimento da trinca bem definida na

direção normal à tensão de tração máxima. Chamado estágio II de crescimento da trinca;

(4) Ruptura final estática: ocorre quando a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal não pode mais suportar a carga.

O crescimento da trinca por fadiga é controlado pelo fator de intensidade de tensões, K , ou mais precisamente, por ΔK_f , onde [9,23]:

$$\Delta K_f = K_{\max} - K_{\min} \quad (26)$$

é o intervalo do fator de intensidade de tensões ($K_{\max} - K_{\min}$), sendo

$$K_{\max} = \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} Y\left(\frac{a}{W}\right) \quad e$$

$$K_{\min} = \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} Y\left(\frac{a}{W}\right)$$

A taxa de propagação da trinca, da/dN , segue uma equação do tipo:

$$\frac{da}{dN} = c \sigma^s a^n \quad (27)$$

onde: N = número de ciclos na fadiga

c = constante

σ = tensão alternada

a = comprimento da trinca.

Sendo:

$$2 \leq s \leq 4 \quad e \quad 1 \leq n \leq 2 \quad [9]$$

A propagação da trinca, escrita em termos de ΔK_f fica:

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta K_f)^\rho \quad (28)$$

Sendo $A =$ constante e ρ dependente do material e do nível de tensões. Para o aço tem-se:

$$\frac{da}{dN} = 6,6 \times 10^{-9} (\Delta K_f)^{2,5} \quad [9]$$

Estes dados correspondem à propagação da trinca em meio não agressivo. Para meios agressivos esses dados variam muito.

A Figura 21 mostra o comportamento do crescimento da trinca em meio não agressivo (esquemático) [9,23].

Os corpos-de-prova para ensaios de Mecânica da Fratura (K_{IC} , COD e integral J) são entalhados e, em seguida, pré-trincados por fadiga a um nível de carga que é determinado em função do limite de escoamento, do fator de intensidade de tensões na fadiga, ΔK_f , a uma dada frequência.

L.A.James [24], em pesquisas de taxas de crescimento de trinca por fadiga em vários tipos de aços para vasos de pressão, variando a temperatura, observou que, para uma mesma temperatura, a variação da taxa de crescimento é mínima.

Parry, M. et alii [25] e Socie, D.F. & Antolovich, S.D. [19] concluíram que a taxa de crescimento de trinca por fadiga em juntas soldadas de aço obedecem a mesma lei dada pela equação 27 e que as constantes c e n têm tipicamente os mesmos valores que para os metais base. A propagação de trinca por fadiga é influenciada pelos seguintes fatores: espessura, tipo

de material, tratamento térmico, grau de encruamento, temperatura, frequência e o meio [27].

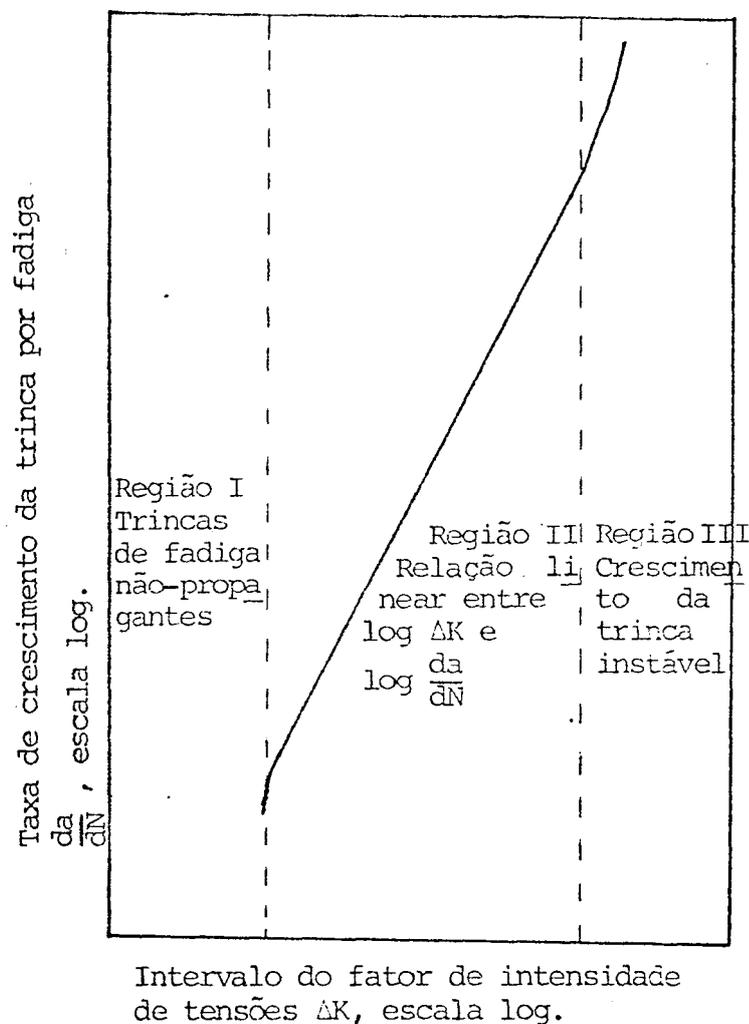


Figura 21 - Representação esquemática do comportamento do crescimento da trinca de fadiga em meio não-agressivo

3.4.5 Medida do COD

A medida do δ_i pode ser feita através de [7]:

- a) Corte metalográfico;
- b) Técnica de réplica;
- c) Endoscopia;

- d) Método de Moiré;
- e) Segundo a norma BS-5762.

Neste trabalho será utilizada a norma BS-5762/79 [3] para medida do δ_i . Essa norma especifica os métodos de realização do ensaio, a geometria dos corpos-de-prova, o equipamento para os ensaios e a análise dos dados e resultados registrados. O ensaio deve ser realizado no material com espessura igual à que será utilizada no componente e a temperatura mínima de trabalho. As geometrias de tais corpos-de-prova estão mostrados na Figura 22. Em tais corpos-de-prova deve ser feito um entalhe mecânico, cuja forma está detalhada na Figura 22 e a partir do qual deve-se propagar uma trinca por fadiga.

O ensaio é realizado plotando-se os resultados num gráfico carga X abertura da trinca, medida por meio de um "clip-on-gage" localizado na extremidade oposta do entalhe, conforme mostra a Figura 23. A Figura 24 mostra o tipo de gráfico que é obtido.

Após a realização do ensaio deve-se examinar a superfície de fratura.

Para o cálculo de δ_i , o comprimento da pré-trinca de fadiga deverá ser medido o mais próximo possível de 0,5 W. Deve-se efetuar medidas nas posições de comprimento de fadiga máximo e mínimo e nas posições a 25%, 50% e 75% de B, respectivamente (posições a_1 , a_2 e a_3 , na Figura 25).

A validade do ensaio está sujeita a várias condições impostas pela norma [3].

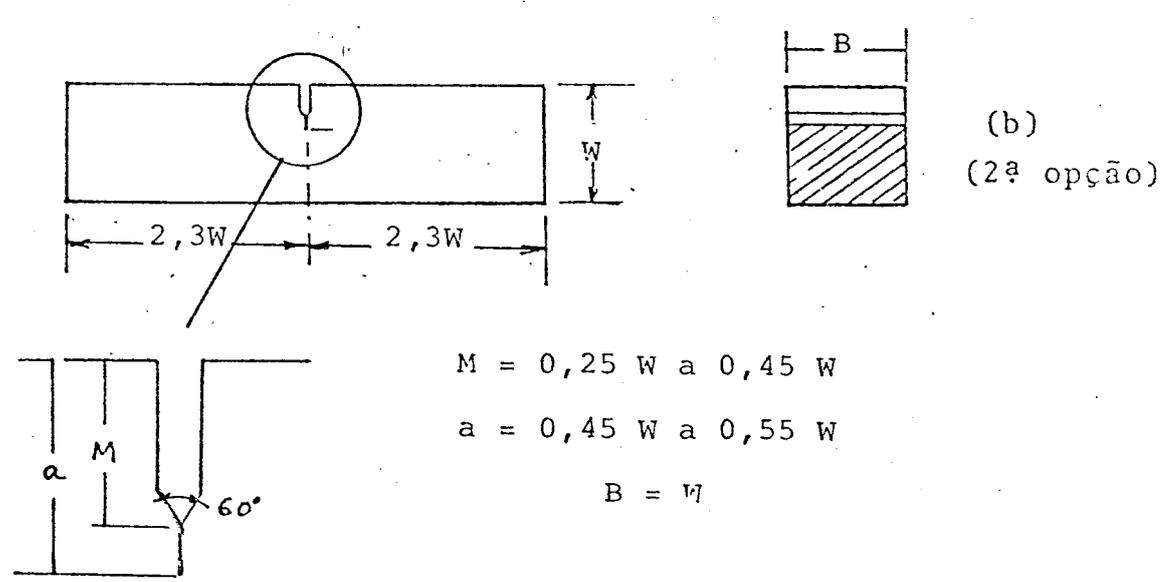
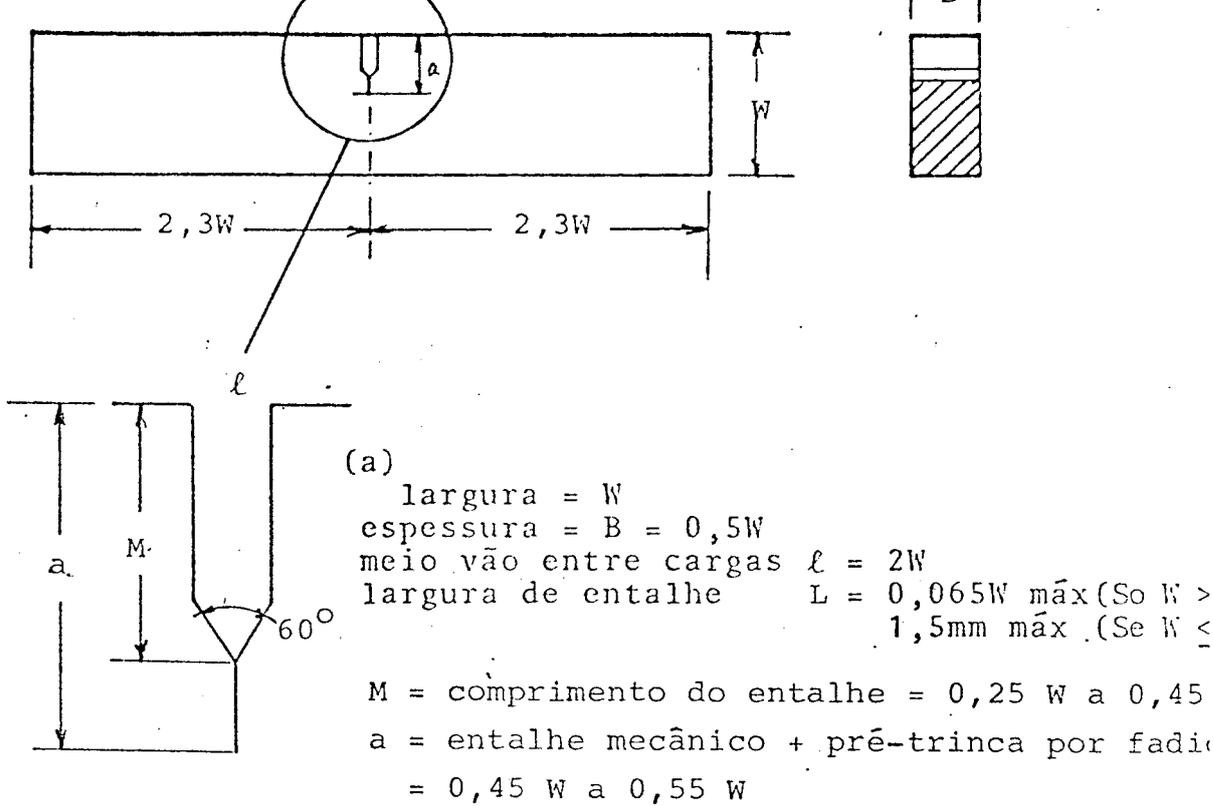


Figura 22 - Geometria de corpos de prova para ensaio COD. [3]

25mm)
25mm)

W

a =

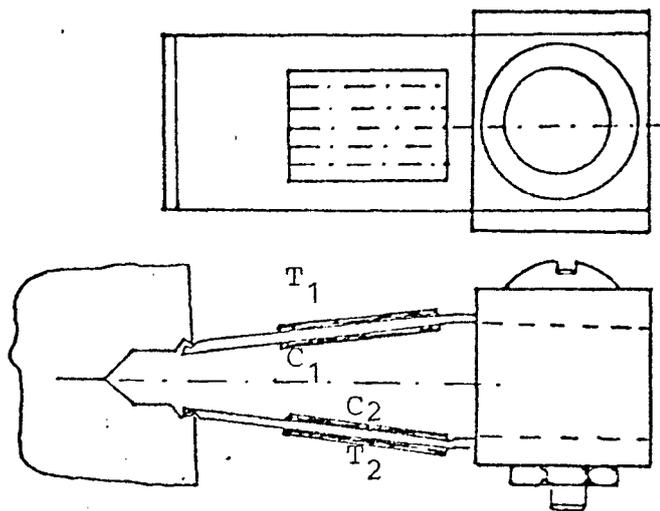


Figura 23 - "Clip-on-Gage" montado no corpo-de-prova.

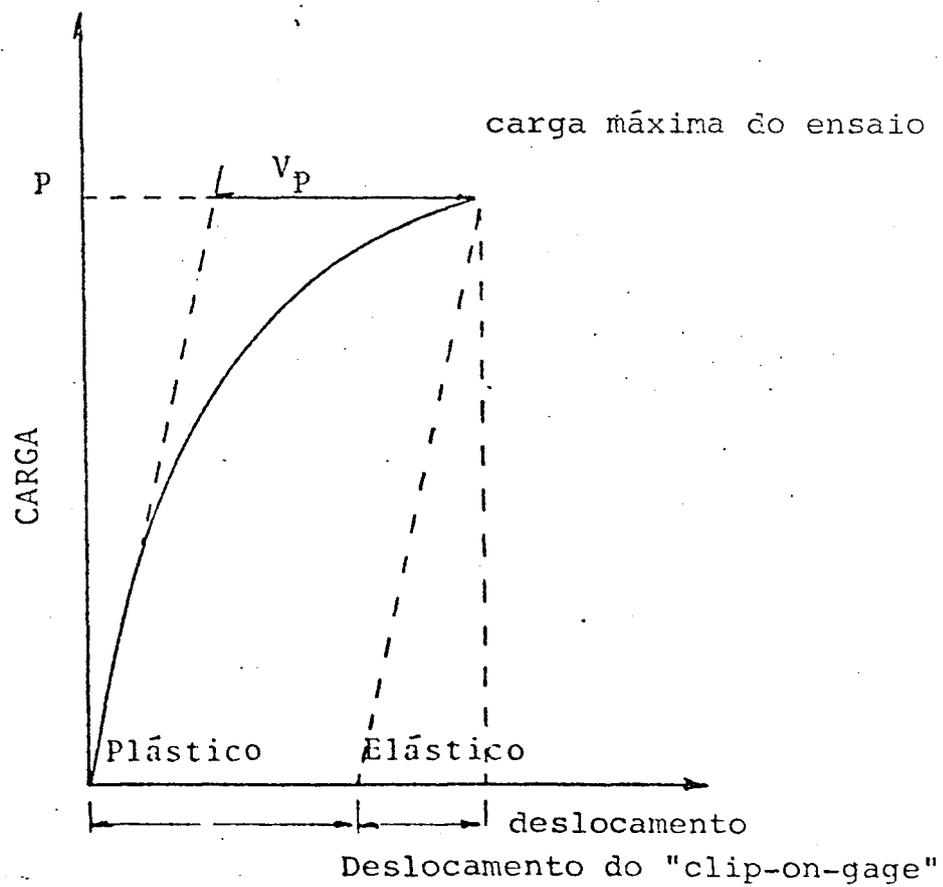


Figura 24 - Curva típica que se obtêm no ensaio do COD

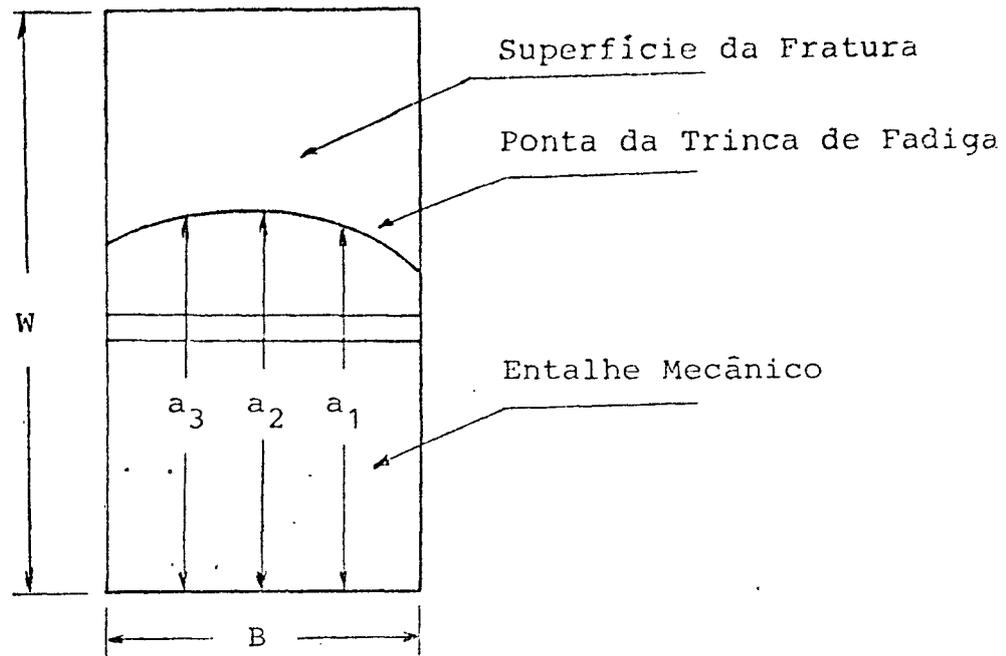


Figura 25 - Método para determinação do comprimento da trinca de fadiga

O valor medido pelo "clip-on-gage" é convertido para o valor de COD mediante a relação:

$$\delta = \frac{K^2 (1-\nu^2)}{2\sigma_e E} + \frac{0,4(W-a)V_p}{0,4W+0,6a+Z}, \quad \text{ou} \quad (29)$$

$$\delta_{\text{total}} = \delta_{\text{el}} + \delta_{\text{pl}}, \quad \text{onde:}$$

$$\delta_{\text{el}} = \frac{K^2 (1-\nu^2)}{2\sigma_e E} \quad (\text{parte elástica}) \quad (30)$$

$$\delta_{\text{pl}} = \frac{0,4(W-a)V_p}{0,4W+0,6a+Z} \quad (\text{parte plástica}) \quad (31)$$

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} Y\left(\frac{a}{W}\right) \quad (32)$$

P e V_p são, respectivamente, a força máxima e o componente plástico do deslocamento do extensômetro.

ν = coeficiente de Poisson;

E = módulo de elasticidade;

σ_e = tensão de escoamento;

Z = altura do suporte de fixação do "clip-on-gage";

W = largura do corpo-de-prova;

$Y = f\left(\frac{a}{W}\right)$ Tabela 1

Ver na Figura 26 onde estão localizadas as posições de medida de Z , W , a , δ e V_p .

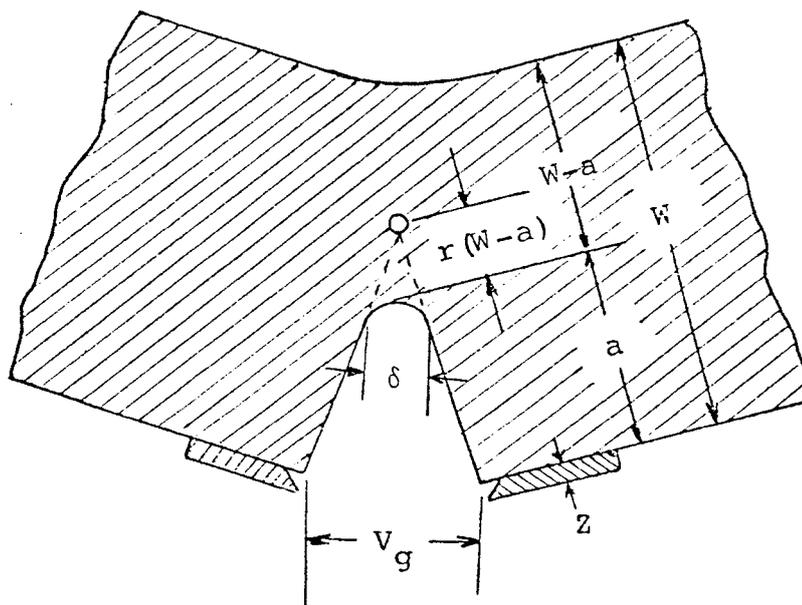


Figura 26 - Significado dos elementos da equação (29) na determinação do COD

Tabela 1 - Valores de $Y = f\left(\frac{a}{W}\right)$ para corpos-de-prova de dobra
 mento em três pontos e distância entre cutelos de
 4 W.

a/W	Coeficiente de Intensificação de Tensões										
	0.000	0.001	0.002	0.003	0.004	0.005	0.006	0.007	0.008	0.009	0.010
0.150	4.01	4.02	4.04	4.05	4.06	4.06	4.09	4.10	4.12	4.13	4.14
0.160	4.14	4.15	4.17	4.18	4.19	4.21	4.22	4.23	4.25	4.26	4.27
0.170	4.27	4.29	4.30	4.31	4.32	4.34	4.35	4.36	4.38	4.39	4.40
0.180	4.40	4.42	4.43	4.44	4.45	4.47	4.48	4.49	4.51	4.52	4.53
0.190	4.53	4.55	4.56	4.57	4.59	4.60	4.61	4.62	4.64	4.65	4.66
0.200	4.66	4.68	4.69	4.70	4.72	4.73	4.74	4.75	4.77	4.78	4.79
0.210	4.79	4.80	4.82	4.83	4.85	4.86	4.87	4.89	4.90	4.91	4.93
0.220	4.93	4.94	4.95	4.97	4.98	4.99	5.01	5.02	5.04	5.05	5.06
0.230	5.06	5.08	5.09	5.10	5.12	5.13	5.14	5.16	5.17	5.18	5.20
0.240	5.20	5.21	5.23	5.24	5.25	5.27	5.28	5.30	5.31	5.32	5.34
0.250	5.34	5.35	5.37	5.38	5.39	5.41	5.42	5.44	5.45	5.46	5.48
0.260	5.48	5.49	5.51	5.52	5.54	5.55	5.56	5.58	5.59	5.61	5.62
0.270	5.62	5.64	5.65	5.67	5.68	5.69	5.71	5.72	5.74	5.75	5.77
0.280	5.77	5.78	5.80	5.81	5.83	5.84	5.86	5.87	5.89	5.90	5.92
0.290	5.92	5.93	5.95	5.96	5.98	5.99	6.01	6.03	6.04	6.06	6.07
0.300	6.07	6.09	6.10	6.12	6.13	6.15	6.17	6.18	6.20	6.21	6.23
0.310	6.23	6.25	6.26	6.28	6.29	6.31	6.33	6.34	6.36	6.38	6.39
0.320	6.39	6.41	6.42	6.44	6.45	6.47	6.49	6.51	6.52	6.54	6.56
0.330	6.56	6.58	6.59	6.61	6.63	6.64	6.66	6.68	6.70	6.71	6.73
0.340	6.73	6.75	6.77	6.78	6.80	6.82	6.84	6.85	6.87	6.89	6.91
0.350	6.91	6.93	6.94	6.96	6.98	7.00	7.02	7.04	7.05	7.07	7.09
0.360	7.09	7.11	7.13	7.15	7.17	7.18	7.20	7.22	7.24	7.26	7.28
0.370	7.28	7.30	7.32	7.34	7.36	7.38	7.40	7.42	7.44	7.46	7.48
0.380	7.48	7.50	7.52	7.54	7.56	7.58	7.60	7.62	7.64	7.66	7.68
0.390	7.68	7.70	7.72	7.74	7.77	7.79	7.81	7.83	7.85	7.87	7.89
0.400	7.89	7.92	7.94	7.96	7.98	8.00	8.03	8.05	8.07	8.09	8.11
0.410	8.11	8.14	8.16	8.18	8.21	8.23	8.25	8.28	8.30	8.32	8.35
0.420	8.35	8.37	8.39	8.42	8.44	8.46	8.49	8.51	8.54	8.56	8.59
0.430	8.59	8.61	8.63	8.66	8.68	8.71	8.73	8.76	8.79	8.81	8.84
0.440	8.84	8.86	8.89	8.91	8.94	8.97	8.99	9.02	9.05	9.07	9.10
0.450	9.10	9.13	9.15	9.18	9.21	9.23	9.26	9.29	9.32	9.35	9.37
0.460	9.37	9.40	9.43	9.46	9.49	9.52	9.54	9.57	9.60	9.63	9.65
0.470	9.66	9.69	9.72	9.75	9.78	9.81	9.84	9.87	9.90	9.93	9.96
0.480	9.96	9.99	10.03	10.06	10.09	10.12	10.15	10.18	10.21	10.25	10.28
0.490	10.28	10.31	10.34	10.38	10.41	10.44	10.48	10.51	10.54	10.58	10.61
0.500	10.61	10.65	10.68	10.71	10.75	10.78	10.82	10.85	10.89	10.93	10.96
0.510	10.96	11.00	11.03	11.07	11.11	11.14	11.18	11.22	11.25	11.29	11.33
0.520	11.33	11.37	11.40	11.44	11.48	11.52	11.56	11.60	11.64	11.67	11.71
0.530	11.71	11.75	11.79	11.83	11.87	11.91	11.95	12.00	12.04	12.08	12.12
0.540	12.12	12.16	12.20	12.25	12.30	12.33	12.37	12.42	12.46	12.50	12.55
0.550	12.55	12.59	12.64	12.68	12.73	12.77	12.82	12.86	12.91	12.95	13.00
0.560	13.00	13.04	13.09	13.14	13.19	13.23	13.28	13.33	13.38	13.42	13.47
0.570	13.47	13.52	13.57	13.62	13.67	13.72	13.77	13.82	13.87	13.92	13.97
0.580	13.97	14.02	14.08	14.13	14.18	14.23	14.28	14.34	14.39	14.44	14.50
0.590	14.50	14.55	14.61	14.66	14.72	14.77	14.83	14.88	14.94	15.00	15.1
0.600	15.1	15.1	15.2	15.2	15.3	15.3	15.4	15.4	15.5	15.6	15.6
0.610	15.6	15.7	15.7	15.8	15.9	15.9	16.0	16.0	16.1	16.2	16.2
0.620	16.2	16.3	16.4	16.4	16.5	16.6	16.6	16.7	16.8	16.8	16.9
0.630	16.9	16.9	17.0	17.1	17.2	17.2	17.3	17.4	17.4	17.5	17.6
0.640	17.6	17.6	17.7	17.8	17.8	17.9	18.0	18.1	18.1	18.2	18.3
0.650	18.3	18.4	18.4	18.5	18.6	18.7	18.7	18.8	18.9	19.0	19.0
0.660	19.0	19.1	19.2	19.3	19.4	19.4	19.5	19.6	19.7	19.8	19.8
0.670	19.8	19.9	20.0	20.1	20.2	20.2	20.3	20.4	20.5	20.6	20.7
0.680	20.7	20.8	20.8	20.9	21.0	21.1	21.2	21.3	21.4	21.5	21.6
0.690	21.6	21.6	21.7	21.8	21.9	22.0	22.1	22.2	22.3	22.4	22.5

A constante 0,4 na relação (29) é o fator rotacional (adotado igual a 0,4 pela BS-5762). Esse valor rotacional pode ser determinado utilizando-se um modelo que supõe a existência de um eixo aparente de rotação, que no início do carregamento do corpo-de-prova tem posição variável até se estabilizar numa posição fixa, quando o corpo-de-prova atinge o regime plástico [28].

A determinação de δ_i é feita de acordo com os procedimentos seguintes: vários corpos-de-prova idênticos são carregados a diferentes valores de carga e, em seguida, descarregados para se obter diferentes valores de crescimento de trinca. Após descarregamento, os corpos-de-prova são aquecidos em forno a cerca de 300°C por aproximadamente 20 minutos e, em seguida, são quebrados a temperatura do nitrogênio líquido. Para aços ferríticos, os crescimentos de trinca apresentam uma coloração característica e, portanto, a medida de crescimento de trinca será de extrema facilidade. Essas medidas são feitas em sete posições igualmente espaçadas, conforme a norma BS-5762 - [3] (Figura 25). Após a realização das medidas dos diferentes Δa , para os diversos corpos-de-prova, juntamente com os valores dos δ correspondentes calculados, plota-se os resultados obtidos em um gráfico de COD x Δa . Determina-se, em seguida, uma linha reta por meio de regressão linear. O valor de δ_i (valor do COD para o início de crescimento estável da trinca) é dado pelo ponto de interseção dessa reta com o eixo dos COD (Figura 27).

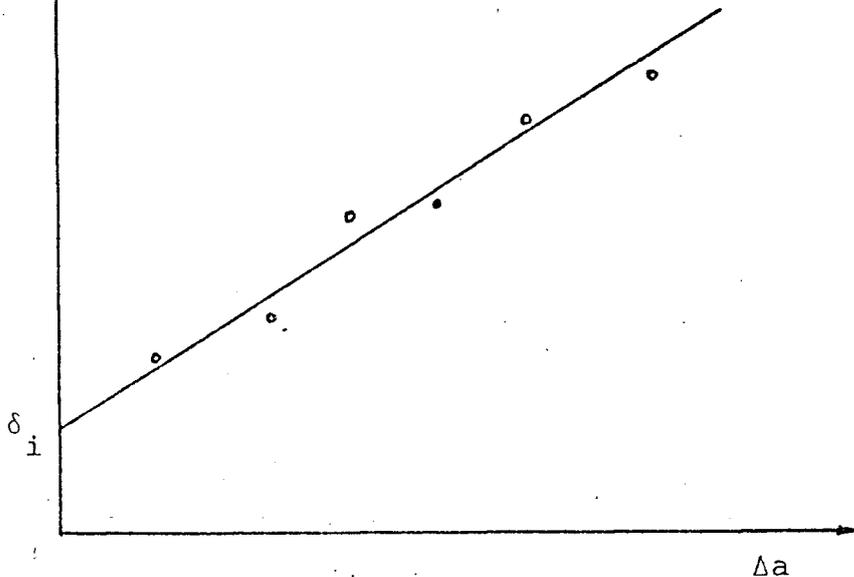


Figura 27 - Gráfico para obtenção do δ_i

3.4.6 Conceito de Integral J

A integral J, desenvolvida por Rice [4] em 1968, é um parâmetro que oferece uma extensão lógica dos conceitos da MFLE, incluindo casos de comportamento elasto-plástico de larga escala. Foi proposto inicialmente como um parâmetro de fratura, J_i baseando-se em dados experimentais, por Begley e Landes [29].

A integral J, como proposto por Rice [4] é uma integral de linha bi-dimensional e representa o fluxo de energia na ponta da trinca, dada pela expressão (Figura 28).

$$J = \int_s (w dy - T_{ij} \frac{du}{dx} ds) \quad (33)$$

onde:

$w = \int \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$ representa a densidade de energia de deformação, isto é:

$w =$ energia de deformação/volume.

$T_{ij} = \sigma_{ij} du_j$ é o vetor tensão, definido pela normal n ao longo da trajetória s e u é o vetor deslocamento (Figura 28).

Teoricamente J é válido tanto para comportamento linear elástico quanto para comportamento não linear elástico, enquanto que K_{IC} é válido para comportamento elástico e COD para o comportamento elasto-plástico.

3.4.7 Integral J como um Critério de Fratura

O uso da integral J como um critério de fratura é tomado a partir de um modelo de processo de fratura como apresentado na Figura 29. O processo da fratura inicia-se com uma trinca aguda quando a amostra ou estrutura que contém a trinca é carregada. Em um corpo-de-prova, a trinca é introduzida por fadiga em um nível de ΔK_f baixo antes do ensaio de fratura ser iniciado. À medida que a trinca é submetida a carregamento, sua ponta torna-se arredondada. Este arredondamento aumenta com o aumento da carga até que uma carga limite seja alcançada onde ocorre o avanço da trinca à frente da trinca originalmente arredondada. No ponto onde ocorre o primeiro avan-

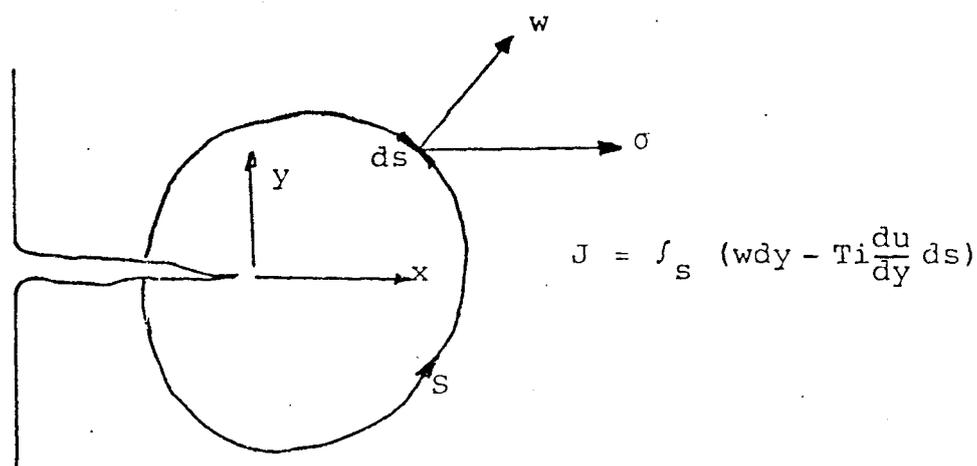


Figura 28 - O conceito da integral J

ço da trinca, a medida da tenacidade à fratura está definida. Em termos de J_I este ponto é chamado J_I . Este modelo para processo de fratura pode não caracterizar estritamente o processo físico real. Trincamento pode iniciar à frente da trinca originalmente arredondada, tais como vazios que são abertos e unidos.

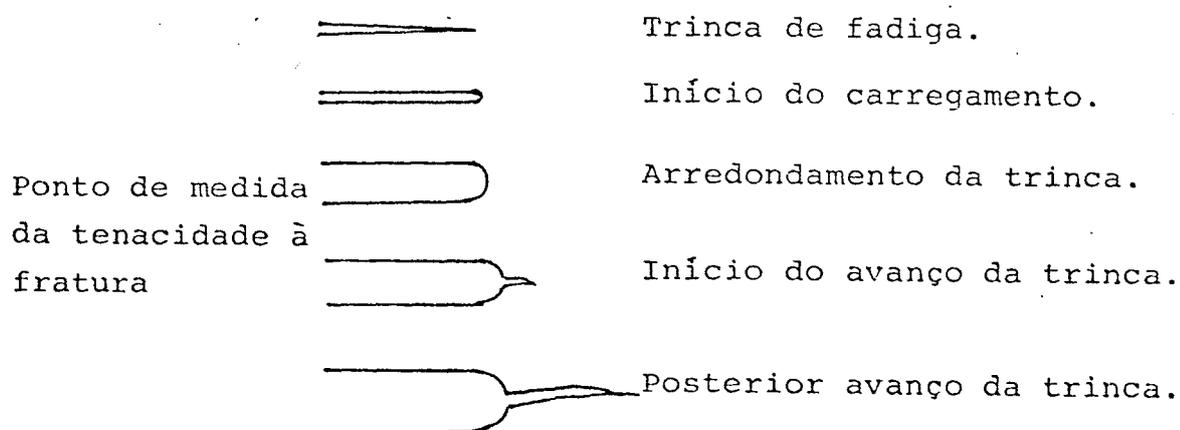


Figura 29 - Processo de fratura (esquemático)

Entretanto, este modelo fornece uma descrição geral do processo de fratura que pode então ser relacionado para um parâmetro de fratura tal como J . Uma aplicação física de modelo é mais facilmente concebível quando ocorre trincamento em um modo de rasgamento dúctil. Isto representa a maioria dos casos onde conceitos da mecânica da fratura elasto-plástica são usados. Entretanto, este modelo poderia também ser aplicado para trincamento por clivagem. O processo de trincamento como descrito através deste modelo pode ser relacionado para o parâmetro característico (J , para considerações elasto-plástica e K , ou g , para considerações lineares) através de um traçado da curva $J \times \Delta a$ (Figura 30). Este traçado é semelhante a uma curva de resistência de crescimento de trinca linear elástica, curva R . À medida que ocorre carregamento e o topo da trinca é submetido a processo de arredondamento, a ponta arredondada da trinca parece experimentar um pequeno crescimento. O grau de arredondamento pode ser relacionado com J através da expressão [29]:

$$\delta = \frac{J}{\sigma_{\text{fluxo}}} \quad (34)$$

sendo:

$$\sigma_{\text{fluxo}} = \frac{\sigma_e + \sigma_r}{2} \quad (35)$$

onde σ_e e σ_r são respectivamente o limite de escoamento e o limite de resistência os quais são avaliados a partir de um ensaio de tração. A medida do avanço da trinca devido ao arredondamento pode ser desprezível para muitos metais; porém, pa

ra metais muito dúcteis, ela pode ser facilmente medida. A medida da quantidade do avanço da trinca é geralmente cerca da metade do arredondamento da ponta da trinca, $1/2\delta$. Contudo, o arredondamento pode ser descrito sob a curva R como uma linha dada por:

$$J = 2\sigma_{\text{fluxo}} \cdot \Delta a \quad (36)$$

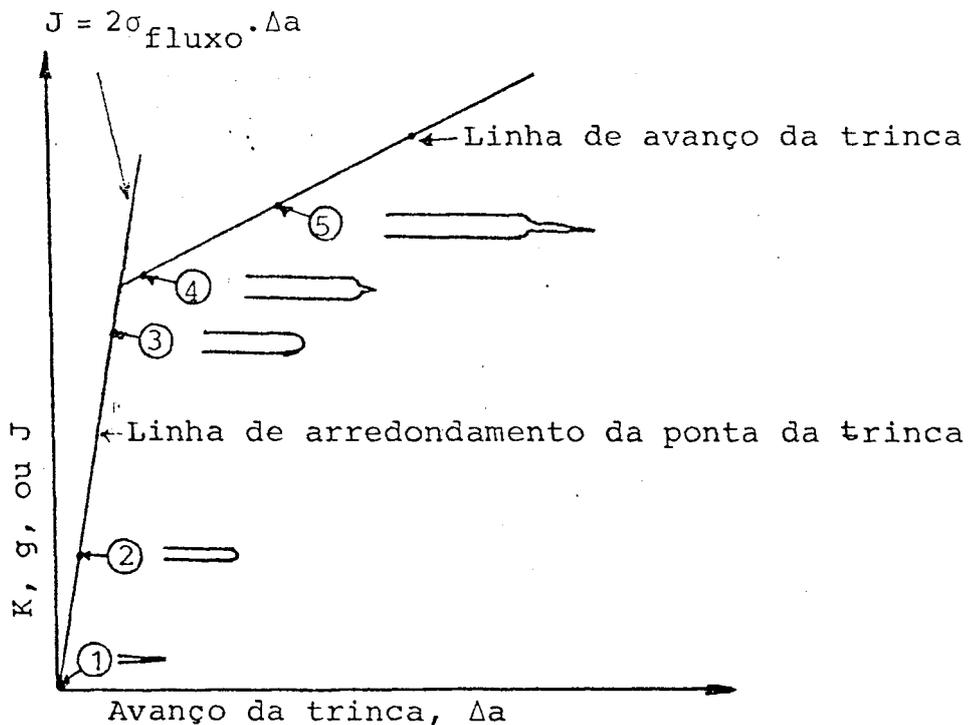


Figura 30 - Curva de resistência mostrando, de forma esquemática, o comportamento na ponta da trinca

O ponto onde ocorre avanço adicional da trinca a partir da trinca arredondada, que é o ponto de medida de J_i , é delineado por uma mudança na inclinação da curva de J versus Δa . O

avanço da trinca devido ao processo de rasgamento à frente da trinca originalmente arredondada ocorre a uma taxa muito mais rápida que o processo de arredondamento. O valor de J pode ser então experimentalmente determinado através do traçado de uma curva de $J \times \Delta a$ e marcado o ponto onde essa curva sofre o desvio a partir da linha de arredondamento (blunting line) da trinca, como descrito pela equação acima [7,29,30].

3.4.8 Correlação entre J e K_I

Em termos de um critério de fratura, J pode ser relacionado com o parâmetro linear elástico K_I através da expressão:

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad (37)$$

onde: $E' = E$ em estado plano de tensões;

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \text{ em estado plano de deformações;}$$

E = módulo de elasticidade de material;

ν = coeficiente de Poisson.

3.4.9 Correlação entre J e COD

J pode ser relacionado com o parâmetro δ através da expressão:

$$J = m \sigma_{\text{fluxo}}^{\delta} \quad (38)$$

onde m é um fator de constricção dependente do material e compreendido entre 1 e 3. Geralmente toma-se $m \approx 2$ [7]. $m \sigma_{\text{fluxo}}$ pode ser interpretado como o coeficiente angular da reta representada pela equação (38).

3.4.10 Determinação de J

Um método para determinação de J está normalizado pela norma ASTM E-813 [5]. Este método foi baseado em uma formulação aproximada dada por Rice e outros:

$$J = \eta \times \frac{A}{B(W-a)} \quad \text{em N/mm} \quad (39)$$

onde:

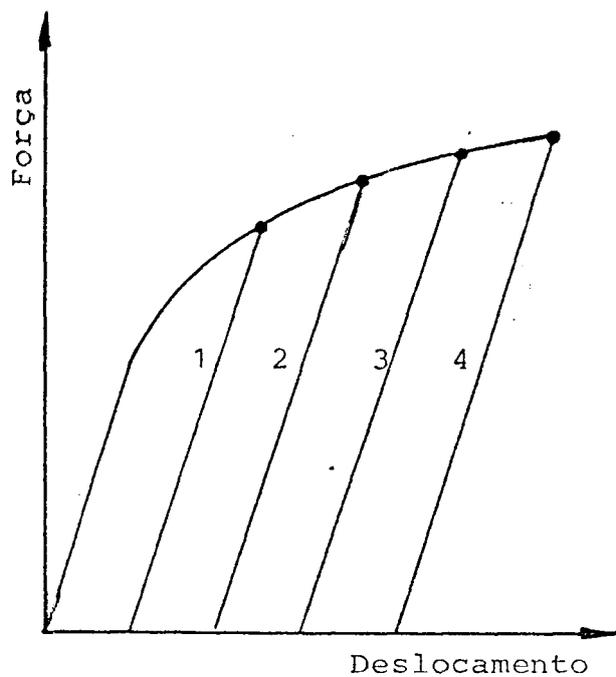
- $\eta \approx 2,2$ para amostras compactas para tração;
- $\eta = 2$ para amostras para dobramento em três pontos;
- B = espessura do corpo-de-prova;
- A = área sob a curva carga X deflexão;
- $W-a$ = ligamento remanescente não trincado na amostra;
- W = largura do corpo-de-prova;
- a = entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga.

O método proposto para medida de J_1 é mostrado esquematicamente na Figura 31. Várias amostras idênticas são carregadas para diferentes valores de deflexões e então descarrega-

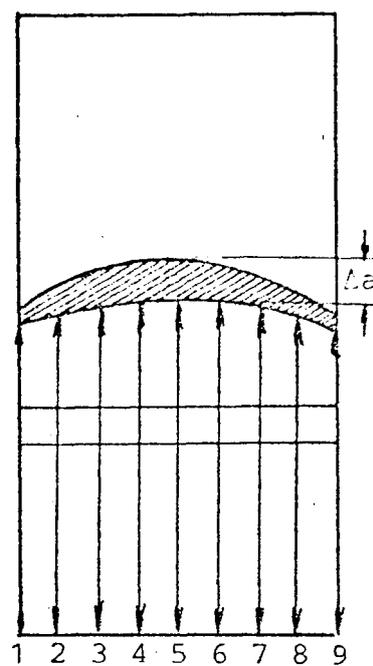
das. Essas amostras irão exibir diferentes quantidades de crescimento de trinca. Após descarregamento o avanço da trinca é marcado da seguinte forma: As amostras são quebradas de modo que o avanço da trinca, Δa , possa ser medido. Métodos diferentes podem ser usados para marcar o avanço da trinca. Para aços, o método mais fácil é a coloração térmica (heat tinting). As amostras são aquecidas em torno de 300°C por um tempo, cerca de 10 min a 20 min, procedimento idêntico ao utilizado para o COD. O valor de J no ponto onde a amostra é descarregada é determinado através da equação 39 para cada amostra (Figura 31c). O valor de J é então plotado em função do avanço da trinca (Figura 31d) [5,29].

A medida da trinca, a , (entalhe mecânico + pré-trinca por fadiga) bem como a medida do crescimento da trinca, Δa , são feitas em nove posições igualmente espaçadas, incluindo as extremidades, conforme indicado na Figura 31b. O valor médio das duas extremidades é considerado como um só valor, determinando-se em seguida a média aritmética dos oito valores (as sete medidas internas e o valor médio das medidas das extremidades).

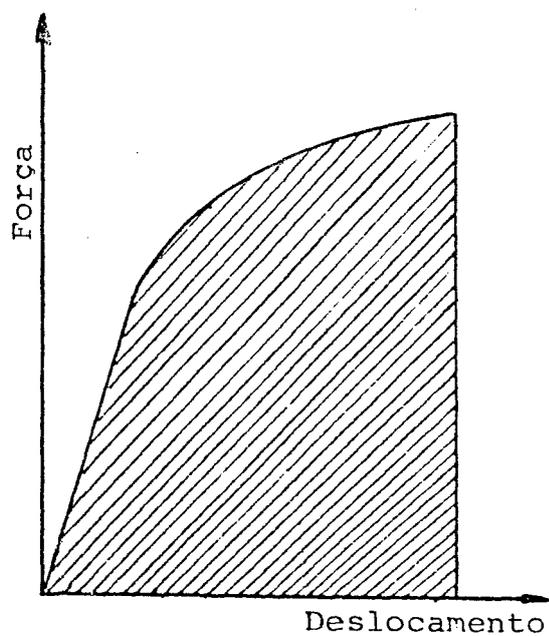
A curva na Figura 31d é a curva R , a partir da qual J_i é determinado. O método presente para determinação de J_i utiliza a linha de arredondamento definida na equação 36, como linha de referência. Os pontos que estão à direita da linha de arredondamento (blunting line) são geralmente ajustados a uma linha reta e J_i é tomado como o ponto de interseção das linhas ajustada e de arredondamento. O método para a determinação



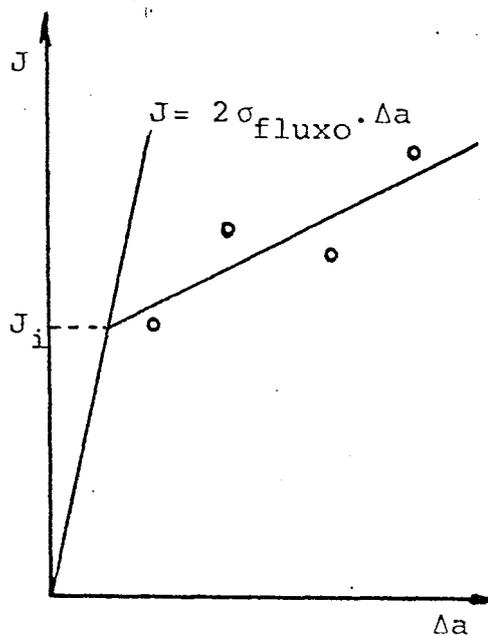
a) Corpos-de-prova carregados a diferentes deslocamentos



b) Coloração térmica e medida da extensão da trinca



c) Cálculo de J para cada corpo-de-prova



d) Gráfico de J X Δa para determinação de J_i

Figura 31 - Procedimento para determinação de J_i

de J_i , como descrito através da Figura 31 está normalizado pela norma ASTM E-813/81 [4].

3.5 Considerações Sobre o Processo de Soldagem

3.5.1 Fatores Metalúrgicos da Junta Soldada

A soldagem consiste na união de duas ou mais partes metálicas, através da utilização de energia térmica. Por esta razão o material adjacente à zona de soldagem é exposto a ciclos térmicos e transformações metalúrgicas complexas, bem como à introdução de deformações e tensões residuais.

A junta soldada para aços baixo carbono, apresenta macrograficamente quatro regiões distintas, dispostas simetricamente (Figura 32).

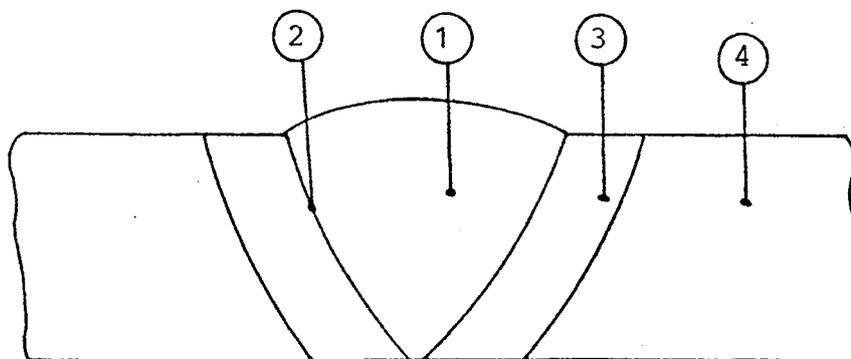


Figura 32 - Macrografia de uma junta soldada

- Região (1): zona fundida, que corresponde à região que foi levada ao estado líquido e que se solidificou devido à retirada ou afastamento da fonte de calor;
- Região (2): zona de ligação, que envolve a zona fundida; atingiu as temperaturas entre líquido e sólido;
- Região (3): zona termicamente afetada, ZTA, que não atingiu a temperatura do líquido, mas sofreu transformações metalúrgicas no estado sólido;
- Região (4): zona não afetada pelo calor; não houve mudanças metalúrgicas.

A microestrutura da ZTA pode apresentar variações que abrangem desde o metal-base até o metal de solda. Próximo à zona de ligação a ZTA apresenta um acentuado crescimento de grãos, o qual depende dos ciclos térmicos aplicados durante a soldagem. Pela mesma razão as características de resistência à propagação das trincas também podem sofrer grandes mudanças [13].

Nas juntas soldadas, a microestrutura pode tornar-se frágil e há possibilidade de se encontrarem fatores que provocam a fratura frágil tais como concentração de tensões, existência de defeitos, etc. Outros fatores que indiretamente podem influenciar na ocorrência da fratura frágil são: velocidade de deformação, entalhes, espessura da chapa, tensões residuais, etc. Desta forma é importante estimar-se a resistência da zona de solda contra a ocorrência da fratura frágil, para ga-

rantir a segurança da estrutura soldada. Para se examinar a resistência de uma junta soldada à fratura frágil, deve-se estudar a influência destes fatores através de ensaios de corpos-de-prova. O ensaio mais utilizado é o de impacto Charpy. Atualmente tem sido utilizado o ensaio COD em pequena escala o qual é aplicado ao material-base, ao metal da zona fundida e à região da ZTA, para avaliar o comportamento da referida junta, contra a propagação de fraturas em serviço [13].

3.5.2 Processo de Soldagem a Arco Submerso

A soldagem a arco submerso é um processo em que um arco elétrico é gerado entre o arame de enchimento e o metal-base. O arco é encoberto por uma camada de material fundente, denominado fluxo, o qual protege a poça de fusão da atmosfera. Tal processo está esquematizado na Figura 33. Suas principais características são:

- (a) depósito de alta qualidade;
- (b) as correntes podem ser altas, resultando uma alta penetração e alta eficiência de deposição;
- (c) processo automatizado.

A fonte de alimentação pode ser de corrente contínua ou corrente alternada.

As propriedades mecânicas da zona de solda obtidas pelo processo são funções da característica do metal-base e da combinação arame-fluxo empregada na soldagem.

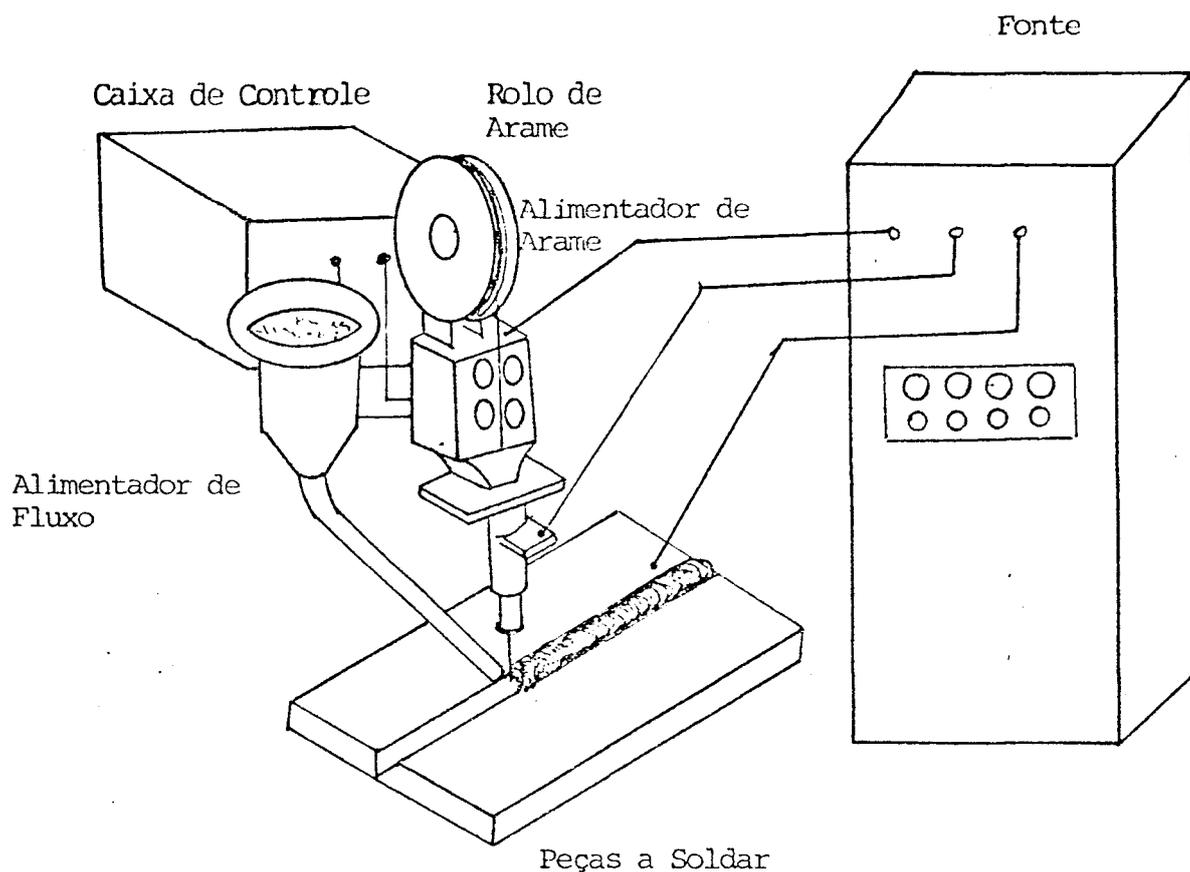


Figura 33 - Esquema do Processo de Soldagem a Arco Submerso

Os arames são classificados em categorias segundo o teor de manganês: baixo, médio e alto.

Os fluxos são classificados segundo dois grandes grupos: fluxos fundidos e fluxos aglomerados. Dentro destes dois grupos existe uma variedade de fluxos em função dos tipos de aplicações, número de passes, tenacidade e outras propriedades mecânicas. Sua escolha está intimamente relacionada com a do arame de enchimento; o que se faz na prática é selecionar o par arame-fluxo, para se obter as características desejadas para a junta a soldar. Maiores informações sobre o processo são encontradas nas referências [31,32].

3.5.3 Pré-Aquecimento e Temperatura Entre Passes

Valores altos da corrente e baixas velocidades de soldagem fornecem um calor adicionado (energia cedida por unidade de comprimento de solda) alto e assim diminui a taxa de resfriamento. Chapas espessas, combinadas com baixas temperaturas da peça a soldar implicam em uma rápida dissipação do calor de soldagem e, portanto, ao resfriamento rápido. No caso de soldagem multi-passe, o resfriamento devido ao primeiro passe é mais rápido e a taxa de resfriamento vai diminuindo com os passes subsequentes, se a soldagem é executada sem um intervalo considerável entre passes. Assim, a taxa de resfriamento correspondente ao último passe é muito lenta em relação ao primeiro. Taxas de resfriamento altas implicam em aparecimento de trinca e tendência à transformação martensítica para certos aços, dependendo de sua composição química. Taxas de resfriamento lentas levam a um crescimento excessivo de grãos. É aconselhável então que se dê um pré-aquecimento imediatamente antes do primeiro passe quando se quer soldar chapas espessas e que se mantenha um intervalo de temperatura adequado entre passes.

O pré-aquecimento é função da espessura da chapa e da composição química, em termos de carbono equivalente, quando se trata de aços ao carbono. Temperaturas de pré-aquecimento são tabeladas em função do carbono equivalente e da espessura da chapa [33] ou calculadas através de fórmulas empíricas [33,34].

A temperatura entre passes pode ser avaliada asso -

ciando-se o ciclo térmico ao diagrama de equilíbrio do metal empregado. Geralmente é da ordem da temperatura de pré-aquecimento.

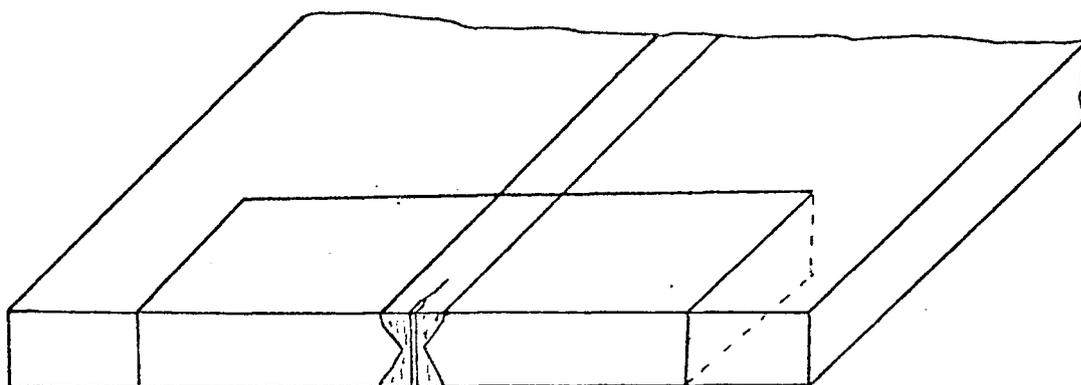
Em alguns casos é aconselhável um tratamento térmico pós-soldagem, cujas finalidades principais são: alívio de tensões e remoção do hidrogênio aprisionado durante a soldagem. Maiores detalhes são encontrados nas referências [34,35,36].

3.5.4 Corpos-de-Prova de Juntas Soldadas

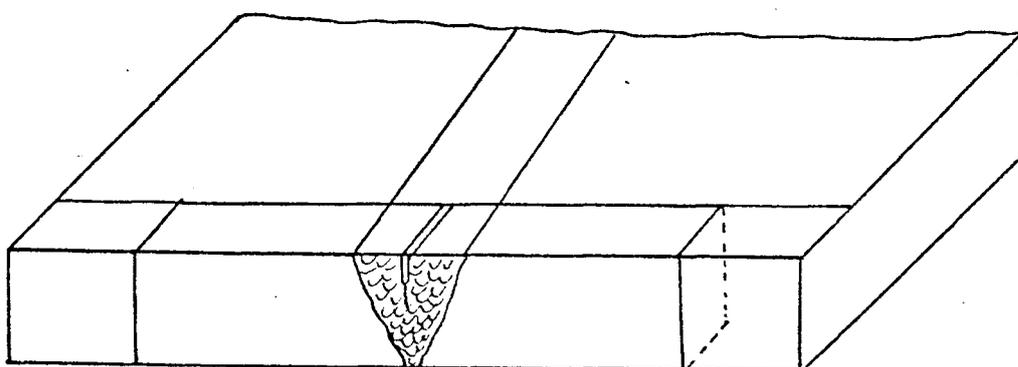
Conforme especificado antes, por razões metalúrgicas e mecânicas, é aconselhável que os corpos-de-prova sejam de mesma espessura que o material a ser utilizado em serviço e que tais corpos-de-prova conttenham entalhes que sejam representativos de trincas naturais. É aconselhável também que tais corpos-de-prova sejam ensaiados à taxas de deformação, temperaturas e ambientes idênticos aos aplicáveis às estruturas em serviço [37].

A retirada de corpos-de-prova em juntas soldadas pode ser feita como mostrado na Figura 34a ou 34b. No caso da Figura 34a, o entalhe será feito ao longo da espessura e é indicado para se estudar a propagação de trincas longitudinais em soldas com chanfro em duplo V ou duplo U. No caso da Figura 34b, o entalhe é feito paralelamente à superfície da chapa e é indicado para se estudar a propagação de trincas no sentido da espessura da chapa em soldas com chanfro em V ou U sim-

ples. Neste caso, os corpos-de-prova podem ser do tipo principal ($W=2B$) ou subsidiário ($W=B$). Para corpos-de-prova do tipo subsidiário necessita-se de equipamentos de maior capacidade.



a - Entalhe ao longo da espessura.



b - Entalhe na superfície.

Figura 34. - Orientação do entalhe em corpos-de-prova soldados

Com relação à pré-trinca de fadiga, esta pode não ser uniforme, com o crescimento tendendo a ocorrer nas arestas do entalhe com uma intensidade muito maior que no centro do mesmo, devido por exemplo à presença de tensões residuais provenientes da soldagem [38]. O problema de não uniformidade pode ser evitado fazendo um tratamento térmico ou mecânico de alívio de tensões, para este último utilizando-se técnicas de compressão local [37,39,40]. A Figura 35 ilustra três tipos de técnicas de compressão local para se obter a deformação plástica necessária, ao longo da espessura. Essa deformação é, aproximadamente, 1% para a maioria dos metais de solda [38]. A técnica mais simples é a que está mostrada na Figura 35a. Coloca-se a peça de ensaio em uma superfície plana e comprime-se um lado do ligamento abaixo da ponta do entalhe usinado, utilizando-se uma carga aproximadamente igual a $1,4B^2\sigma_e$, onde B é a espessura do corpo-de-prova e σ_e , o limite de escoamento do mesmo. As Figuras 35b e 35c ilustram outras técnicas que requerem cargas menores mas são de execução mais complicada, devido à necessidade de se comprimir os dois lados.

Outro ponto que deve ser levado em consideração é o intervalo entre soldagem e realização do ensaio. Esse intervalo será influenciado por dois tipos de fragilização no metal de solda: a fragilização devida ao hidrogênio e a fragilização por envelhecimento. A fragilização pelo hidrogênio tende a diminuir com o tempo, enquanto que a fragilização por envelhecimento pode aumentar [40].

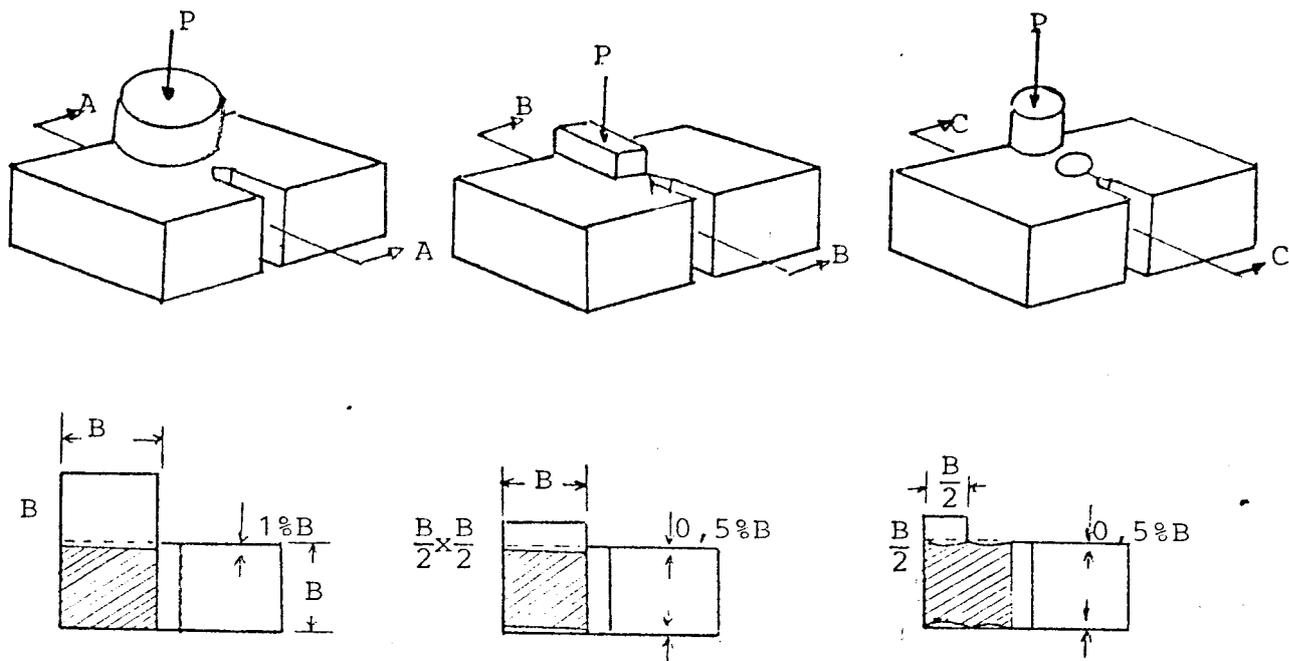


Figura 35 - Técnicas de compressão local, para eliminar a tendência não uniforme de crescimento da pré-trinca por fadiga

4. PARTE EXPERIMENTAL

4.1 Materiais e Métodos

Para execução da solda utilizou-se como material base o aço ASTM A 516 grau 65 Normalizado, sendo as seguintes, as características fornecidas pelo fabricante:

- . espessura : 63 mm
- . composição química : C: 0,25%; Mn: 0,94%; Si: 0,21%;
P: 0,022%; S: 0,013%; Al: 0,037
- . propriedades mecânicas : Limite de escoamento: $\sigma_e = 294 \text{ N/mm}^2$
Limite de resistência: $\sigma_r = 482 \text{ N/mm}^2$
Alongamento : 28%

Utilizou-se como material de adição o arame BMAS-122, cujas características fornecidas pelo fabricante foram:

- . diâmetro : 4 mm
- . composição química: C: 0,094%; Mn: 1,233%; P: 0,015%;
Si: 0,247%; S: 0,013%.

O fluxo utilizado para soldagem a arco submerso foi o OK Flux 10.71. A combinação arame-fluxo foi feita visando as melhores propriedades de resistência ao impacto.

A Figura 36 mostra o tipo de chanfro utilizado.

Foram confeccionados dois conjuntos de solda em condições idênticas com as características seguintes:

- . nº de passes : 70
- . velocidade de soldagem : 30 cm/min
- . corrente contínua : 450 A
- . tensão : 38 V
- . pré-aquecimento : 100 °C
- . temperatura entre passes : 100 °C

O passe de raiz foi feito pelo processo MAG:

Após a soldagem fêz-se inspeção por ultrassom, com a finalidade de detectar defeitos porventura existentes e em seguida foram retirados 25 cm em cada uma das extremidades, como refugo.

Foram retirados corpos-de-prova para tração, metalografia, Charpy, análise química e para ensaios de mecânica da fratura (COD e J), conforme esquema mostrado na Figura 37. Os ensaios de tração foram feitos para determinar as propriedades do metal de solda: limite de escoamento, limite de resistência, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson, necessários para determinação dos parâmetros COD e integral J.

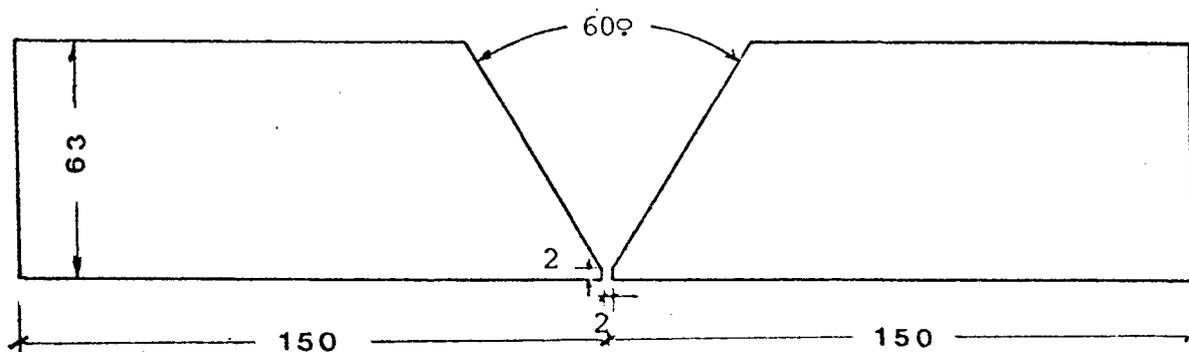


Figura 36 - Chanfro para soldagem das chapas

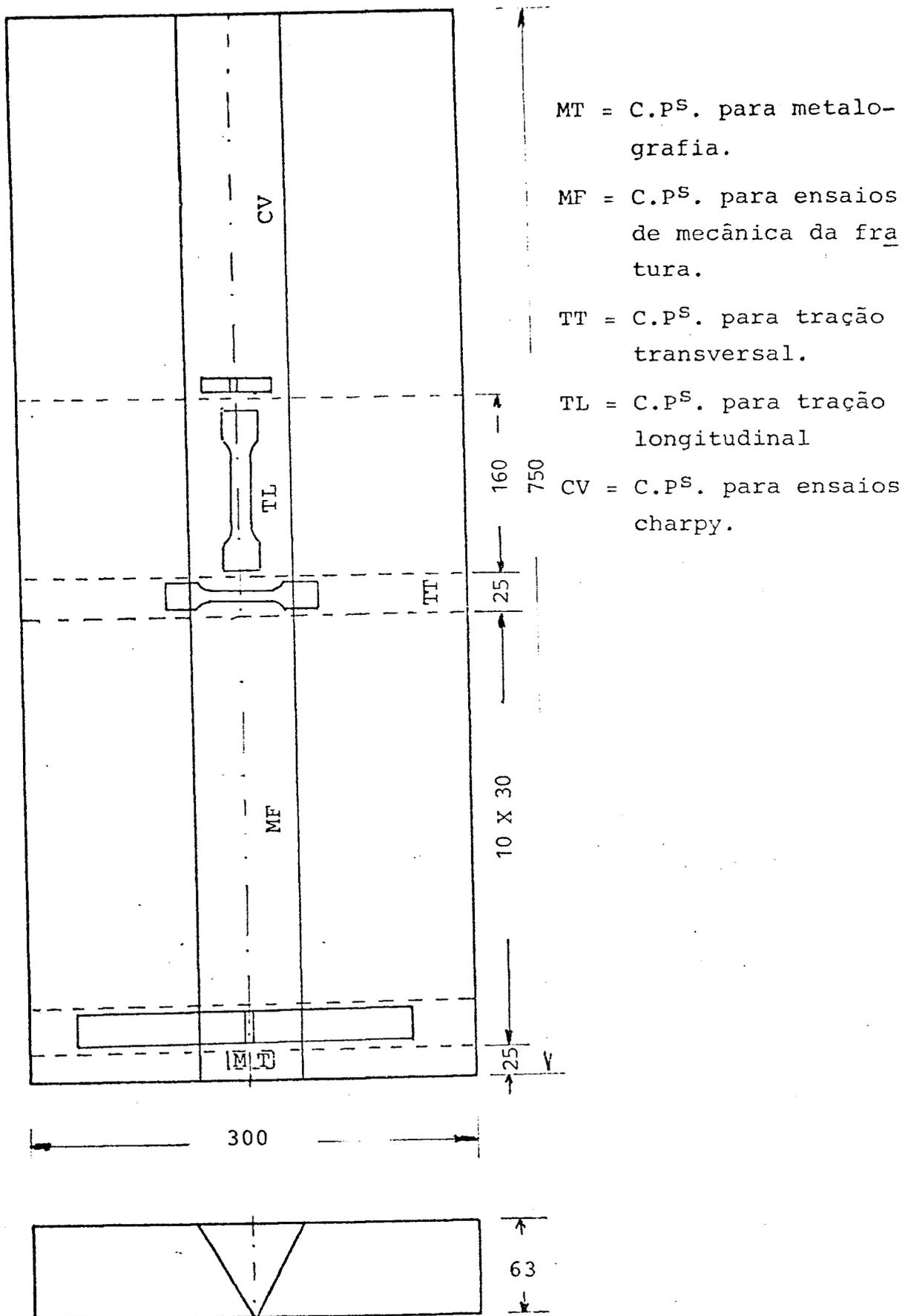
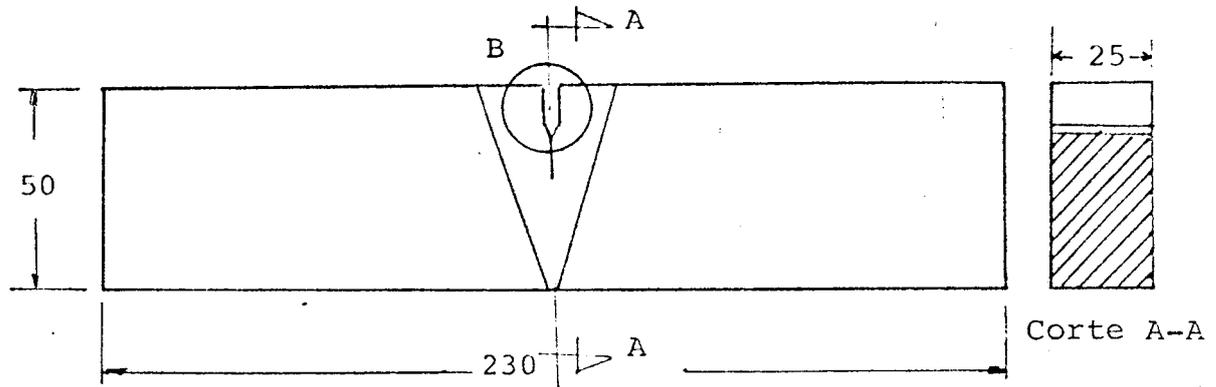


Figura 37 - Esquema de retirada dos corpos-de-prova

A Figura 38 mostra as dimensões dos corpos-de-prova para os ensaios COD e Integral J.



Largura do entalhe: 3,2 mm

Comprimento do entalhe: 15,0 mm

Comprimento do entalhe + pré-trinca de fadiga: $a=26$ mm

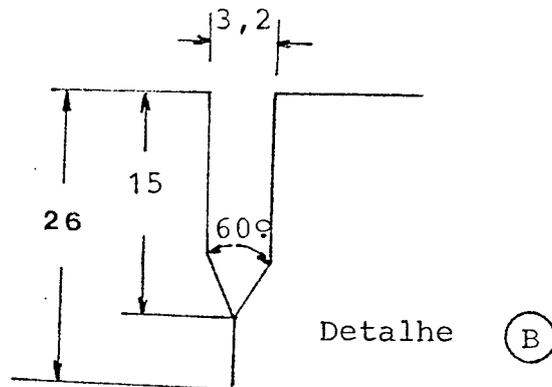


Figura 38 - Dimensões dos corpos-de-prova para os ensaios COD e Integral J

Foram ensaiados 39 corpos-de-prova Charpy na faixa de temperatura de -85°C a $+24^{\circ}\text{C}$ obtendo-se a curva Charpy com média de 3 c.ps por temperatura.

Os ensaios metalográficos foram feitos com a finalidade de se verificar a estrutura ao longo do metal base, zona termicamente afetada e metal de solda, com correspondentes durezas.

Os corpos-de-prova para mecânica da fratura foram feitos em duas séries, cada uma com 6 unidades, sendo anteriormente entalhados e pré-trincados com níveis de carga diferentes. Antes da abertura da pré-trinca de fadiga foram feitas compressões laterais nos dois lados de cada corpo-de-prova, na ponta do entalhe mecânico, com deformação de 0,5% em cada lado, para alívio das tensões residuais, com a finalidade de se obter pré-trincas uniformes. A carga utilizada foi de 222.000 N feita no equipamentos MTS de capacidade até 100 ton. na NUCLEP. Após a compressão lateral foram abertas as pré-trincas por fadiga em dois estágios; no primeiro estágio o comprimento da trinca correspondendo ao comprimento do entalhe mecânico, ou seja, $a = 17$ mm e portanto, $\frac{a}{w} = 0,34$ e $Y\left(\frac{a}{w}\right) = 6,73$, aplicando-se carga máxima e mínima maiores até iniciar o crescimento da pré-trinca, da ordem de 1 mm. No estágio final considerou-se $a = 26$ mm, $\frac{a}{w} = 0,52$ e $Y\left(\frac{a}{w}\right) = 11,33$, aplicando-se as cargas máxima e mínima correspondentes. As cargas aplicadas, em cada um desses estágios foram determinadas a partir da equação 32 com $P_{\min} \leq 0,1 P_{\max}$.

A primeira série foi pré-trincada com um nível de $\Delta K_f = 1825 \text{ N/mm}^{3/2}$ ($57,7 \text{ MN/m}^{3/2}$), frequência de 20 Hz, e a segunda série com um nível de $\Delta K_f = 1130 \text{ N/mm}^{3/2}$ ($35,7 \text{ MN/m}^{3/2}$), frequência de 30 Hz, segundo as normas ASTM E 813 [5] e BS-5762 [3].

As pré-trincas foram executadas no equipamentos MTS de capacidade 25 ton. da NUCLEP.

Para determinação do COD e da Integral J foram utili

zados os mesmos corpos-de-prova. Os ensaios de dobramento foram realizados no equipamento mecânico Instron, tipo máquina ãura, com capacidade até 10 ton., do laboratório de ensaios mecânicos do CDTN. As Figuras 39 a 44 mostram a sequência de ensaios para COD e Integral J. O registro de Força x deslocamento foi feito pelo registrador da Instron, utilizando-se um extensômetro acoplado no corpo-de-prova, conforme pode ser visto nas Figuras 39 a 44. Para registrar a Força x deflexão, utilizou-se um registrador à parte, com auxílio de um LVDT (Linear Variable Differential Transformer), da Hewlet Packard, acoplado ao corpo-de-prova (Figura 45). Os ensaios, feitos em 6 corpos-de-prova de cada série, foram executados a diferentes níveis de carga para se obter diferentes crescimentos da trinca.

Após os ensaios, os corpos-de-prova foram aquecidos à temperatura de 300°C em forno durante 20 minutos, para se obter coloração térmica dos crescimentos das trincas. Em seguida foram resfriados e colocados no nitrogênio líquido para ruptura final.

As medidas de crescimento das trincas e de comprimento total (entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga) foram feitas em um microscópio ótico marca Carl Zeiss, em nove posições igualmente espaçadas, incluídas as extremidades, e utilizando-se uma média de cinco medidas em cada posição. Para o cálculo do COD utilizou-se apenas medidas de sete posições, conforme especificado na norma BS-5762 [3]. Para o cálculo da Integral J fo

ram utilizadas as medidas das nove posições, conforme especificado na norma ASTM E-813 [5].

As medidas de largura e espessura foram feitas com micrômetro, tomando-se também a média de cinco medidas, determinando-se a média e o desvio padrão, e estimando-se o erro dessas medidas aplicando-se a distribuição de t de Student com intervalo de confiança de 95%.

Com a finalidade de verificar as variações de micro-durezas na ponta da trinca foi seccionado por eletro-erosão um corpo-de-prova na seção média ao longo da espessura com realização posterior de polimento eletro-químico. Em seguida foram feitas medidas de micro-dureza a partir da ponta da trinca ao longo de duas linhas perpendiculares à direção de propagação da mesma. Para tal, escolheu-se um corpo-de-prova pré-trincado a um nível de $\Delta K_f = 1825 \text{ N/mm}^3 / 2$.

4.2 Resultados

A análise química do metal de solda forneceu os seguintes resultados.

C: $0,058 \pm 0,003\%$; Mn: $1,2 \pm 0,1\%$; Mo: $<0,001\%$;

S: $0,016 \pm 0,002\%$; Si: $0,46 \pm 0,02\%$; P: $0,024 \pm 0,002\%$.

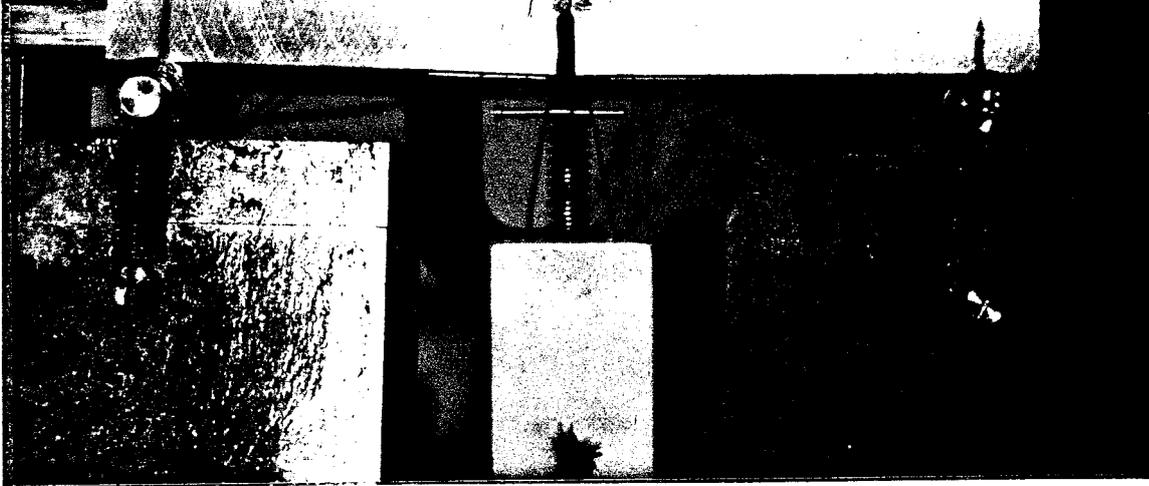


Figura 39 - Estágios de crescimento estável da trinca - Crescimento inicial

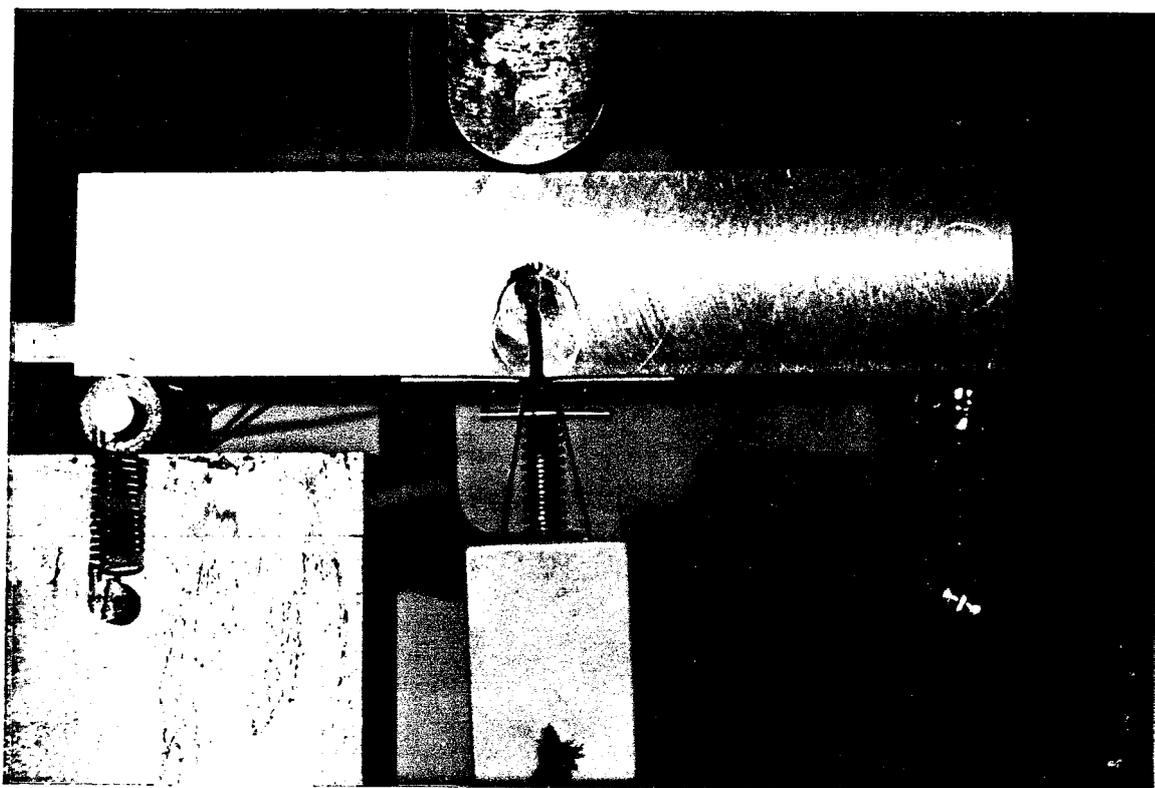


Figura 40 - Estágios de crescimento estável da trinca - crescimento posterior ao da Figura 37

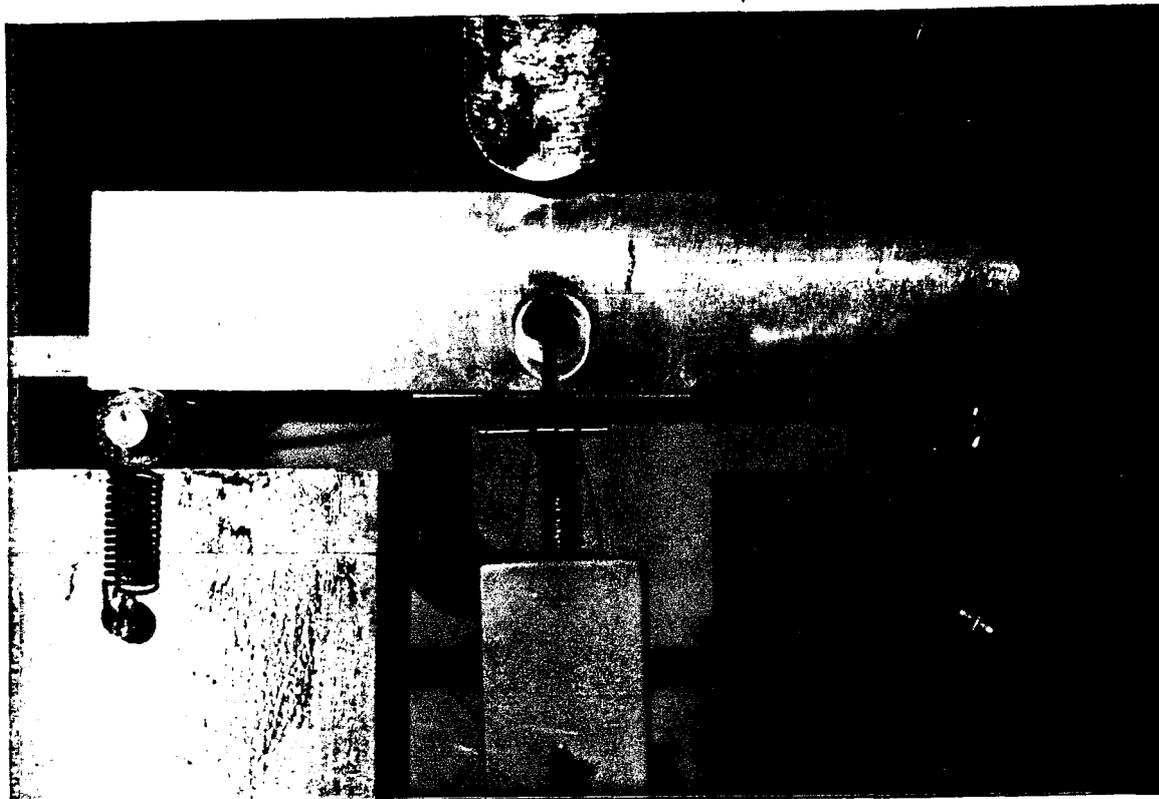


Figura 41 - Estágios de crescimento estável da trinca -
Crescimento posterior ao da Figura 38

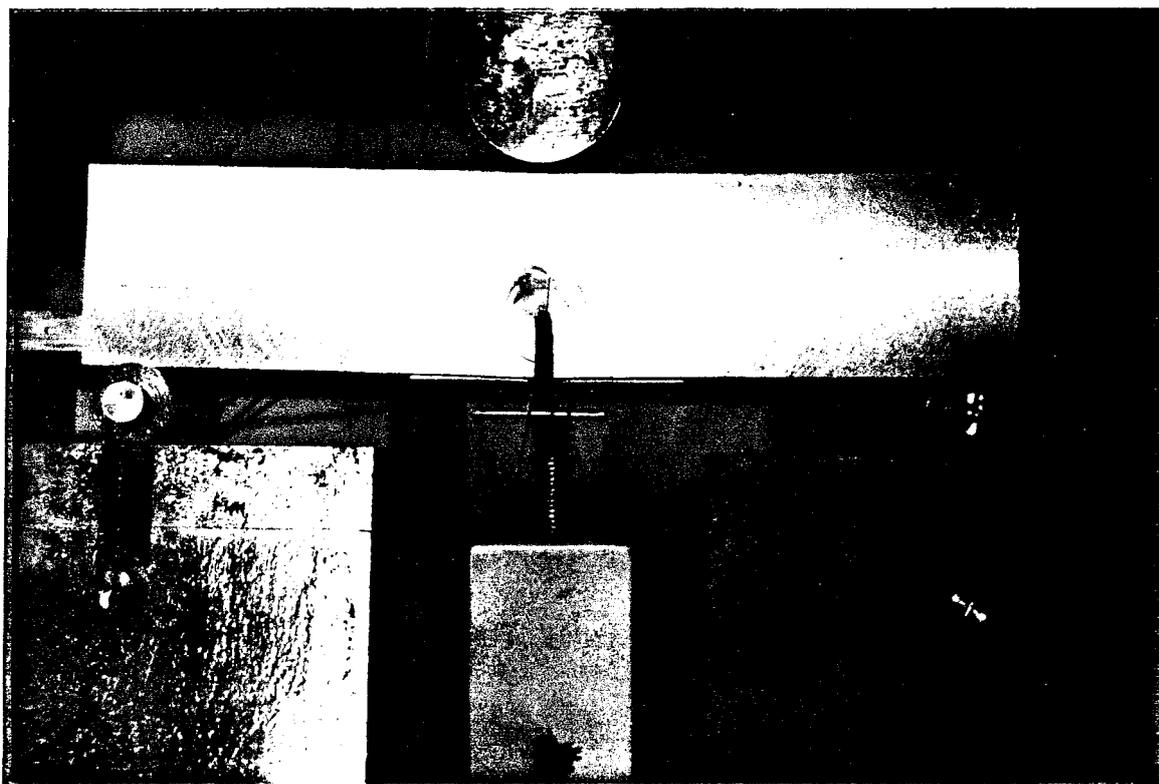


Figura 42 - Estágios de crescimento estável da trinca -
Crescimento posterior ao da Figura 39

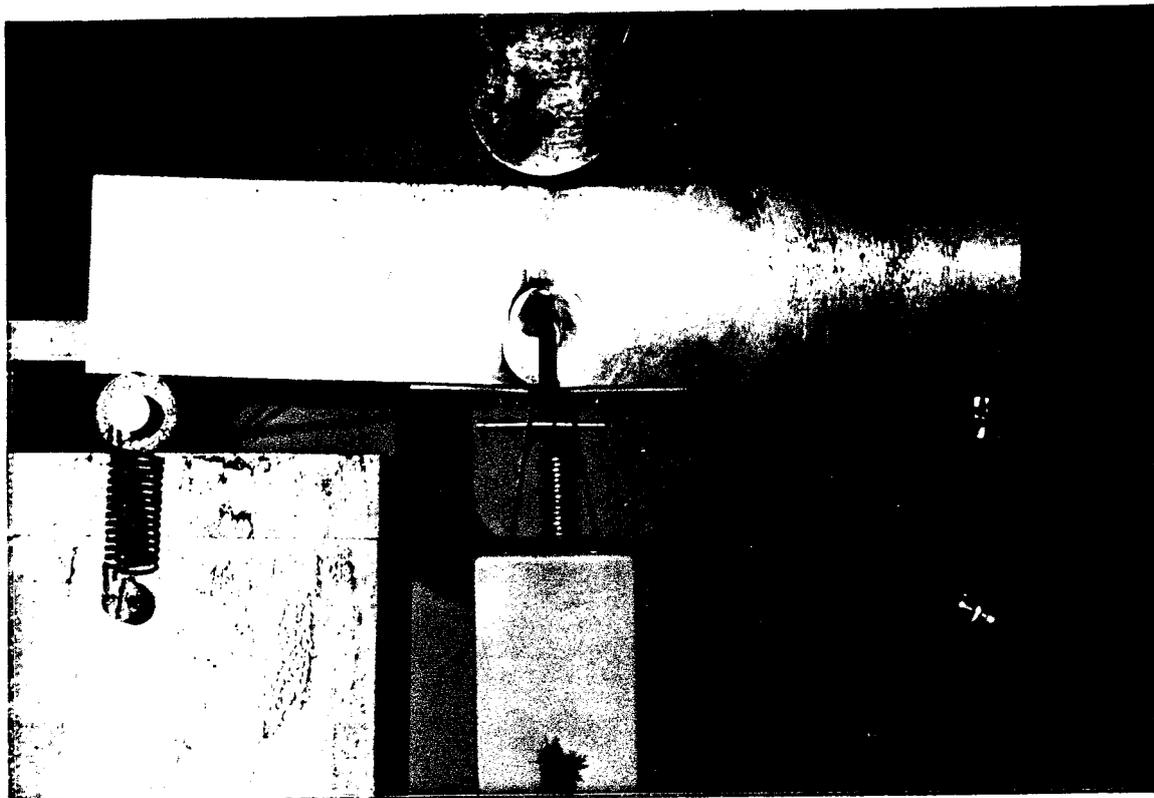


Figura 43 - Estágios de crescimento estável da trinca - Crescimento posterior ao da Figura 40

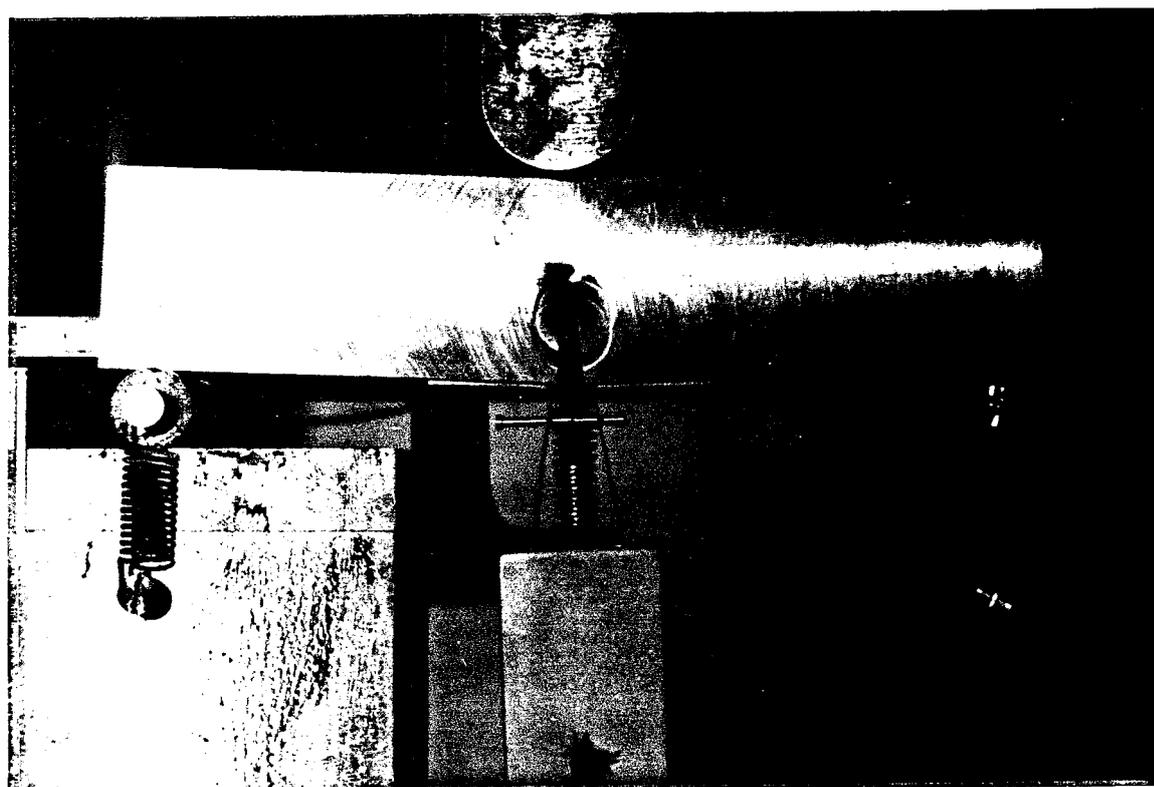


Figura 44 - Estágios de crescimento estável da trinca - Crescimento posterior ao da Figura 41

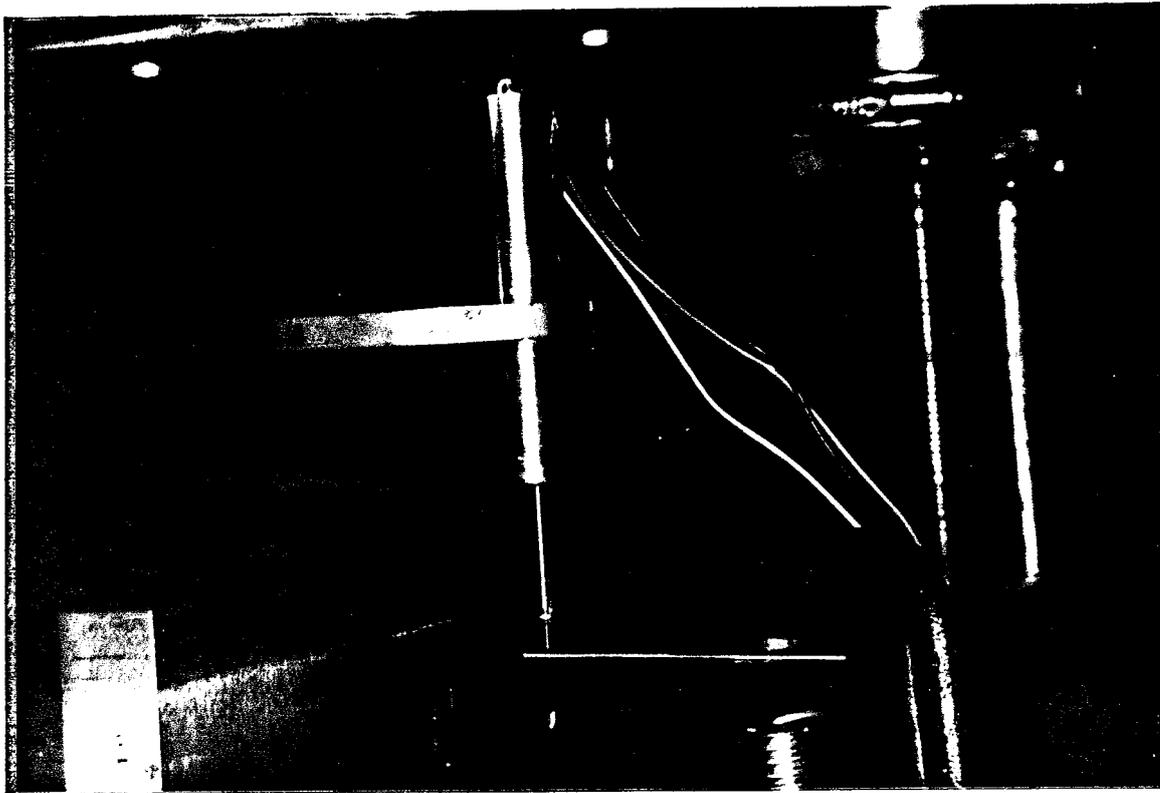


Figura 45 - Foto mostrando o LVDT acoplado ao corpo-de-prova para medida de deflexão

Os resultados de ensaios Charpy estão apresentados na Tabela 2 e na Figura 46. Observa-se uma grande dispersão na faixa de transição que vai de, aproximadamente, -40°C a -10°C . A temperatura de transição, estimada pelo critério da energia média foi de -22°C .

A estrutura da solda e da ZTA podem ser verificadas através das Figuras 47 a 50. Os resultados de dureza, cuja posição de medida está mostrada na Figura 51, podem ser vistos na Tabela 3.

Pode-se observar que na ZTA a dureza aumentou consideravelmente em relação ao metal base, mas com pouca diferença em relação ao metal de solda.

Dos ensaios de tração obteve-se as seguintes propriedades (transversais e longitudinais):

- . limite de escoamento : $\sigma_e = 452 \text{ N/mm}^2$
- . limite de resistência : $\sigma_r = 552 \text{ N/mm}^2$
- . módulo de Poisson : $\nu = 0,28$
- . módulo de elasticidade : $E = 20,2 \times 10^4 \text{ N/mm}^2$.

As Tabelas 4 e 5 apresentam os cálculos e resultados obtidos de COD e Integral J para cada corpo-de-prova. Foram abandonados resultados de dois corpos-de-prova por não verificarem as condições impostas pela norma ASTM E-813 [5].

Obteve-se para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1825 \text{ N/mm}^{3/2}$, $\delta_i = 0,173 \text{ mm}$ (Figura 52) e $J_i = 357 \text{ N/mm}$ (Figura 53), obtidos por regressão linear.

Para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1130 \text{ N/mm}^{3/2}$ obteve-se: $\delta_i = 0,197 \text{ mm}$ (Figura 54) e $J_i = 422 \text{ N/mm}$ (Figura 55).

As formas das pré-trincas de fadiga e os crescimentos de trincas podem ser vistos nas Figuras 56 a 65. Observa-se claramente em cada corpo-de-prova o entalhe mecânico, a pré-trinca por fadiga, o crescimento estável da trinca ocorrido durante o ensaio, e a ruptura final (clivagem).

A Tabela 6 apresenta os resultados de micro-dureza a partir da ponta da trinca com peso de 25 g e espaçamento entre impressões de 0,1 mm (Figura 66). Observa-se que houve pouca variação, o que se pode considerar normal para o metal de solda.

Tabela 2 - Resultados do ensaio de impacto Charpy

Temperatura (°C)	Energia absorvida (J) (resultados de três ensaios)	Média ± s
-85	4,9 - 5,8 - 16,6	9 ± 6
-60	9,8 - 21,5 - 27,4	19 ± 9
-50	15,6 - 29,4 - 42,1	29 ± 13
-40	34,3 - 42,1 - 64,7	47 ± 16
-35	51,9 - 51,9 - 78,4	61 ± 15
-30	41,1 - 82,3 - 91,2	72 ± 27
-25	45,1 - 77,4 - 131,4	85 ± 44
-20	60,8 - 105,9 - 131,4	99 ± 36
-15	65,7 - 125,5 - 130,4	107 ± 36
-10	101,0 - 128,4 - 144,1	125 ± 22
0	130,4 - 150,0 - 158,8	146 ± 15
10	119,6 - 166,7 - 167,6	151 ± 27
24	140,2 - 167,6 - 168,6	159 ± 16

s = desvio padrão.

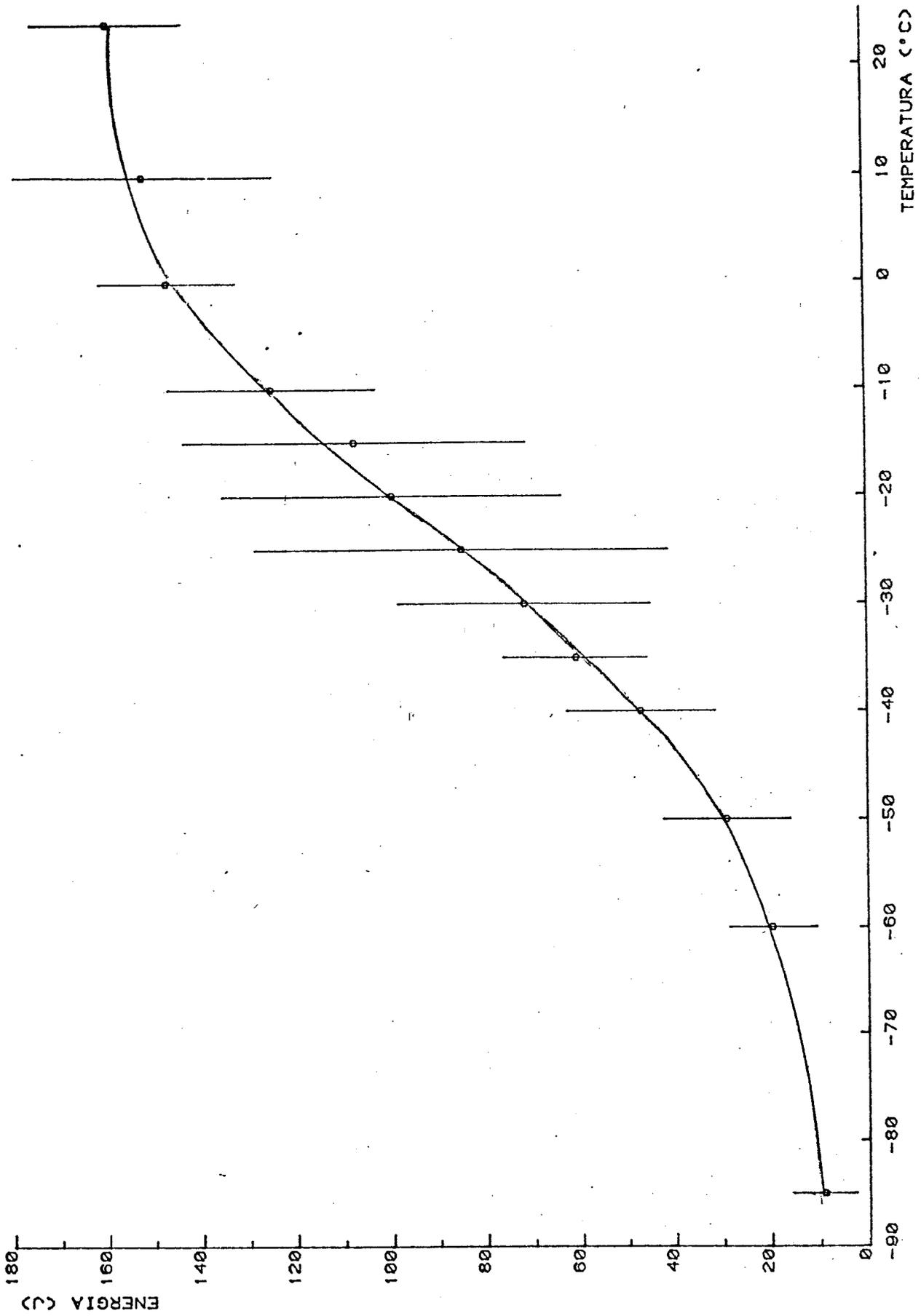
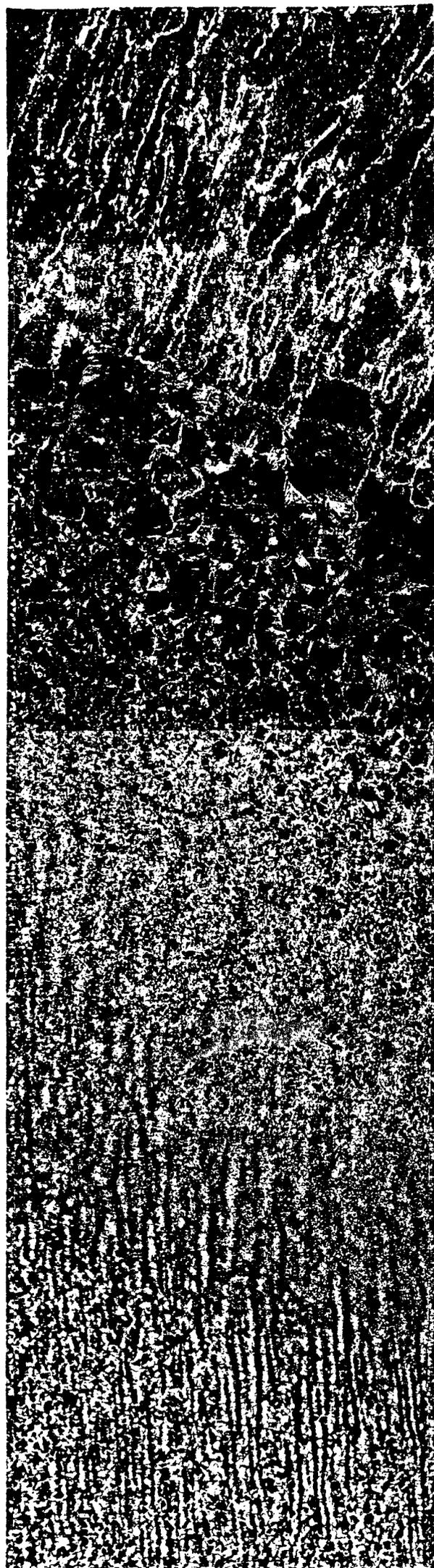


Figura 46 - Energia de impacto Charpy X Temperatura



Solda

Linha de fusão

ZTA

Metal base

Figura 47 - Estrutura do Metal Base, Zona Termicamente Afetada e Metal de Solda.

Ataque: Nital 2%

Aumento: 50X.

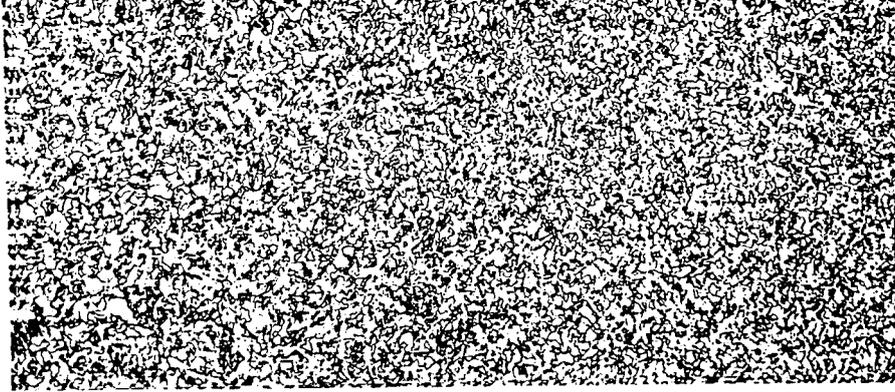


Figura 48 - Estrutura de granulação fina na região da ponta da trinca.
Aumento: 100X
Ataque: Nital 2%

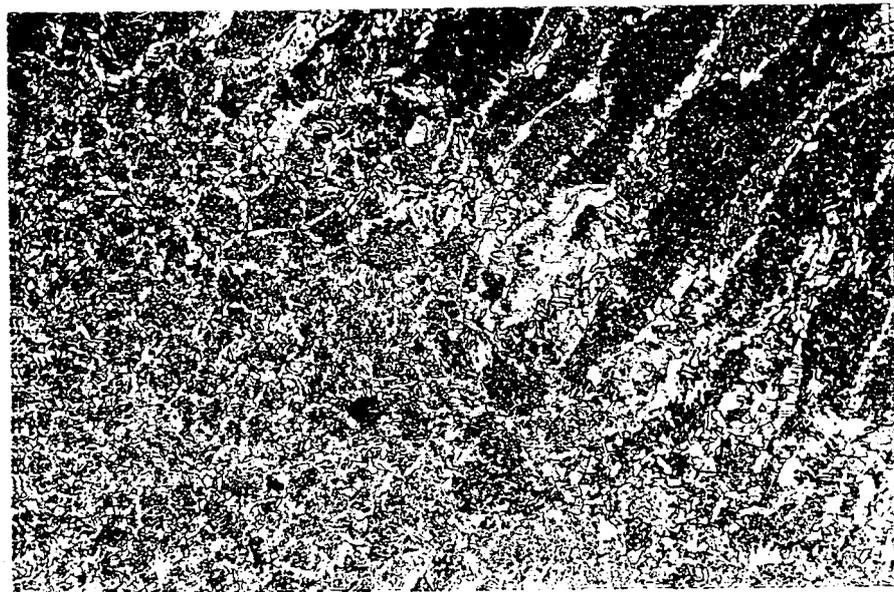


Figura 49 - Parte de um passe regenerado (grãos equiaxiais) e parte de grãos colunares.
Aumento: 100X
Ataque: Nital 2%



Figura 50 - Microestrutura da região da ZF próximo à ZTA

Aumento: 100 x

Ataque : Nital 2%

Direção onde foram
feitos os ensaios
de dureza.

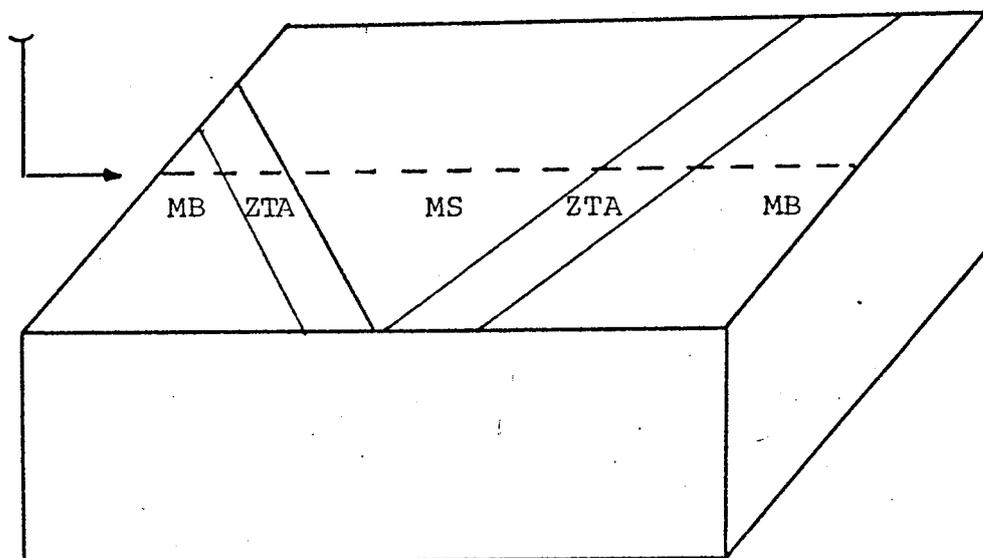


Figura 51 - Esquema, mostrando a posição
de medidas de dureza.

Tabela 3: Resultados dos ensaios de dureza (Vickers - carga:
5kg) feitos na direção indicada na Figura 49.

MB (Metal Base)	ZTA (Zona termica- mente afetada)	MS (Metal de solda)	ZTA (Zona termica- mente afetada)	MB (Metal Base)
171 HV5	213 HV5	215 HV5	222 HV5	177 HV5

TABELA 4a - Resultados de ensaios COD ($\Delta K = 57,7 \text{ MN/m}^3/2$)

C.P.	FORÇA (N)	W(mm)*	B(mm)*	$a_g(\text{mm})^*$	$\frac{a_g}{W}$	$Y(\frac{a_g}{W})$	$K_I(\text{N/mm}^3/2)$	$\delta_{e1}(\text{mm})$	$V_p(\text{mm})$	$\delta_{p1}(\text{mm})$	$\Delta\delta(\text{mm})$	$\delta_{\text{total}} \pm \Delta\delta(\text{mm})^*$	$i; \theta = \Delta(\Delta a)$ (mm)*
1.8	48.049	50,05 ± 0,02	24,95 ± 0,02	27,328 ± 0,004	0,546	12,37	3298	0,057	1,25	0,299	0,000	0,356 ± 0,000	0,395 ± 0,004
1.3	53.933	49,91 ± 0,06	24,97 ± 0,02	26,011 ± 0,006	0,521	11,37	3476	0,061	1,80	0,463	0,001	0,524 ± 0,001	0,750 ± 0,006
1.10	48.520	50,09 ± 0,03	25,08 ± 0,05	27,558 ± 0,005	0,550	12,55	3430	0,059	2,19	0,517	0,001	0,576 ± 0,001	0,834 ± 0,006
1.5	48.052	50,13 ± 0,07	24,99 ± 0,02	27,721 ± 0,009	0,553	12,68	3161	0,060	2,50	0,586	0,001	0,646 ± 0,001	1,021 ± 0,009

$\delta = 0,470 \Delta a + 0,173$; coeficiente de correlação = 0,99
 $\delta_i = 0,173 \text{ mm}$

TABELA 4b - Resultados de ensaios COD ($\Delta K = 35,7 \text{ MN/m}^3/2$)

C.P.	FORÇA (N)	W(mm)*	B(mm)*	$a_g(\text{mm})^*$	$\frac{a_g}{W}$	$Y(\frac{a_g}{W})$	$K_I(\text{N/mm}^3/2)$	$\delta_{e1}(\text{mm})$	$V_p(\text{mm})$	$\delta_{p1}(\text{mm})$	$\Delta\delta(\text{mm})$	$\delta_{\text{total}} \pm \Delta\delta(\text{mm})^*$	$\Delta a = \Delta(\Delta a)$ (mm)*
2.11	50.960	50,14 ± 0,02	24,96 ± 0,07	25,755 ± 0,007	0,514	11,11	3204	0,052	1,88	0,493	0,000	0,545 ± 0,000	0,574 ± 0,003
2.10	50.550	50,10 ± 0,02	24,92 ± 0,09	25,753 ± 0,006	0,514	11,11	3184	0,051	2,15	0,565	0,000	0,616 ± 0,000	0,687 ± 0,008
2.5	48.520	50,11 ± 0,03	24,97 ± 0,07	25,740 ± 0,006	0,514	11,11	3050	0,047	2,39	0,628	0,000	0,575 ± 0,000	1,016 ± 0,008
2.4	51.570	50,21 ± 0,03	24,97 ± 0,08	25,727 ± 0,009	0,512	11,03	3250	0,052	2,78	0,732	0,000	0,784 ± 0,000	0,946 ± 0,009
2.3	52.380	50,19 ± 0,03	25,01 ± 0,08	25,714 ± 0,007	0,512	11,03	3261	0,054	3,10	0,818	0,001	0,872 ± 0,001	1,167 ± 0,009
2.1	57.660	50,20 ± 0,05	25,00 ± 0,09	24,082 ± 0,004	0,480	9,96	3242	0,053	3,88	1,121	0,001	1,174 ± 0,001	1,643 ± 0,008

$\delta_{e1} = \frac{K_I^2 (1 - \nu^2)}{2 \sigma_e E}$; $\delta_{p1} = \frac{0,4 (W - a_g) V_p}{0,4W + 0,6 a + Z}$; $\delta_{\text{total}} = \delta_{e1} + \delta_{p1}$
 $\delta = 0,578 \Delta a + 0,197$; coeficiente de correlação = 0,97
 $\delta_i = 0,197 \text{ mm}$

$K_I = \frac{P}{B \sqrt{W}} Y(\frac{a_g}{W})$; $\sigma_e = 452 \text{ N/mm}^2$; $E = 202.160 \text{ N/mm}^2$
 * intervalo com 95% de confiança

Z = 1,58 mm

TABELA 5a - Resultados de ensaios de integral J ($\Delta K = 57,7 \text{ MN/m}^{3/2}$)

C.P.	W (mm) *	B (mm) *	a _J (mm) *	A (KN.mm)	J(N/mm)	ΔJ (N/mm)	J $\pm\Delta J$ (N/mm)*	$\Delta a \pm \Delta(\Delta a)$ (mm)*
1.8	50,06 \pm 0,02	24,95 \pm 0,02	26,763 \pm 0,003	108,83	374	1	374 \pm 1	0,390 \pm 0,004
1.3	49,91 \pm 0,06	24,97 \pm 0,02	25,714 \pm 0,005	165,83	549	2	549 \pm 2	0,692 \pm 0,007
1.10	50,09 \pm 0,03	25,08 \pm 0,05	27,157 \pm 0,005	159,09	553	2	553 \pm 2	0,767 \pm 0,006
1.5	50,13 \pm 0,07	24,99 \pm 0,02	27,161 \pm 0,007	189,78	661	2	661 \pm 2	0,924 \pm 0,009

J = 520 Δa + 203; coeficiente de correlação = 0,96
 $J_i = 422 \text{ N/mm}$

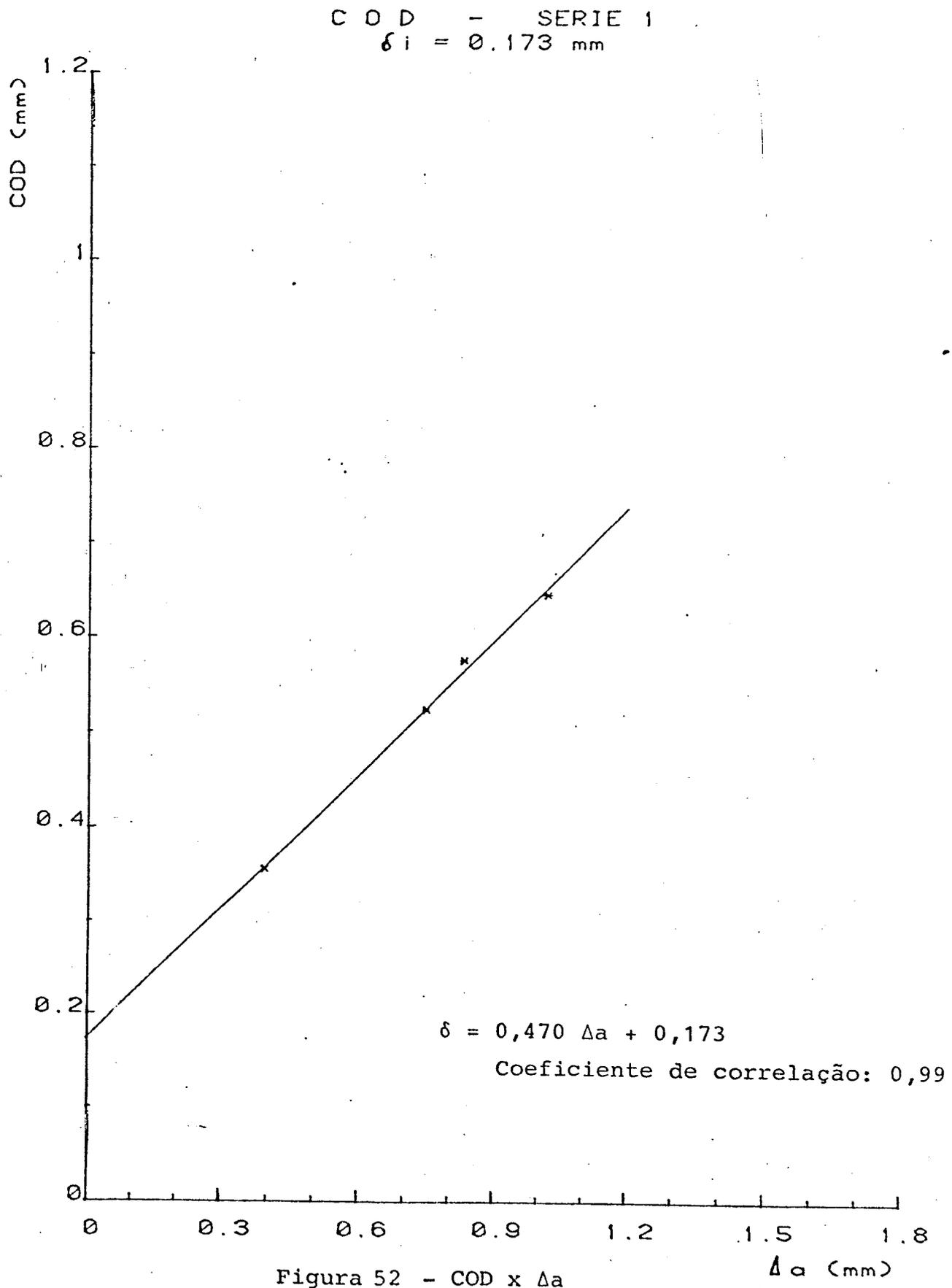
TABELA 5b - Resultados de ensaios de integral J ($\Delta K = 35,7 \text{ MN/m}^{3/2}$)

C.P.	W (mm) *	B (mm) *	a _J (mm) *	A (KN.mm)	J(N/mm)	ΔJ (N/mm)	J $\pm\Delta J$ (N/mm)*	$\Delta a \pm \Delta(\Delta a)$ (mm)*
2.11	50,14 \pm 0,02	24,96 \pm 0,07	25,539 \pm 0,006	152,43	497	2	497 \pm 2	0,534 \pm 0,008
2.10	50,10 \pm 0,02	24,92 \pm 0,09	25,472 \pm 0,007	166,16	541	3	541 \pm 3	0,614 \pm 0,008
2.5	50,11 \pm 0,03	24,97 \pm 0,07	25,532 \pm 0,008	175,07	571	3	571 \pm 3	0,906 \pm 0,008
2.4	50,21 \pm 0,03	24,97 \pm 0,08	25,528 \pm 0,009	208,86	678	3	678 \pm 3	0,845 \pm 0,009
2.3	50,19 \pm 0,03	25,01 \pm 0,08	25,545 \pm 0,007	236,70	768	3	768 \pm 3	1,055 \pm 0,009
2.1	50,20 \pm 0,05	25,00 \pm 0,09	24,255 \pm 0,004	324,67	1001	6	1001 \pm 6	1,498 \pm 0,007

$$J = \frac{2A}{B(W-a_J)}$$

J = 526 Δa + 170; coeficiente de correlação = 0,99
 $J_i = 357 \text{ N/mm}$

* intervalo com 95% de confiança



INTEGRAL J - SERIE 1.
 $J_i = 357 \text{ N/mm}$

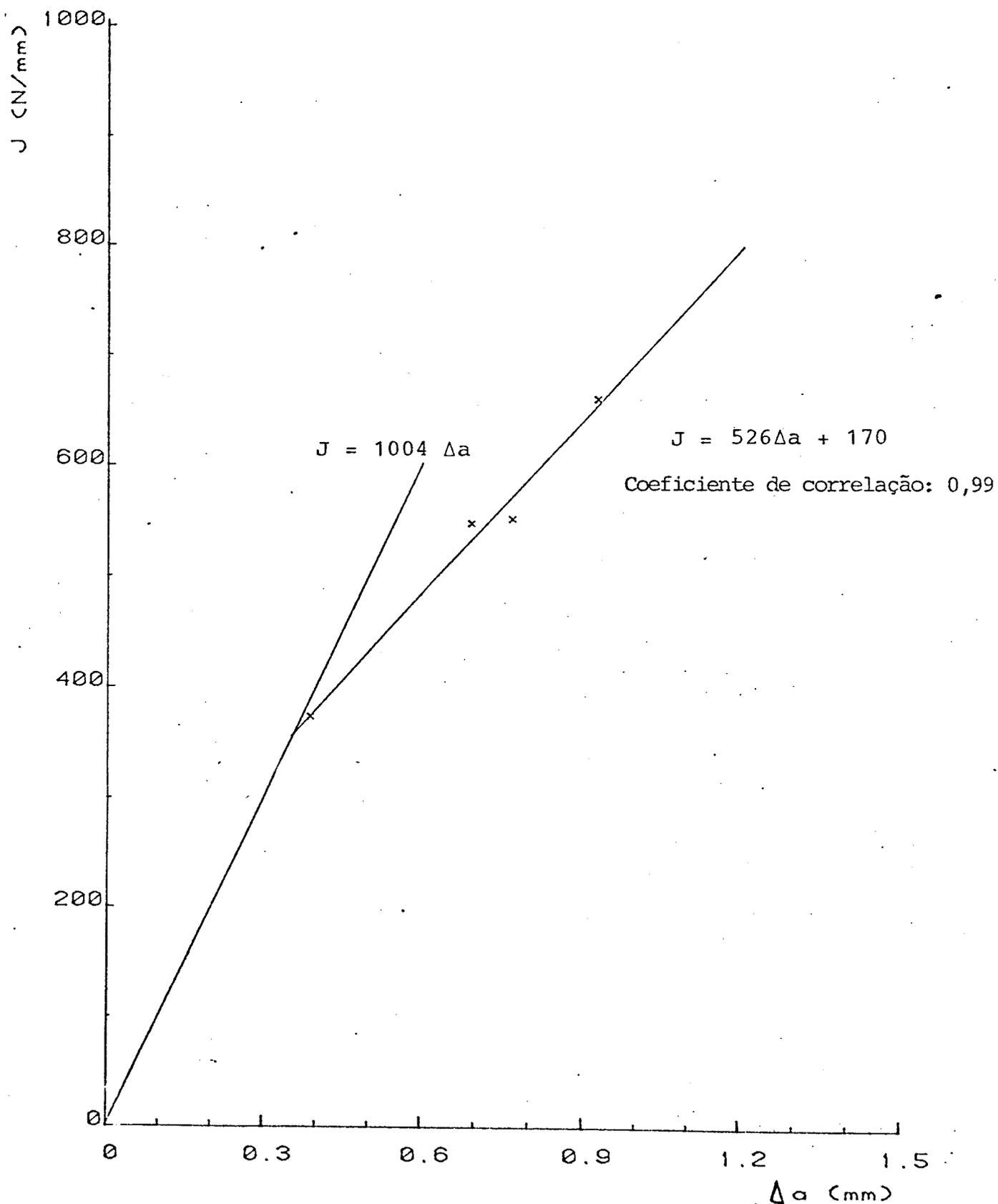
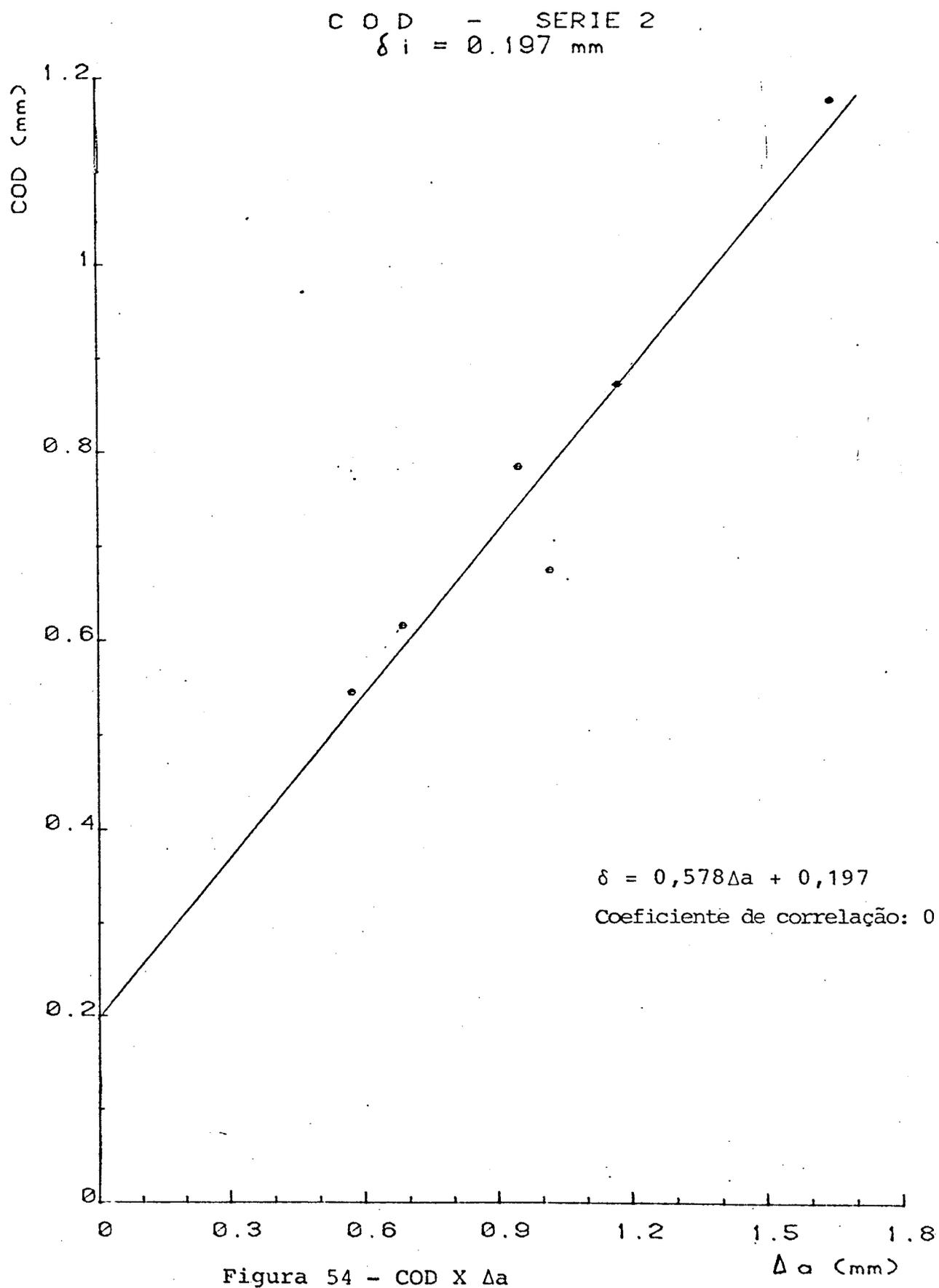
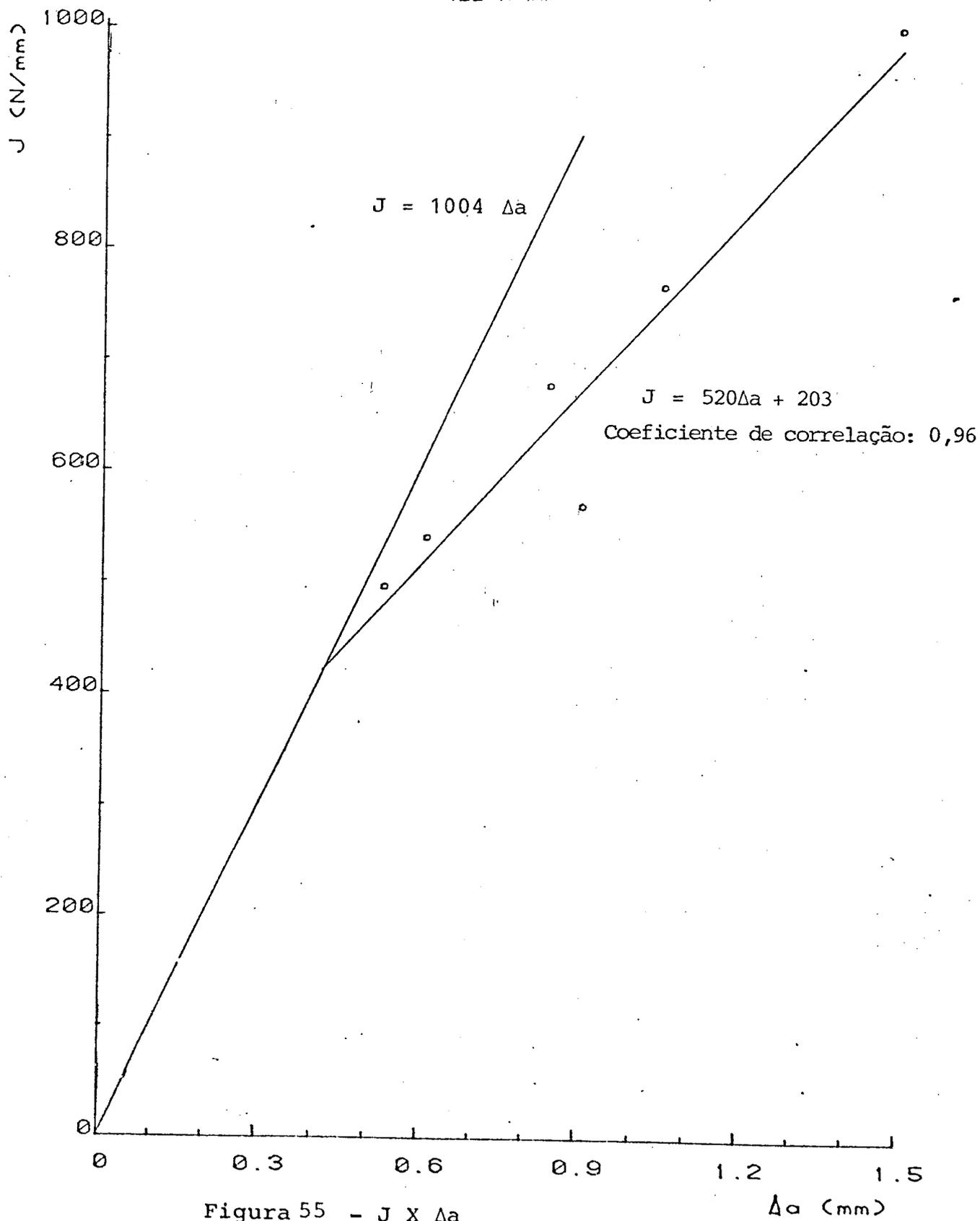


Figura 53 - J X Δa

Figura 54 - COD X Δa

INTEGRAL J - SERIE 2
 $J_i = 422 \text{ N/mm}$



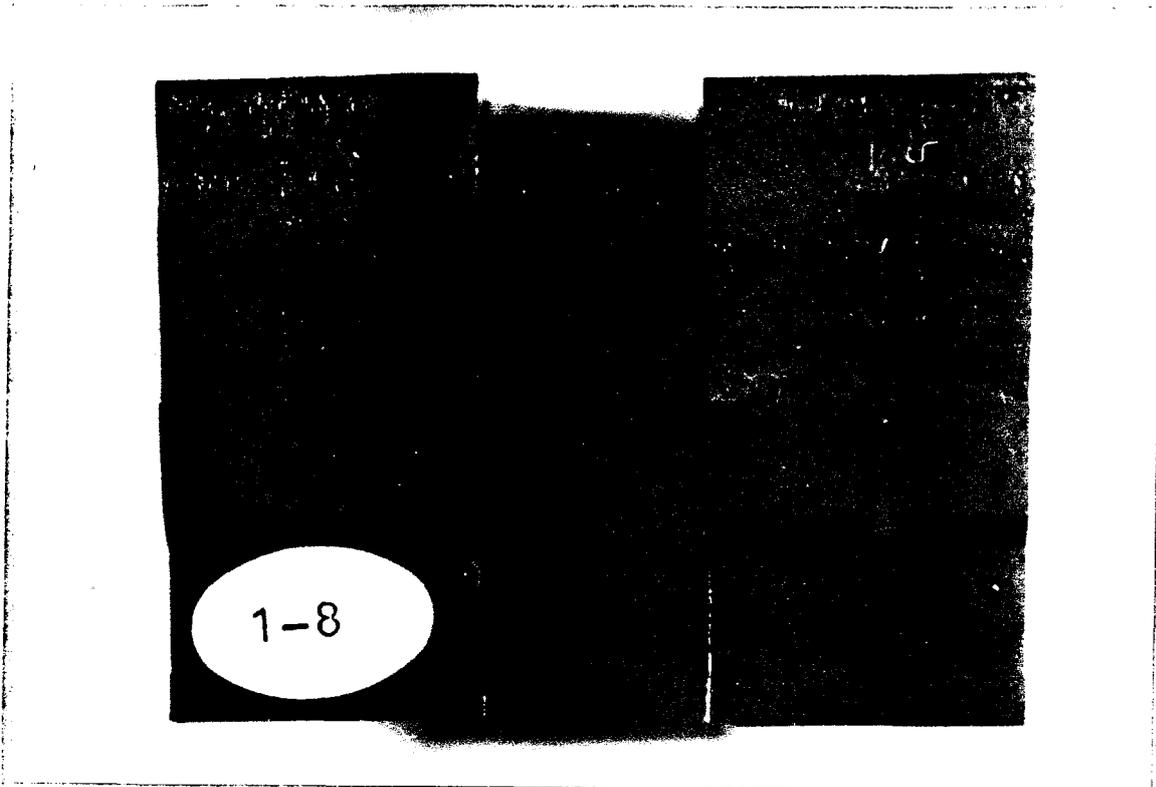


Figura 56 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 1-8.

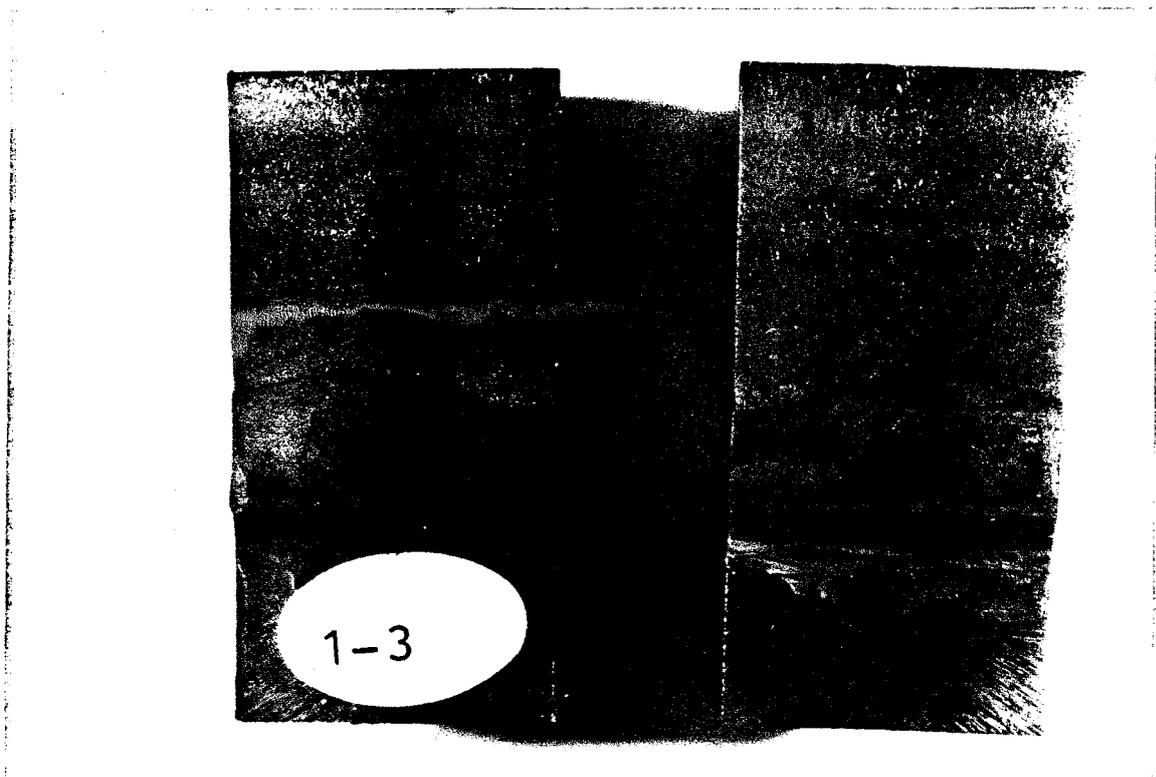


Figura 57 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 1-3.

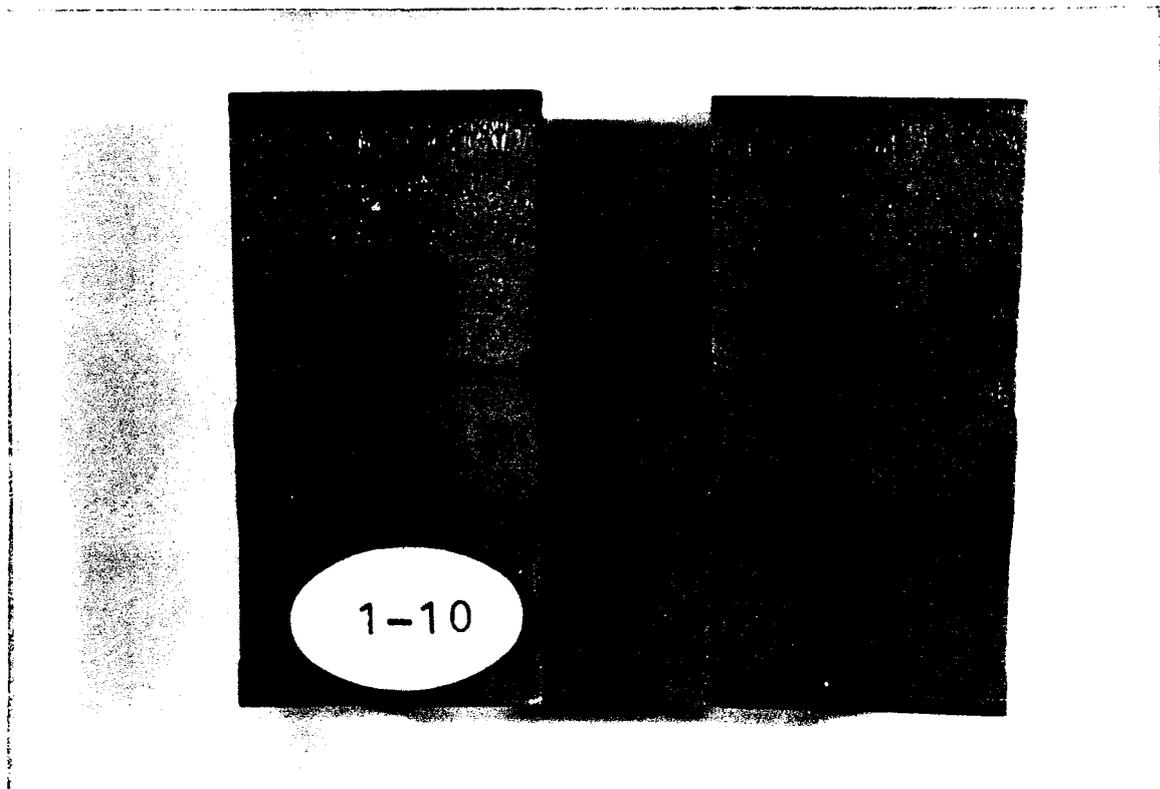


Figura 58 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 1-10.

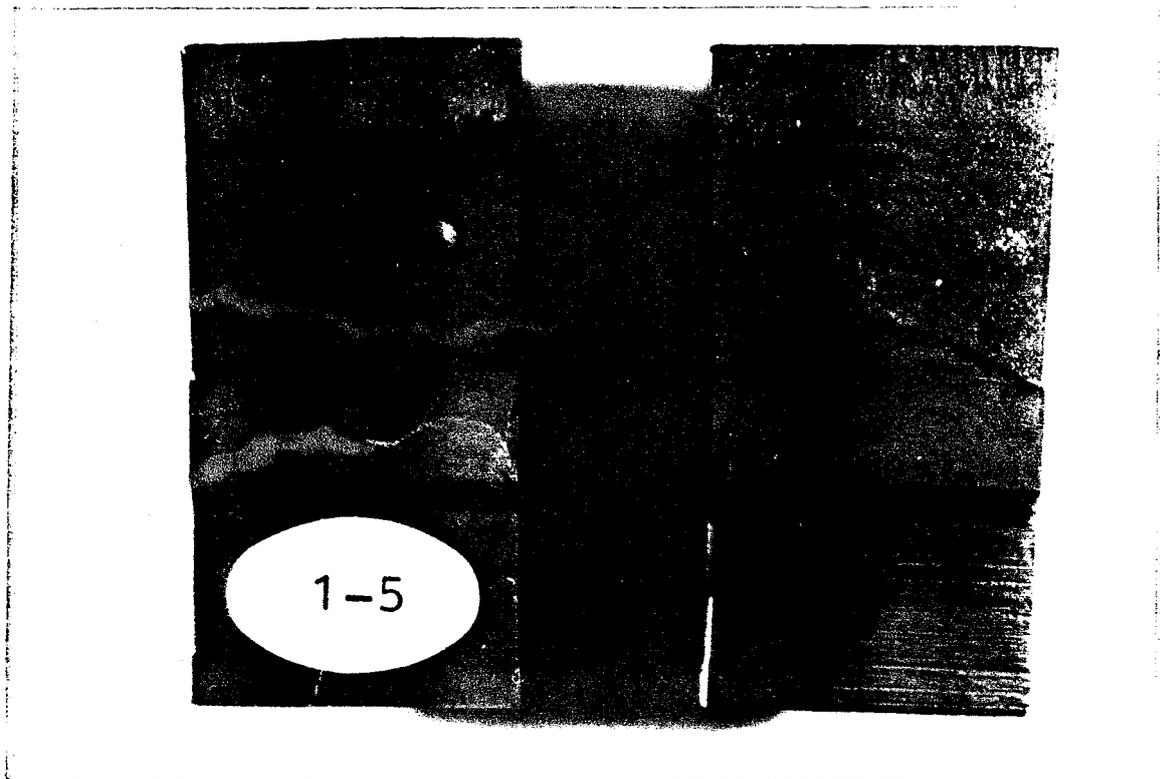


Figura 59 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 1-5.

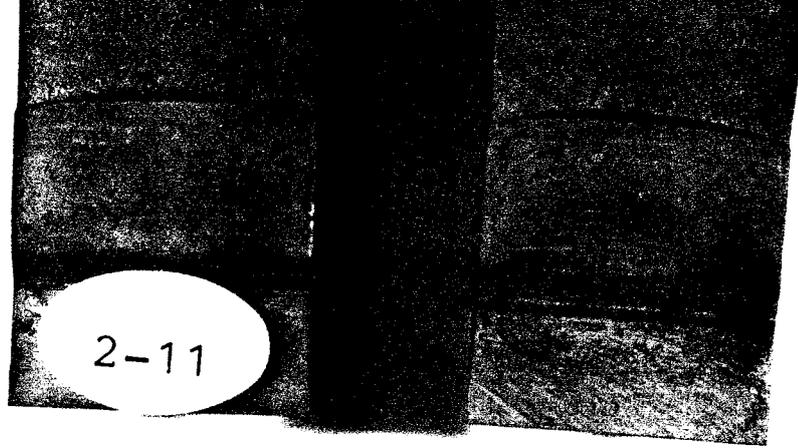


Figura 60 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 2-11.

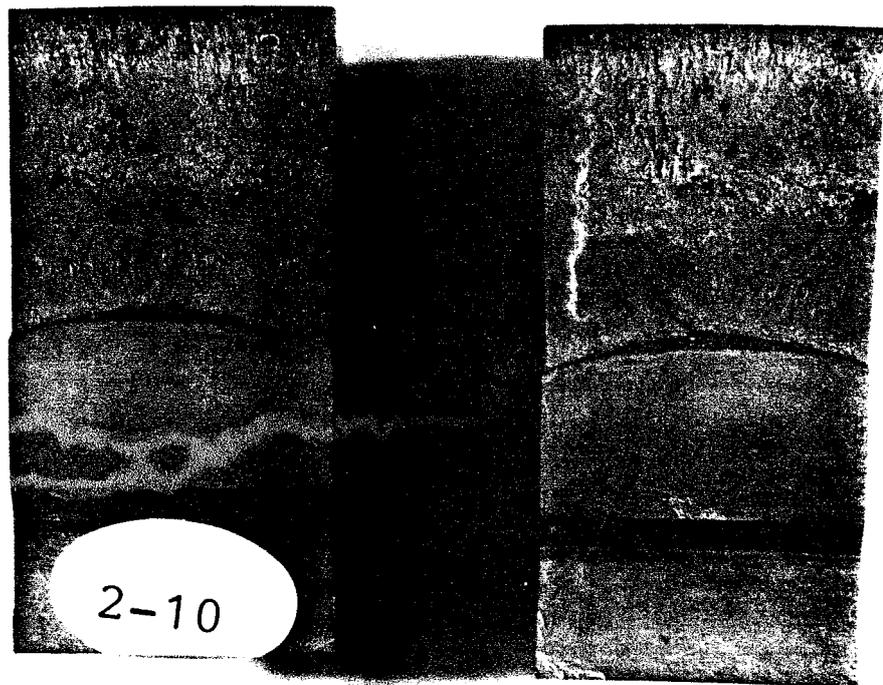


Figura 61 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo de prova 2-10.



Figura 62 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 2-5.

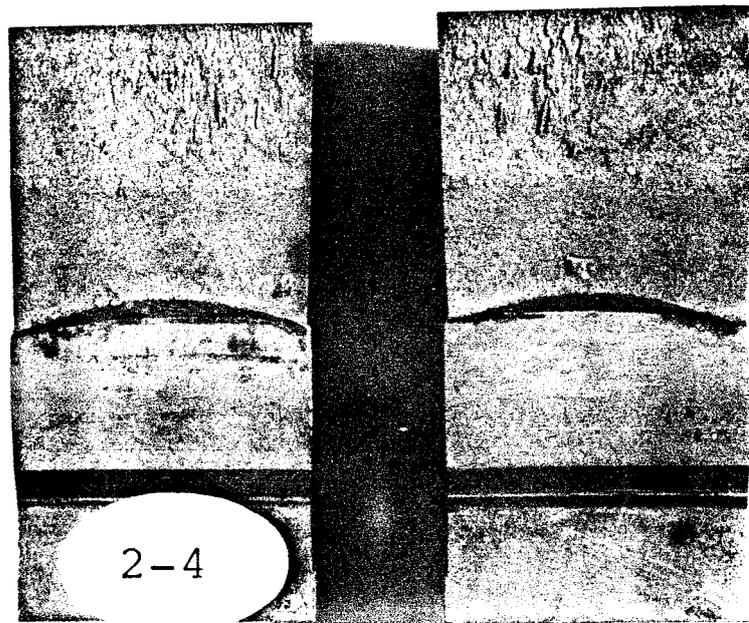


Figura 63 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 2-4.



Figura 64 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 2-3.

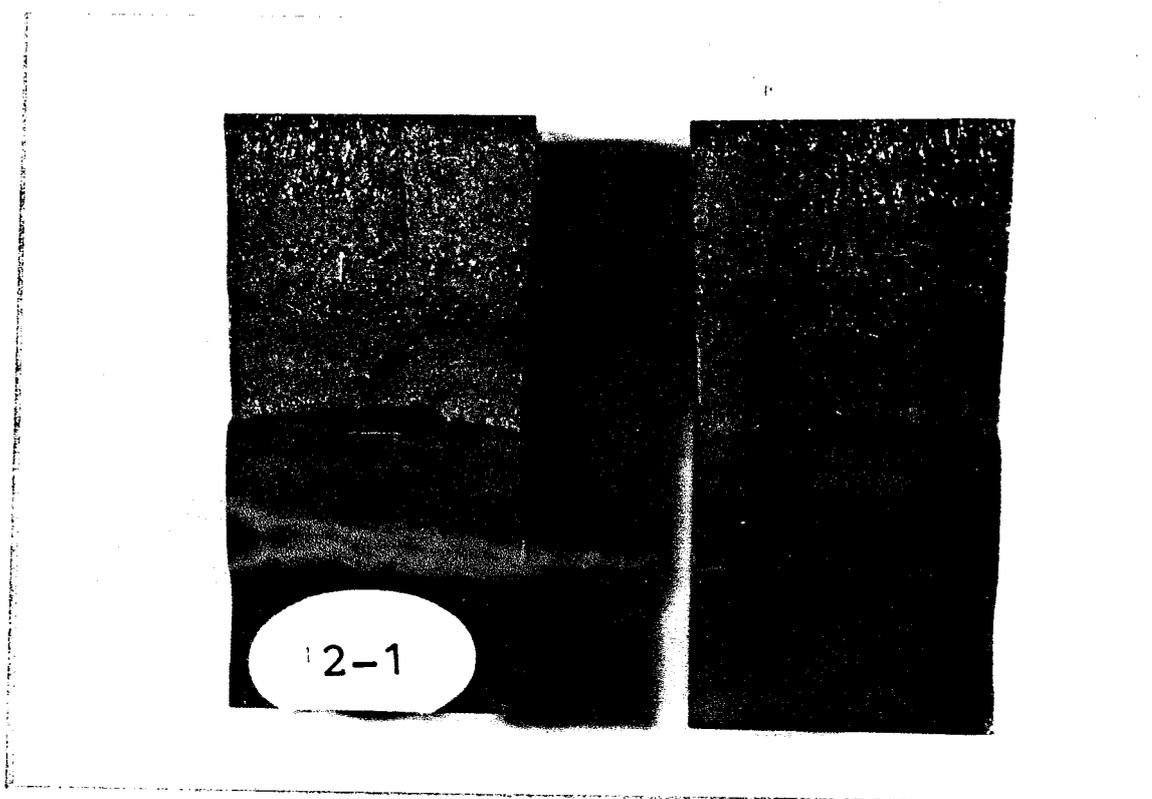


Figura 65 - Macrofratografia do crescimento da trinca -
Corpo-de-prova 2-1.

Tabela 6 - Resultados de ensaios de micro-dureza a partir da ponta da trinca com impressões espaçadas de 0,1 mm

Linha Pontos	Hv. Linha 1	Hv. Linha 2
1	215	212
2	227	201
3	233	220
4	237	220
5	220	-
6	215	-
7	220	-
8	212	-
9	209	-
10	215	-
11	206	-
12	224	-
13	220	-
14	203	-
15	220	-
16	212	-
17	209	-

Obs.: O ponto 4 da linha 2 representa uma medida a 8,45 mm da ponta da trinca.
Peso de 25 g.

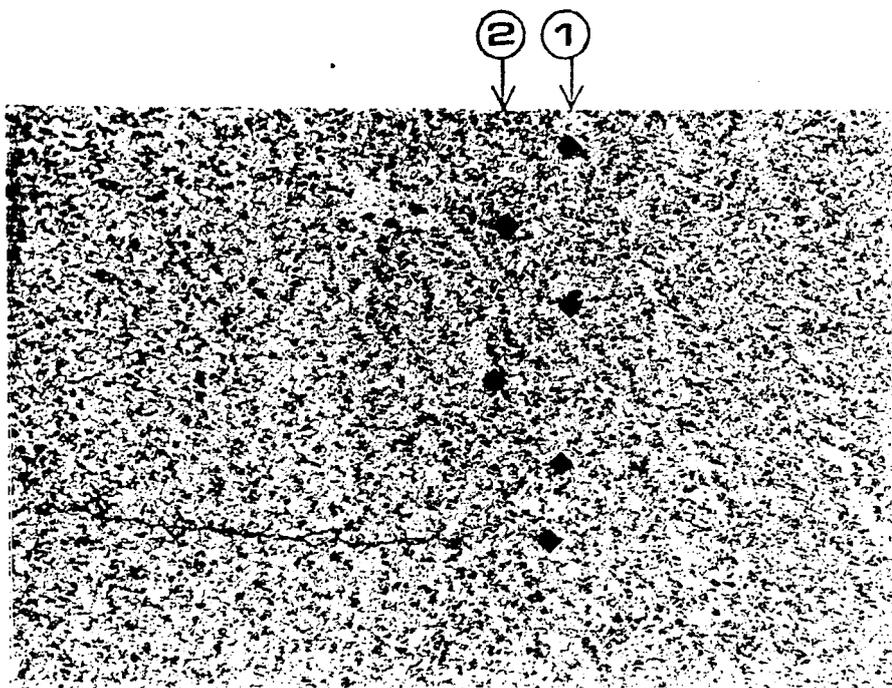


Figura 66 - Impressões de micro-dureza a partir da ponta da trinca.

Aumento: 200X.

Ataque: Nital 2%.

OBS: As linhas 1 e 2 correspondem às indicadas na Tabela 6.
(posições em relação à ponta da trinca).

4.3 Discussão

Os resultados das medidas de tenacidade, COD e integral J, no início de propagação estável da trinca foram menores para os corpos-de-prova pré-trincados com um nível maior de ΔK_f no estágio final da propagação da trinca.

Os resultados de ensaios de impacto Charpy apresentam grande dispersão, sendo maior na faixa de transição dúctil-frágil. Comparando-se os valores com os obtidos no material base à temperatura ambiente [41] verifica-se que, para a solda, o valor é um pouco inferior ao da orientação LV (159 J para a solda e 176 J para a orientação LV) enquanto que para a orientação TV, o valor obtido na solda foi bem superior (93 J para a orientação TV):

Os ensaios de micro-dureza na vizinhança da ponta da trinca não revelaram variações nos resultados deste tipo de ensaio devido à formação da zona plástica.

Os ensaios realizados à temperatura ambiente (20°C), apresentaram um comportamento dúctil com propagação de trinca de natureza fibrosa. Os estágios micro-estruturais comumente observados em metais no início e propagação de uma trinca fibrosa são:

- a) Formação de uma superfície livre em partícula de segunda fase por decoesão de interface ou quebra de partícula;
- b) Crescimento de um vazio em volta da partícula, geralmente sob a influência de tensão hidrostática;

c) Coalescência do vazio em crescimento com a ponta da trinca.

Clayton e Knott [42] em trabalho recente fizeram medidas de COD em materiais, com pré-deformação variando de 0 a 20% e observaram que o COD no início de propagação estável da trinca diminui com o aumento da pré-deformação. Tal trabalho foi realizado em material de baixa resistência e com baixa capacidade de encruamento. O modelo mais convincente e disponível para explicar a ductilidade na ponta da trinca é devido a Rice e Johnson (Figura 67) [42]. Tal modelo envolve crescimento de vazio na frente de uma trinca, seguido por coalescência com a mesma. No tratamento de Rice e Johnson para o material não encruado uma trinca deve ficar suficientemente aberta para atingir um campo de linhas de escorregamento em forma espiral logo à frente da trinca para envolver o vazio (Figura 67c).

Clayton e Knott, em seus experimentos, verificaram que para o material não pré-deformado os resultados obtidos concordaram bem com o modelo citado, mas à medida que se aumentou o nível de pré-deformação os resultados não estavam de acordo com o previsto pelo modelo. Apresentaram então, um novo modelo que explica de maneira razoável o comportamento do material pré-deformado quanto à fratura. O modelo consiste em decoesão por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento retilíneas (Figura 67d).

Os valores menores de COD e Integral J obtidos com um nível de ΔK_f maior tiveram comportamento idêntico aos observados por Clayton e Knott e é portanto razoável supor que embora os resultados de micro-dureza tenham sido insuficientes

para revelar, houve pré-deformação devido ao aumento de ΔK_f .

Com a finalidade de se observar os micromecanismos de fratura, foi realizada análise microfratográfica no MEV em dois corpos-de-prova pré-trincados com diferentes valores de ΔK_f .

Nas Figuras 68 e 69 pode-se notar a presença de três regiões distintas: superfície de fratura por fadiga (seta 1), propagação estável da trinca (seta 2) e ruptura final (seta 3). Nesta figura foi possível verificar que a propagação estável da trinca se deu por micromecanismo dúctil, sendo bastante evidente a presença de dimples. Na Figura 70 é possível verificar a presença de dimples de rasgamento e cisalhamento que caracterizam bem o processo do modo I de separação na ponta da trinca em que todos os corpos-de-prova, neste trabalho, foram ensaiados.

É possível observar na região de transição (pré-trinca de fadiga - propagação estável) na Figura 69, seta 1, que representa um corpo-de-prova com $\Delta K_f = 1130 \text{ N/mm}^{3/2}$, a presença de vazios iniciais que talvez possam caracterizar os maiores valores obtidos para os parâmetros de iniciação δ_i e J_i relativamente aos outros corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1825 \text{ N/mm}^{3/2}$ onde não foi observada a presença destes vazios iniciais.

Não foi possível, entretanto, observar diferenças marcantes nos micromecanismos de propagação estável da trinca (Δa) nas duas séries de corpos-de-prova pré-trincados com valores diferentes de ΔK_f .

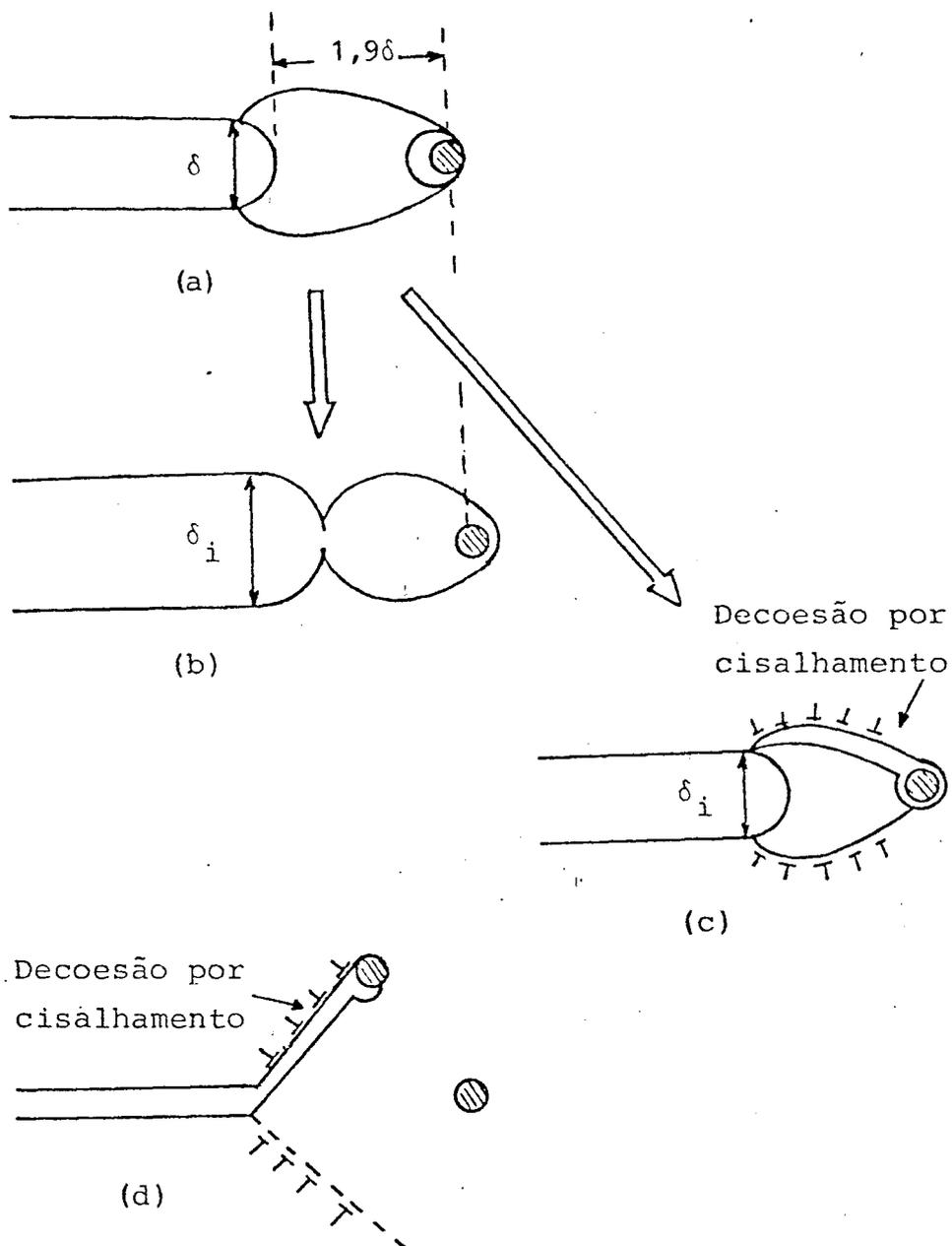


FIGURA 67 - Processo esquemático de crescimento da trinca: (a)→(b) coalescência de vazio (Modelo de Rice e Johnson); (a)→(c) Decoesão por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento em espiral; (d) decoesão por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento retilíneas.

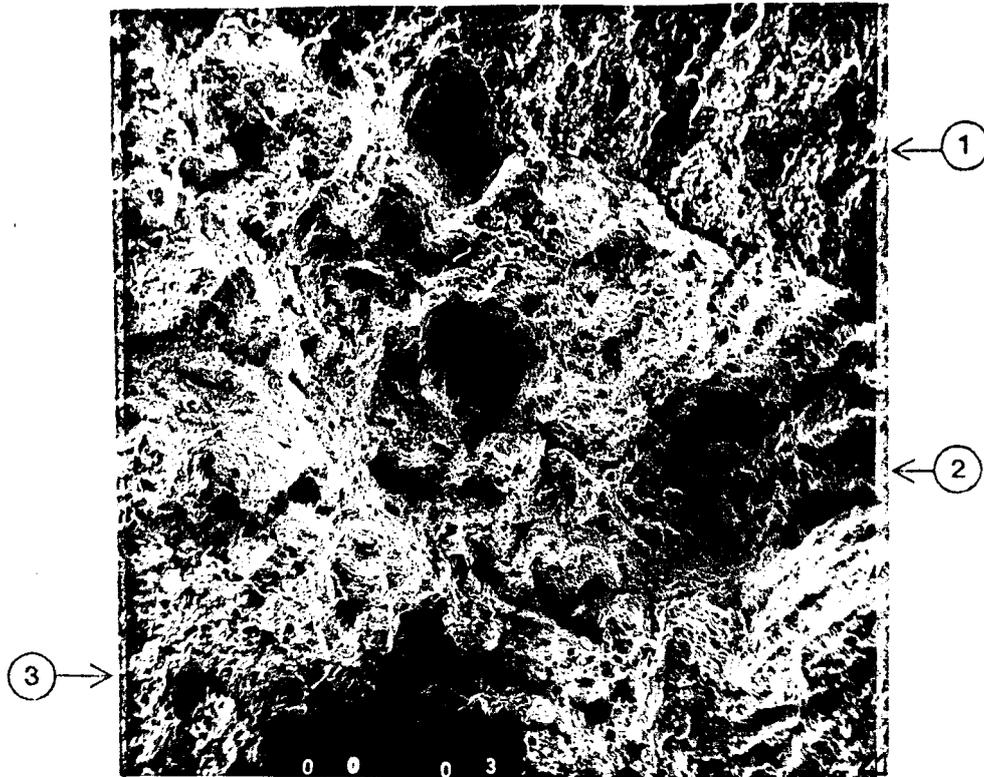


Figura 68 - Microfratografia mostrando a pré-trinca por fadiga ① o crescimento estável ② e ruptura final ③.
 $(\Delta K_f = 1825 \text{ N/mm}^{3/2})$
 MEV^f - Aumento: 50X

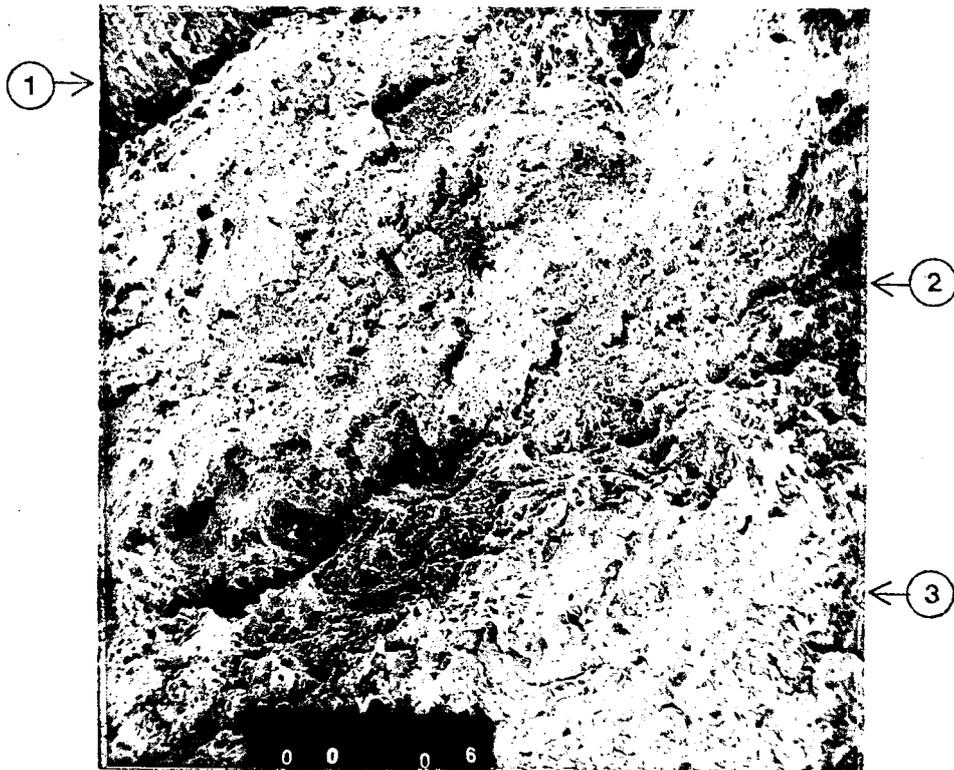


Figura 69 - Microfratografia mostrando a pré-trinca por fadiga ① o crescimento estável ② e ruptura final ③.
 $(\Delta K_f = 1130 \text{ N/mm}^{3/2})$
 MEV^f - Aumento: 50X

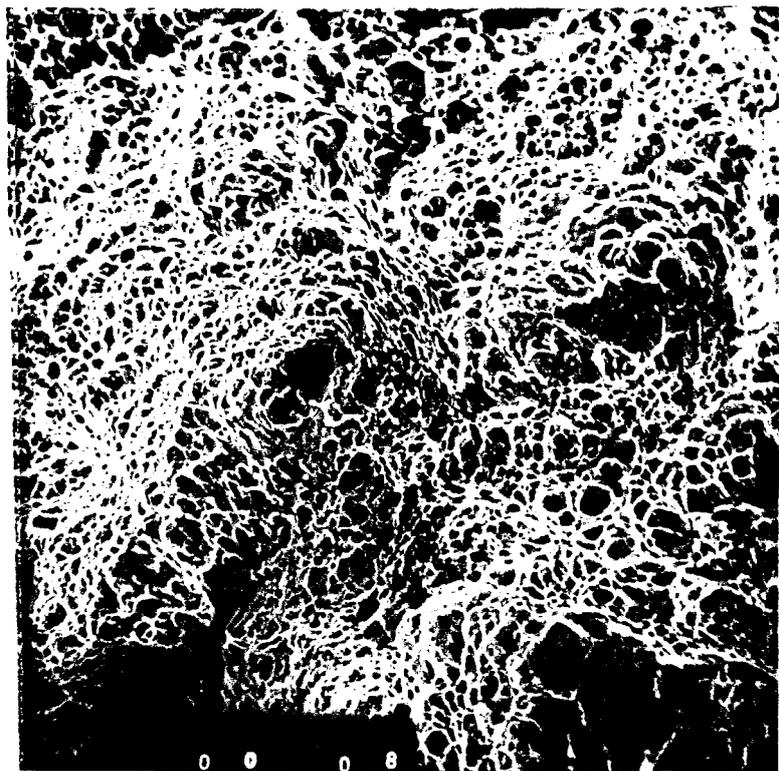


Figura 70 - Microfratografia mostrando a região de crescimento estável da trinca, evidenciando a presença de dimples de rasgamento e cisalhamento.
MEV - Aumento: 300X.

O raio da zona plástica formada durante a abertura de trinca por fadiga pode ser estimado teoricamente pela expressão apresentada por Knott [43]:

$$r_f = \frac{(\Delta K_f)^2}{6\pi(2\sigma_e)^2}$$

a qual fornece:

$r_f = 0,216$ mm para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1825$ N/mm^{3/2}; e

$r_f = 0,083$ mm para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1130$ N/mm^{3/2}.

Estes valores mostram que os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1825$ N/mm^{3/2} induziram uma deformação plástica na ponta da trinca cerca de, aproximadamente, duas vezes e meia superior ao valor da deformação plástica induzida nos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1130$ N/mm^{3/2}.

Verifica-se então que nos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1825$ N/mm^{3/2} houve um maior grau de deformação.

Viu-se na revisão bibliográfica, correlações entre J e δ e entre J_i e K_{IC} .

De $J = m \sigma_{fluxo} \cdot \delta$ a correlação fornece $m = 1,885$ para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1825$ N/mm^{3/2} e $m = 1,643$ para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1130$ N/mm^{3/2}, resultados dentro do previsto na teoria ($1 < m < 3$).

Não foram feitos ensaios para determinação de K_{IC} mas a norma ASTM E-813 estabelece uma determinação válida de K_{IC} a partir da expressão:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{J_i E}{1-\nu^2}}, \text{ a qual fornece } K_{IC} = 8849 \text{ N/mm}^{3/2}$$

(280 MPa \sqrt{m}) para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1825 \text{ N/mm}^{3/2}$ e $K_{IC} = 9618 \text{ N/mm}^{3/2}$

(304 MPa \sqrt{m}) para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 1130 \text{ N/mm}^{3/2}$.

Existem correlações empíricas entre Charpy-V e K_{IC} [44] que, para o caso de fratura dúctil a correlação indicada é a de Barsom e Rolfe para aços de baixa resistência dada por:

$$\frac{K_{IC}^2}{E} = 0,222 (C_V)^{3/2}$$

onde C_V é expresso em Joules e K_{IC} em $\text{N/mm}^{3/2}$. Desta correlação obtém-se $K_{IC} = 9477 \text{ N/mm}^{3/2}$ (300 MPa \sqrt{m}), resultado compatível com o encontrado a partir de J_i (com $\Delta K_f = 1130 \text{ N/mm}^{3/2}$).

Para uma determinação direta de K_{IC} , com ensaio de dobramento em três pontos e em condições de estado plano de deformações deve-se verificar as condições:

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right)^2 \text{ e } a \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right)^2$$

Com o valor de K_{IC} obtido a partir de J_i chega-se a $B = 1132\text{mm}$, espessura mínima do corpo-de-prova. Vê-se que à temperatura ambiente, a realização de tal ensaio necessita de equipamentos de imensa capacidade de carga.

Comparações feitas com resultados obtidos no material base nas orientações LV e TV [41] os quais foram: $J_i = 478$ N/mm e $\delta_i = 0,318$ mm para a orientação LV e $J_i = 248$ N/mm e $\delta_i = 0,304$ mm para a orientação TV permitem observar que o valor de J_i encontrado para a solda foi um pouco menor que o da orientação LV, mas bem superior ao valor encontrado para a orientação TV, em concordância com o observado nos ensaios de impacto Charpy; no caso de δ_i o valor encontrado na solda foi bem inferior aos valores encontrados nas duas orientações.

Os valores dos parâmetros de iniciação J_i e δ_i encontrados mais baixos em comparação aos da orientação LV são razoáveis considerando-se que durante a soldagem induz-se altas tensões residuais, as quais contribuem para a diminuição da tenacidade. Porém, segundo Nóbrega et alii [45] a tenacidade pode ser aumentada com o tratamento térmico de alívio de tensões.

A partir dos resultados do COD, pode-se determinar o tamanho permissível de trinca que pode ser admitida em um componente soldado, conhecendo-se a tensão atuante. Isto pode ser feito com aplicação da curva de projeto COD desenvolvida por Burdekin e Dawes [46] e cuja descrição é apresentada no Apêndice.

Para estruturas soldadas a tensão atuante é dada por:

$$\sigma = \sigma_n \times \alpha_K + \sigma_{res}$$

onde: σ_n = tensão nominal atuante;
 α_K = fator de concentração de tensões;
 σ_{res} = tensão residual.

O valor de α_K pode ser obtido de manuais ou tabelas do tipo apresentado na revisão bibliográfica, em função da forma do defeito. Considerando uma tensão σ da ordem de 80% do limite de escoamento, tem-se:

$$\frac{\sigma}{\sigma_e} = 0,80 \text{ e}$$

$$\phi = 0,80 - 0,25 = 0,55$$

$$\epsilon_e = \frac{\sigma_e}{E} = 0,0022$$

e o tamanho permissível da trinca será:

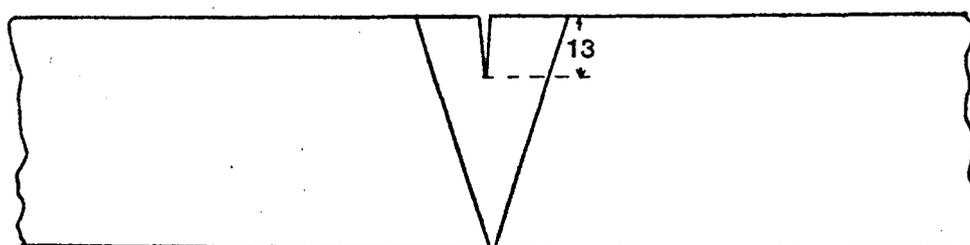
$$\bar{a} = \frac{1}{2\pi \times 0,55} \left(\frac{0,197}{0,0022} \right) = 26 \text{ mm} \quad (\text{para } \delta_i = 0,197 \text{ mm})$$

$$\bar{a} = \frac{1}{2\pi \times 0,55} \left(\frac{0,173}{0,0022} \right) = 23 \text{ mm} \quad (\text{para } \delta_i = 0,173 \text{ mm})$$

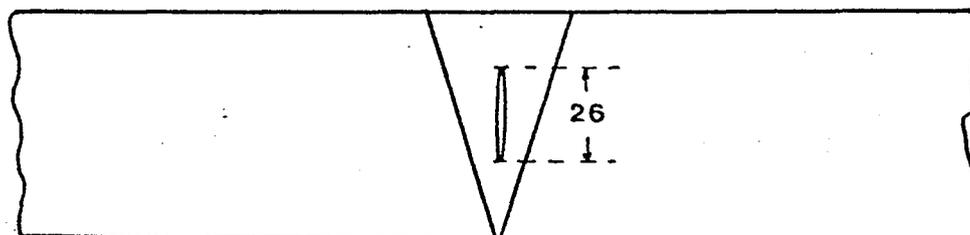
Utilizando-se o valor do δ_i correspondente a ΔK_f maior, obtém-se um valor menor para o tamanho admissível, implicando consequentemente em maior segurança.

Com um fator de segurança 2, deve-se adotar $a_{m\acute{a}x} = 13 \text{ mm}$, para uma trinca superficial e $a_{m\acute{a}x} = 2 \times 13 \text{ mm} = 26 \text{ mm}$ para uma trinca interna no caso de trinca no material de solda

considerado. Isto mostra que, no caso de um material com espesura menor que 26 mm ter-se-á uma trinca passante, e se o componente que contém tal trinca for um condutor ou recipiente de fluido ocorrerá apenas fuga desse fluido, ao invés de ruptura catastrófica do recipiente (quando se determina δ_i dentro da norma se for utilizado o valor de δ_i correspondente a um ΔK_f maior, chegar-se-á a um tamanho de trinca permissível menor, o que implica em maior segurança).



a) Trinca externa



b) Trinca interna

Figura 71 - Tamanho permissível de trinca baseado na curva de projeto COD (dimensões em mm)

onde: σ_n = tensão nominal atuante;
 α_K = fator de concentração de tensões;
 σ_{res} = tensão residual.

O valor de α_K pode ser obtido de manuais ou tabelas do tipo apresentado na revisão bibliográfica, em função da for do defeito. Considerando uma tensão σ da ordem de 80% do li de escoamento, tem-se:

$$\frac{\sigma}{\sigma_e} = 0,80 \quad e$$

$$\phi = 0,80 - 0,25 = 0,55$$

$$\epsilon_e = \frac{\sigma_e}{E} = 0,0022$$

e o tamanho permissível da trinca será:

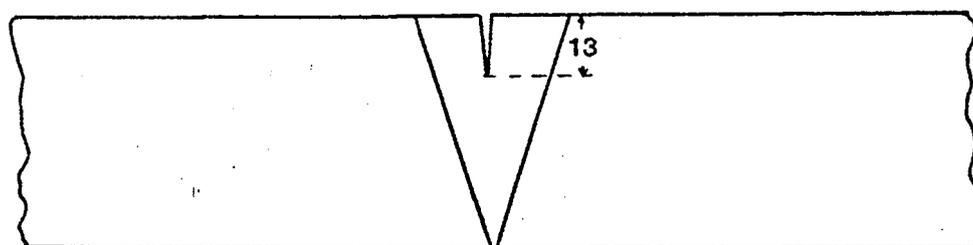
$$\bar{a} = \frac{1}{2\pi \times 0,55} \left(\frac{0,197}{0,0022} \right) = 26 \text{ mm} \quad (\text{para } \delta_i = 0,197 \text{ mm})$$

$$\bar{a} = \frac{1}{2\pi \times 0,55} \left(\frac{0,173}{0,0022} \right) = 23 \text{ mm} \quad (\text{para } \delta_i = 0,173 \text{ mm})$$

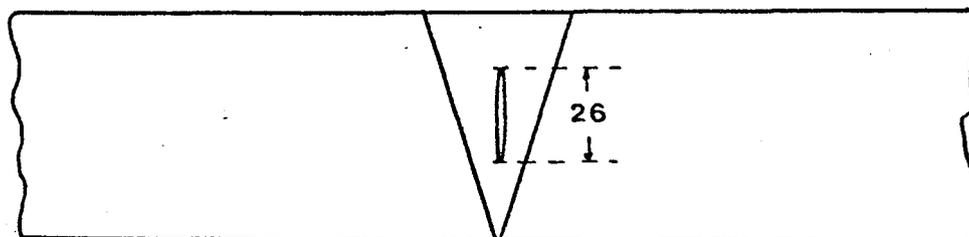
Utilizando-se o valor do δ_i correspondente a ΔK_f maior, obtém-se o valor menor para o tamanho admissível, implicando consequentemente em maior segurança.

Com um fator de segurança 2, deve-se adotar $a_{m\acute{a}x} = 13 \text{ mm}$, para uma trinca superficial e $a_{m\acute{a}x} = 2 \times 13 \text{ mm} = 26 \text{ mm}$ para trinca interna no caso de trinca no material de solda

considerado. Isto mostra que, no caso de um material com espesura menor que 26 mm ter-se-á uma trinca passante, e se o componente que contém tal trinca for um condutor ou recipiente de fluido ocorrerá apenas fuga desse fluido, ao invés de ruptura catastrófica do recipiente (quando se determina δ_i dentro da norma se for utilizado o valor de δ_i correspondente a um ΔK_f maior, chegar-se-á a um tamanho de trinca permissível menor, o que implica em maior segurança).



a) Trinca externa



b) Trinca interna

Figura 71 - Tamanho permissível de trinca baseado na curva de projeto COD (dimensões em mm)

5. CONCLUSÕES

Pode-se tirar deste trabalho as seguintes conclusões:

1) Um aumento do nível de intensidade de tensões durante a abertura de pré-trinca por fadiga reduz o valor do COD e da Integral J no início de propagação estável da trinca;

2) Observações realizadas no MEV indicaram que as propagações de trincas se deram por micro-mecanismo dúctil;

3) Valores de K_{IC} a partir de resultados de ensaios de impacto Charpy e da Integral J no início de propagação estável da trinca a temperatura ambiente mostraram boa concordância.

4) No estado bruto de soldagem o metal de solda apresentou valores de COD no início de propagação estável da trinca inferiores ao do metal base, enquanto que os valores de Integral J foram pouco inferiores ao do metal base na orientação LV e bem superiores ao da orientação TV;

5) Observou-se boa correlação entre J e COD através da equação $J = m\sigma_{fluxo} \cdot \delta$;

6) Valores mais altos de ΔK_F implicam em tamanhos menores de trincas admissíveis para estruturas soldadas, resultando como consequência maior fator de segurança.

BIBLIOGRAFIA

- [1] BURDEKIN, F.M. Crack opening displacement; a review of principles and methods. In: AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. Pressure vessels and piping: design and analysis. New York, ASME, 1972. v.1, p.341-50.
- [2] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. Philadelphia, 1981. (ANSI/ASTM E 399).
- [3] BRITISH STANDARDS INSTITUTION. Methods for crack opening displacement (COD) testing. London, 1979 (BS-5762).
- [4] RICE, J.R. Journal of Applied Mechanics. v.35, 1968, p. 379, apud [5].
- [5] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test for J_{IC} - a measure of fracture toughness. In: Annual book of ASTM Standards. Philadelphia, Pa., 1981. Pt. 10 (ASTM E-813).
- [6] FERNANDINO, R. & MARTINS, G. de P. Descrição de aspectos teóricos e práticos da mecânica da fratura. Belo Horizonte, NUCLEBRÁS, Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear, 1983 (NUCLEBRÁS, Nota Técnica DETS.PD-003/83).
- [7] ISSLER, L. & KASSMAUL, K. Werkstoffmechanische Grundlagen, s.n.t.
- [8] SOETE, W. & DENYS, R. Fracture toughness testing of welds. Revue de la Soudure, 33 (1): 7-14, 1977.
- [9] DIETER, G.E. Metalurgia mecânica. 2.ed. Rio de Janeiro, Guanabara, Dois, 1981.
- [10] CETLIN, P.R. & SILVA, P.S.P. da. Análise de fraturas. São Paulo, ABM, 1978.

- [11] AMERICAN WELDING SOCIETY. Design for welding. In: Welding Handbook. 7.ed. Miami, AWS, 1984. v.5, p.2-91.
- [12] TETELMAN, A.S. & MCEVILY Jr., A.J. Fracture of structural materials. New York, John Wiley & Sons, 1967.
- [13] OKUMURA, T. & TANIGUCHI, C. Engenharia de soldagem e aplicações. Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos, 1982.
- [14] CESARI, F. Introduzione alla meccanica della frattura. Roma, CNEN, 1978.
- [15] MALKIN, J. Introduction a la mecanique de la rupture. Revue de Metallurgie 67: 3-10, avr., 1970.
- [16] GRIFFITH, A.A. Philos.Trans.Roy.Soc. v.221A p.163-198, 1920, (apud [9]).
- [17] IRWIN, G.R. Fracture In: Encyclopedia of Physics, v.VI , Springer, Heidelberg, 1958 (apud [9]).
- [18] OROWAN, E. Fatigue and fracture of metals. In: SYMPOSIUM AT MASSACHUSETTS INSTITUTE OF TECHNOLOGY. New York, 1950. Proceedings... New York, John Wiley & Sons, Inc., N.Y. 1960 (apud [9]).
- [19] DUGDALE, D.S. Yielding of steel sheets containing slits. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 8:, 100-4, 1960.
- [20] BURDEKIN, F.M. & STONE, D.E.W. The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials. Journal of Strain Analysis, 1 (2): 145-53, 1966.
- [21] HAHN, G.T. & ROSENFELD, A.R. Local yielding and extension of a crack under plane stress. Acta Metallurgica, 13. (3): 293-306, Mar.1965.

- [22] MILNE, L. Failure analysis in the presence of ductile crack growth. Materials Science and Engineering, 39 (1): 65-79, July, 1979.
- [23] CROOKER, T.W. Basic concepts for design against structural failure by fatigue crack propagation. Washington, D.C. Naval Research Laboratory, 1972 (NRL-7347).
- [24] JAMES, L.A. Fatigue crack propagation behavior of several pressure vessel steels and weldments. Welding Research Supplement, Dec.1977. Supplement of Welding Journal, (): 386s-98s, Dec.1977.
- [25] PARRY, M. et alii. Fatigue crack propagation in A 514 base plate and welded joints. Welding Research Supplement, Oct.1972. Supplement of Welding Journal, 51 (10): 485s-90s, Oct.1972.
- [26] SOCIE, D.F. & ANTOLOVICH, S.D. Subcritical crack growth characteristics in welded ASTM A 537 steel. Welding Research Supplement, Jun. 1974. Supplement of Welding Journal, 53 (6): 267s-71s, Jun.1974.
- [27] BROEK, D. Elementar engineering fracture mechanics. s.l., Nordhoff International Publishing, 1974.
- [28] CAMINHA Jr., H.M. & BASTIAN, F.L. Determinação do fator rotacional em ensaios de abertura crítica de trinca, COD, em aços estruturais. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 4, Rio de Janeiro, dez.1981. Anais..., Rio de Janeiro, ABCM, 1981. p.281-92.
- [29] LANDES, J.D. & BEGLEY, J.A. Recent developments in J_{IC} testing. In: SYMPOSIUM ON DEVELOPMENTS IN FRACTURE MECHANICS TEST METHODS STANDARDIZATION, St. Louis, 4 May 1976. Proceedings..., Philadelphia, ASTM, 1977, p.57-81.

- [30] MARANDET, B. & SANZ, G. Determination experimentale de J_{IC} . s.l., s.ed., 1977.
- [31] AMERICAN WELDING SOCIETY. Submerged arc welding. 7.ed. In: Welding Handbook, Miami, AWS, 1978, v.2, p.189-223.
- [32] THE WELDING INSTITUTE. Submerged arc welding. Ambington, Cambridge, 1978.
- [33] SEFERIAN, D. Metallurgie de la soudure. Paris, Dunod, 1965.
- [34] AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding metallurgy. In: Welding Handbook. 7.ed. Miami, AWS, 1976, v.1, p.99-151.
- [35] STOUT, R.D. & DOTY, W.O. Weldability of steels. 3.ed. New York, W.R.C., 1978.
- [36] LINNERT, G.E. Welding metallurgy. 3.ed. New York, AWS, 1967, v.2.
- [37] BRAMAT, N. & DOUCET, J.P. Aspects actuels de l'application de la mecanique de la rupture au cas des assemblages soudés. Soudés et Techniques Connexes, 31 (9/10): 331-51. Sept./Oct., 1977.
- [38] DAWES, M.G. Contemporary measurements of weld metal fracture toughness. Welding Journal, 55 (12): 1052-7, Dec. 1976.
- [39] CUNHA, P.C.R. & NOBREGA, A.F. da. Avaliação da tenacidade à fratura de juntas soldadas pelo ensaio COD. In: SEMINÁRIO SOBRE A GARANTIA DA QUALIDADE NA SOLDAGEM, São Paulo, Out., 1981. Anais..., São Paulo, ABS, 1981.
- [40] DAWES, M.G. Fatigue pre-cracking weldment fracture mechanics specimens. Metal Construction and British Welding Journal: 61-5, Feb., 1981.

- [41] FERNANDINO, R. Estudos de correlação COD, integral J e energia C_v em aço ASTM A 516-Gr 65 N. Não publicado.
- [42] CLAYTON, J.Q. & KNOTT, J.F. Observations of fibrous fracture modes in a prestrained low-alloy steel. Metal Science, 10 (2): 63-71, Feb., 1976.
- [43] KNOTT, J.F. Fundamentals of fracture mechanics. London, Butterworths, 1973.
- [44] MARANDET, B. & SANZ, G. Évaluation de la tenacité a partir d'essais mecaniques simples. s.n.t.
- [45] NOBREGA, A.F. da, et alii. Efeito do alívio térmico de tensões na tenacidade à fratura de juntas soldadas de plataformas marítimas de produção. In: ENCONTRO NACIONAL SOBRE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, 4, Salvador, Out.1980. Anais..., São Paulo, ABM, 1981, p.281-92.
- [46] HARRISON, J.D. et alii. The COD approach and its application to welded structures. Abington, Cambridge. The Welding Institute, 1978 (55/1978/E).

APÊNDICECURVA DO PROJETO COD

Burdekin e Dawes definiram um parâmetro admissível:

$$\phi = \frac{\delta_i}{2\pi\epsilon_e a} \quad (A-1)$$

onde ϵ_e = deformação no escoamento.

a = tamanho do defeito.

de modo que se tornasse possível uma correlação entre a característica do início da propagação estável da trinca δ_i , e as tensões atuantes na estrutura ou componente, permitindo avaliar o tamanho do defeito que tornaria crítica a estrutura, quanto à fratura. Verificou-se que a relação entre δ_i e a deformação atuante para tensões acima do escoamento era linear, o que facilitava a construção de uma curva de projeto relacionando o δ_i através do parâmetro ϕ , com a deformação aplicada (Figura 65) [46].

A curva de projeto é baseada no menor valor obtido experimentalmente para o COD e a deformação aplicada, obtida em ensaios de grandes componentes soldados realizado por Dawes. Portanto, para a obtenção do tamanho permissível da trinca através de:

$$a = \frac{1}{2\pi\phi} \left(\frac{\delta}{\epsilon_e} \right) \quad (A-2)$$

Conhecendo-se o valor da deformação aplicada na região trinca, o valor de ϕ pode ser obtido da curva de projeto (Figura 65) e conseqüentemente o valor do tamanho permissível da trinca. O tamanho permissível de trinca calculado com base em ensaios de pequena escala tem um fator de segurança de pelo menos 2 em relação ao defeito crítico para fratura. [46]

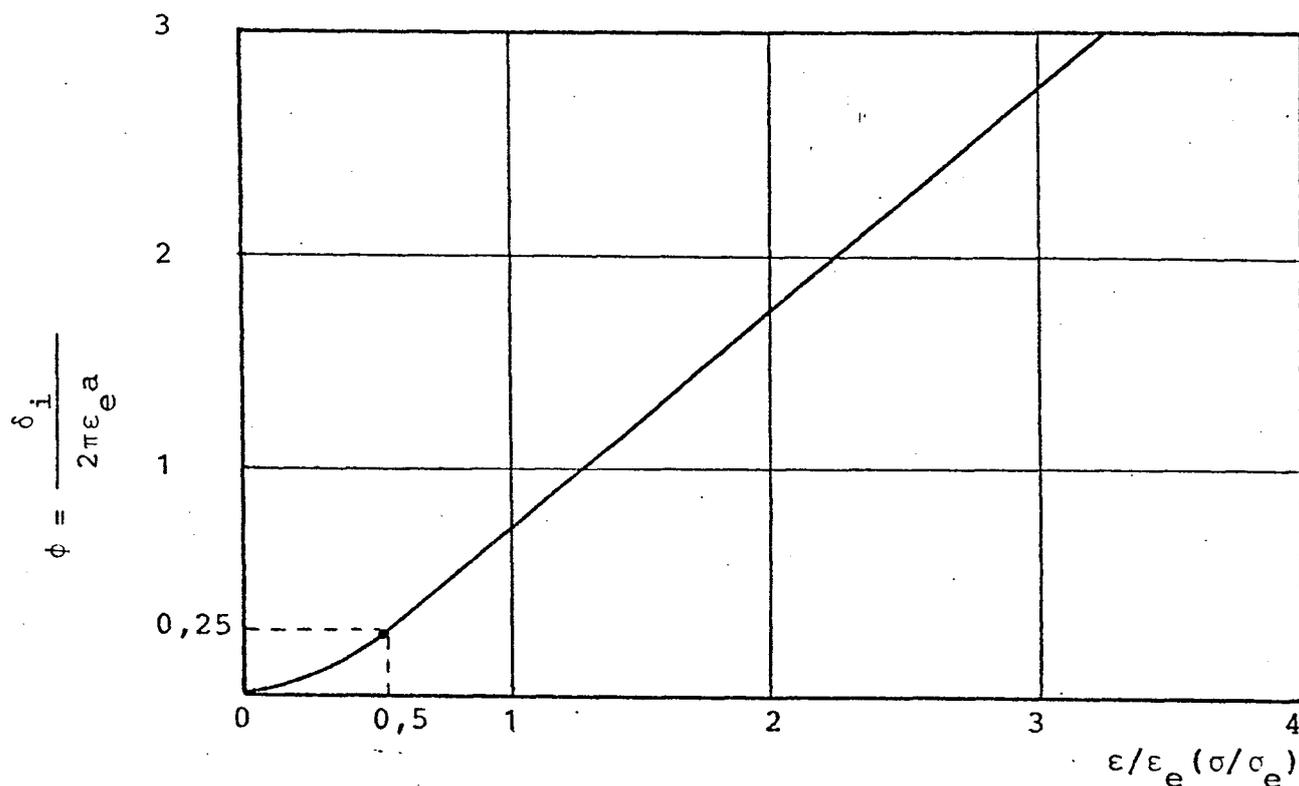
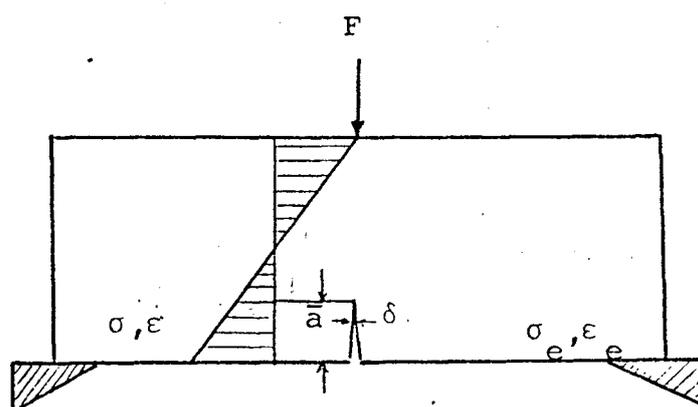


FIGURA A-1 - Curva de projeto COD.

Para facilidade de cálculo, a curva de projeto foi proposta matematicamente por Dawes, sendo dividida em duas regiões: [46]

$$\text{a) Quando } \frac{\sigma}{\sigma_e} < 0,5 \rightarrow \phi = \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2 \quad (\text{A-3})$$

$$\text{b) Quando } \frac{\sigma}{\sigma_e} \geq 0,5 \rightarrow \phi = \frac{\sigma}{\sigma_e} - 0,25 \quad (\text{A-4})$$

Tem-se então:

$$\delta_i = 2\pi a (\epsilon - 0,25\epsilon_e) \text{ ou } \delta_i = \frac{2\pi a}{E} (\sigma - 0,25\sigma_e) \quad (\text{A-5})$$