

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ANÁLISE DA MECÂNICA DA FRATURA ELASTO PLÁSTICA

TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS.

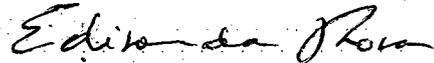
ACIRES DIAS

FLORIANÓPOLIS  
SANTA CATARINA - BRASIL  
FEVEREIRO - 1983

ANÁLISE DA MECÂNICA DA FRATURA ELASTO PLÁSTICA

ACIRES DIAS

ESTA TESE FOI JULGADA E ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM CIÊNCIAS"  
ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FI-  
NAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO.



---

PROF. EDISON DA ROSA, M.Sc.

ORIENTADOR

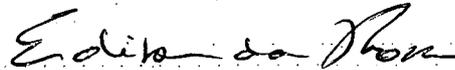


---

PROF. ARNO BLASS, Ph.D.

COORDENADOR DO CURSO

BANCA EXAMINADORA:



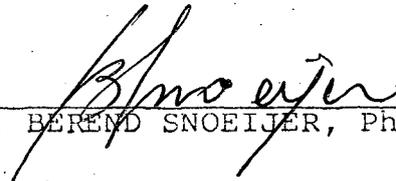
---

PROF. EDISON DA ROSA, M.Sc.



---

PROF. ROMEU ODILO TRAUER, M.Sc.



---

PROF. BEREND SNOEIJER, Ph.D.

## AGRADECIMENTOS

Desejo agradecer:

- Ao Orientador Edison da Rosa, pela orientação e apoio dado durante a elaboração deste trabalho.

- Ao Professor Berend Snoeijer, pelo incentivo e informações prestadas no transcorrer das experimentações e análise.

- Ao Professor Romeu Odilo Trauer, pela colaboração dada na parte final desta dissertação.

- Aos funcionários do Laboratório Fotográfico, Laboratório de Máquinas Operatrizes e Laboratório de Ciência dos Materiais.

- Aos colegas e amigos pela motivação e incentivo vividos durante este tempo de Pós-Graduação.

À Fati

À Daisy

Ao Tiago

Ao Lucas

Aos meus pais

Aos meus irmãos

Ao Sr. Antônio e

Dona Nair.

## ÍNDICE

	Pág.
NOTAÇÃO .....	i
RESUMO .....	vi
ABSTRACT .....	vii
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA DA MECÂNICA DA FRATURA .....	4
2.1. Desenvolvimento da Mecânica da Fratura .....	4
2.2. Limitações da Mecânica da Fratura Elástica Linear..	15
2.2.1. Efeito da Temperatura .....	15
2.2.2. Efeito da Espessura .....	15
2.2.3. Efeito da Largura .....	17
2.2.4. Outras Influências .....	18
2.3. Definição do Estado Plano de Tensão e Estado Plano de Deformação .....	21
3. MÉTODOS DE ANÁLISE DA MFEP .....	31
3.1. Introdução .....	31
3.2. Integral J .....	31
3.2.1. Integral J, para corpos de prova CT .....	35
3.2.2. Análise limite de um corpo de prova CT .....	36
3.2.3. Análise da Integral J .....	40
3.2.4. Integral J para um corpo de prova de flexão.	42
3.3. Deslocamento de Abertura da Trinca .....	43
3.3.1. Determinação do COD .....	46
3.4. Método de Dowling - Townley .....	48
3.4.1. Carga de falha para um corpo de prova tipo CT .....	51
3.4.2. Carga de falha para um corpo de prova de fle	

xão em três pontos .....	52
3.5. Crescimento de Vazios .....	54
4. TRABALHOS DESENVOLVIDOS NESTA ÁREA NO CTC DA UFSC ...	61
4.1. Introdução .....	61
4.2. Trabalhos desenvolvidos .....	61
4.3. Trabalho proposto .....	64
5. PARTE EXPERIMENTAL .....	65
5.1. Características principais do Aço ABNT 4137 H ..	65
5.2. Seleção e carga de fratura nos corpos de prova .	69
5.3. Corpo de prova compacto - CT .....	70
5.4. Corpo de prova de flexão em três pontos .....	71
5.5. Corpo de prova cilíndrico com entalhe circunfe- rencial .....	76
6. ANÁLISE DOS RESULTADOS .....	83
6.1. Introdução .....	83
6.2. Integral J .....	83
6.3. Deslocamento da Abertura da Trinca - COD .....	91
6.4. Método de Dowling - Townley .....	94
6.5. Método do Crescimento de Vazios .....	98
7. CONCLUSÃO .....	109
8. BIBLIOGRAFIA .....	111
APÊNDICE .....	117
A-1 - Determinação das características principais do Aço ABNT 4137 H .....	118
A-2 - Corpos de prova tipo CT .....	121
A-3 - Corpos de prova de flexão em três pontos .....	128
A-4 - Corpos de prova cilíndricos com entalhe circun- ferencial .....	140

## NOTAÇÃO

$A_c$	- Área fissurada
$A_u$	- Área útil de um corpo de prova cilíndrico entalhado circunferencialmente
$a$	- dimensão característica da trinca
$a_c$	- dimensão crítica da trinca
$a_i$	- dimensão inicial da trinca
$a_{eq}$	- dimensão equivalente da trinca
$B$	- espessura do corpo de prova
$B_o$	- espessura do corpo de prova ou parte, rompida por cisalhamento
$b=(w-a)$	- ligamento ou trecho não rompido da seção que contém a trinca
$c=\frac{b}{2}$	- metade do ligamento
$C$	- dimensão característica da trinca acrescida de um incremento plástico
$D$	- diâmetro externo
$d$	- diâmetro da parte útil do corpo de prova de seção reta circular
$dA$	- variação da área trincada
$da$	- variação do tamanho da trinca
$d_o$	- diâmetro resistente inicial
$d_f$	- diâmetro da menor seção reta do corpo de prova após a ruptura
$ds$	- elemento de arco ao longo de $\Gamma$
$E$	- módulo de Young ou Módulo de elasticidade do material
$F$	- carga total
$F_E$	- carga de escoamento
$F_f$	- carga de fratura

$F_L$	- carga limite ou carga de colapso plástica
$F_{m\acute{a}x}$	- carga máxima
$G$	- taxa de liberaao de energia de deformaao segundo mo- do I
$I$	- energia interna de deformaao da estrutura
$J$	- Integral J
$J_c$	- valor crítico da Integral J
$J_{IC}$	- valor crítico da Integral J para EPD
$J_e$	- parcela elástica da integral J
$J_p$	- parcela plástica da integral J
$K$	- rigidez elástica
$K_c$	- fator de intensidade de tensão
$K_I$	- fator de intensidade de tensão segundo o modo I
$K_{II}$	- fator de intensidade de tensão segundo o modo II
$K_{III}$	- fator de intensidade de tensão segundo o modo III
$K_{IC}$	- tenacidade  fratura no EPD para o modo I
$l_o$	- distância característica microestrutural
$l_o^*$	- distância característica crítica
$L$	- fator de constricao
$l_o$	- comprimento inicial de corpos de prova a traao
$l_f$	- comprimento final de corpos de prova a traao
$L_f$	- carga de falha obtida experimentalmente
$L_f(DT)$	- carga de falha prevista teoricamente pelo método de Dowling-Townley
$L_u$	- carga de falha prevista pela Análise Limite, no con- texto da Teoria de Dowling e Townley
$L_K$	- carga de falha prevista pela MFEL
$L_p$	- comprimento útil do corpo de prova de flexão tri-apoi- ado
$L'$	- comprimento total do corpo de prova de flexão tri- apoiado

$M_L$	- momento resistente interno na carga limite
$n$	- constante
$Q$	- quantidade de calor absorvido pelo corpo
$r_p$	- raio da zona plástica
$S$	- energia de superfície
$s$	- incremento plástico
$S_o$	- área média da seção reta da parte útil do corpo de prova antes da aplicação da carga
$S_f$	- área da menor seção reta do corpo de prova após ruptura
$\vec{T}$	- vetor tensão, normal a $\Gamma$
$U$	- energia de deformação total
$\vec{u}$	- vetor deslocamento
$U_e$	- energia de deformação elástica
$U_p$	- energia de deformação plástica
$Vg$	- deslocamento das lâminas do extensômetro
$w$	- função densidade de energia de deformação
$W$	- largura do corpo de prova
$W'$	- trabalho realizado pelas forças aplicadas
$x$	- coordenada cartesiana
$X$	- distância média do extremo da trinca a um vazio
$X_o$	- distância entre os pontos de aplicação, Fig. 2.3.
$y$	- coordenada cartesiana
$Y$	- fator de forma
$Y_p$	- fator de correção plástico
$z$	- coordenada cartesiana
$Z$	- coeficiente de estricção
$\alpha$	- coeficiente adimensional
$\beta$	- distância entre duas abas do entalhe em corpos de prova cilíndricos

$\delta$	- deslocamento de abertura da trinca - COD
$\delta_c$	- deslocamento de abertura da trinca crítica
$\delta_{Ic}$	- deslocamento de abertura da trinca crítico para o EPD
$\delta_p$	- deslocamento de abertura da trinca plástico
$\Delta$	- deslocamento total
$\Delta a$	- variação finita da dimensão da trinca
$\Delta_e$	- deslocamento elástico
$\Delta_p$	- deslocamento plástico
$\epsilon$	- deformação
$\epsilon_f$	- deformação real na fratura
$\epsilon_p$	- deformação plástica
$\epsilon_{peq}$	- deformação plástica equivalente
$\theta_p$	- ângulo de rotação plástica
$\nu$	- coeficiente de Poisson
$\gamma$	- densidade de energia de superfície
$\Gamma$	- curva onde se desenvolve a integral de linha J
$\Gamma_t$	- curva muito próximo da extremidade da trinca
$\rho$	- raio da raiz do entalhe
$\sigma$	- tensão normal
$\sigma_{eq}$	- tensão equivalente
$\sigma_b$	- tensão interna
$\sigma_{E_{0,2}}$	- tensão limite de escoamento
$\sigma_f$	- tensão real de fratura
$\sigma_{ij}$	- tensor tensão
$\sigma_L$	- tensão limite
$\sigma_m$	- tensão média hidrostática
$\sigma_{m\acute{a}x}$	- tensão máxima
$\sigma_t$	- tensão limite de resistência
$\tau$	- tensão cisalhante

$\tau_E$  - tensão cisalhante de escoamento

## RESUMO

O presente trabalho estuda a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, com o fim de estimar a tenacidade a fratura, no instante da propagação de uma descontinuidade. Para tal, foram selecionados e comparados experimentalmente, os métodos da Integral J, do Deslocamento de Abertura da Trinca (COD), de Dowling e Townley e Crescimento de Vazios. Para o estudo foi usado o aço ABNT 4137 H, e corpos de prova de flexão em três pontos, compacto (CT) e cilíndricos com entalhe circunferencial.

Uma comparação entre os resultados experimentais e teorias mostrou uma boa concordância.

## ABSTRACT

This nomograph studies the Mechanics of Elastic-Plastic Fracture, in order to provide estimates for the fracture toughness, at the onset of the propagation of a discontinuity. For that purpose the J Integral, Dowling and Townley's, Crack Opening Displacement (COD), and the Void Growth Method were selected and compared both from the experimental point of view. The study was based on ABNT steel 4137 H, using three-point bending specimens of the compact type (CT) and cylindrical specimens with a circumferential slit.

## C A P Í T U L O I

INTRODUÇÃO

Fundamentalmente, o que um projetista espera de um elemento estrutural, é que ele resista às solicitações impostas pelo sistema, sem que ocorram falhas. Dentro desta visão muitas pesquisas tem sido feitas, a fim de melhorar as características dos materiais de construção mecânica, ou mesmo manter em operação, estruturas que apresentando falhas, não são aconselháveis serem substituídas, quer pelo seu alto custo, ou por sua importância dentro do sistema. Há de salientar-se que a segurança de uma estrutura que contenha pequenos defeitos, depende de um controle criterioso dos campos de tensão local, inclusive tensões residuais e térmicas, defeitos tri-dimensionais e os defeitos adjacentes, a fim de se poder acompanhar a taxa de crescimento do defeito de forma a predizer-se a vida da estrutura.

Os trabalhos clássicos de Griffith [1,34,49] sobre a conservação da energia quando do início da ruptura em corpos elásticos, serviram de base ao desenvolvimento da Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL), a qual implicou no aparecimento de novos conceitos em projeto.

Muito embora a MFEL possa auxiliar na seleção de um material ótimo para um determinado projeto ou no tratamento térmico para um trabalho particular, seus critérios de falhas são bastante limitados, uma vez que os materiais normalmente usados em componentes estruturais, quando da ruptura, sofrem uma plastificação generalizada.

A teoria de Irwin e Orowan, desenvolvida a partir da formulação original de Griffith para a MFEL, inclui a energia associada com a deformação plástica adjacente às novas superfícies da trinca, para que se possa avaliar a energia de deformação liberada no ponto da fratura  $G$ . A fratura ocorre quando a taxa de energia de deformação liberada atinge um valor crítico,  $G_{IC}$ . Irwin [1,20] deu uma interpretação alternativa do fenômeno da fratura, introduzindo o conceito do fator de intensidade de tensões,  $K$ , como sendo um parâmetro caracterizador do estado de tensões no extremo de uma descontinuidade, tal que, quando  $K_I = K_{IC}$ , ocorre a propagação desta descontinuidade, chamado  $K_{IC}$  de fator de intensidade de tensões crítico. Rice [38,32] definiu a integral de contorno  $J$ , para um campo de deformação bidimensional em  $x$  e  $y$ , para um material que apresenta comportamento elástico linear ou não linear. A integral  $J$  é, basicamente, uma generalização analítica para as condições não linear da taxa de energia elástica de deformação,  $G$ . Recentemente, estudos tem sido feitos a fim de relacionar o mecanismo de formação e coalescência de microvazios com o objetivo de predizer a tenacidade à fratura a partir das propriedades mecânicas obtidas num ensaio simples de tração. Ritchie, Knott e Rice (RKR,1973) [40] estudaram o critério de tensão crítica para uma fratura frágil (patamar inferior) cujo mecanismo de falha é por clivagem. Mackenzie e outros [37] adaptaram o critério de deformação crítica proposto por McClintock para uma fratura totalmente dúctil (patamar superior).

Após um estudo preliminar sobre as diversas teorias que abordam a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP), optou-se trabalhar com os métodos da Integral  $J$ , do Deslocamento

de Abertura da Trinca (COD), de Dowling e Townley e do Crescimento de Vazios. Escolheu-se uma aço de ampla utilização comercial, ABNT 4137 H, construindo-se corpos de prova de flexão em três pontos, corpos de prova compacto (CT), e cilíndricos com entalhe circunferencial.

Dentro das limitações impostas quanto a confecção dos corpos de prova e ensaios experimentais, obteve-se resultados que satisfizeram os postulados teóricos, prescritos pelos métodos acima citados.

## C A P Í T U L O    I I

## FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA DA MECÂNICA DA FRATURA

2.1. - Desenvolvimento da Mecânica da Fratura

As propriedades mecânicas usadas no projeto de estruturas convencionais, são usualmente a tensão de escoamento e a tensão limite de resistência, considerando o material solicitado a esforços de tração e cisalhamento. Para fixar com segurança as dimensões de uma estrutura, o projetista necessita conhecer, além destas informações, dados precisos sobre as limitações do comportamento elástico, e elastoplástico do material. Para projetos não usuais, como o de vasos de pressão para reatores, de estruturas que serão solicitadas por fadiga, ou de estruturas soldadas de grande responsabilidade, tem-se que possuir informações que possibilitem, não só projetar e executar o projeto, mas também estabelecer previsões de falhas, tanto dos componentes como da estrutura, quando esta possui uma trinca (real ou postulada). Isto torna-se possível quando dispoem-se de dados sobre a tenacidade à fratura do material, da tensão versus número de ciclos de falha numa curva de fadiga, ou, da variação do crescimento da trinca por fadiga, etc. Alguns métodos de análise de tensões já desenvolvidos permitem a caracterização do comportamento do material. Por exemplo, se o modo de falha mais provável é uma fratura frágil, a tensão permissível pode ser obtida com base na teoria da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL), que estabelece como premissa básica para o crescimento da trinca, consideração dos carregamentos estáticos, duas condições necessárias e sufi-

cientes: a primeira é que haja tensão suficiente no extremo da trinca para que opere algum mecanismo de crescimento da mesma, e a segunda é de que haja um fluxo de energia suficiente para a extremidade desta a fim de suprir o trabalho realizado na criação de novas superfícies.

O desenvolvimento desta teoria visa permitir que o projetista use componentes mesmo com pequenos defeitos. Importante, no entanto, é que se conheça a taxa de seu crescimento, prevendo inspeções periódicas, com a finalidade de acompanhar o tamanho do defeito, possibilitando, de posse de sua história, prever a vida da estrutura ou, o momento do colapso.

Muitos cientistas e instituições interessadas em solucionar os problemas relativos à Mecânica da Fratura, dedicaram-se a pesquisa, inicialmente, de materiais que tivesse um comportamento frágil. O vidro foi um dos materiais primeiramente investigados. Notaram que havia uma violenta discrepância, entre a energia necessária para romper um corpo de prova de vidro, solicitado a tração e, a energia teoricamente necessária para separar as moléculas. Esta última, pode ser obtida experimentalmente, fundindo o vidro e deixando-o evaporar-se. O trabalho necessário para separar as moléculas, será então, da mesma ordem de grandeza da quantidade de calor necessária para a vaporização.

Com o objetivo de explicar esta discrepância, Griffith |49| propôs que a energia necessária para romper um corpo de vidro, não é uniformemente distribuída por todo o volume, e que há regiões de concentração de energia, produzidas por fendas microscópicas, que agem como origem do aumento de tensão. A partir daí, postulou trabalhos clássicos que originaram a Mecânica

da Fratura, discorrendo sobre a conservação da energia quando do início da ruptura. Sua premissa básica é de que a propagação ins\_ tável, de uma trinca, tem início se a energia liberada no ins\_ tante de propagação da trinca, é igual a energia necessária para a criação de novas superfícies livres. Contudo, a teoria de Griffith, tem bom suporte experimental somente nos materiais cuja fratura ocorre virtualmente de maneira elástica. Para estudo do processo de fratura, ele considerou um corpo de prova de dimensões infinitas, de espessura  $B$  e uma trinca central originada a partir de um furo elíptico, cujo eixo maior mede  $2a$  e, é perpendicular as tensões de tração  $\sigma$  aplicadas uniformemente no corpo, (fig. 2.1).

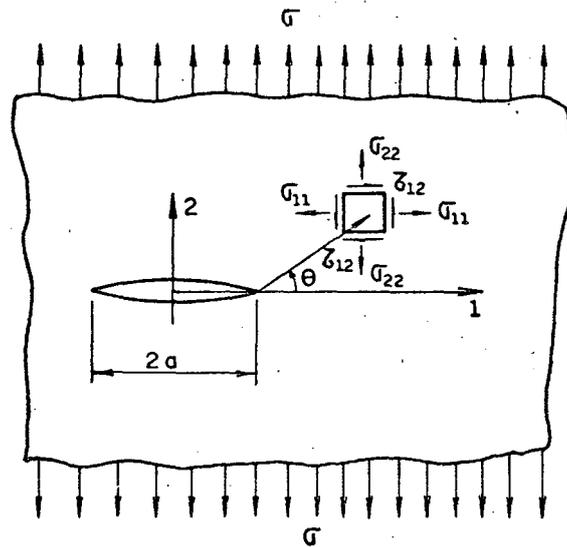


Fig. 2.1. - Placa infinita sob tração contendo uma trinca central

Irwin [1,20] e Orowan [1], sugeriram uma modificação à formulação original de Griffith, a fim de incluir a energia associada com a deformação plástica adjacente às novas superfícies da trinca. Irwin [1] introduziu o conceito do fator de intensidade de tensão  $K$ , como sendo um parâmetro caracterizador

do estado de tensões e deslocamentos no extremo de uma descontinuidade. Conforme a atuação do carregamento sobre a estrutura, (Fig.2.2), três possíveis modos de propagação da trinca se originam:

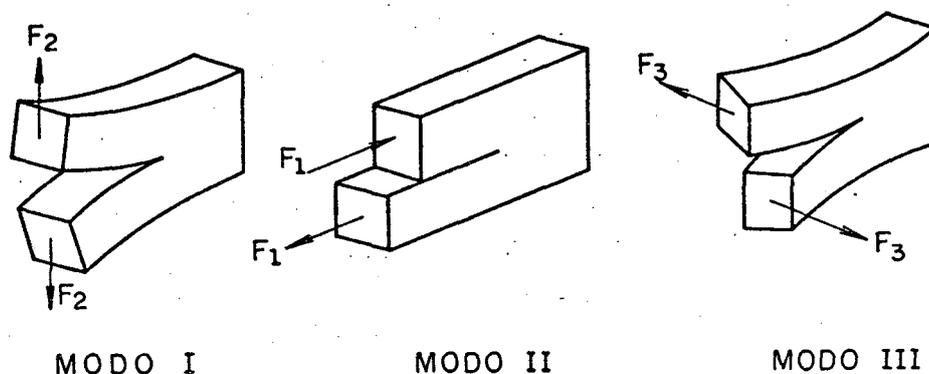


Fig. 2.2. - Modos de abertura da trinca

Os respectivos fatores de intensidade de tensão como função somente da geometria e condições de carregamento são:

$$K_I = \sigma Y \sqrt{\pi a} \tag{2.1}$$

$$K_{II} = \tau Y \sqrt{\pi a} \tag{2.2}$$

$$K_{III} = \tau Y \sqrt{\pi a} \tag{2.3}$$

onde Y é um fator geométrico que depende da forma e proporções do componente em estudo;  $K_I$  o fator de intensidade de tensão para o modo I de abertura da trinca;  $K_{II}$  para o modo II e,  $K_{III}$  para o modo III.

A Mecânica da Fratura objetiva pesquisar, na sua totalidade, estruturas de formato complexa, contendo concentrações de tensão ou gradientes de tensão, e determinar parâmetros que representem o comportamento do material (qualitativa

e quantitativamente), quanto a capacidade de suportar cargas dentro de uma vida previamente prevista, sem restringir quanto ao tipo das solicitações aplicadas ao sistema, formato, tamanho da estrutura, etc. Para satisfazer a tantas exigências, a Mecânica da Fratura Elástica Linear, postulada por Griffith, apresenta-se bastante limitada, dado que a maioria dos materiais estruturais não apresentam uma característica frágil. Contudo, com base na MFEL, partiu-se para uma situação mais geral, investigando o comportamento elasto-plástico do material, cujo equilíbrio energético pode ser colocado sob a forma

$$\delta W' + \delta Q = \delta U_e + \delta U_p + \delta T + \delta S \quad (2.4)$$

onde,  $W'$  e  $Q$  são o trabalho mecânico realizado pelas forças externas e o calor absorvido pelo corpo, respectivamente. Do outro lado tem-se as energias de deformação elástica  $U_e$ , plástica  $U_p$ , energia cinética  $T$  e energia de superfície  $S$  gasta na formação de novas superfícies livres, quando da ruptura. Em um processo de ruptura adiabático, quase estático, tem-se  $Q$  e  $T$  desprezíveis, resultando

$$\delta W' = \delta U_e + \delta U_p + \delta S \quad (2.5)$$

Considera-se uma estrutura plana sujeita a um carregamento  $F$ , cujos pontos de aplicação da carga distam inicialmente de  $X_0$ , e com o aumento do carregamento, estes pontos assumem a distância  $X_0 + \Delta$ , sendo  $\Delta$  o deslocamento total da estrutura nos pontos de aplicação da carga, conforme pode ser visto na figura 2.3. Assim ao registrar-se uma curva carga-deslocamento (Fig. 2.4), observa-se que no instante inicial de aplicação da solicitação, o corpo mantém um comportamento elástico

linear. Continuando a aplicação da carga, atinge-se a condição de instabilidade, momento que inicia a propagação da fissura. A partir daí, assume-se que a carga permanece constante e, que ocorre a propagação da fissura de uma quantidade infinitesimal da, gerando uma superfície trincada B da, desde que a superfí-

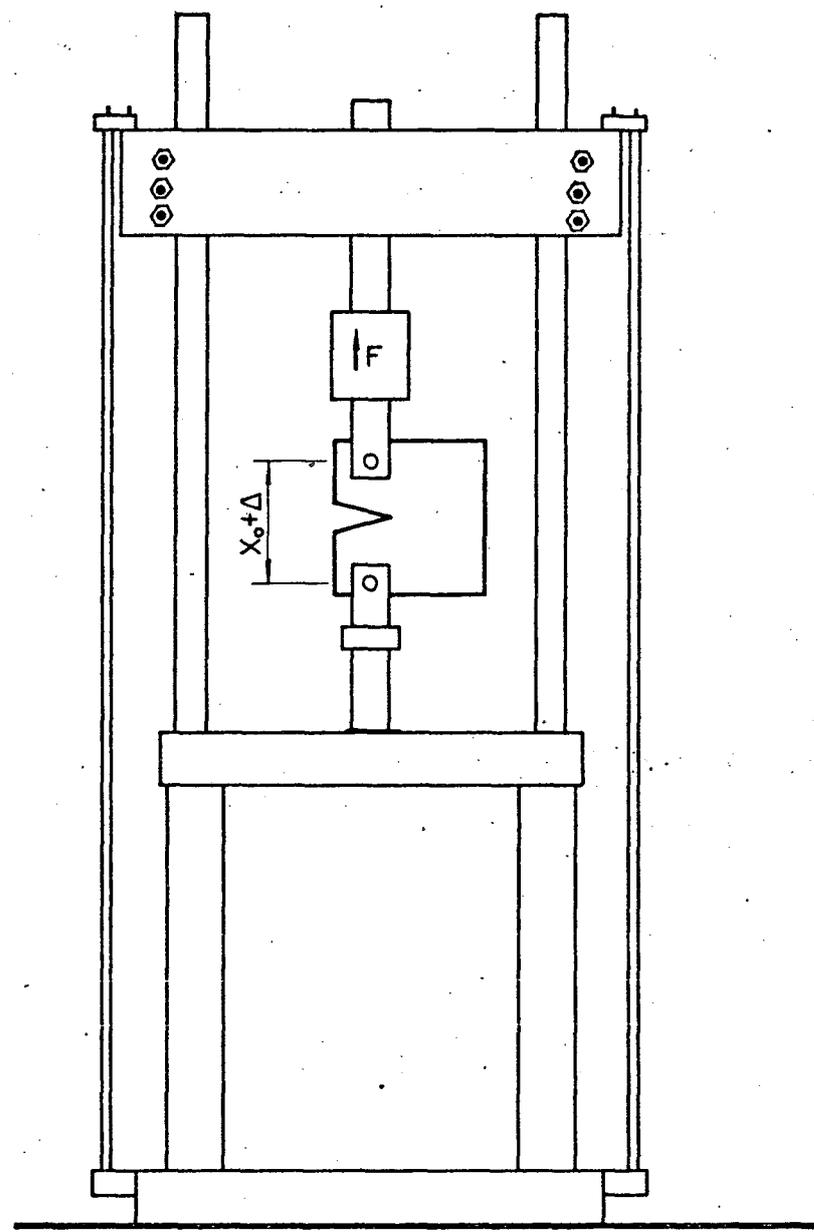


Fig. 2.3. - Desenho esquemático da máquina de ensaio MTS, mostrando que o deslocamento total é medido entre os pontos de aplicação da carga

cie permaneça plana. A variação da energia necessária para formar esta nova superfície, é oriunda do trabalho necessário para deslocar a trinca de uma quantidade  $da$ , menos as energias elásticas ( $U_e$ ) e plástica ( $U_p$ ) existentes na estrutura [34], matematicamente expressa por

$$F_{crit} \left( \frac{\partial \Delta}{\partial a} \right)_{crit} da - \left( \frac{\partial U}{\partial a} \right)_{crit} da = 2\gamma B da \quad (2.6)$$

sendo  $\gamma$  a densidade de energia da superfície.

Para um processo de fratura no qual a carga permanece constante, a energia de deformação interna total da estrutura é a mesma, seguindo a trajetória ABC, com uma trinca de comprimento  $a$ , ou a trajetória AC, com uma trinca de comprimento  $a + da$ . Isto é possível graças a hipótese feita de que, para a situação em que a variação do comprimento da trinca é muito pequena, não existe termos dissipativos. Assim, o trabalho necessário é o mesmo, tanto para percorrer a trajetória ABC ou a trajetória AC (Fig. 2.4).

No instante em que a trinca sofre um acréscimo no seu comprimento, de uma quantidade  $da$ , ocorre na vizinhança da frente da trinca, um relaxamento de tensão devido à liberação de energia para formar uma nova superfície. Segundo Neale e Townley [34], para a condição de carga constante, este descarregamento está restrito à vizinhança da frente da trinca (Fig. 2.5), podendo ser desconsiderado, sem incorrer num grande erro. Afir-mam, ainda, que considerando a hipótese da conservação da energia na realização do trabalho necessário para seguir as trajetórias correspondentes a trinca de comprimento  $a$ , ou a trinca de comprimento  $a + da$ , pode-se expressar a equação (2.6) em ter

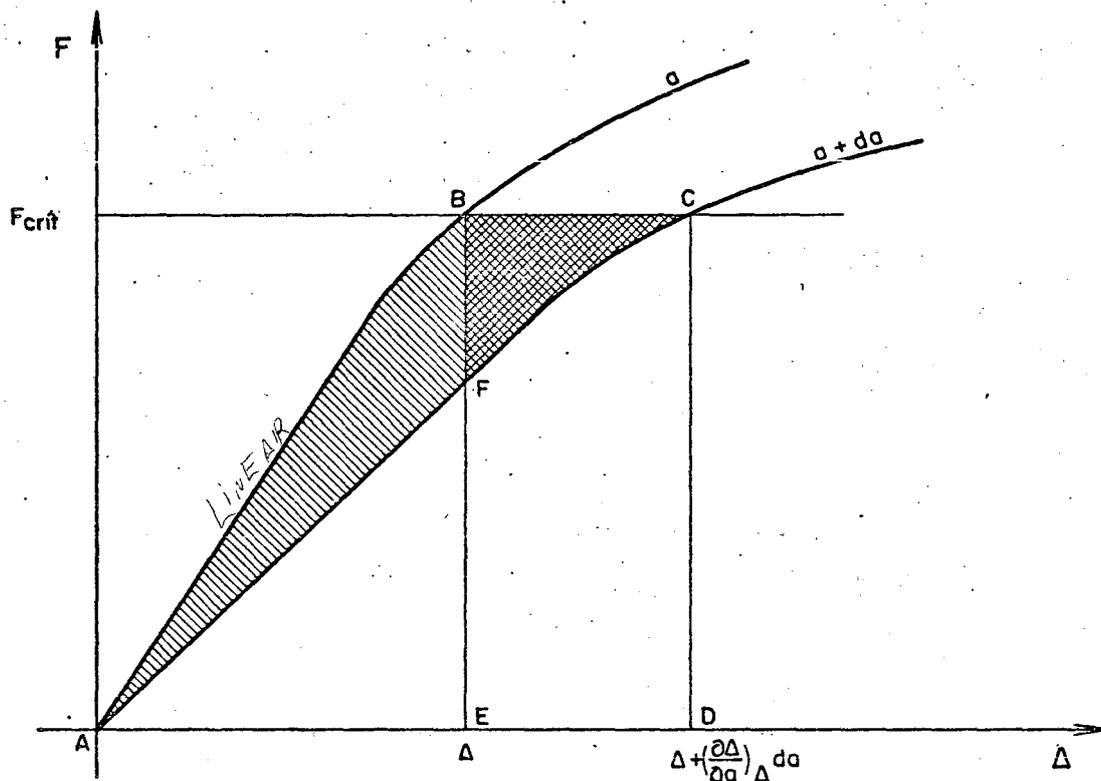


Fig. 2.4. - Curva carga-deslocamento de uma estrutura contendo trinca, exibindo um comportamento Elasto-Plástico sob Força constante.

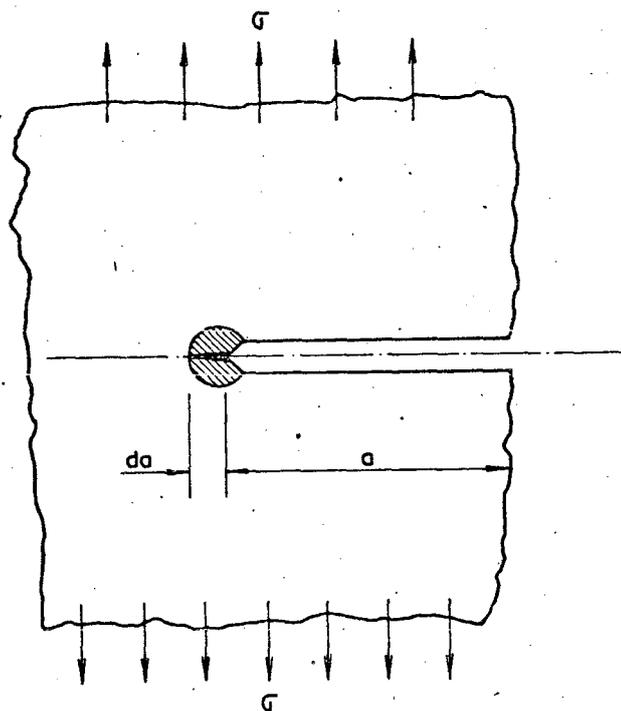


Fig. 2.5. - Estrutura solicitada sob condição de Força constante, com plasticidade restrita.

mos das áreas (Fig. 2.4), considerando que

Área ABE - energia de deformação com trinca de comprimento a

Área ACD - energia de deformação com trinca de comprimento a+da

Área BCDE - trabalho sob carga constante.

Assumindo que a energia de deformação interna total é independente do caminho de carregamento, sob as condições anteriormente referidas, vem que,

$$\text{Área BCDE} - (\text{Área ACD} - \text{Área ABE}) = 2\gamma Bda \quad (2.7)$$

Isto é,

$$\text{Área ABCA} = 2\gamma Bda \quad (2.8)$$

desconsiderando o termo não linear de Área BCF vem,

$$\text{Área ABF} = 2\gamma Bda \quad (2.9)$$

que representa a energia gasta, para formar a nova superfície =  $2(Bda)$ , representada na figura 2.4 pela área hachuriada.

A análise do processo de fratura, para a condição de deslocamento constante, implica em criar um modelo tal, que os pontos de aplicação de força não sofram nenhum deslocamento, quando da fratura. Com isso o crescimento da trinca de comprimento a para a + da, ocorre sem que haja variação do trabalho externo, ou seja  $\partial W' = 0$ .

Sob esta condição, a trinca ao propagar-se de uma quantidade da (Fig. 2.7) proporciona considerável descarregamento em toda a estrutura, devido a relaxação de energia de deformação elástica armazenada, diminuindo a carga na estrutura de  $F_1$  para  $F_2$ , conforme mostra a figura 2.6.

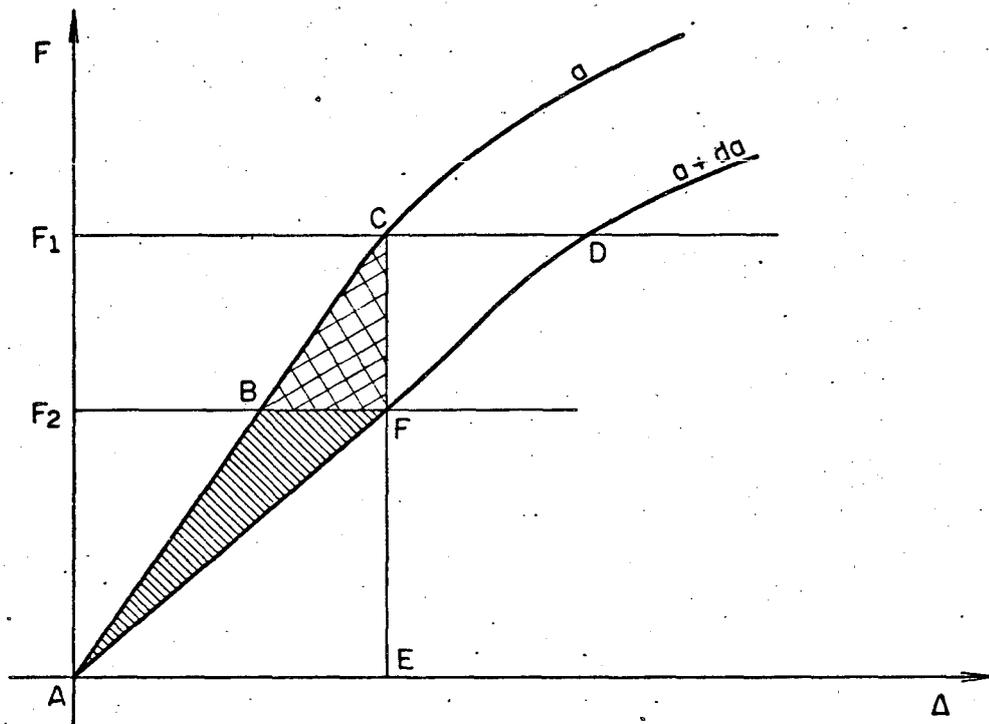


Fig. 2.6. - Curva carga-deslocamento de uma estrutura contendo trinca exibindo comportamento Elasto-Plástico, sob deslocamento constante.

Por isso, sob condição de deslocamento constante, não é possível fazer a hipótese de que a energia de deformação interna total, seja a mesma seguindo a trajetória ABC ou AF da figura 2.6. Uma quantidade de energia elástica mais energia plástica armazenada foram transformadas em energia de superfície, responsável pela propagação infinitesimal da trinca. Assim a equação 2.5, reduz-se a

$$\delta S = -\delta U_e - \delta U_p \quad (2.10)$$

onde o sinal negativo indica a liberação de energia de deformação.

Analisando a figura 2.6 em função das áreas representativas das energias necessárias, para seguir a trajetória ABC ou AF, respectivamente, das estruturas de comprimento de trinca

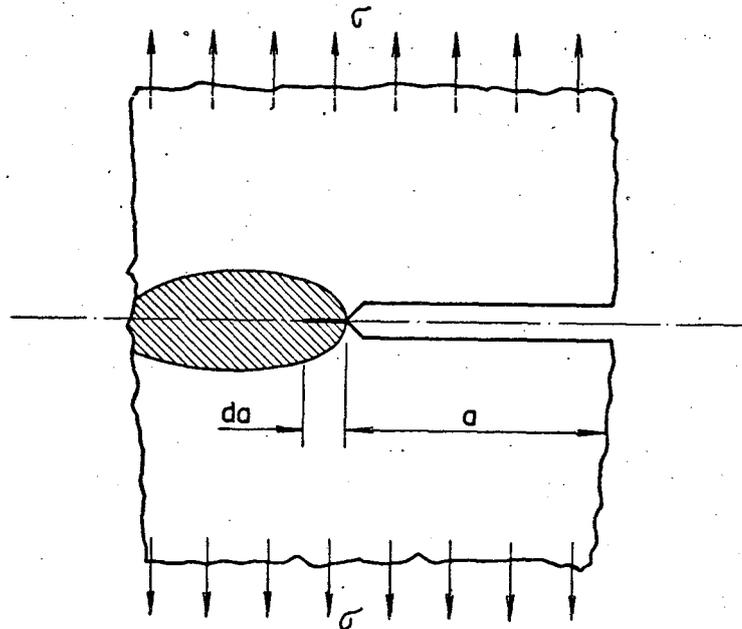


Fig. 2.7. - Estrutura solicitada sob condição de deslocamento constante, ocorrendo relaxamento da carga em toda estrutura.

a e a + da, vem

Área ACE - energia de deformação com trinca de comprimento a

Área AFE - energia de deformação com trinca de comprimento a+da

Sendo

$$\text{Área ACE} - \text{Área AFE} = \text{Área ACFA}$$

a qual representa a quantidade de energia usada na propagação da trinca, tal que

$$\text{Área ACFA} = 2\gamma Bda \quad (2.11)$$

Se o crescimento da trinca for de uma quantidade infinitesimal, a diminuição da energia elástica registrada em um corpo trincado sob condição de deslocamento constante, é idêntica à diminuição da energia potencial sob condição de carga cons-

tante.

## 2.2. - Limitações da Mecânica da Fratura Elástica Linear

É incontestável a importância da MFEL, no desenvolvimento do estudo da Mecânica da Fratura. Há porém, uma série de fatores que influenciam sobremaneira no estudo de materiais de construção mecânica, limitando o uso da MFEL, tais como temperatura de operação, tratamento térmico, características de resistência, variação das dimensões geométricas, modos de aplicação da carga, etc. Neste item, faz-se referência a alguns destes fatores, que considera-se os mais importantes.

### 2.2.1. - Efeito da Temperatura

O efeito da temperatura sobre a tenacidade e a tensão de escoamento, mostra-se mais influente nas ações de resistência estrutural relativamente baixa, do que nas de alta resistência ou ligas de não ferrosos [27]. Para temperaturas variando positivamente (crescendo) ocorre aumento da tenacidade do material e diminuição da tensão de escoamento saindo, nos casos extremos, fora do campo de validade elástica. Para temperaturas variando negativamente (diminuindo) ocorre uma inversão, ou seja, há aumento de  $\sigma_E$  e diminuição de  $K_{IC}$ , tendendo para o EPD.

### 2.2.2. Efeito da Espessura

Para um raio da zona plástica ( $r_p$ ) bastante pequeno

comparado com a espessura  $B$  da estrutura, tem-se no interior do material um estado de tensões, quando da aplicação da carga, que é essencialmente plano de deformações (EPD), (Fig. 2.8). Esta situação resulta em grandes tensões transversais, que reduzem sensivelmente a capacidade de deformação plástica do material [18,4,31].



Fig. 2.8. - Corpo de prova de flexão com  $B = 30$  mm, revenido a  $400^{\circ}\text{C}$

Se a espessura for pequena tal que  $r_p > B$ , ocorre no interior do material, quando da aplicação da carga, um estado de tensão predominantemente plano de tensões (EPT), caracterizado por uma grande plastificação na frente da trinca, (Fig. 2.9).

Existe ainda a situação onde a espessura do material é tal que os dois estados, EPT e EPD, ocorrem simultaneamente contribuindo também para a limitação do emprego da MFEL, (Fig. 2.10).

A ASTM E 399 [2] afirma que para assegurar um EPD, a partir do qual é possível obter  $K_{IC}$  constante, o raio da zona

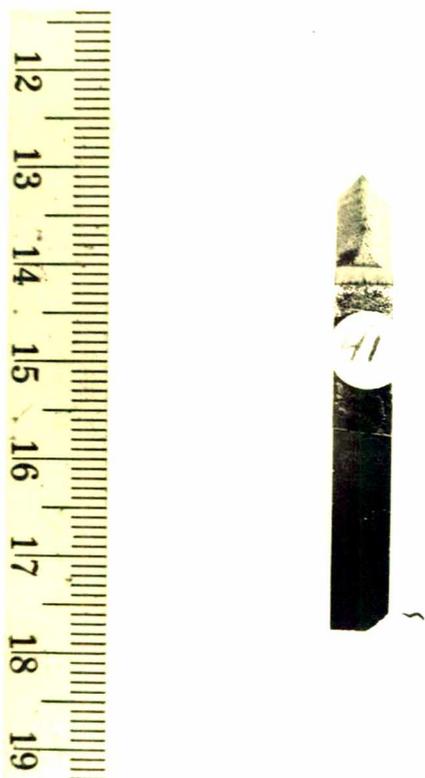


Fig. 2.9. - Corpo de prova tipo CT, com espessura  $B = 6,1$  mm.



Fig. 2.10. - Corpo de prova de flexão em três pontos, com espessura  $B = 12$  mm.

plástica deve ser aproximadamente 50 vezes menor do que a espessura, muito embora seja esta, uma restrição questionável [4,31].

### 2.2.3. - Efeito da Largura

O tamanho da zona plástica é influenciado pela espessura da estrutura, tratamento térmico, raio de arredondamento da frente da trinca, bem como, pela quantidade de material não fissurado da estrutura, onde espera-se que ocorra a propagação da fratura.

Se o raio de plastificação é pequeno, comparado com a dimensão não rompida do material, a falha ocorre devido a uma instabilidade que age no extremo da trinca, (Fig. 2.11.c). Se a zona plástica é de dimensões comparáveis com a parte não rompida, obtém-se a ruptura do componente com plastificação generalizada na seção, provocando o colapso plástico, (Fig. 2.11.d). Situação semelhante ocorre quando a trinca possui uma profundidade pequena, o que pode levar a uma plastificação não apenas na seção crítica, mas também, em todo o volume de material do componente, nas proximidades da seção (Fig. 2.11.b) [46]. Neste caso de plastificação, tem-se uma carga de falha inferior a prevista pela MFEL, o que torna esta situação não conservativa. Isto pode ser comprovado pela figura 2.11.a, através de uma simples análise da equação que define a tensão crítica, função de  $K_{IC}$ , dado por

$$\sigma_{IC}^2 = \frac{K_{IC}^2}{\pi a} \quad (2.12)$$

Observa-se que, a medida que  $a$  diminui, a tensão cresce a tal ponto, que quando  $a$  tender a zero, a tensão tende ao infinito, já que  $K_{IC}^2 = 2E\gamma = \text{constante}$ , sendo  $E$ , módulo de elasticidade longitudinal e  $\gamma$ , densidade de energia por unidade de área fissurada [46]. Esta situação não reflete a realidade na estrutura dado que, mesmo que esta esteja isenta de defeitos, existe uma tensão limite, finita, que causa a falha total. A figura 2.11.a, reproduz a situação comentada, mostrando as regiões 1 e 3 nas quais não se pode aplicar a MFEL.

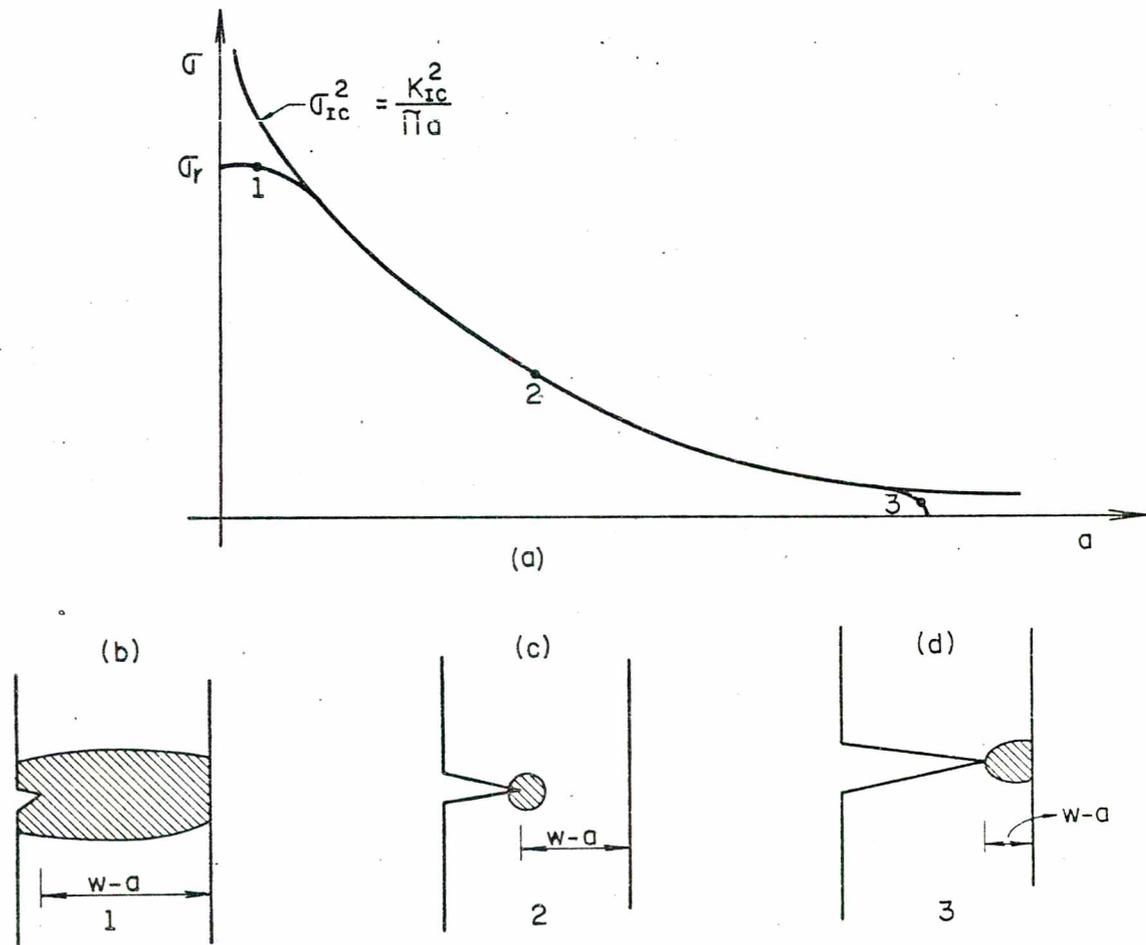


Fig. 2.11. - Influência da parte não rompida na limitação da MFEL. Regiões 1 e 3, ocorre plastificação total na frente da trinca, região 2 estabelece condições de se aplicar a MFEL.

#### 2.2.4. - Outras Influências

Sob as condições elásticas lineares, o fator de intensidade de tensão  $K_I$ , descreve a singularidade do campo de tensão na frente da trinca. A fratura ocorre quando  $K_I > K_{IC}$  ou  $K_I > K_C$ , sendo  $K_{IC}$  a tenacidade da fratura para um EPD e  $K_C$  a tenacidade para qualquer outra situação. Para um comportamento do material dentro da MFEL se requer que a fratura se processe dentro do campo elástico-linear. Nestas condições a fratura é caracterizada

por uma iniciação instável, e é facilmente definida numa curva carga-deslocamento. Se esta definição não for clara, o início da fratura pode ser caracterizado, tomando um desvio de 4 à 5%, como recomendado pela ASTM E 399 [2], a partir da parte elástica sobre a curva. Esta desobediência ao comportamento elástico-linear pode ser originada por uma plastificação na frente da trinca. Sob a condição EPD, a medida de  $K_{IC}$  é válida se o raio da zona plástica antes da fratura não exceder a 2% da espessura do material [18].

Deve-se salientar que, também o tratamento térmico tem influência direta sobre o comportamento do material quanto ao tamanho da zona plástica e ruptura. Para uma mesma espessura o tipo de tratamento e a temperatura utilizada, pode forçar a estrutura a variar suas características de ruptura e tamanho da zona plástica.

Egan e Robison [18], comentam que o uso da MFEL em estruturas contendo uniões soldadas é também limitada, não citando porém os pontos que caracterizam esta limitação. Demonstram ainda em seu trabalho, que parâmetros elásticos, tais como  $K_{IC}$ , podem ser determinados para situações nas quais o material apresente características dúcteis, desde que a plastificação seja contida. Supõe-se que embora o raio de plastificação na zona plástica seja aproximadamente igual à espessura do corpo, não ocorrem deformações proporcionais a esta, dado que a zona plastificada permanece restrita e envolta de material cujo comportamento é elástico. Egan [17] apresenta um critério que vem ampliar o campo de aplicação da Mecânica da Fratura Elástica Linear, em relação às limitações impostas pela ASTM E 399 [2].

Segundo Egan

$$B > \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_E} \right)^2 \quad (2.13)$$

A ASTM E 399 [2] estabelece que o cálculo da tenacidade da fratura,  $K_{IC}$ , em relação a espessura  $B$  da estrutura, tem sua validade restringida por

$$B \geq 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_E} \right)^2 \quad (2.14)$$

Os problemas aqui abordados levam a conclusão de que não é possível fazer uma aplicação generalizada da MFEL. Mesmo que se use fatores de correção para a zona plástica, a fratura na maioria dos metais estruturais, está acompanhada de uma plasticidade maior do que a teoria permite [1]. Isto obrigou os pesquisadores e instituições interessadas na solução de problemas estruturais, a desenvolverem ensaios específicos para componentes críticos, associando às análises empíricas dos problemas à criação de uma teoria mais abrangente, chamada de Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

### 2.3. - Caracterização do Estado Plano de Tensão e Estado Plano de Deformação

Sabe-se que se as tensões ou deformações atingirem níveis tais que ultrapassem as tensões e deformações críticas do material, este entrará em colapso. Este colapso poderá se dar, considerando os casos extremos, sob um estado plano de deformação (EPD) ou sob um estado plano de tensão (EPT), dependendo de

uma série de fatores que serão abordados no decorrer deste item. Há de salientar-se que na maioria dos casos reais, o colapso se dá englobando os dois estados acima citados, resultando numa situação mista. A importância de se trabalhar com estes conceitos independentemente, é justificada pelo fato deles estarem associados com os limites máximos e mínimos de tenacidade, e por serem mais fáceis representá-los analiticamente.

O Estado Plano de Tensão num elemento se caracteriza por descrever uma situação em que o plano de instabilidade de fratura é inclinado a  $45^\circ$  em relação à direção da tensão normal principal. Ele prevalece quando não há tensão paralela à frente da trinca. Por esta razão, o estado triaxial de tensão reduz-se para um estado plano de tensão (Figs. 2.12 e 2.13).

Para estruturas cuja espessura  $B$ , seja bastante fina, a fratura ocorre totalmente sob um EPT, consumindo mais energia para sua efetivação, devido a ruptura ocorrer por cisalhamento (Fig. 2.13).

Em materiais que tenham um comportamento dúctil, há uma grande plastificação da frente da trinca, favorecendo a ruptura sob um estado plano de tensão,

Segundo Hahn e Rosenfield [22], para um mesmo deslocamento na frente da trinca pode resultar numa menor concentração de deformação sob um EPT, do que sob um EPD. Afirmam ainda, com base no modelo de Dugdale e Muskhelishvili que, para situação

$$\frac{B}{a} < \frac{1}{4} \left( \text{Sec} \frac{\pi\sigma}{2\sigma_E} - 1 \right) \quad (2.15)$$

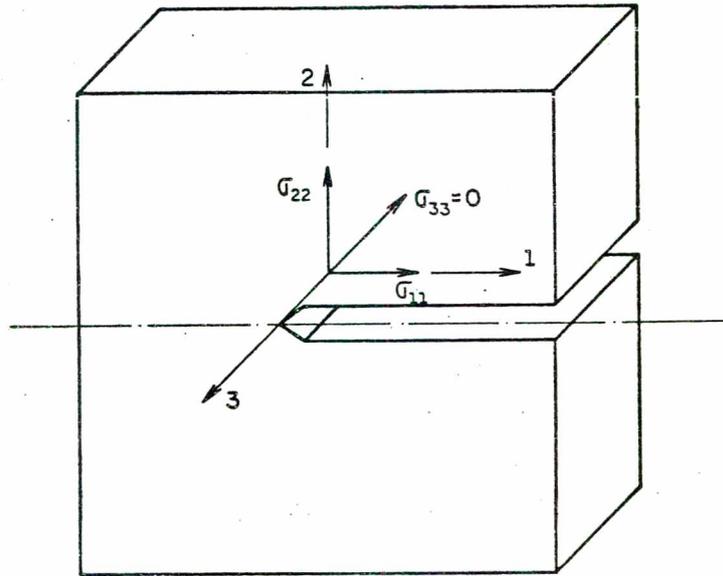


Fig. 2.12. - Localização do sistema de coordenadas no estudo do EPT.

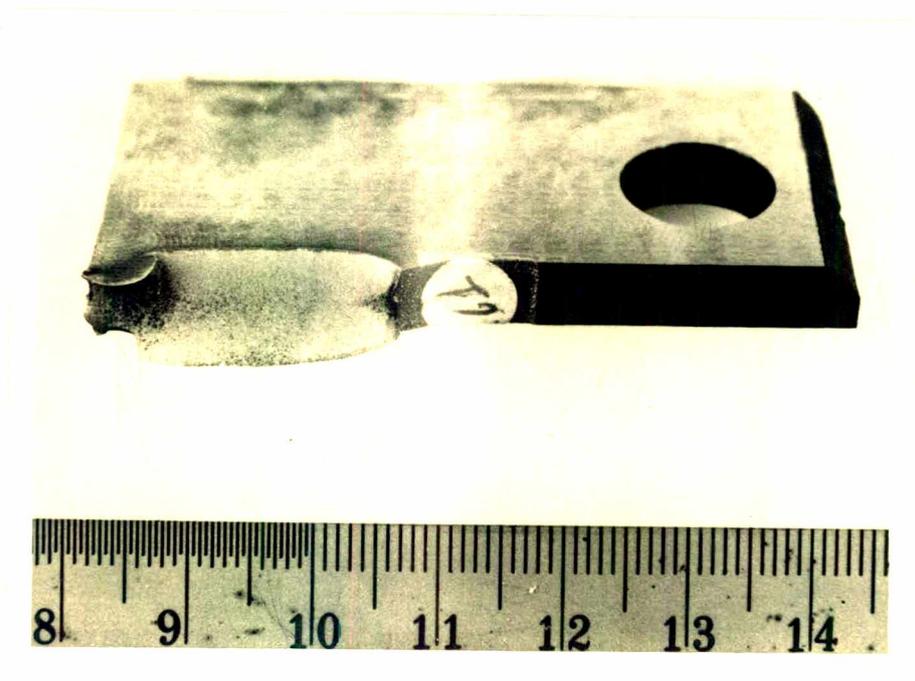


Fig. 2.13. - Corpo de prova CT, Seção fraturada a 45° em relação ao plano do entalhe  $B = 6,1\text{mm}$ .

predomina uma deformação que se desenvolve a  $45^\circ$ , em relação a carga principal para o modo I, originando fratura por cisalhamento, no EPT.

O Estado Plano de Deformação leva uma situação na qual a fratura se dá num plano perpendicular à direção da tensão normal principal. Considerando o modo I de abertura da trinca, a deformação na direção paralela à frente da trinca é nula ( $\epsilon_{33} = 0$ ), (Fig. 2.14). A fratura ocorre num plano perpendicular à aplicação da carga como mostrado na figura 2.8.

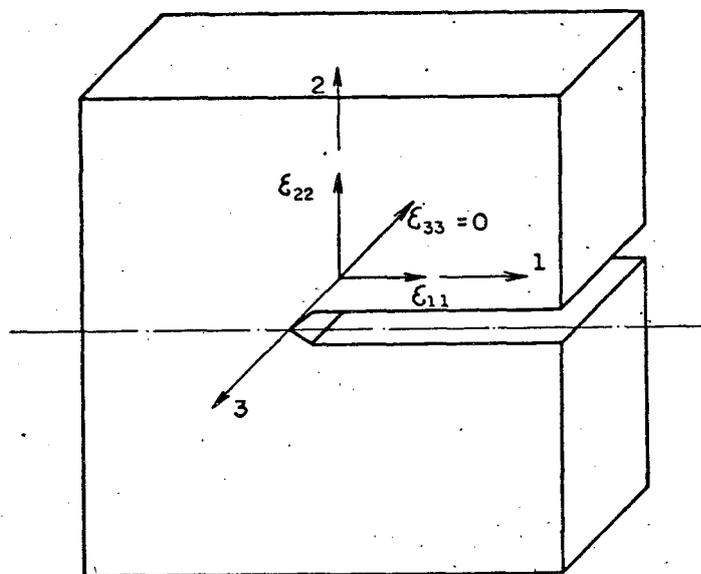


Fig. 2.14. - Localização do sistema de coordenadas usadas no estudo do EPD.

Este estado de tensões ocorre quando o tamanho da zona plástica na frente da trinca é pequeno, comparado com as outras dimensões da estrutura, tais como: espessura, tamanho da trinca e ligamento ( $b$ ). Ele é favorecido também para materiais que tenham características frágeis. Para estruturas cujo material tenha um comportamento dúctil, precisa-se ter um corpo de prova de grandes dimensões, afim de se obter a fratura no EPD.

Para situações em que

$$\frac{B}{a} > \left( \sec \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_E} - 1 \right) \quad (2.16)$$

prevalece o EPD, sendo que a zona de deformação plástica, adquire uma forma de rótula.

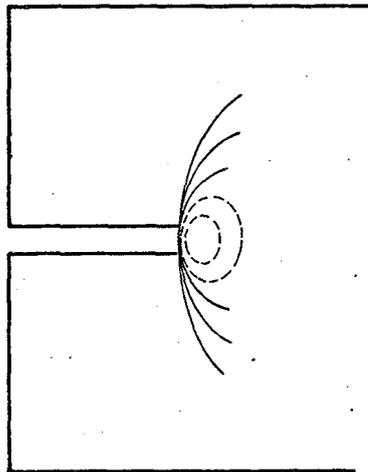


Fig. 2.15. - Zona de relaxação para um EPD.

O estado da fratura pode também ser caracterizado segundo Hahn e Rosenfield [21,22], como sendo função do fator de intensidade de tensão, da tensão de escoamento e da espessura. Assim sendo, para um EPD, tem-se que

$$\left( \frac{K_C}{\sigma_E} \right)^2 \frac{1}{B} < 1,3 \quad (2.17)$$

e para o EPT, tem-se que

$$\left( \frac{K_C}{\sigma_E} \right)^2 \frac{1}{B} > 10,4 \quad (2.18)$$

No intervalo entre os dois limites, ocorre o estado misto de fratura.

O tamanho da zona plástica para um EPD é frequentemente dado por,

$$r_p = \frac{1}{4\sqrt{2\pi}} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_E} \right)^2 \quad (2.19)$$

sendo  $r_p$  o raio da zona plastificada na frente da trinca, considerando que esta tenha formato circular.

Observa-se que outros autores propõem outras fórmulas para o cálculo do raio plástico, sem no entanto apresentar grandes variações no resultado final.

Segundo a ASTM E 399 [2], se a espessura da peça  $B$ , e o comprimento da trinca  $a$ , forem maior ou igual a  $2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_E} \right)^2$ , pode-se considerar o comportamento do material dentro da Mecânica da Fratura Elástica Linear. O  $K_{IC}$  é o fator de intensidade de tensão crítico do material, no EPD, também chamado de tenacidade à fratura. É a medida exata da tenacidade do material em termos de  $K_I$ , (modo I de abertura da trinca). A medição de  $K_{IC}$  é baseada na menor carga, pela qual produz uma propagação considerável da trinca. A ASTM E 399 [2] também coloca que a propagação da trinca é observada no instante em que se inicia o afastamento da linearidade da curva carga-deslocamento. Em alguns casos isto pode coincidir com a carga máxima, mas frequentemente a propagação ocorre antes que a carga máxima seja atingida. Quanto menor for a capacidade do material absorver energia, ou seja, material de baixa tenacidade, maior será a probabilidade de romper-se num EPD.

Anderson [31], tem mostrado que o EPD ocorre quando  $F_{\text{máx}}/B W \sigma_E < 0,03$ . Mas se a falha se processar dentro de um EPT, resultará num alto valor para  $F_{\text{máx}}/B W \sigma_E$ , dado que a rup-

tura por cisalhamento consome mais energia do que a ruptura plana. Chell e Spink [31], concordam com o desenvolvimento de Anderson, porém, admitem que o valor de 0,03 ainda está aberto a discussões. Milne e Worthington [31], calcularam  $F_{\text{máx}}/B W \sigma_E$ , para uma série de corpos de prova sob flexão em três pontos, de espessuras variando de 5 a 30 mm e  $0,07 < a/w < 0,52$ , para um aço de baixa liga, utilizado em vasos de pressão, verificando que o valor de 0,03 foi excedido em todos os corpos de prova. Observaram ainda que, para os corpos de prova mais finos, rompidos sob um EPT, a falha se dá com baixos valores do fator de intensidade de tensão devido a plasticidade mais extensiva. Contudo, a diminuição de  $a/w$ , proporciona um aumento de  $K_{IC}$ , sendo que o valor máximo se dá para os corpos de prova que associam à maior espessura, ( $B = 30$  mm) a menor relação de  $a/w$ , ( $a/w = 0,07$ ). Observam em suas conclusões que o aumento de  $K_{IC}$  com a diminuição de  $a/w$ , não pode ser descrito como função somente do estado de tensão simples.

Hahn e Rosenfield [22,23], expressaram o raio plástico para o EPD, como:

$$r_p = \frac{a}{2} \left[ \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_E} \right) - 1 \right] \quad (2.20)$$

e para o EPT,

$$r_p = a \left[ \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2E} \right) - 1 \right] \quad (2.21)$$

Estimaram a partir destes, as condições de relaxação a fratura num EPT ou EPD, como função do tamanho da zona plástica, da espessura e da relação entre fator de intensidade de tensão e tensão de escoamento, representado na tabela 2.1. Afirmam que a de-

formação e fratura são no EPD, predominantemente precedidos de uma relaxação, sem que haja uma perda significativa da contração, como resultado da relaxação através da espessura. No entanto, a tensão e a deformação para o EPT, são predominantemente precedidas pela fratura.

Tabela 2.1. - Estimativa das condições limites para relaxação e fratura num EPT e EPD |23|.

TIPO	$r_p$	$(K/\sigma_L)^2 \frac{1}{B}$
EPD: RELAXAÇÃO E FRATURA	$< B/4; < B/10$	$< 1,3 < 0,4$
EPT: RELAXAÇÃO	$> 2 B$	$> 5,2$
EPT: FRATURA	$> 4 B$	$> 10,4$

A figura 2.16 indica uma variação do comprimento da trinca, com a carga aplicada ou com o fator de intensidade de tensão. Nela observa-se dois tipos de crescimento |50| caracterizando a região (1) e a região (2), como pode ser visto na figura 2.16.

A região 1 é uma região de crescimento lento, microscópico, que precede a instabilidade no EPD. Nesta região ocorre um processo estável de coalescimento de vazios, até que, a tensão atinja o ponto onde  $K_I = K_{IC}$ , havendo a partir daí uma instabilidade total da fratura. O crescimento da trinca é geralmente muito pequeno, por isso difícil de ser detectado, necessitando do para isto de aparelhagem muito sensível. Na região 2, tem

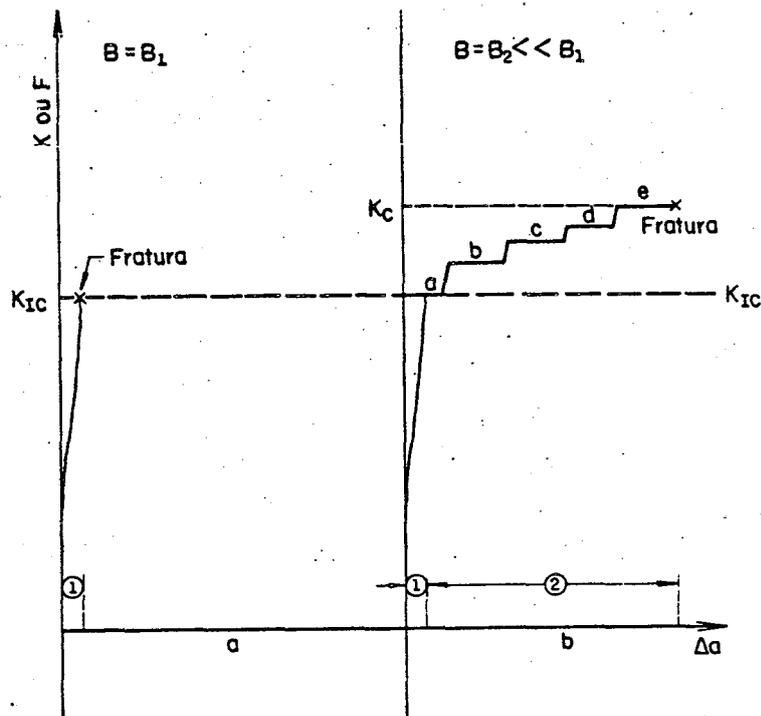


Fig. 2.16. - Relação entre carga  $F$  ou fator de intensidade de tensão  $K_I$  e comprimento da trinca  $a$ .

- (a) - Quando um crescimento lento microscópico precede a fratura num EPD para estruturas espessas ( $B = B_1$ ).
- (b) - Quando um crescimento lento microscópico (região 1) e macroscópico (região 2) precede a instabilidade à fratura para estruturas finas ( $B = B_2 \ll B_1$ ).

lugar um crescimento macroroscópico, onde a trinca se desloca em sucessivas posições representadas pelas letras  $a, b, c, d, e$ , (Fig. 2.17) até que em  $K_I = K_C$  atinge a fratura final.

Sabe-se que a fratura pode ocorrer num EPD ou EPT, dependendo de uma série de variáveis como temperatura, largura, espessura, etc. Mas, em muitos casos a fratura se dá de forma mista, ou seja, sob um EPD e EPT, (Fig. 2.17). Pode-se observar que na parte central da superfície rompida, a fratura se dá num plano perpendicular à carga aplicada, caracterizando um EPD, enquanto nas partes laterais a superfície rompida faz um ângulo de



## C A P Í T U L O    I I I

## MÉTODOS DE ANÁLISE DA MFEP

3.1. - Introdução

Os estudos desenvolvidos dentro da Mecânica da Fratura Elástica Linear levaram à detecção de um campo de tensões na extremidade de descontinuidades. Este pode ser representado, segundo Griffith pela energia liberada pela propagação da fissura. Wells e Cottrel [51] propuseram um modelo baseado no deslocamento de abertura da trinca, COD. Rice [38] desenvolveu o estudo da integral de contorno J, como elemento caracterizador deste campo de tensões no extremo da descontinuidade. Antes da propagação da trinca existe uma equivalência entre os parâmetros G, J e COD e, tem-se um maior controle do instante de propagação da mesma. Antes que haja propagação da descontinuidade, ocorre uma plastificação no extremo desta, para a maioria dos materiais estruturais, limitando sobremaneira o uso da MFEL. O estudo do efeito desta plastificação é ponto fundamental na Mecânica da Fratura. O objetivo final é poder representar o campo de tensões ou deformações no extremo da trinca, por um parâmetro caracterizador deste campo, de forma a ser uma função das dimensões da estrutura do carregamento ou das características do material, ou seja, um parâmetro que pode ser obtido previamente como acontece com o módulo de elasticidade, tensão de escoamento, etc.

3.2. Integral J

Rice [38,39] definiu a integral J, para um material ho

homogêneo elástico linear ou não linear, livre de forças internas e sujeito a um campo de deformação bidimensional no plano  $x, y$  (para o Estado Plano de Deformações, Estado Plano de Tensões ou Anti-Plano de Deformações), como sendo uma integral de linha ao longo de uma curva em torno da extremidade de um entalhe, conforme figuras 3.1 e 3.2. A curva inicia na parte inferior do entalhe, na superfície paralela a  $x$ , e segue contornando a trinca no sentido anti-horário, até atingir a superfície superior do entalhe, também paralela a  $x$ . Matematicamente representa-se

$$J = \int_{\Gamma} (w \, dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} \, ds) \quad (3.1)$$

onde:  $\vec{T}$  é o vetor tensão, perpendicular a  $\Gamma$ , tomado para fora da curva, sendo  $T_i = \sigma_{ij} n_j$ ,  $\vec{u}$  é o vetor deslocamento,  $ds$  é um elemento de arco ao longo de  $\Gamma$  e  $w$  é a função densidade de energia de deformação definida como:

$$w = w(x, y) = w(\vec{\epsilon}) = \int_0^{\vec{\epsilon}} \sigma_{ij} \, d\epsilon_{ij} \quad (3.2)$$

sendo que  $\vec{\epsilon} = (\epsilon_{ij})$ ,  $\epsilon$  é o tensor deformação.

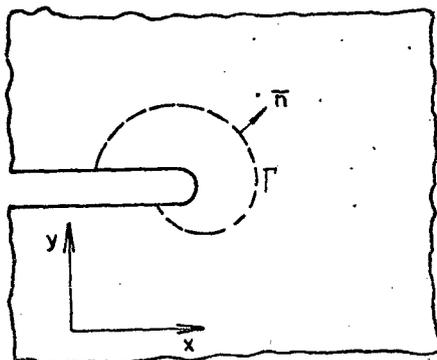


Fig. 3.1. - Superfície plana com campo de tensão bidimensional.

Rice provou [38] que se  $\Gamma$  for uma curva fechada,  $J=0$ , demonstrando com isto que a integral  $J$  independe do caminho. Considerando o contorno ABCDEF em torno da extremidade do entalhe da figura 3.2, a integral ao longo deste contorno é zero. Como  $\vec{T}=0$  e  $dy=0$  ao longo dos segmentos  $\overline{AF}$  e  $\overline{CD}$ , a contribuição destas partes na integral é zero. Desta forma a contribuição de ABC é igual a contribuição de DEF, com o sinal trocado. Logo, a soma da integral ao longo de  $\Gamma_1$  no sentido horário com a integral desenvolvida no sentido anti-horário ao longo de  $\Gamma_2$  é zero. Com isto prova-se a independência do caminho, considerando que a área entre as duas curvas é livre de singularidade [1].

Se fizer com que o contorno seja fechado em relação ao extremo do entalhe, desde que a frente da trinca não seja agudo, pode-se tornar a integral  $J$  dependente somente do campo local. Se  $\Gamma = \Gamma_t$ , onde  $\Gamma_t$  está situada sobre a extremidade de um entalhe (Fig. 3.2), tem-se  $\vec{T}=0$ , dado que, a superfície livre no entalhe, não pode resistir a tensão normal. Neste caso

$$J = \int_{\Gamma_t} w \, dy \quad (3.3)$$

de formas que  $J$ , representa uma medida da deformação no extremo do entalhe [38,1]. Por isso, pode-se usar a integral  $J$  na Mecânica da Fratura Elástica Não-Linear, e ainda como um parâmetro caracterizador da singularidade na raiz do entalhe, tal como acontece com o fator de intensidade de tensões na Mecânica da Fratura Elástica Linear,  $K_I$ .

Para  $\Gamma = \Gamma_t$ , a integral  $J$  se identifica com a taxa de liberação de energia, para um corpo elástico linear, que num Es-

tado Plano de Tensão é representado por:

$$\bar{J}_I = G_I = \frac{K_I^2}{E} \quad (3.4)$$

e, para um Estado Plano de Deformação é

$$J_{IC} = G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (3.5)$$

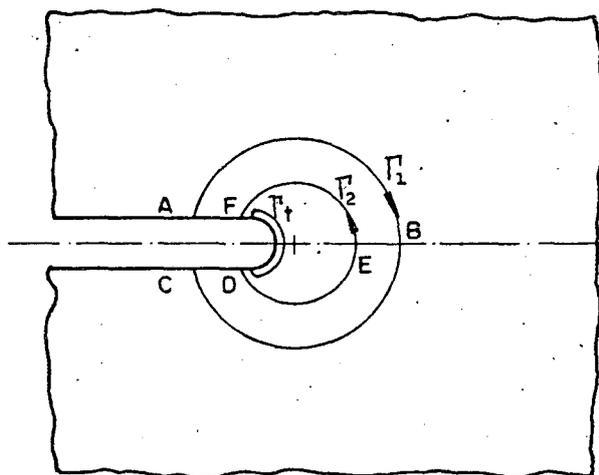


Fig. 3.2. - Contorno ao redor da extremidade do entalhe.

Como os materiais reais exibem uma tensão de escoamento acima da qual eles se deformam plasticamente, existe então uma região ao redor do extremo da trinca onde ocorre deformação plástica e portanto não pode existir a singularidade elástica.

Irwin e Dugdale [1] propuseram métodos de estimativa da zona plástica, com os quais é possível determinar-se um valor de  $K_I$  que melhor se adapte às condições de plasticidade no extremo da trinca, assumindo que a região plastificada seja de pequena dimensão. Assim, o raio plástico ( $r_p$ ) no topo da trinca para o EPT é,

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_c}{\sigma_E} \right)^2 \quad (3.6)$$

e para o EPD é,

$$r_p = \frac{1}{4\sqrt{2}\pi} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_E} \right)^2 \quad (3.7)$$

Em virtude desta pequena zona plástica, torna-se necessário corrigir o comprimento da trinca, definindo uma trinca equivalente, dada por

$$a_{eq} = a + r_p \quad (3.8)$$

Assim, para este caso o fator de intensidade de tensões é

$$K_I = Y Y_p \sigma \sqrt{\pi a_{eq}} \quad (3.9)$$

sendo  $Y$  o fator de forma e  $Y_p$  o fator de correção plástica.

Tal como na MFEL, onde a propagação da trinca inicia-se quando  $G$  ou  $K$ , atingem um valor crítico, assim também, para a integral  $J$ , a trinca inicia sua propagação quando  $J = J_{Ic}$ .

### 3.2.1. - Integral J, para corpos de prova CT

Métodos experimentais e técnicas numéricas, como elementos finitos, tem evidenciado a validade da Integral  $J$ . A principal importância está no fato de ser independente da história do carregamento, tornando-se função simplesmente do estado de tensões e deformações atuantes [41,42]. Begley e Landes [4], demonstraram sua praticabilidade como critério de falha, através de testes experimentais com corpos de provas de geometrias idênticas. Merkle e Corten [32] analisaram os efeitos causados pelo momento fletor e pela força axial que agem na frente da trinca

de um corpo de prova CT, chegando a uma expressão da integral  $J$ , que, considera separadamente os efeitos linear e não linear do comportamento do material.

### 3.2.2. - Análise limite de um corpo de prova CT

Segundo Merkle e Corten, e Arroyo [32,1], as condições de carga limite para a completa plastificação de um corpo de prova CT, podem ser analisados com a ajuda de uma equação que relacione a força axial e o momento fletor na carga limite, na seção transversal (de um corpo retangular) de um membro, tipo corpo de prova CT.

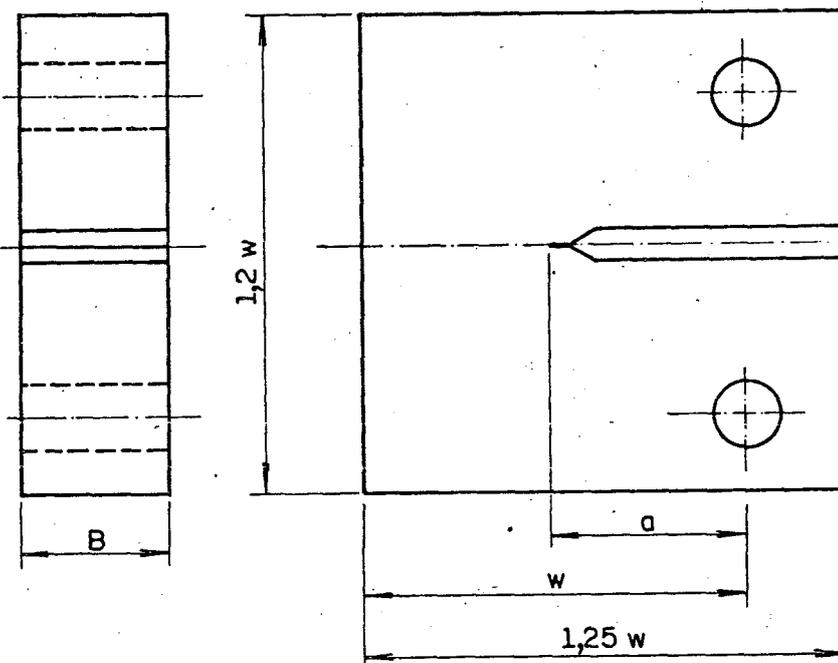


Fig. 3.3 - Dimensões principais do corpo de prova CT.

Para o corpo em questão, representado na figura 3.3, pode-se notar na figura 3.4 que o momento resistente interno na carga limite para um material elasto-plástico  $M_L$  é

$$M_L = \sigma_E B c^2 (1 - \alpha^2) \quad (3.10)$$

e a carga de colapso  $F_L$ , aplicada é

$$F_L = \sigma_E B c(2\alpha) \quad (3.11)$$

sendo  $\sigma_E$  a tensão limite de escoamento,  $B$  a espessura do corpo de prova,  $c$  a metade da distância entre a frente da trinca e a extremidade do corpo de prova, e  $\alpha$  o coeficiente adimensional que determina a largura da região de tensão interna, necessária para equilibrar a carga de tração aplicada,  $F_L$ .

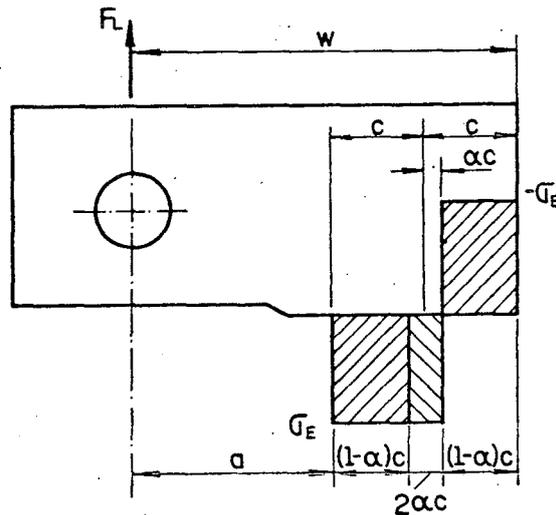


Fig. 3.4. - Condições de tensão em um corpo de prova do tipo CT na carga limite.

O momento resultante da carga  $F_L$  é o momento responsável pela plastificação completa da seção, sendo representado por

$$M_L = F_L (a + c) \quad (3.12)$$

onde  $a$  é o comprimento da trinca. Com as equações dos momentos (3.10 e 3.12), com a equação (3.11) e com as relações entre comprimento da trinca e largura do corpo de prova, obtém-se

$$\alpha = \left[ \left( \frac{2 \frac{a}{w}}{1 - \frac{a}{w}} \right)^2 + 4 \left( \frac{\frac{a}{w}}{1 - \frac{a}{w}} \right) + 2 \right]^{\frac{1}{2}} - \left( \frac{2 \frac{a}{w}}{1 - \frac{a}{w}} + 1 \right) \quad (3.13)$$

A figura 3.5 representa o diagrama de  $\alpha$  função da razão  $\left(\frac{a}{w}\right)$ .

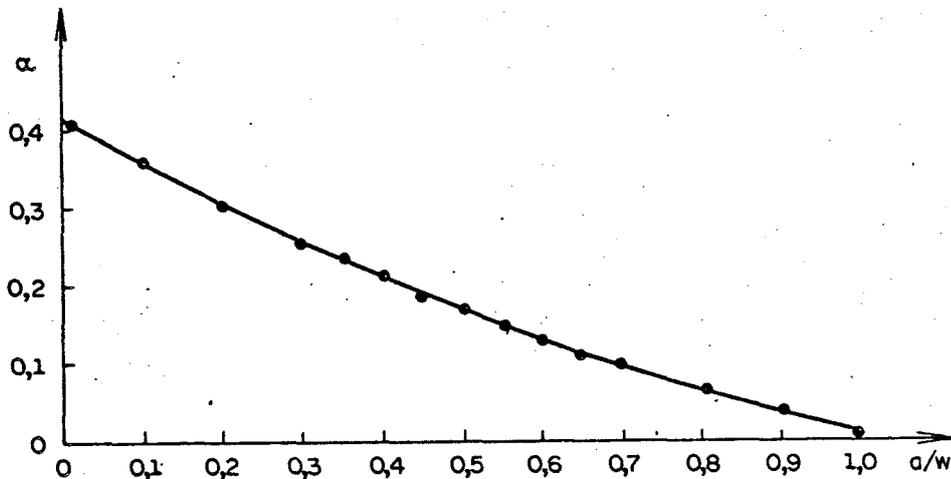


Fig. 3.5. - Coeficiente  $\alpha$  em função de  $\frac{a}{w}$ .

A figura 3.6 mostra o diagrama de deslocamento da carga limite para um corpo de prova CT. As rotações ocorrem sobre o ponto de tensão nula, sendo que o ângulo de rotação plástica  $\theta_p$  é definido em termos do ponto de deslocamento da carga limite, por

$$\theta_p = \frac{\Delta_p}{a + (1 + \alpha)c} \quad (3.14)$$

Sendo  $\Delta_p$  o deslocamento plástico no ponto de aplicação da carga. Considerando o deslocamento plástico em termos de deslocamento de abertura da trinca (COD), tem-se

$$\theta_P = \frac{\delta_P}{(1 + \alpha)c} \quad (3.15)$$

Igualando as equações (3.14) e (3.15), vem

$$\Delta_P = \frac{\left(\frac{w}{a} + \alpha - 1\right)}{(1 + \alpha)} \delta_P \quad (3.16)$$

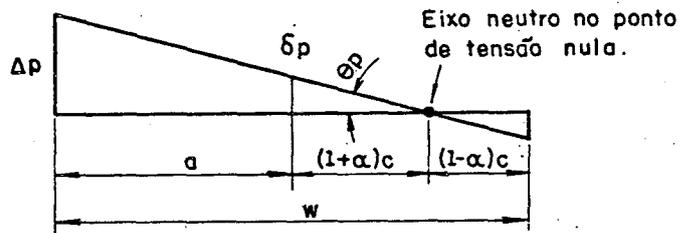


Fig. 3.6. - Diagrama de deslocamento para um corpo de prova CT na carga limite.

### 3.2.3. - Análise da Integral J

A Integral J pode ser tomada como a taxa de mudança da energia potencial quando a trinca se propaga de  $\delta_a$ , ou ainda como a área entre as duas curvas carga-deslocamento, para corpos geométricos idênticos, com tamanhos de trinca diferenciados de um comprimento incremental  $\delta_a$ .

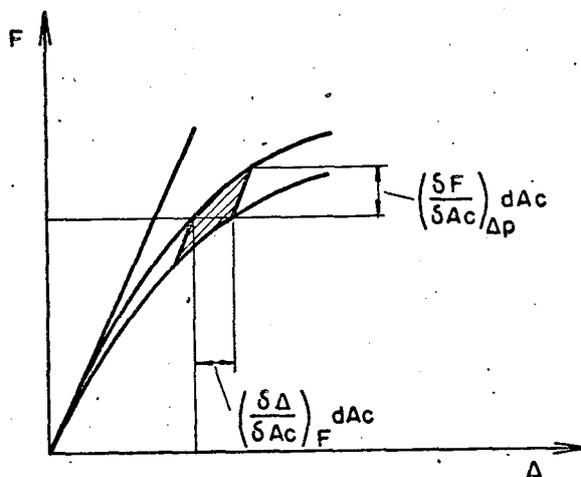


Fig. 3.7. - Definição da área incremental entre duas curvas carga-deslocamento que é relacionada à Integral J.

Para um material elasto-plástico esta área pode ser representada pela soma das áreas de uma série de paralelogramos diferenciais. A área de um desses paralelogramos, hachurado na figura 3.7, relacionado com a Integral J, é expressa por

$$(dJ) (dA_c) = - \left( \frac{\partial \Delta}{\partial A_c} \right)_F dA_c \left( \frac{\partial F}{\partial A_c} \right)_{\Delta_p} dA_c \quad (3.17)$$

onde  $J$  é o valor da integral  $J$ ,  $dA_c$  é o incremento na área superficial da trinca  $A_c$ ,  $F$  é a carga aplicada e  $\Delta$  e  $\Delta_p$  são os deslocamentos total e plástico respectivamente do ponto de aplicação de carga e os sub índices  $F$  e  $\Delta_p$  indicam as condições de carga constante e deslocamento plástico constante, respectivamente.

O deslocamento elástico do ponto de aplicação da carga é obtido através da relação entre a força  $F$  e a rigidez elástica  $K$ ,

$$\Delta_e = \frac{F}{K} \quad (3.18)$$

A área trincada é dada pela relação

$$A_c = B a \quad (3.19)$$

Associando as equações (3.17) e (3.18) e integrando ambos os lados da equação resultante, obtém-se

$$J = \frac{1}{2} \frac{F^2}{B} \frac{\partial \left( \frac{1}{K} \right)}{\partial a} - \frac{1}{B} \int_0^{\Delta_p} \left( \frac{\partial F}{\partial a} \right)_{\Delta_p} d\Delta_p \quad (3.20)$$

O primeiro termo da equação (3.20) pode ser representado como a taxa de liberação de energia de deformação elástica,  $G$ . O segundo termo, o qual se reduz a zero para um comportamento elástico linear, é o incremento de  $J$  causado pelo comportamento não linear do material, sendo denominado por  $J_p$ , sendo que este valor de  $J_p$  é positivo em virtude de  $\left( \frac{\partial F}{\partial a} \right)_{\Delta_p}$  ser negativo.

Entrando com as relações entre a carga aplicada  $F$  e a carga limite  $F_L$ , associada com o ângulo de rotação plástico

$\theta_p$ , que depende desta relação, e mais, levando-se em consideração a expressão que determina o coeficiente adimensional  $\alpha$ , [32, 33], resulta numa expressão que possibilita obter o valor da integral  $J$ , sobre uma curva carga-deslocamento para um corpo de prova CT, considerando além da flexão, o efeito da força axial que age sobre a seção líquida.

Assim sendo,

$$J = \frac{1}{2} \frac{F^2}{B} \frac{\partial(\frac{1}{K})}{\partial a} + \frac{2}{b} \frac{(1+\alpha)}{(1+\alpha^2)} \int_0^{\Delta_p} \left(\frac{F}{B}\right) d\Delta_p + \frac{2}{b} \frac{\alpha(1-2\alpha-\alpha^2)}{(1+\alpha^2)^2} \int_0^{\frac{F}{B}} \Delta_p d\left(\frac{F}{B}\right) \quad (3.21)$$

tal que, a primeira integral da equação (3.21) corresponde ao trabalho plástico, e a segunda integral ao trabalho plástico complementar da carga aplicada por unidade de espessura. Já o trabalho elástico é representado pela primeira parcela da equação citada. Para o caso em que ocorrer flexão pura,  $\alpha = 0$  e  $\Delta_p$  é substituído por  $\Delta$ , eliminando os termos relativos aos trabalhos plástico e complementar plástico.

Merkle e Corten [32] demonstraram que quando  $\frac{a}{w} > 0,55$ , o deslocamento elástico do ponto de aplicação de carga é desprezível se comparado com o deslocamento plástico. Contudo, para relações de  $\frac{a}{w} < 0,5$ , os deslocamentos elástico e plástico devem ser considerados separadamente, tal como se apresenta na equação (3.21).

#### 3.2.4. - Integral J para um Corpo de Prova de Flexão

O cálculo da Integral J, para um corpo de prova de

flexão em três pontos, (Fig. 3.8), contendo um entalhe de comprimento  $a$ , segundo Merkle e Corten [32], definido como:

$$J = \frac{2}{B(w-a)} \int_0^{\Delta} Fd\Delta \quad (3.22)$$

onde  $B$  é a espessura,  $F$  é a carga atuante e  $\Delta$  é o deslocamento total do ponto de atuação da carga para o espécime trincado.

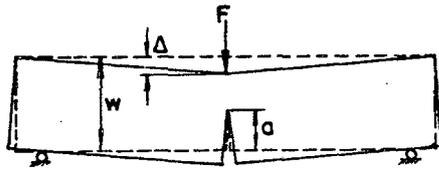


Fig. 3.8. - Corpo de prova de flexão em três pontos.

### 3.3. - Deslocamento de Abertura da Trinca

O deslocamento de abertura de trinca, COD, é um método da Mecânica da Fratura, cuja aplicação pode se dar em situação em que MFEL é superada. Este conceito, portanto, pode ser usado pela Mecânica da Fratura em situações onde ocorre uma substancial plasticidade. Com a presença da zona plástica no extremo da trinca, haverá um movimento de separação das faces, ocorrendo aumento da abertura do fundo do entalhe, sem que haja propagação do seu comprimento. Este movimento é denominado de deslocamento de abertura do fundo da trinca, e é representado por  $\delta$  ou COD.

Wells e Cottrel [8] estudaram independentemente as consequências do escoamento no extremo da trinca, com o deslocamento das superfícies das mesmas, como um critério de falha.

A fim de determinar o COD, Dugdale e Barenblat [51]

separadamente, propuseram um modelo baseado na elasticidade linear. Eles consideraram uma placa infinita, contendo uma trinca central de comprimento  $2a$ , sujeita a uma tensão uniforme, aplicada no infinito.

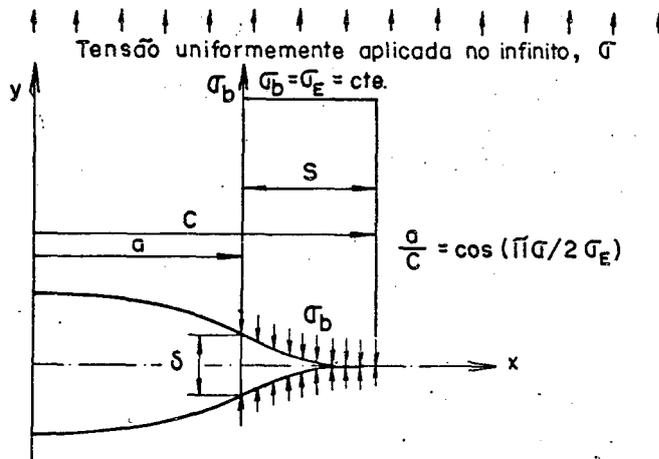


Fig. 3.9. - Representação da plasticidade local pela análise teórica de Dugdale e Barenblat [1,51].

A plasticidade no extremo da trinca é representado por um incremento do comprimento da trinca de  $a$  para  $C$ . Esta situação é representada por uma trinca de comprimento  $2C$  que está completamente envolvida por um campo de tensão elástica, quando sob carga. É externamente solicitada pela tensão aplicada  $\sigma$ , e por uma tensão interna  $\sigma_b$ , na direção  $y$ , na região  $C-a$ . As tensões aplicadas no interior da trinca  $2C$ , representam as tensões que as zonas plásticas causam ao extremo da trinca real. Para um material elástico plástico a tensão  $\sigma_b$  é igual a  $\sigma_E$ .

Este modelo, frequentemente chamado de Modelo de Escoamento Restrito, foi interpretado em termos da fratura por Wells [51]. Ele propôs que o COD ou  $\delta$ , fosse a medida da deformação na frente da trinca, e que a fratura ocorre quando é alcançado um valor crítico  $\delta_c$  deste parâmetro. Esta proposta foi provada experimental e teoricamente por Burdekin e Stone [8], que

mostraram ser esta consistente com os resultados de fratura de testes de tração e flexão.

Ao mesmo tempo em que estes estudos se desenvolveram, um modelo similar foi proposto por Bilby e outros [51], usando a teoria das discordâncias. Contudo, seu modelo foi representado num EPT, sendo assim, bem mais relevante para seções delgadas do que espessas.

Através da combinação de soluções perfeitamente elásticas, para as tensões e deslocamentos ao redor de uma trinca central em uma placa infinita, a situação real de uma trinca com plasticidade local é substituída por uma que possa ser analisada convenientemente. Embora esta análise não seja uma solução plástica rigorosa [8], fornece uma resposta satisfatória em relação a esperada, para um material Elasto-Plástico ideal.

O efeito da resistência na fratura pode ser interpretado como o efeito de diferentes solicitações externas e, do campo de tensão e deformação na região de contorno ao topo da trinca. Pode-se esperar também, que as condições de criticalidade do COD, dependem também do material e da temperatura, além da variação da deformação e do estado triaxial de tensão no extremo da trinca [8].

O deslocamento de abertura da trinca é dado por Burdikin e Stone [8], no ponto  $X = \pm a$ , (Fig. 3.9), como

$$\delta = \frac{8}{\pi} \frac{\sigma_E}{E} a \ln(\sec \pi \sigma / 2\sigma_E) \quad (3.23)$$

Expandindo a equação (3,23) e tomando o primeiro e segundo termo da série encontra-se

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_E} \left[ 1 - \frac{\pi^2}{24} \left( \frac{\sigma}{\sigma_E} \right)^2 + - \right] \quad (3.24)$$

e pela ASTM E 399 [2], tem-se que

$$\frac{G}{\sigma_E} = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_E} \left[ 1 + \frac{\pi^2}{24} \left( \frac{\sigma}{\sigma_E} \right)^2 + - \right] \quad (3.25)$$

Contudo, para  $\sigma/\sigma_E \ll 1$ , significa dizer que a quantidade de zona plástica é muito pequena em relação ao comprimento da trinca, e assim pode-se relacionar as expressões (3.24) e (3.25) ficando

$$G = \sigma_E \delta \quad (3.26)$$

sendo G a energia de deformação liberada, também podendo ser representada como função do fator de intensidade de tensão,

$$G = \frac{K_I^2}{E} = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} \quad (3.27)$$

em um EPT, ou para um EPD,

$$G = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu^2) = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} (1 - \nu^2) \quad (3.28)$$

### 3.3.1. - Determinação do COD

O valor do COD é estimado a partir de testes experimentais, utilizando-se um extensômetro, montado no corpo de prova, conforme figura 3.10.

A leitura do deslocamento das lâminas do extensômetro,  $V_g$ , ocorre continuamente, sendo registrado num gráfico carga-deslocamento para cada corpo de prova. A partir de  $V_g$ , usando o modelo de trinca de Dugdale - Barenblatt [26], o deslocamento

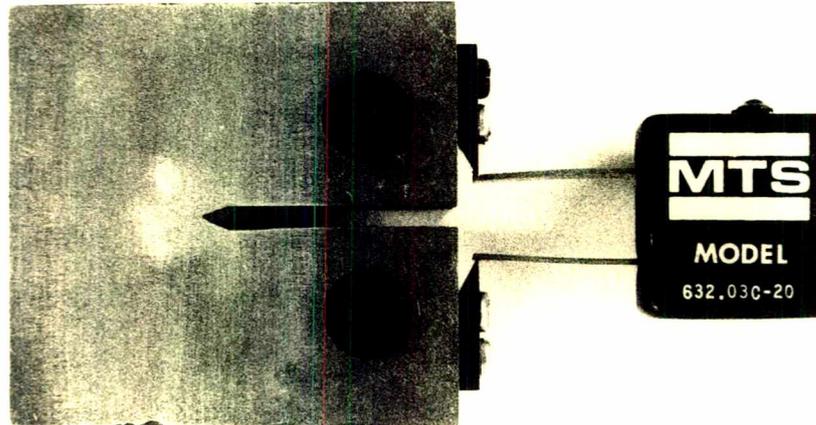


Fig. 3.10. - Instalação do extensômetro no corpo de prova para obtenção do deslocamento no fundo do entalhe.

de abertura da trinca, causado pela aplicação de uma carga estática, pode ser calculado no fundo do entalhe (Fig. 3.11).

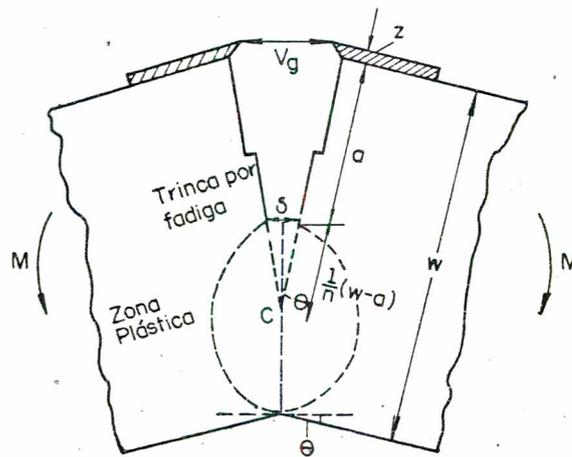


Fig. 3.11. - Relação entre o deslocamento das lâminas do extensômetro  $V_g$  e o deslocamento no topo da trinca.

Considerando que haja uma rotação rígida em torno do ponto C, ou seja, tomando-se C como o eixo neutro, vem

$$\delta = \frac{V_g}{1 + \frac{n(z+a)}{(w-a)}} \quad (3.29)$$

Resultados obtidos experimentalmente indicam que  $n$  está normalmente no intervalo ( $2 < n < 3$ ) [27]. Para pequenos deslocamentos pode-se considerar  $n$  constante. Para corpos de prova de flexão em três pontos recomenda-se  $n = 2,0$ , enquanto que para corpos de prova tipo CT,  $n = 2,5$ .

Segundo Knott [27], estes resultados foram comprovados através da análise de barras entalhadas de diferentes valores de  $\frac{a}{w}$  e em materiais de diferentes razões de  $\frac{\sigma_E}{E}$ .

#### 3.4. - Método de Dowling - Townley

Dowling e Townley [13] desenvolveram um processo de previsão de falhas de elementos estruturais contendo ou não defeitos, cuja análise pode ser aplicada sobre um estado de fratura totalmente frágil, dentro da Mecânica da Fratura Elástico Linear, ou sobre um estado de fratura com uma plastificação generalizada no material. Bilby, Cottrell e Swinden [13], desenvolveram estudos com a finalidade de determinar uma equação que represente a transição entre, de um lado a MFEL, e de outro a análise limite. Com estas equações pode-se prever adequadamente o comportamento de estruturas trincadas, desde geometria simples até complexa. Heald, Spink e Worthington [13], com base no trabalho de Bilby, Cottrell e Swinden, propuseram a equação como sendo

$$\sigma_f = \frac{2}{\pi} \sigma_E \arccos \left[ \exp \left( - \frac{\pi}{8aY^2} \left( \frac{K_{Ic}}{E} \right)^2 \right) \right] \quad (3.30)$$

A proposta final do trabalho resultou no desenvolvimento de um diagrama de previsão de falha, conforme figura 3.12. Os pontos críticos do diagrama são definidos na ordenada, por uma relação

entre o fator de intensidade de tensão e a tenacidade de fratura no EPD, baseados nos princípios da MFEL, e na abscissa, pela relação entre a carga aplicada e a carga de colapso, segundo a análise limite.

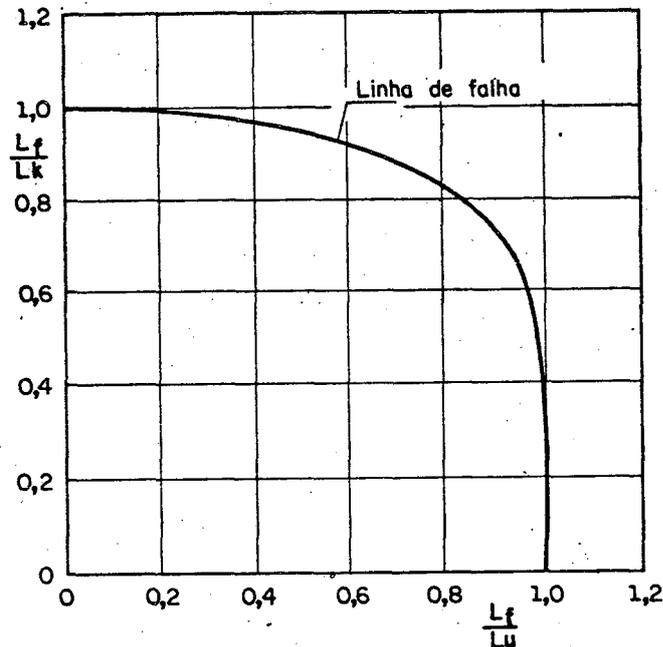


Fig. 3.12. - Diagrama de Previsão de falha, segundo Dowling e Townley

Dowling e Townley [1,13] assumem que a falha ocorre quando a carga aplicada atinge um estado de carregamento, tal que o fator de intensidade de tensões pode ser comparado com a tenacidade do material  $K_{IC}$ , o que é representado por

$$K_{IC} = Y \sigma_E \sqrt{\pi a} \frac{1}{\pi} \sqrt{8 \ln(\sec \frac{\sigma_f}{\sigma_E})} \quad (3.31)$$

Contudo,  $K_{IC}$  é a tenacidade da fratura dentro da MFEL, tal que

$$K_{IC} = Y \sigma_{IC} \sqrt{\pi a} \quad (3.32)$$

substituindo dentro da equação (3.30) resulta numa expressão cuja previsão de falha fica somente função das tensões atuantes.

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_E} = \frac{2}{\pi} \arccos \left[ \exp \left( -\frac{\pi^2}{8} \frac{\sigma_{Ic}^2}{\sigma_E^2} \right) \right] \quad (3.33)$$

Dowling e Townley [1] generalizaram a equação (3.33) em função das cargas que agem sobre a estrutura, de formas que

$$\frac{L_f}{L_u} = \frac{2}{\pi} \arccos \left[ \exp \left( -\frac{\pi^2}{8} \left( \frac{L_k}{L_u} \right)^2 \right) \right] \quad (3.34)$$

onde  $L_f$  é a carga de falha,  $L_k$  é a carga de falha prevista pela MFEL e  $L_u$  é a carga de falha prevista pela análise limite. A equação (3.34) é uma solução intermediária entre os dois modos de falhas previstas para a construção do diagrama de previsão de falha, figura 3.12, o qual poderá ser construído plotando na ordenada  $\frac{L_f}{L_u}$  e na abscissa  $\frac{L_k}{L_u}$ . A equação acima ainda pode ser posta sob forma tal que sua representação fique linear quanto a  $L_f$ , permitindo uma análise imediata do efeito da carga que está solicitando a estrutura [13,1].

$$\frac{L_f}{L_k} = \frac{L_f}{L_u} \frac{8}{\pi^2} \left[ \ln \left( \sec \frac{\pi}{2} \frac{L_f}{L_u} \right) \right]^{-\frac{1}{2}} \quad (3.35)$$

Darlaston e outros [13] fizeram uma série de ensaios com diversos materiais, de geometria e níveis de tenacidade diferentes, concluindo que há uma boa concordância entre o comportamento previsto pela equação (3.35) e os resultados experimentais. A figura 3.13 ilustra este comportamento, apresentando uma faixa de dispersão dos resultados experimentais.

Para melhor ilustração do método Dowling - Townley, far-se-á a determinação da carga de falha das estruturas trata-

das neste trabalho.

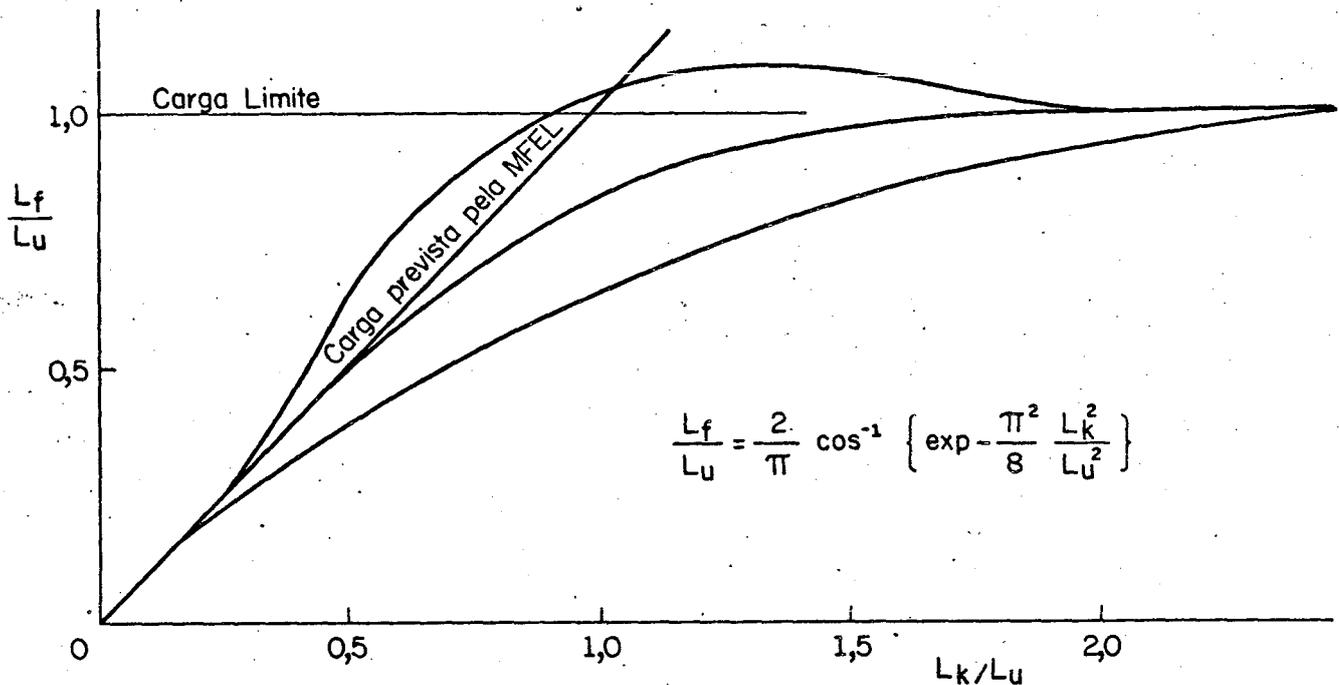


Fig. 3.13. - Representação da faixa de dispersão dos resultados experimentais segundo a equação (3.35) [13].

#### 3.4.1. - Carga de falha para um corpo de prova tipo CT

A carga de falha prevista pela análise limite ( $L_u$ ) segundo Merkle e Corten e Arroyo [32,1] para um EPT é,

$$L_u = \sigma_L B (w - a) \alpha \quad (3.36)$$

onde  $\alpha$  é determinado segundo a equação (3.17).

Considerando as teorias de Tresca e Mises e mais o coeficiente de restrição plástica de Green e Hundy [27,32], a carga de falha prevista pela análise limite, para um EPD, resulta em

$$L_u = 1,284 \sigma_L B (w - a) \alpha \quad (3.37)$$

A carga de falha prevista pela MFEL, segundo a ASTM E 399 [2] é dada por

$$L_k = \frac{K_{Ic} B w^{\frac{1}{2}}}{f\left(\frac{a}{w}\right)} \quad (3.38)$$

onde

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = \left[ 29,6 \left(\frac{a}{w}\right)^{\frac{1}{2}} - 185,5 \left(\frac{a}{w}\right)^{\frac{3}{2}} + 655,7 \left(\frac{a}{w}\right)^{\frac{5}{2}} - 1017,0 \left(\frac{a}{w}\right)^{\frac{7}{2}} + 638,9 \left(\frac{a}{w}\right)^{\frac{9}{2}} \right]$$

Com as equações (3.37) e (3.38), entra-se nas equações (3.34) e (3.35), determinando-se a carga de falha previstas por Dowling e Townley ( $L_f(DT)$ ).

### 3.4.2. - Carga de falha para um corpo de prova de flexão em três pontos

Para Knott [27], o momento de flexão para um escoamento generalizado num corpo de prova de flexão, contendo uma trinca de comprimento  $a$ , é

$$M = 2 \int_0^{\frac{w-a}{2}} 2\tau_E B y dy \quad (3.39)$$

O momento fletor função da carga aplicada é dado por,

$$M = \frac{F L_p}{4} \quad (3.40)$$

onde  $L_p = 4w$  e  $F = L_u$ .

Então, comparando as equações (3.39) e (3.40), vem que

$$L_u = \frac{\tau_E B (w - a)^2}{2w} \quad (3.41)$$

Segundo Mises,

$$\tau_E = \frac{\sigma_E}{\sqrt{3}}$$

e por Tresca,

$$\tau_E = \frac{\sigma_E}{2}$$

Em virtude do aço ABNT 4137 H não ter o ponto de escoamento definido, optou-se trabalhar com  $\sigma_L$ , ao invés de  $\sigma_E$ , ou seja, as cargas de falhas serão obtidas a partir da tensão  $\sigma_L$ , definida como

$$\sigma_L = \frac{\sigma_{E0,2} + \sigma_t}{2} \quad (3.42)$$

Considerando ainda as teorias de Tresca e Mises, o fator de constricção plástico de Green e Hundy |27,32|, e a carga de falha prevista pela análise limite, para o estado plano de deformação, resulta que

$$L_u = \frac{0,3393 \sigma_L B (w - a)^2}{w} \quad (3.43)$$

A carga de falha prevista pela Mecânica da Fratura Elástica Linear, segundo a ASTM E 399 |2|, é dada por,

$$L_k = \frac{K_{Ic} B W^{\frac{3}{2}}}{L_p f \left(\frac{a}{W}\right)} \quad (3.44)$$

onde  $L_p = 4w$ .

$K_{Ic}$  é o fator de intensidade de tensão crítico para EPD; e

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left[ 2,9 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} - 4,6 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}} + 21,8 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{5}{2}} - 37,6 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{7}{2}} + 38,7 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{9}{2}} \right]$$

Com as equações (3.43) e (3.44), entra-se nas equações (3.34) e (3.35), determinando-se a carga de falha prevista por Dowling e Townley ( $L_f(DT)$ ).

### 3.5. - Crescimento de Vazios

O método de Crescimento de Vazios visa relacionar os modos microscópicos de falhas aos critérios mecânicos locais para a fratura, com o objetivo de prever a tenacidade na fratura, a partir do conhecimento das propriedades mecânicas avaliadas em um ensaio simples de tração. Van Stones [40] através de observações fractográficas, verificou que para os aços de baixa resistência mecânica, a fratura nas baixas temperaturas (patamar inferior, figura 5.2) ocorre por um mecanismo de clivagem transgranular, enquanto que nas altas temperaturas (patamar superior, figura 5.2) a fratura ocorre por um mecanismo de iniciação, crescimento e coalescência de pequenas cavidades formadas por inclusões e partículas de segunda fase. A fratura abaixo da temperatura de transição vem sendo modelada utilizando o critério de tensão crítica. De acordo com este critério, a fratura ocorre quando a tensão crítica é superada localmente na frente da ponta da trinca. A fratura dúctil pode também ser explicada através de um módulo função da existência de uma deformação indusida, na qual o crescimento da macrotrinca, através da coalescência de vazios, ocorre quando alguma deformação  $\epsilon_f$  é excedida na frente do topo da trinca.

Green e Knott, [1,19], baseados no modelo de Rice e Johnsonn [39] desenvolveram, para corpos de prova fissurados,

uma análise para predizer a fratura dúctil de um corpo contendo entalhe sujeito a um estado de deformação, com pequena plasticificação. Segundo eles, se uma estrutura contendo uma trinca aguda, é tracionada, o campo das linhas de escorregamento é tal que não há concentração de deformações ao redor do extremo da trinca, mas sim uma intensa concentração de tensões de cisalhamento (fig. 3.14) que tende a abrir a trinca. Conseqüentemente, as linhas de escorregamento não ficam centradas no extremo da trinca, mas convergem a uma distância  $X_0$  que pode ser relacionada com o COD. Esta região de convergência é o foco de uma espiral logarítmica de linhas cisalhantes, e é uma zona que apresenta intensa concentração de deformação. Este desenvolvimento de Green e Knott [1,19] é reafirmado por McClintock [30,40], o qual diz que o crescimento de vazios durante a fratura dúctil, é também fortemente dependente do estado de tensão. McKenzie e outros [40] tem proposto um critério para a falha dúctil, onde a deformação de fratura dúctil ( $\epsilon_f$ ) é localmente excedida em relação a alguma distância característica microestruturalmente significativa ( $l_0$ ) na frente da trinca, reconhecendo posteriormente, ser função também do estado de tensão, o qual varia com a distância  $X_0$  na frente do topo da trinca.

Sabe-se que nos materiais com baixa capacidade de encruamento, a deformação fica preponderantemente localizada no extremo da trinca. Para materiais com alta capacidade de encruamento, a deformação é distribuída através do arredondamento do extremo da fissura, e será necessário então, um grande coalescimento de vazios antes que a região entre estes e o extremo da fissura torne-se instável [1]. Nesta região de coalescimento, quando alguma inclusão for envolvida pela zona de grande deformação

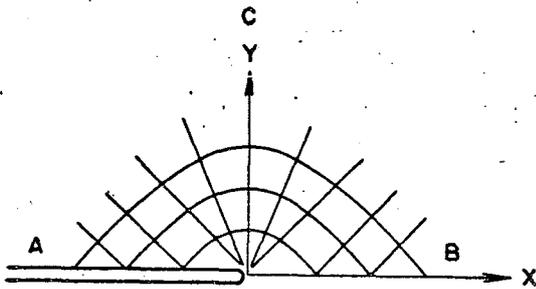


Fig. 3.14. - Campos de linhas de escorregamento para o extremo de uma trinca aguda em um EPD.

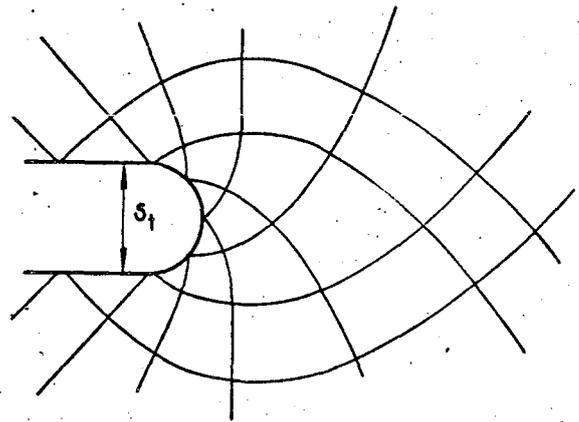


Fig. 3.15. - Campos de linhas de escorregamento para o extremo aberto de uma trinca em um EPD.

criada à frente da trinca, ficará sujeita a deformação plástica, iniciando a nucleação de vazios. Estes vazios irão crescendo juntamente com o crescimento da abertura da trinca ( $\delta$ ). O coalescimento final ocorrerá em função do intenso cisalhamento ao longo da espiral logarítmica (fig. 3.15). Como já foi citado, se ocorrer encruamento, a distribuição da deformação ao redor da extremidade da trinca é mais espalhada, já que cada incremento sucessivo de deformação causa encruamento e, este por sua vez, faz com que o próximo incremento de deformação ocorra numa disposição diferente. Em locais mais distantes ocorre deformação uniforme antes de ser atingida a condição de estrição final, entre o vazio expandido e o extremo aberto da trinca conforme pode ser visto na figura 3.16.

A aplicação deste método envolve, para a determinação da tenacidade de fratura ( $K_{IC}$ ) no patamar superior, a determinação experimental da deformação da fratura, função do estado

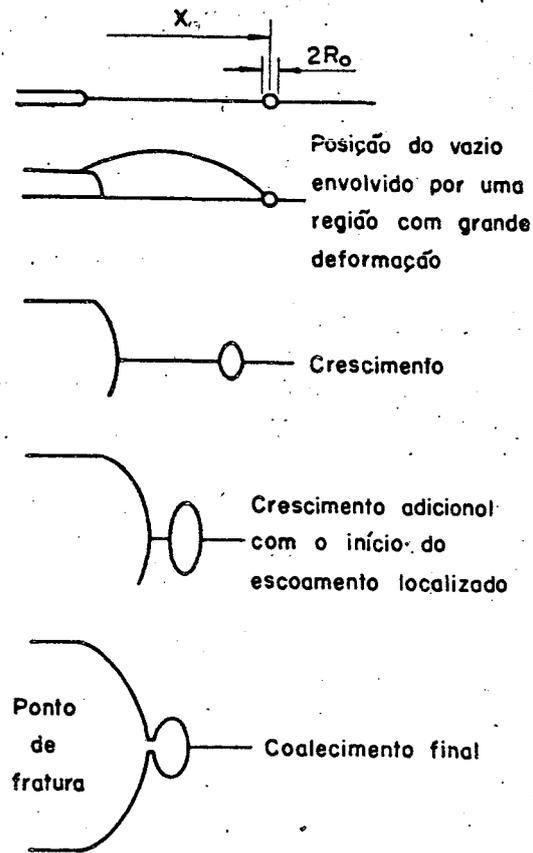


Fig. 3.16. - Modelo para a ruptura dúctil conforme Green e Knott [19] e Rice e Johnson [39].

de tensão, bem como do conhecimento da deformação plástica na região do extremo da trinca. Estes dados podem ser obtidos a partir do ensaio de corpos de prova cilíndricos entalhados circunferencialmente, e solicitados a tração (fig. 5.10). Em tais espécimes, a falha inicia na parte central do entalhe onde o estado de tensão hidrostático é mais severo. Variando o raio do entalhe pode ser obtido diferentes estados de tensão. Segundo a análise de Bridgmann [14,24,40] a deformação plástica efetiva, ( $\epsilon_p$ ) na seção entalhada é dada por,

$$\epsilon_p = d\epsilon_p = 2 \ln \frac{d}{d_f} \quad (3.45)$$

e o estado de tensão no centro do corpo de prova é

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3} + \ln \left( 1 + \frac{d_f}{4\rho} \right) \quad (3.46)$$

sendo

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

e

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2} (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2$$

onde  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  são as tensões principais.

A distribuição da deformação plástica efetiva ( $\varepsilon_p$ ) e o parâmetro do estado de tensão  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  na frente da trinca para pequena escala de escoamento, são feitos pela solução de Rice e Johnsonn, [14,40,39] como função da distância na frente da trinca (X) e do deslocamento de abertura da trinca ( $\delta$ ), (fig. 3.17).

No momento em que  $\delta = \delta_c$  segundo o método, deve-se ter no ponto  $X = \ell_o^*$  o  $\varepsilon_p = \varepsilon_f^*$ , ocorrendo a iniciação da fratura, sendo  $\varepsilon_f^*$  a deformação crítica na fratura,  $\ell_o^*$  a distância característica crítica e  $\delta_c$  o deslocamento de abertura da trinca crítico. Assim a distância característica pode ser calculada como uma função do deslocamento de abertura da trinca, expresso por

$$\ell_o^* = \frac{X}{\delta} \delta_c \quad (3.47)$$

ou como função do fator de intensidade de tensões crítico e das características do material, considerando que,

$$\delta_c = \frac{K_{Ic}^2}{E \sigma_L} \quad (3.48)$$

Substituindo a equação (3.48) em (3.47), vem que,

$$l_0^* = \frac{\lambda}{\delta} \frac{K_{Ic}^2}{E \sigma_L} \quad (3.49)$$

Por outro lado, a distância característica pode ser obtida por meio de ensaios metalográficos, desde que se tenha um perfeito conhecimento do micro-mecanismo de falha. Ritchie, Knott e Rice [40] desenvolveram um modelo para estimar o valor de  $l_0^*$  numa fratura por clivagem, no qual  $l_0^*$  seria proporcional a dois grãos ferríticos ( $l_0^* = 2d = 120\mu\text{m}$ ), apresentando boa concordância com resultados experimentais, sem contudo formularem uma fundamentação física para tal. Em estudos posteriores com os aços SA 533 B-1 e SA 302 B, no patamar inferior, revelam que a falha por clivagem ocorre mais sobre os grãos austeníticos do que sobre os ferríticos. Consequentemente, a distância característica para estimar a tenacidade no patamar inferior foi escolhido entre  $2d$  e  $4d$ , sendo  $d$  o diâmetro do grão austenítico.

No patamar superior, o evento de iniciação para a fratura dúctil é relacionado com o deslocamento gerado entre as partículas. Assim não é possível que a iniciação de vazios ocorra sobre distâncias menores do que o espaço entre partículas. Segundo Ritchie, Server e Wallaert, [40] devem ser considerados vários pontos sobre a deformação crítica para previsão da tenacidade da fratura no patamar superior. Primeiro, o modelo de deformação crítica prediz uma tenacidade de fratura essencialmente constante no patamar superior, consistente com a maioria dos dados ex-

perimentais. Segundo o tamanho da distância característica crítica, para a fratura dúctil dos aços SA 302 B e SA 533 B-1 (por eles pesquisados) são da ordem de 1 até 6 a 8 vezes o espaçamento entre as inclusões interplanares. Estes dados são consistentes com os estudos fractográficos de Van Stone [40], o qual verificou que o mecanismo de crescimento da trinca não ocorre simplesmente pela nucleação de um vazio que coalesce com a trinca principal, mas sim pela nucleação e o coalescimento de vários vazios isolados dentro da zona plástica. Conclusões similares tem sido registradas por outros autores (Pandey, Benerjee, 1978) para aço de baixa resistência dentro da zona plástica [40]. Assim, para a fratura dúctil, a distância característica deve ser olhada não meramente como um reflexo da distância do extremo da trinca ao maior vazio, mas como também dependente do número crítico de vazios que coalescem com a trinca principal, originando o crescimento desta.

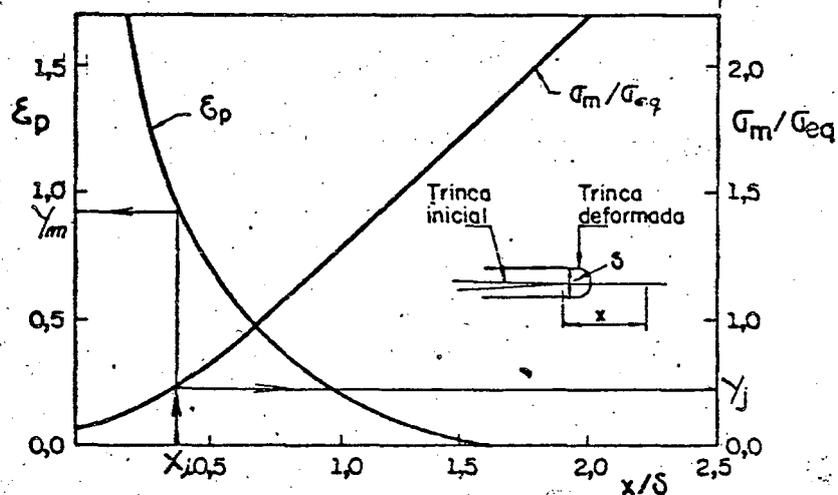


Fig. 3.17. - Distribuição de  $\epsilon_p$  e  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  próximo ao topo da trinca, segundo a solução de Rice e Johnson [39].

## C A P Í T U L O    I V

## TRABALHOS DESENVOLVIDOS NESTA ÁREA NO CT DA UFSC

4.1. - Introdução

O presente capítulo visa fazer uma abordagem dos trabalhos executados no campo de Análise de Tensões, na Pós-Graduação em Engenharia Mecânica/UFSC, com o objetivo de poder contribuir na solução de problemas gerados por falhas existentes em estruturas metálicas.

O principal objetivo dos estudos que aqui se desenvolvem é selecionar um parâmetro que possa, em função das características do carregamento, forma e material que o constitui, prever uma vida útil, segura e economicamente viável.

4.2. - Trabalhos desenvolvidos

Dentro deste espírito, Santana [48] desenvolveu um sistema computacional amplo, que permite prever o crescimento de trincas, devido ao carregamento cíclico, para diversas geometrias, materiais e tipos de carregamentos, de tal forma que fosse abrangido a grande maioria dos elementos e tipos de solicitações presentes nos elementos estruturais. Partiu dos conceitos da Mecânica da Fratura, para estudar a velocidade de crescimento da fissura e o instante em que ocorrerá a ruptura brusca do componente. Como a Mecânica da Fratura só tem aplicabilidade na propagação da fissura, o programa desenvolvido só tem aplicabilidade para o caso de estruturas ou elementos que possuam defeitos

ou falhas, que possam ser caracterizados como fissura.

O trabalho é inspirado em problemas de fissuras verificado nas pás de turbinas hidráulicas, mostrando a influência de defeitos, originados durante o processo de fabricação, na vida útil dos rotores das turbinas.

Contudo, os resultados experimentais e os dados do crescimento das trincas das pás dos rotores das turbinas, não apresentaram resultados favoráveis, devido ao fato de ser a pá, uma geometria complexa. Não conseguiu-se efetuar um enquadramento completo com as geometrias disponíveis na literatura.

Mafera [29], analisou os problemas da Mecânica da Fratura, visando dar uma contribuição na determinação numérica do fator de intensidade de tensões, aplicável a qualquer geometria. Com este fim faz a comprovação de métodos como: Método de Deslocamentos Elípticos, Método de Elementos Finitos Calibrado, Método de Energia Total, entre outros. Usou-se um programa de Elementos Finitos convencional para a obtenção de dados necessários à aplicação dos métodos e, a partir destes a obtenção do Fator de Intensidade de Tensões. Observou que para uma dada geometria os resultados obtidos pelos diversos métodos não apresentaram o mesmo grau de coerência quando comparado com o valor de referência (teórico), tendo-se caracterizado uma certa predominância de um método em relação a outro, quando utilizado para uma geometria específica. Por exemplo:

- O Método de Deslocamentos Elípticos, apresentou bons resultados para geometrias com trinca central, não sendo recomendável para geometrias que tenham trincas laterais.
- O Método de Elementos Finitos Convencional, em termos médios, para as geometrias analisadas, pode ser aplicável resultando

num erro da ordem de 15 a 20%, contudo para Elementos Finitos Especiais, este erro poderá ser menor que 1%.

Tem-se que reconhecer que o estudo da Mecânica da Fratura Elástica Linear, levou ao aparecimento de novos conceitos de projetos. A segurança de estruturas contendo pequenos defeitos pode ser, para a MFEL, melhor avaliada. Há, no entanto, a necessidade de examinar-se cuidadosamente os campos de tensão local, inclusive tensões adjacentes, a fim de estimar um coeficiente que caracterize o início da ruptura. Há de salientar-se que a partir do instante em que inicia a ruptura dúctil, a MFEL não pode ser mais aplicada, em virtude de ocorrer uma mudança no mecanismo e/ou processo de ruptura.

Arroyo [1] desenvolveu um trabalho visando obter informações detalhadas sobre o aspecto de concentração de tensões e deformações, quando dentro do regime plástico, importante para o problema de fadiga. Objetiva também analisar os métodos propostos para caracterizar o início da ruptura dúctil, através da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. Compara os dados obtidos experimentalmente, por extensômetro de resistência colocados nas descontinuidades ou pelo uso do método de Moiré, com as teorias existentes de concentrações de tensões e deformações. É dada maior atenção à utilização da Integral J, tanto como um método de análise para caracterizar a ruptura, como também no cálculo da concentração de deformações. Fez um estudo sobre algumas teorias de ruptura dúctil com o fim de fornecer uma explicação sobre a forma como estas se processam. Os cinco métodos utilizados para obter a concentração de deformações deram bons resultados, já que os valores da deformação na raiz do entalhe calculados segundo a Integral J, ou segundo as teorias de Neuber e Stowell-Hardrath-Oh-

mann, resultaram em valores bem próximos, quando comparados com os dados medidos via extensômetro de resistência ou Método Moiré. Como o previsto pelas teorias de ruptura dúctil, conclui que o material realmente parece romper pela nucleação de poros com o seu conseqüente crescimento, sendo que a fratura final se dá por cisalhamento, visto estar predominantemente em um Estado Plano de Tensões.

Rosa [44] combina a Integral J com a análise de concentrações de deformações segundo Neuber. A Integral J como critério de falha é calculada a partir da deformação do fundo do entalhe.

#### 4.3. - Trabalho Proposto

Com os estudos até aqui desenvolvidos, pode-se concluir que um dos pontos que impedem a completa aplicação da Mecânica da Fratura, seja no projeto, na verificação de dimensionamento, ou na análise de falhas, é quando no processo de ruptura ocorre uma plastificação apreciável na seção crítica.

Utilizando métodos baseados na conservação de energia para a análise da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, propôs-se levantar experimentalmente informações tais que permitam comparar entre si, os métodos da Integral J, Deslocamento de Abertura de Trinca, Dowling-Townley e Crescimento de Vazios.

O trabalho experimental foi desenvolvido sobre o aço ABNT 4137 H temperado e revenido a 400°C e 500°C, em corpos de prova de flexão em três pontos e corpos de prova tipo CT com trincas propagadas por fadiga, e em corpos de prova cilíndricos com entalhe circunferencial, sendo que o raio de curvatura no fundo do entalhe varia de 0,4 a 7,0 mm.

## C A P Í T U L O    V

## PARTE    EXPERIMENTAL

5.1. - Características principais do Aço ABNT 4137 H

O objetivo final deste trabalho é levantar informações sobre a MFEP, analisar os diversos resultados, comparando-os entre si e com os de outros autores.

Os resultados práticos aqui obtidos tem por objetivo também auxiliar no dimensionamento e previsão de falha de estruturas, razão pela qual escolheu-se um aço tipo comercial, ABNT 4137 H laminado, que tem larga aplicação nos mais diferentes componentes da indústria mecânica. O certificado de qualidade do fabricante fornece a seguinte composição:

Tabela 5.1

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
%	0,36	0,23	1,00	0,002	0,015	0,95	0,09	0,16	0,044	0,09

A título de confirmação, mandou-se comprovar os percentuais de carbono, cromo e molibidênio da composição química do aço. Os resultados obtidos confirmaram os dados fornecidos pelo certificado.

Os corpos de prova foram temperados a 850°C, com resfriamento em óleo, sendo que optou-se pelo revenimento à 400°C e 500°C. A opção pelo tratamento térmico sob tais condições, deu-

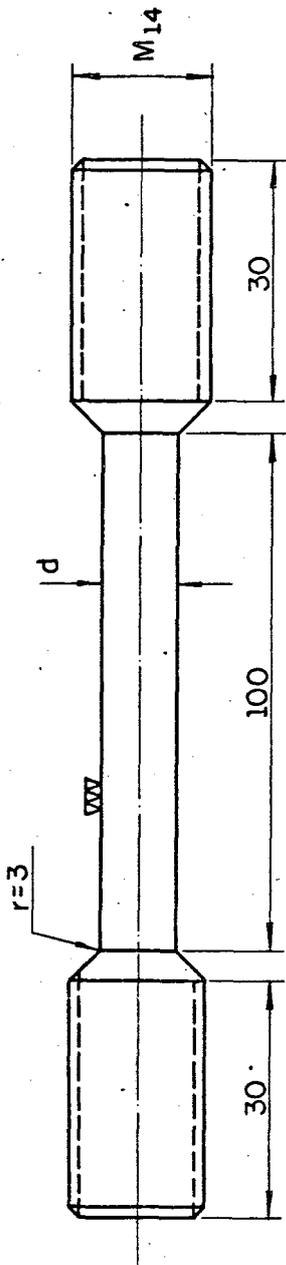


Fig. 5.1. - Corpo de prova de tração simples

Tabela 5.2. - Dimensões e características do Aço ABNT 4137 H, no Ensaio de Tração Simples, a temperatura ambiente

DIMENSÕES	$d_0$	$S_0$	$d_f$	$S_f$	$z$	$L_0$	$L_f$	$A$	$F_{m\acute{a}x}$	$\sigma_t$	$F_{E_{0,2}}$	$\sigma_{E_{0,2}}$	$F_f$	$\sigma_f$	$\sigma_L$
TRATAMENTO TÉRMICO	mm	mm <sup>2</sup>	mm	mm <sup>2</sup>	%	mm	mm	%	KN	MPa	KN	MPa	KN	MPa	MPa
1	7,80	47,78	4,65	16,98	64,46	39,00	44,47	14,02	64,25	1345	57,14	1198	36,78	2166	1272
2	7,80	47,78	4,53	16,10	65,69	39,00	45,20	15,90	57,73	1208	54,35	1138	32,62	2019	1173

OBS.: 1 - Temperado a 850°C  
Revenido a 400°C

2 - Temperado a 850°C  
Revenido a 500°C

se após a comprovação experimental de que, nestas condições, o aço ABNT 4137 H, apresenta as melhores características de resistência e tenacidade. As características mecânicas foram levantadas sobre corpos de prova de tração simples (fig. 5.1), apresentando os resultados na tabela 5.2. A figura 5.2 apresenta a curva  $\sigma_{real} \times \epsilon_{real}$  para o aço revenido a  $500^{\circ}\text{C}$  e  $400^{\circ}\text{C}$ , obtida experimentalmente num ensaio de tração simples a temperatura ambiente.

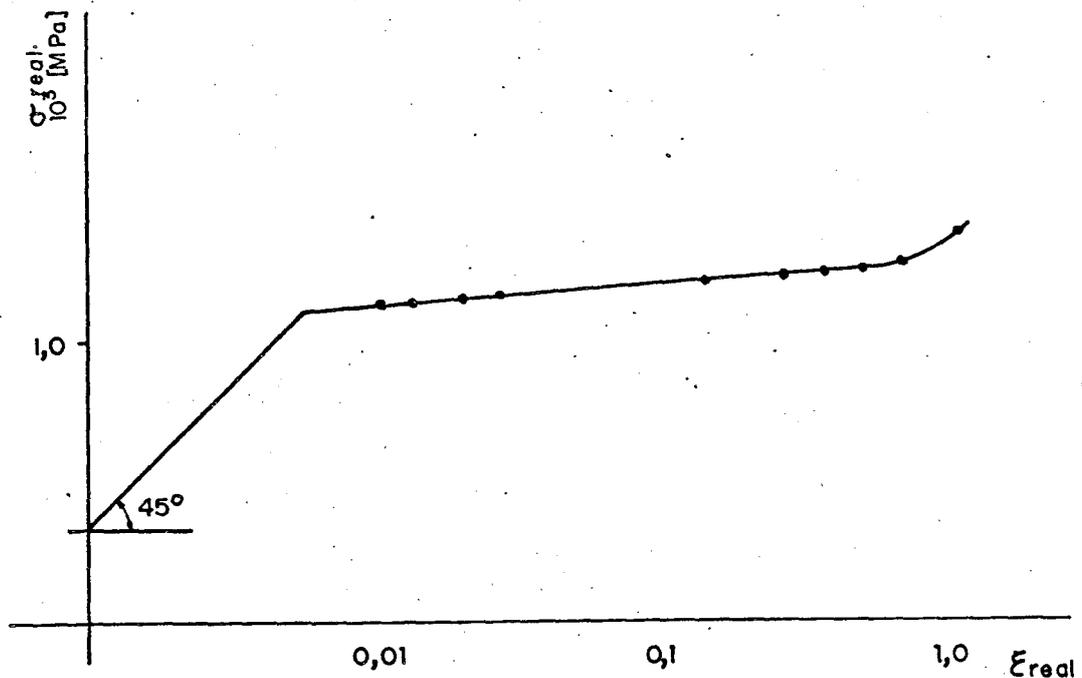


Fig. 5.2. - Curva tensão real ( $\sigma_{real}$ ) x deformação real ( $\epsilon_{real}$ ) para o aço ABNT 4137 H, revenido a  $500^{\circ}\text{C}$ .

Com o objetivo de determinar o comportamento na zona de transição, levantou-se experimentalmente a curva de energia no ensaio de impacto (fig. 5.3) com os corpos de prova Charpy, a diferentes temperaturas [50], ensaiados na máquina universal de ensaios por impacto.

Os corpos de prova de tração do tipo CT, de flexão em três pontos e cilíndrico com entalhe circunferencial foram ensai

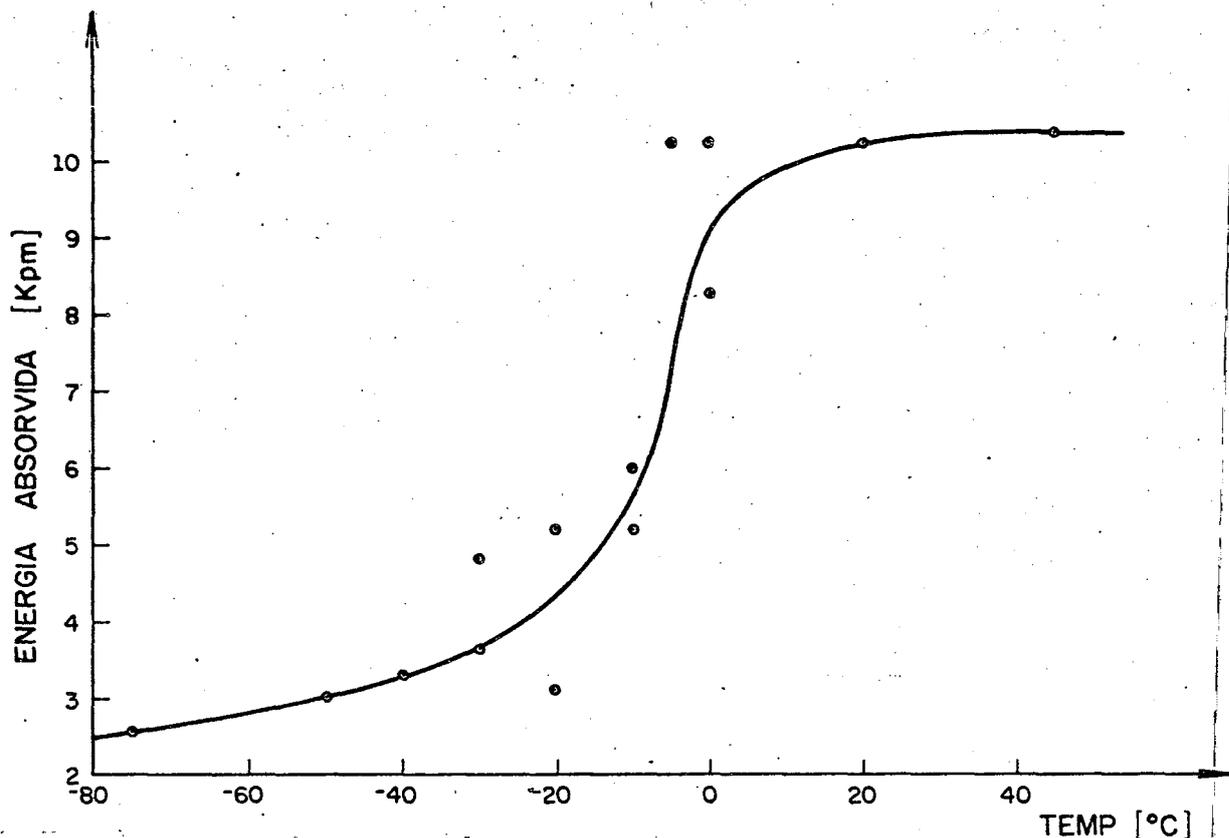


Fig. 5.3. - Efeito da temperatura sobre a quantidade de energia absorvida em corpos de prova Charpy V, revenido a 500°C.

ados na máquina MTS - 810, com capacidade para 10 toneladas, a temperatura ambiente de 25°C. A velocidade de deslocamento do êmbolo foi de 0,001 mm/seg. No ploter da MTS, obteve-se o registro da curva carga-deformação longitudinal, com a célula de carga registrando o esforço instantâneo e a deformação longitudinal sendo obtida por extensômetro, modelo MTS.

A análise micrográfica do material (fig. 5.4) realizada através do microscópio metalográfico Carl Zeiss Jena-Neophot-21 mostrou que a estrutura do aço ABNT 4137 H, temperado e revenido é constituído basicamente de martensita revenida, notando-se perfeitamente uma estrutura tipicamente acicular.

Com as características mecânicas do aço ABNT 4137 H, mais a limitação de aplicação de carga da MTS - 810 em 10 toneladas, selecionou-se os corpos de prova do tipo CT, e de flexão em três pontos, pelo Método de Dowling e Townley e, os espécimes cilíndricos entalhados circunferencialmente foram selecionados segundo Rousselier [47]. Todos os corpos de prova sofreram entalhamento perpendicular ao sentido de laminação, uns com raio finito no fundo do entalhe e outros com fissuramento por fadiga, obtidos a partir de um entalhe inicial, segundo a ASTM E 399 [2]. O comprimento da fissura e as cargas máximas e mínimas aplicadas para a propagação da trinca por fadiga, também seguiram recomendações da ASTM E 399, [2], enquanto que a frequência de carregamento esteve em torno de 10 ciclos por segundo. Através do processo de eletro-erosão, obteve-se, para os corpos de prova não fadigados, um raio no fundo do entalhe de 0,2 mm. A comprovação desta medida, deu-se através da utilização do Microscópio Universal de Medição, da Carl Zeiss Jena, com escala de precisão em microns. Nos corpos de prova com entalhe circunferencial, além do raio no fundo do entalhe, mediu-se o diâmetro e a concordância.

## 5.2. - Seleção e carga de Fratura nos Corpos de Prova

Os corpos de prova foram extraídos a partir de uma barra laminada de seção quadrada de 70 x 70 mm. Posteriormente foram executadas as descontinuidades, previamente estabelecidas, perpendiculares ao sentido de laminação, a fim de medir-se na frente destas, o fator de intensidade de tensões.

Não foi possível determinar a carga de fratura, ou seja, o instante que iniciava a propagação da trinca. Isto ocorreu

em virtude do pequeno número de corpos de prova disponíveis para o ensaio, impossibilitando a realização da quantidade de ensaios necessários para a identificação deste instante. Este fato limitou a obtenção de  $J_C$ ,  $\delta_C$  bem como  $K_C$ .

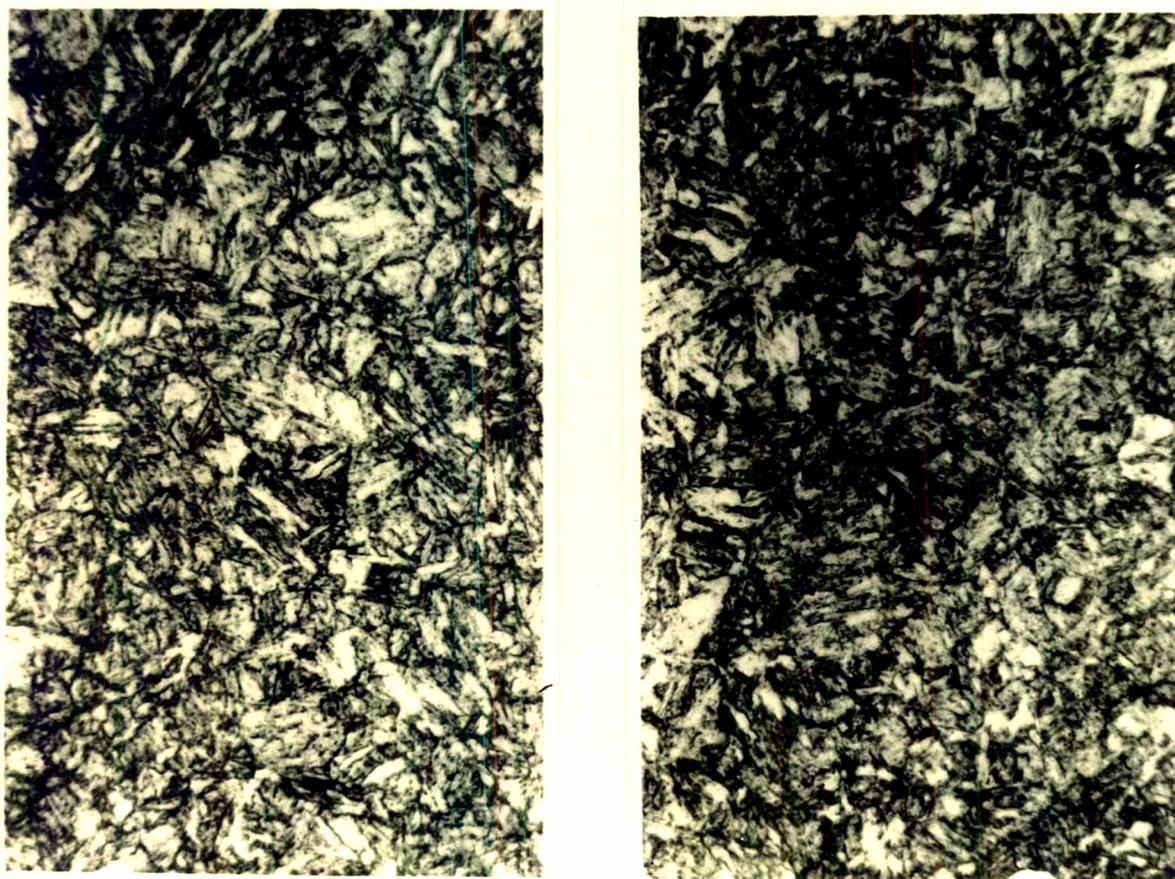


Fig. 5.4. - Microestrutura típica do aço ABNT 4137 H, temperado.  
a) - revenido a 400°C e b) revenido a 500°C.

### 5.3. - Corpos de prova compacto - CT

As dimensões básicas do corpo de prova tipo CT, segundo ASTM E 399 [2], podem ser vistas na figura 3.3. A tabela 5.3 lista os corpos de prova CT, com suas dimensões principais e carga máxima respectiva.

As medições do deslocamento de abertura da trinca foram obtidos conforme descrito no capítulo 3 e ilustrado pela fi-

Tabela 5.3. - Principais Dimensões dos Corpos de Prova - CT - e cargas Aplicadas - revenidos a 500°C

	Nº CP	B mm	w mm	a mm	$\frac{a}{w}$	F <sub>máx</sub> KN
TRINCA DE FADIGA	21	24,36	50,0	26,6	0,532	97,7
	22	24,36	50,0	27,8	0,557	92,0
	31	24,36	50,0	35,1	0,702	42,7
	32	24,36	50,0	37,0	0,740	34,1
	41	6,1	50,0	25,0	0,500	29,6
	42	6,1	50,0	24,7	0,494	29,5
RAIO DE ENTALHE 0,2 mm	61	6,1	50,0	25,2	0,504	29,7
	62	6,1	50,0	25,2	0,504	31,0

gura 3.10. A história do comportamento do corpo de prova à solici-  
tação, registrou-se numa curva carga deslocamento de abertura do  
extensômetro, no registrador da MTS, e num registrador auxiliar,  
obteve-se a curva carga deslocamento da célula de carga, mostra-  
dos nas figuras 5.5 e 5.6 para os corpos de prova CT-21 e CT-31.  
Simultaneamente, fez-se fotografias em diversos instantes do car-  
regamento, registrando a abertura da trinca, como pode ser visto  
no apêndice A.2.

#### 5.4. - Corpos de Prova de Flexão em três pontos

Na figura 5.7 representa-se as dimensões básicas, re-

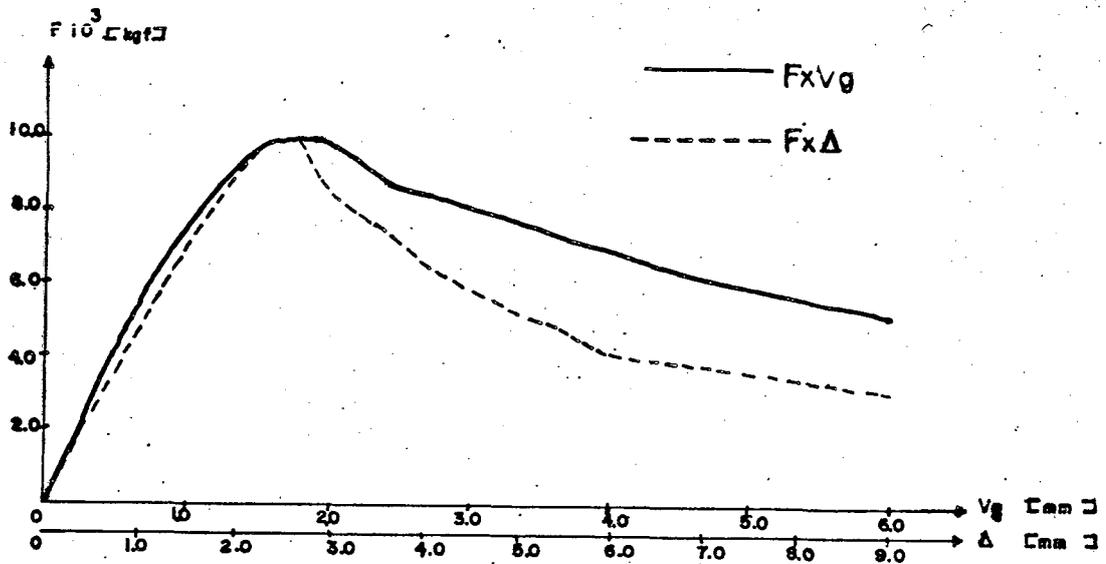


Fig. 5.5. - Curva carga-deslocamento do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga ( $F \times \Delta$ ), espécime tipo CT-21 revenido a  $500^\circ\text{C}$ .

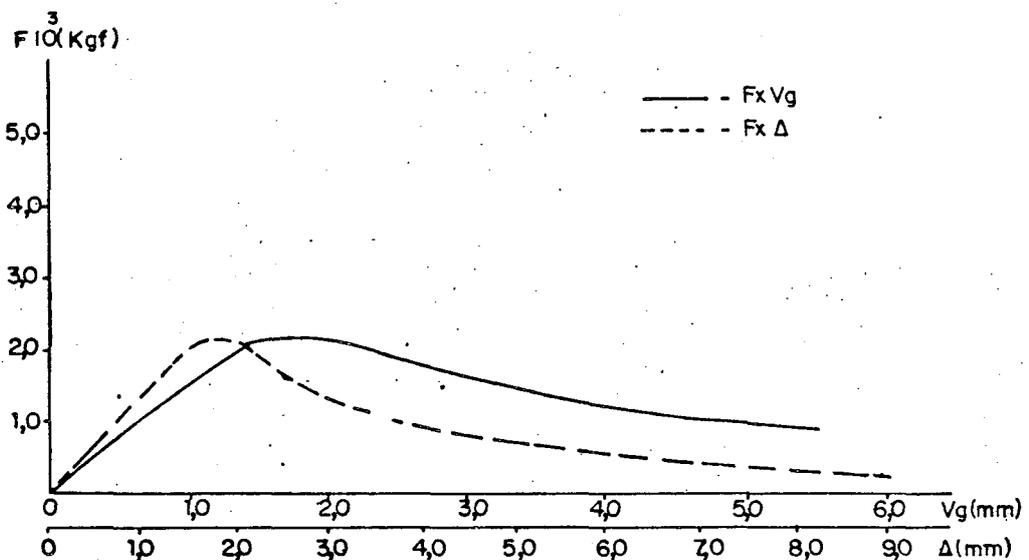


Fig. 5.6 - Curva carga-deslocamento do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação de carga ( $F \times \Delta$ ), espécime CT-31 revenido a  $500^\circ\text{C}$ .

comendadas pela ASTM E 399 [2], dos corpos de prova sob flexão em três pontos, utilizados neste trabalho. As suas dimensões principais efetivas e respectivas cargas máximas, encontram-se listadas na tabela 5.4.

Inicialmente, dimensionou-se os corpos de prova de formas a obter a seguinte variação:

Lote - 1 -  $B, w$ , constante e  $\frac{a}{w}$  variável;

Lote - 2 -  $\frac{a}{w}$ , constante e  $B = \frac{w}{2}$  variável;

Lote - 3 -  $w$ , constante e  $B$  e  $\frac{a}{w}$  variável.

sendo

$$B = \frac{w}{2}$$

$$L_p = 4w$$

$$L' = 4,1 w$$

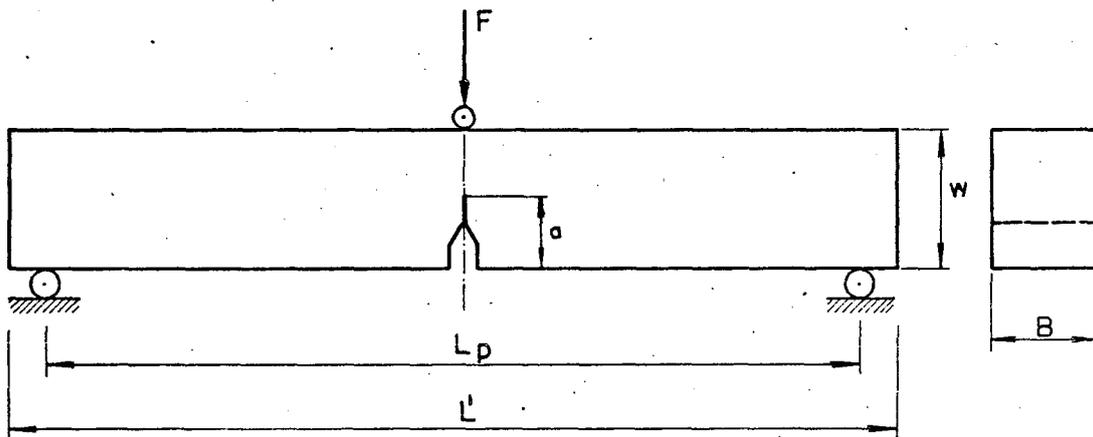


Fig. 5.7. - Dimensões principais do corpo de prova de flexão.

As medições do deslocamento de abertura da trinca foram obtidas da mesma forma que para os corpos de prova CT. As figuras 5.8 e 5.9 representam o comportamento dos corpos de pro-

Tabela 5.4. - Principais Dimensões dos Corpos de Prova de Flexão e Cargas Aplicadas com trinca por fadiga

	Nº CP	B mm	w mm	a mm	$\frac{a}{w}$	L <sub>p</sub> mm	F <sub>máx</sub> KN
REVENIDO 400°C	12	12,08	24,2	12,3	0,508	96	16,38
	131	25,0	50,0	25,1	0,502	200	55,46
	132	25,0	50,0	25,0	0,500	200	56,60
	141	30,0	60,2	30,6	0,507	240	87,31
REVENIDO 500°C	111	6,2	12,4	6,4	0,512	48	7,36
	41	6,2	24,0	12,5	0,520	96	11,67
	31	12,08	24,0	7,2	0,297	96	48,95
	32	12,08	24,0	7,8	0,327	96	45,91
	33	12,08	24,0	11,6	0,483	96	32,47
	35	12,08	24,0	14,2	0,592	96	17,26
	22	24,8	50,0	26,8	0,536	200	81,32
	21	24,8	50,0	28,2	0,564	200	82,40
	23	24,8	50,0	31,2	0,624	200	43,45
	142	30,0	60,0	37,5	0,625	240	82,40
	43	25,0	24,0	12,6	0,525	96	49,24
	44	48,0	24,0	13,0	0,537	96	41,92

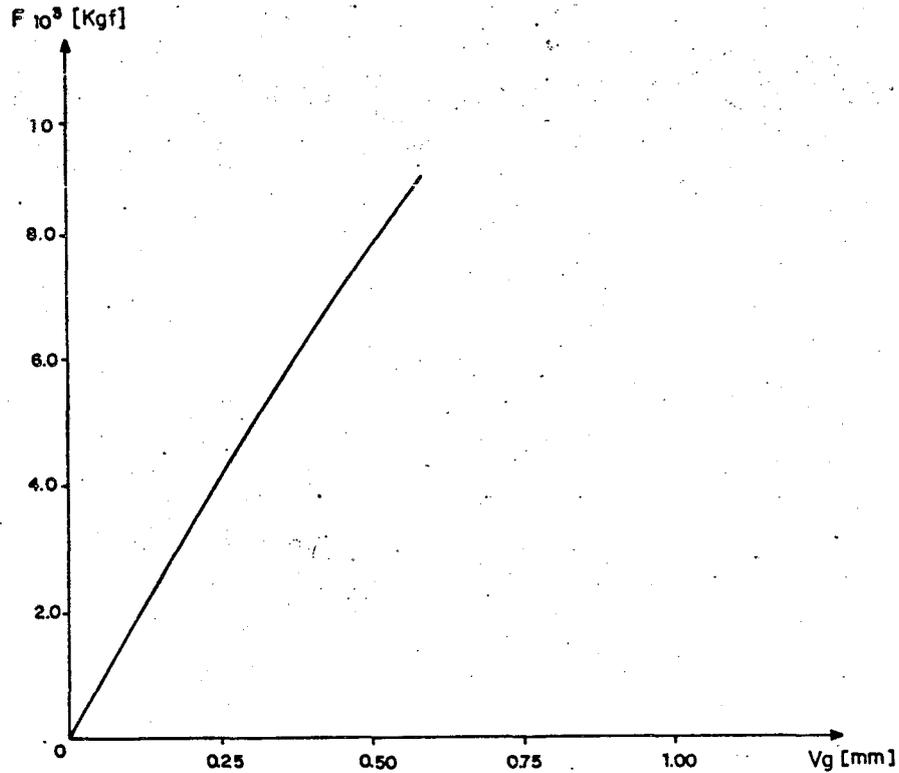


Fig. 5.8. - Curva carga-deslocamento de abertura do extensômetro ( $F \times V_g$ ) para espécime de flexão - 141, revenido a  $400^\circ\text{C}$ .

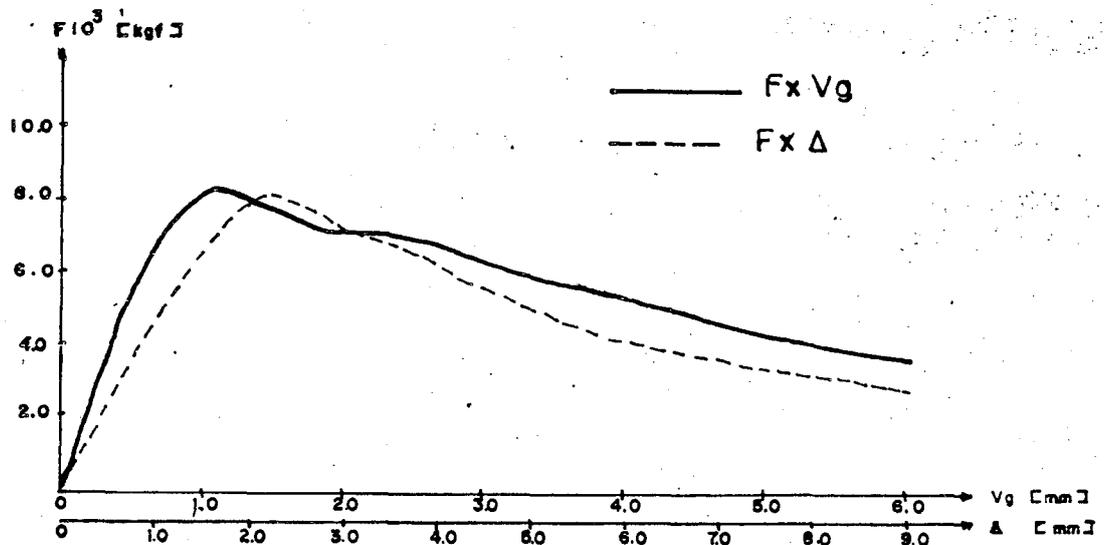


Fig. 5.9. - Curva carga-deslocamento de abertura do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga ( $F \times \Delta$ ), espécime flexão-22, revenido a  $500^\circ\text{C}$ .

va à solicitação, para temperaturas de revenidos de 400°C e 500°C.

Para se obter a história do ensaio de forma mais completa, fez-se simultaneamente aos gráficos, fotografias que registraram o comportamento e, em alguns casos foi possível fotografar o avanço da zona plástica na frente da trinca, (apêndice A.3).

### 5.5. - Corpos de prova cilíndricos com entalhe circunferencial

A figura 5.10 apresenta as dimensões básicas do corpo de prova cilíndrico com entalhe circunferencial.

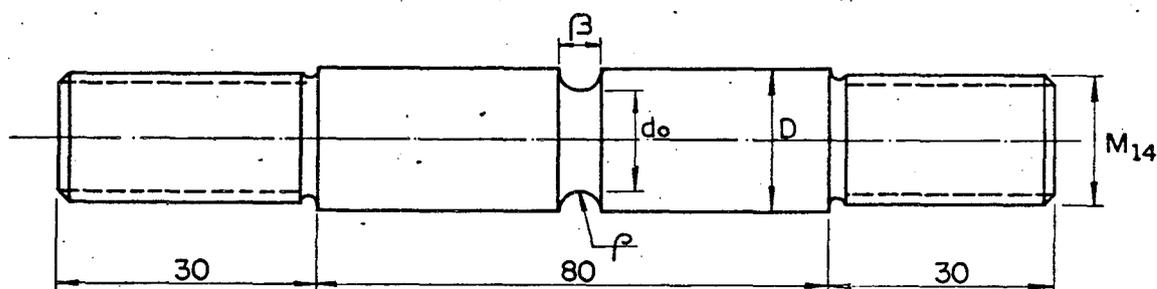


Fig. 5.10. - Dimensões principais do corpo de prova cilíndrico com entalhe circunferencial.

As dimensões dos corpos de prova cilíndrico com entalhe circunferencial não foram previstas segundo o método de Dowling e Townley, dado que não obteve-se as equações que definiriam as cargas de falha previstas pela MFEL e Análise Limite. Para dimensioná-los, seguiu-se as recomendações de Rousselier [47], dimensionando-se 5 lotes de corpos de prova, cuja única dimensão variável é o raio do entalhe ( $\rho$ ), mantendo-se constante o diâmetro maior (D) e o diâmetro resistente ( $d_0$ ), conforme tabelas 5.5 e 5.6, para revenimento a 400°C e 500°C respectivamente.

Para cada espécime ensaiado na MTS, registrou-se uma

Tabela 5.5. - Principais Dimensões dos C.P. com Entalhes Circunferenciais e Cargas Aplicadas, Revenidos a 400°C.

Nº	D	$\rho$	$\beta$	$d_o$	$S_o$	$d_f$	$S_f$	z	$F_{m\acute{a}x}$	$\sigma_{m\acute{a}x}$
C.D.	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	%	KN	MPa
1 *	15	0,4	0,8	8,035	50,71	8,00	50,26	0,88	106,7	2104
2 *	15	0,4	0,8	8,015	50,54	7,98	50,01	0,88	103,0	2038
6 *	15	0,7	1,4	7,549	44,75	7,24	41,16	8,03	99,7	2231
7	15	0,7	1,4	7,180	40,49	6,68	35,05	13,44	90,4	2245
10 *	15	0,7	1,4	7,490	44,06	7,26	41,39	6,00	96,1	2182
11	15	1,4	2,8	7,505	44,24	6,80	36,32	17,91	92,0	2078
12	15	1,4	2,8	7,540	44,65	6,88	37,17	16,90	92,0	2060
13	15	1,4	2,8	7,530	44,53	7,17	40,44	9,17	94,6	2126
15	15	1,4	2,8	7,315	42,03	6,72	35,47	15,58	88,5	2105
16	15	3,5	7,0	7,610	45,48	7,02	38,68	14,95	78,2	1719
18	15	3,5	7,0	7,575	45,07	6,92	37,61	16,50	74,4	1650
20	15	3,5	7,0	7,535	44,59	6,66	34,84	21,87	74,7	1675
21	15	6,5	13,0	7,505	44,24	6,94	37,82	14,48	68,3	1543
24	15	6,5	13,0	7,545	44,71	6,75	35,77	19,98	68,5	1531
25	15	6,5	13,0	7,550	44,77	6,00	28,27	36,84	72,3	1615

\* - Corpos de prova ensaiadas na máquina de ensaio Universal.

Sem \* ensaiados na MTS

Tabela 5.6. - Principais Dimensões dos C.P. com Entalhes Circunferenciais e Cargas Aplicadas, Revenido a 500°C

Nº C.P.	D mm	$\rho$ mm	$\beta$ mm	$d_o$ mm	$S_o$ mm <sup>2</sup>	$d_f$ mm	$S_f$ mm <sup>2</sup>	z %	$F_{m\acute{a}x}$ KN	$\sigma_{m\acute{a}x}$ MPa
4	15	0,4	0,8	7,540	44,65	7,16	40,26	9,82	89,2	1996
8	15	0,7	1,4	7,490	44,06	6,65	34,73	21,2	87,2	1977
14	15	1,4	2,8	7,635	45,78	6,91	37,50	18,1	85,3	1864
19*	15	3,5	7,0	7,480	43,94	6,28	30,97	29,5	64,7	1437
22	15	6,5	12,7	7,520	44,41	5,80	26,42	40,51	61,8	1391

\* - Corpos de prova ensaiados na máquina de ensaio Universal.

Sem \* ensaiados na MTS

curva carga-deslocamento do êmbolo (Fig. 5.11 e 5.12,  $F \times \Delta$ ) e em um ploter auxiliar, uma curva carga-deslocamento radial (Fig. 5.11 e 5.12,  $F \times \Delta_d$ ), sendo a extricção medida com o extensômetro radial, modelo 632.19c-20 MTS, série 147, registrada no ploter da MTS. A velocidade de deslocamento do êmbolo foi de 0,005 mm/segundo.

Os corpos de prova, cuja carga de ruptura excedia a capacidade da MTS (10 toneladas), foram rompidos na máquina de ensaio universal, marca VEB, capacidade 30 toneladas, obtendo-se apenas os dados referentes à carga máxima e o diâmetro final.

O objetivo inicial nos ensaios dos corpos de prova com entalhe circunferencial, era de se obter, a partir do gráfico carga-deslocamento radial ( $F \times \Delta_d$ ) o instante em que iniciasse o processo de coalescimento de vazios, momento este que poderia ser percebido, imediatamente antes da fratura. Segundo Rouselier [47], na curva carga-deslocamento radial, (fig. 5.13) no instante em que inicia o processo de coalescimento de vazios, verifica-se no gráfico ( $F \times \Delta_d$ ) uma diminuição rápida da carga. Neste instante, pode-se parar o ensaio e proceder a comprovação da formação de vazios, fazendo-se uma análise metalográfica das amostras cortadas longitudinalmente à seção resistente do corpo de prova ensaiado.

Para o aço ABNT 4137 H, isto não ocorreu, muito embora tenha-se solicitado alguns corpos de prova até a fratura final e, outros com base nos ensaios precedentes, foram carregados até bem próximo da fratura, não apresentando contudo em sua microestrutura, características distintas dos outros. Isto prejudicou o objetivo inicial, dado que, a não identificação da formação de vazios tornou impossível a determinação da distância característica ( $\lambda_0^*$ ), que é justamente a distância entre os vazios

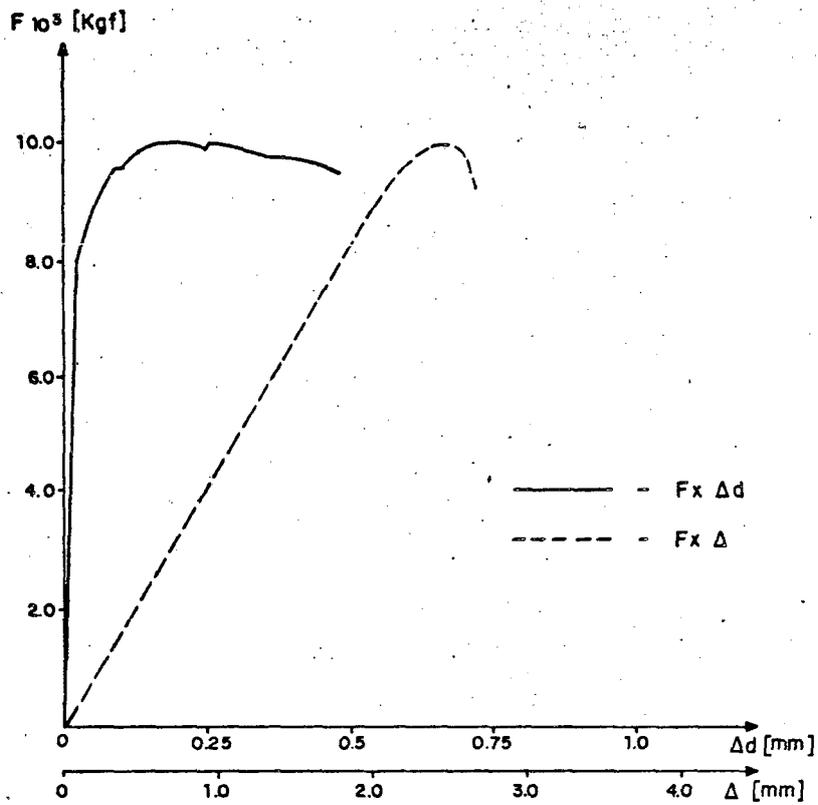


Fig. 5.11. - Curva carga-deslocamento radial ( $F \times \Delta d$ ) e curva carga-deslocamento axial ( $F \times \Delta$ ), c.p. cilíndrico - 12, revenido a  $400^\circ\text{C}$ , raio  $\rho = 1,4$

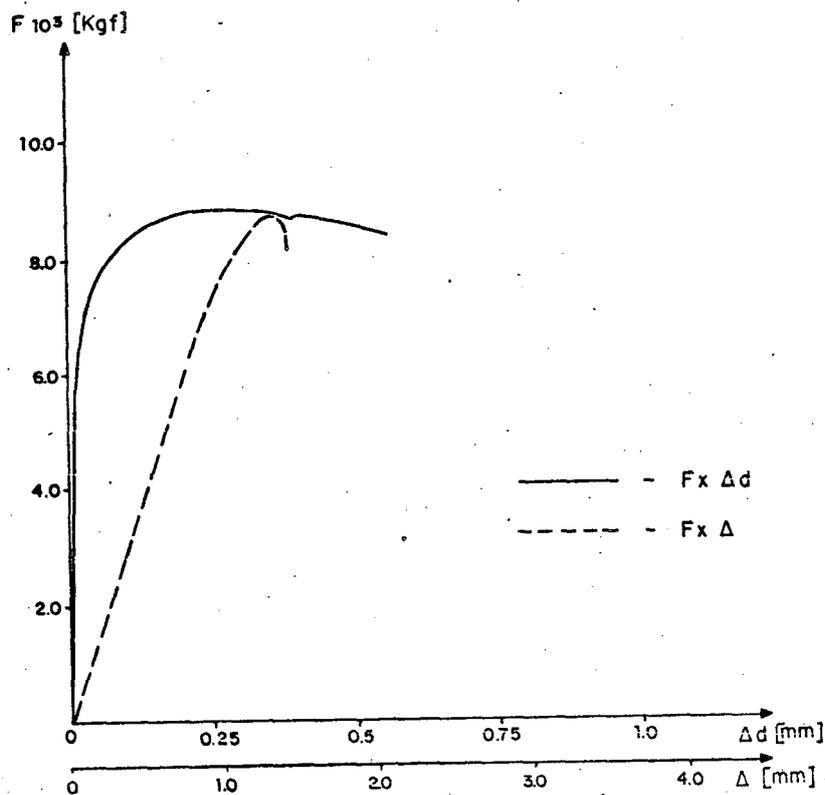


Fig. 5.12 - Curva carga-deslocamento radial ( $F \times \Delta d$ ) e curva carga-deslocamento axial ( $F \times \Delta$ ), c.p. cilíndrico-8, revenido a  $500^\circ\text{C}$ , raio  $\rho = 0,7$ .

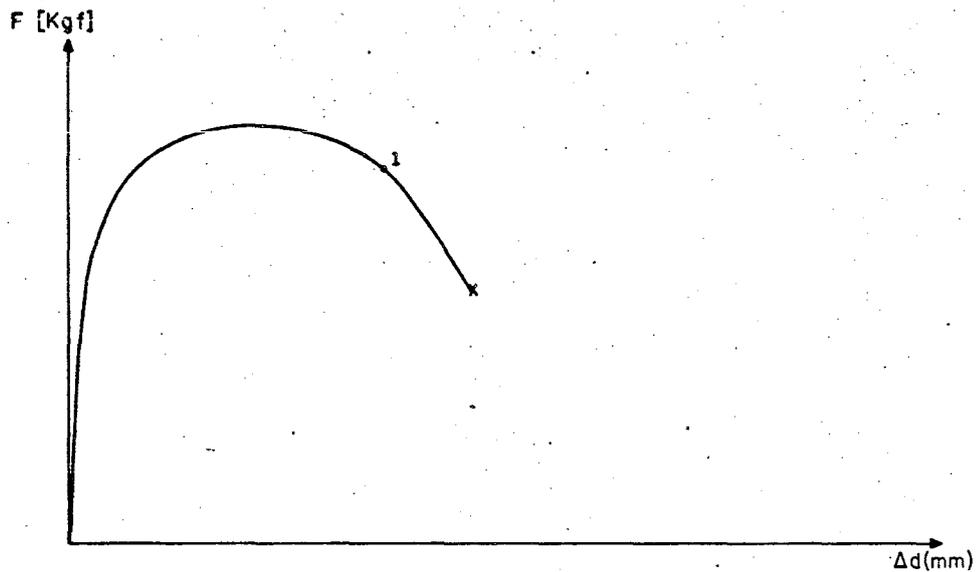


Fig. 5.13 - Curva carga deslocamento radial de um corpo de prova cilíndrico com entalhe circunferencial, apresentando a partir do ponto 1, o coalescimento de vazios [47].

formados a partir de partículas de segunda fase, inclusões, etc.

Para determinados materiais pode-se medir  $\lambda_0^*$  como distância entre as partículas de segunda fase. Para o aço ABNT 4137 H, isto é praticamente impossível, dado que com os recursos disponíveis não se pode saber qual das partículas de segunda fase vai formar o vazio, apresentando-se ainda como variáveis, o estado de tensão atuante no local onde está a partícula, tratamento térmico, temperatura de ensaio, etc.

A solução encontrada, foi solicitar o corpo de prova até a fratura final e, seccionando-se longitudinalmente ao corpo de prova, observar microscopicamente a região central da secção próximo a região fraturada.

Observou-se então a formação de dimples sobre a fratura

ra, e numa região próximo desta, a formação de vazios, inclusive com algum coalescimento (Fig. 5.14). Como os dimples são na realidade vazios que, ao coalescerem provocam a fratura final, a distância média entre estes dimples pode ser tomada como a distância característica  $l_0^*$  (med.).

Pode-se observar nas figuras 5.14 a,b,c,d,e que a distância entre os dimples varia de 50  $\mu\text{m}$  até em torno de 200  $\mu\text{m}$ . Fazendo-se uma amostragem de 15 pontos, estimou-se a distância característica medida como sendo igual a 125  $\mu\text{m}$ .

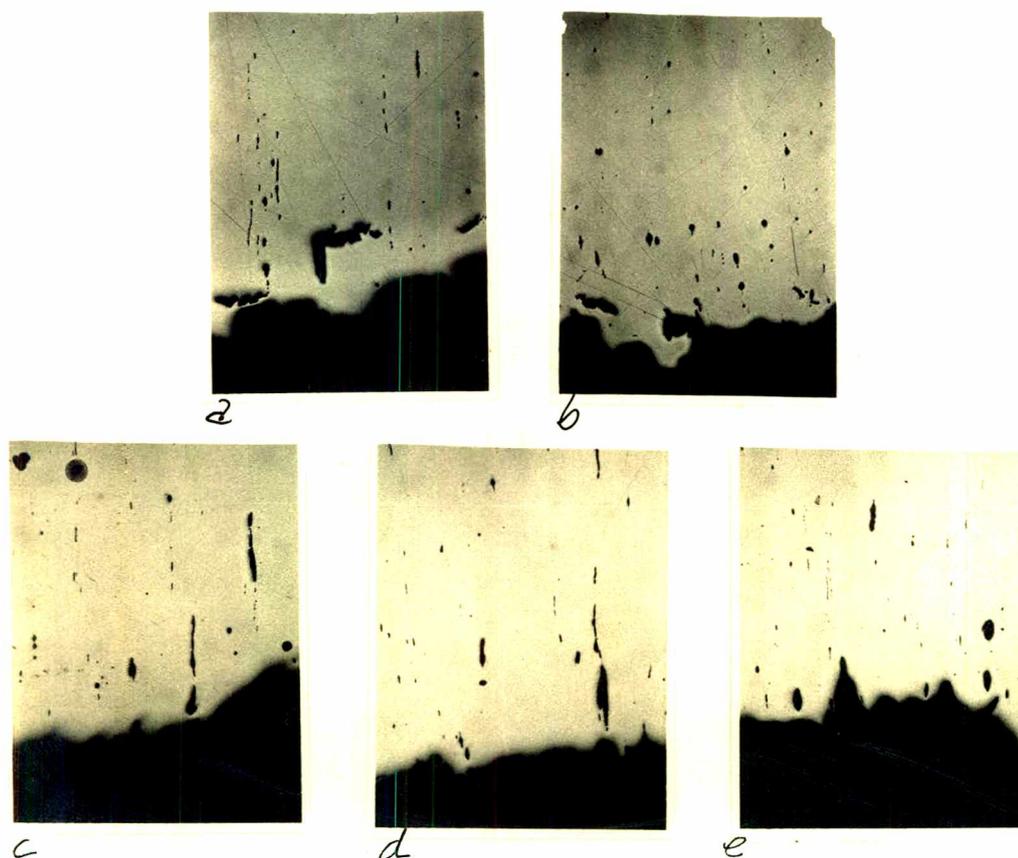


Fig. 5.14- Micrografia da região central de corpos de prova entalhados circunferencialmente e solicitados a tração. Aumento de 100 x.

a,b - Revenidos a 400°C com  $\rho = 0,4\text{mm}$  e  $\rho = 1,4\text{mm}$  respectivamente.

c,d,e - Revenidos a 500°C com  $\rho = 0,4\text{mm}$ ,  $\rho = 0,7\text{mm}$  e  $\rho = 6,5\text{mm}$ , respectivamente

## C A P Í T U L O   V I

### CÁLCULO E ANÁLISE DOS RESULTADOS

#### 6.1. - Introdução

A análise dos resultados será função dos métodos estudados neste trabalho, envolvendo o método da Integral J, o Deslocamento de Abertura da Trinca (COD), o método de Dowling e Townley e o Crescimento de Vazios. Com os critérios de análise fornecidos pelos métodos envolvidos, confrontar-se-ã os resultados dos ensaios executados sobre os corpos de prova do tipo CT, o de flexão em três pontos e os corpos de prova cilíndricos com entalhe circunferencial.

Como os corpos de prova do mesmo tipo apresentaram resultados experimentais próximos entre si, foi considerado a média dos valores obtidos experimentalmente como base para os cálculos que seguem.

#### 6.2. - Integral J

O desenvolvimento teórico da Integral J está apresentado no capítulo 3. Neste capítulo será enfocado os resultados experimentais e as variáveis que influenciaram nestes resultados.

A partir das curvas  $F \times V_g$  e  $F \times \Delta$  obtidas experimentalmente (Fig. 5.5, 5.6, 5.8, 5.9) foram construídas as figuras 6.1.a,  $\frac{F}{B} \times \Delta_e$  e  $\frac{F}{B} \times \Delta_p$  para os espécimes do tipo CT e 6.1.b,  $\frac{F}{B} \times \Delta$ , sendo  $\Delta = \Delta_e + \Delta_p$  para os espécimes de flexão em três pontos. A partir daí, baseado nas equações (3.21) e (3.22), calcu-

lou-se as áreas referentes ao trabalho real e ao trabalho complementar plástico em diversos pontos, para todos os corpos de prova. Com as equações (3.4) e (3.5) determinou-se os valores de  $K_{IJ}$ , respectivamente para os estados plano de tensão e plano de deformação.

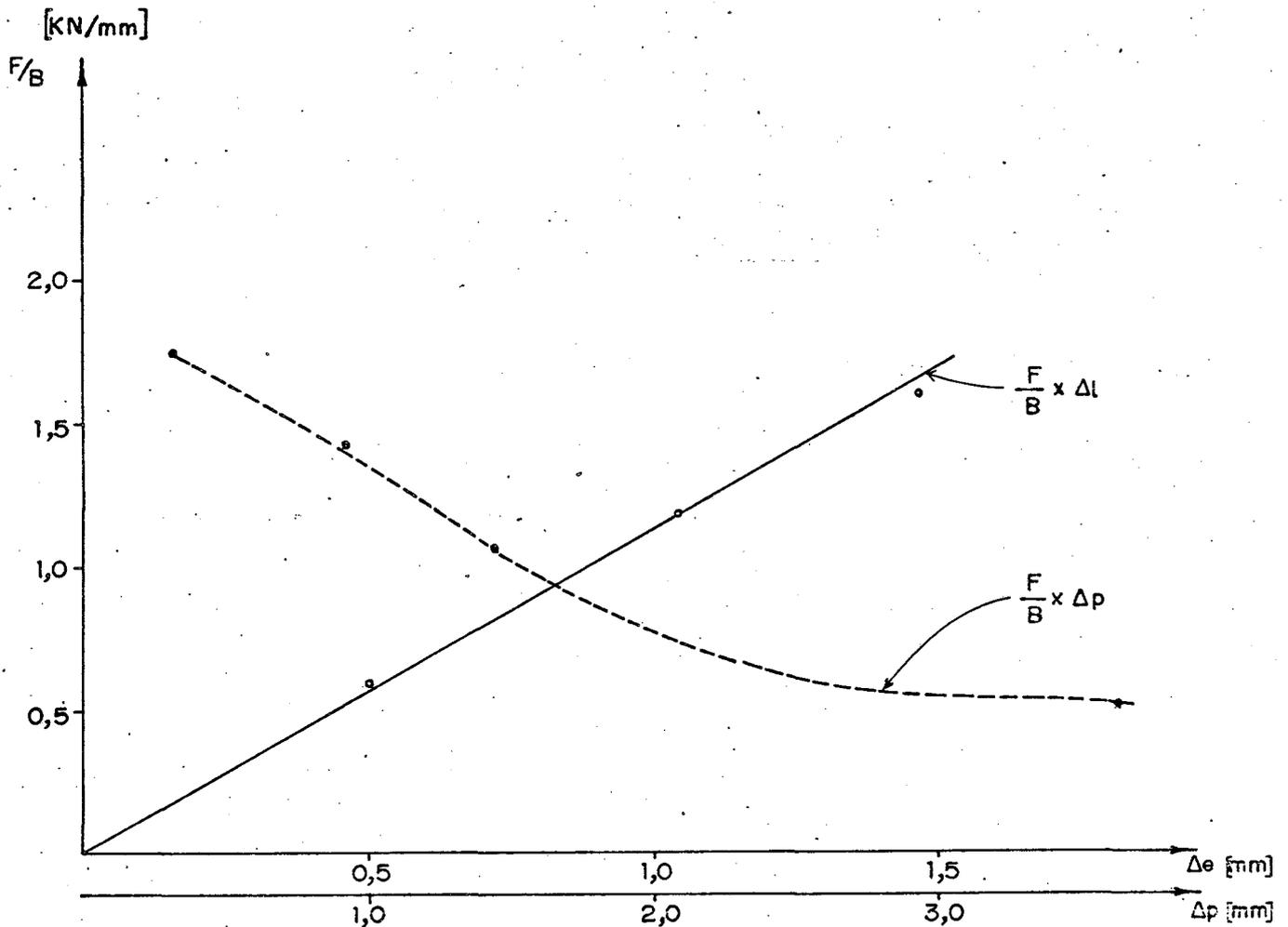


Fig. 6.1.a. - Curva de  $\frac{F}{B} \times \Delta_e$  e  $\frac{F}{B} \times \Delta_p$  para corpo de prova tipo CT, nº 31, revenido a 500°C.

Os valores de  $J_{m\acute{a}x}$  e  $K_{IJ}$  estão indicados nas tabelas 6.1 e 6.2. Observa-se que os valores  $J_{m\acute{a}x}$  e  $K_{IJ}$  são diretamente proporcionais a área gerada pela curva  $F \times \Delta$ , até o ponto de  $F_{m\acute{a}x}$  para o  $\Delta$  correspondente. Isto implicou em alguma variação

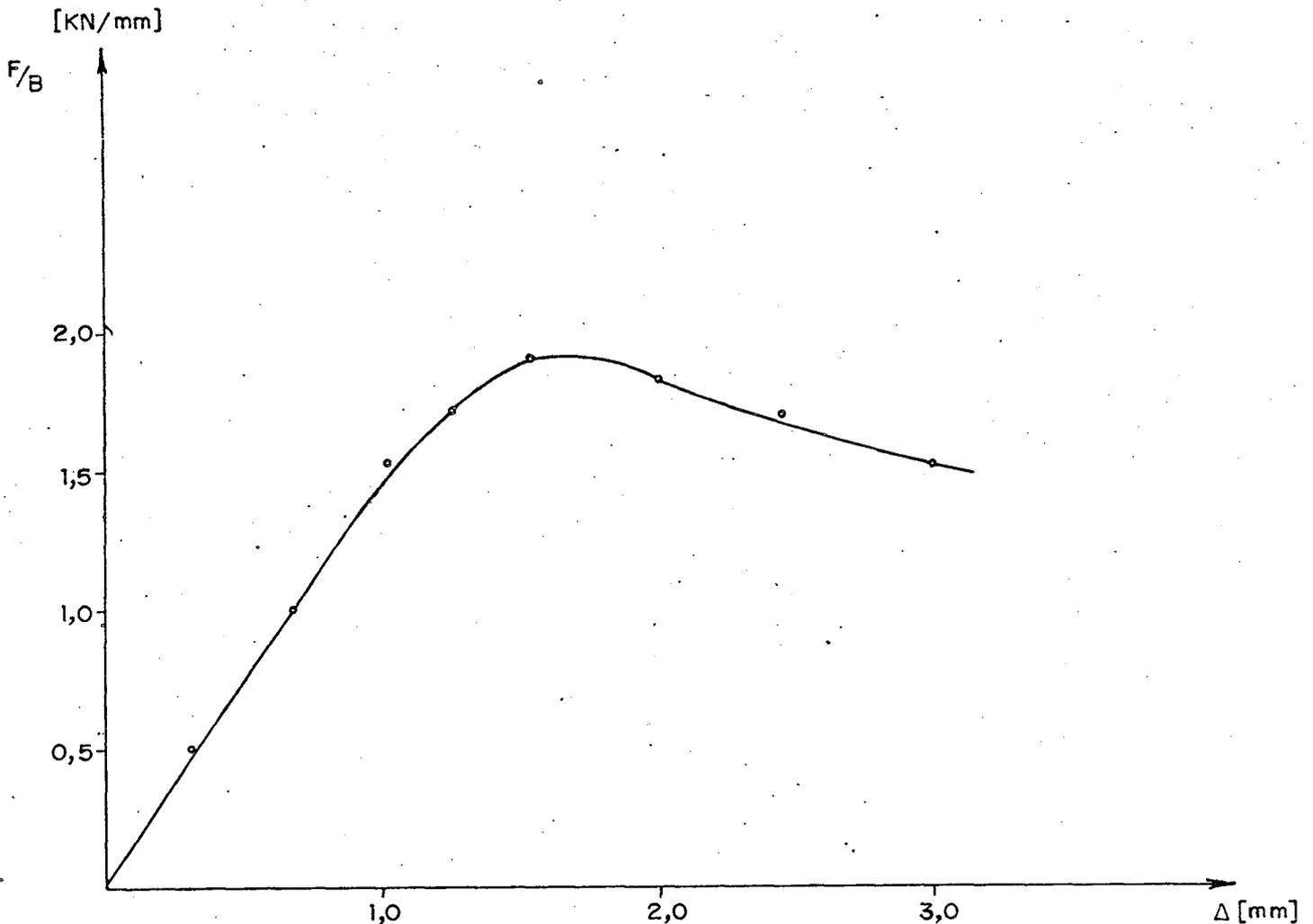


Fig. 6.1.b. - Curva  $\frac{F}{B} \times \Delta$  para corpo de prova de flexão nº 44, revenido a  $500^{\circ}\text{C}$ .

dos resultados obtidos, originados a partir das referidas curvas. Conforme pode ser observado nas curvas expostas no apêndice (Fig. A.2.3), a carga tende a um ponto máximo muito lentamente, para os espécimes revenidos a  $500^{\circ}\text{C}$ , proporcionando um deslocamento plástico acentuado, influenciando sobremaneira o valor de  $J_{\text{máx}}$  e da tenacidade correspondente. Estas variações são mais evidentes nos corpos de prova tipo CT (tab. 6.2). Para os corpos de prova revenidos a  $400^{\circ}\text{C}$ , o aumento de  $J_{\text{máx}}$  foi diretamente proporcional a  $F_{\text{máx}}$ , ocorrendo uma ruptura com característica frágil, dentro do EPD (Fig. 2.8).

Tabela 6.1. - Tabela de corpos de prova de flexão em três pontos, para  $\frac{F_{m\acute{a}x}}{B}$ ,  $\delta$  para carga máxima,  $J_{m\acute{a}x}$  e  $K_{IJ}$ , sendo este calculado para o EPD, com trinca por fadiga.

	cp	B	$\frac{F_{m\acute{a}x}}{B}$	$\delta_{F_{m\acute{a}x}}$	$\Delta_{F_{m\acute{a}x}}$	$J_{m\acute{a}x}$	$K_{IJ}$	$25\left(\frac{J_{m\acute{a}x}}{\sigma_L}\right)$
	Nº	mm	KN/mm	mm	mm	$K_J/m^2$	$MPa\sqrt{m}$	mm
REVENIDOS A 400°C	12	12,08	1,32	0,08	0,40	42	97	0,8
	131*	25,0	2,21	0,13	1,18	96	147	1,8
	132*	25,0	2,25	0,14	1,18	107	155	2,1
	141*	30,0	2,91	0,17	1,96	184	204	3,6
REVENIDOS A 500°C	111	6,2	1,18	0,14	0,59	144	180	3,1
	41	6,2	1,88	0,20	0,97	192	208	4,1
	31	12,08	4,05	0,23	1,19	321	269	6,8
	32	12,08	3,80	0,21	1,18	311	265	6,6
	33	12,08	2,68	0,17	1,06	265	244	5,6
	35	12,08	1,43	0,15	0,97	165	193	3,5
	22	24,8	3,28	0,31	2,25	394	298	8,4
	142	30,0	2,75	0,34	2,58	382	293	8,1
	43	25,0	1,14	0,18	1,14	223	224	4,7
	44	48,0	1,57	0,20	1,57	309	264	6,6

Obs: 1 - Os cps 21 e 23 foram abandonados devido a irregularidades no ensaio.

2 - os cps com \* satisfazem a ASTM E 399.

Tabela 6.2. - Tabela de corpos de prova tipo CT, para  $\frac{F_{m\acute{a}x}}{B}$ ,  $\delta$  para a carga máxima  $J_{m\acute{a}x}$  e  $K_{IJ}$  para EPD e EPT, re-  
venidos a 500°C.

cp	B	$\frac{F_{m\acute{a}x}}{B}$	$\delta_{F_{m\acute{a}x}}$	$\Delta_{e_{F_{m\acute{a}x}}}$	$\Delta_{p_{F_{m\acute{a}x}}}$	$J_{m\acute{a}x}$	$K_{IJ}$	$25 \left( \frac{J_{m\acute{a}x}}{\sigma_L} \right)$
Ne	mm	KN/mm	mm	mm	mm	$K_{J/m^2}$	$MPa\sqrt{m}$	mm
21	24,36	4,00	0,39	1,32	1,25	413	305	8,8
22	24,36	3,76	0,44	1,48	1,23	440	315	9,4
31	24,36	1,75	0,22	1,48	0,34	191	207	4,1
32	24,36	1,39	0,23	1,14	0,74	229	227	4,9
41	6,1	4,75	0,57	0,93	1,24	552	336	11,7
42	6,1	4,84	0,65	0,95	1,46	670	370	14,3
61	6,1	4,86	0,56	1,10	1,16	546	334	11,6
62	6,1	5,09	0,56	1,05	1,05	513	324	10,9

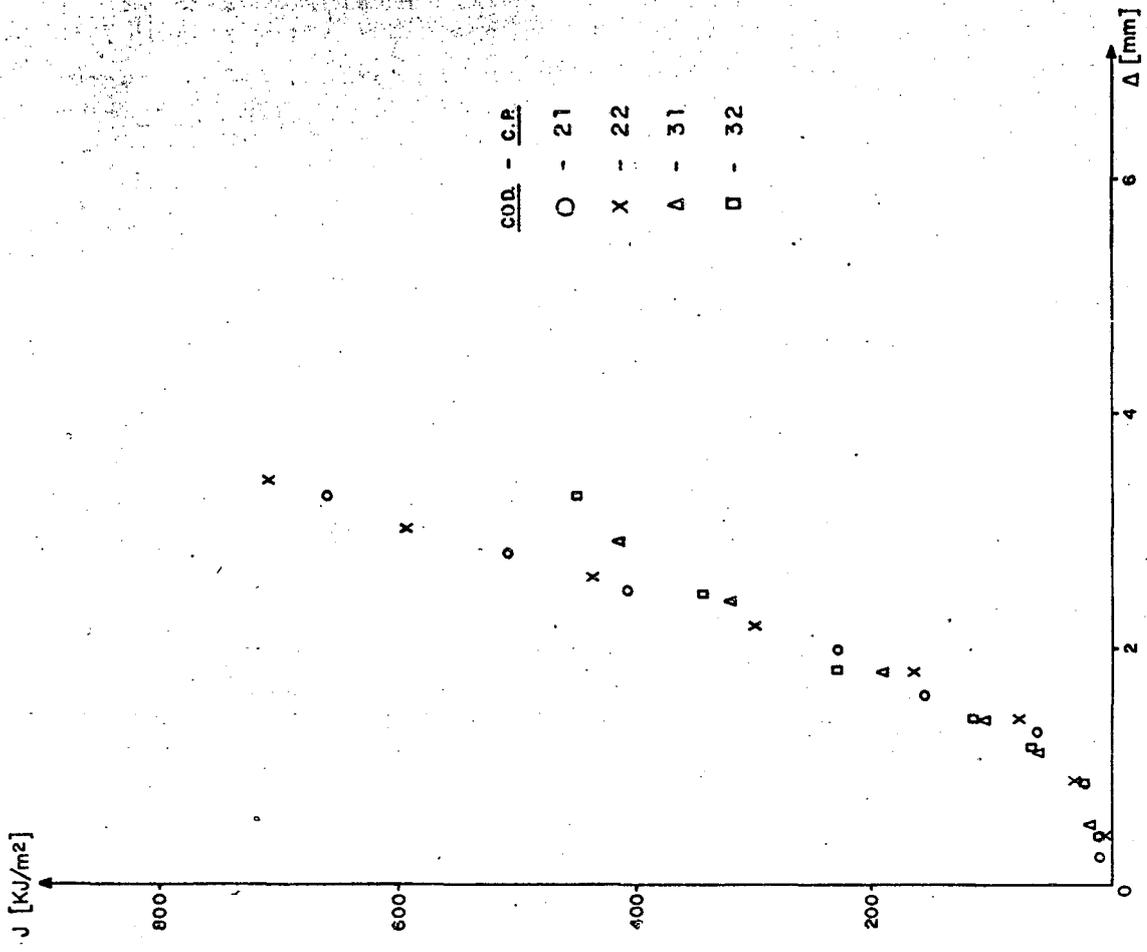


Fig.6.2 - b) corpos de prova tipo CT revenidos a 500°C.

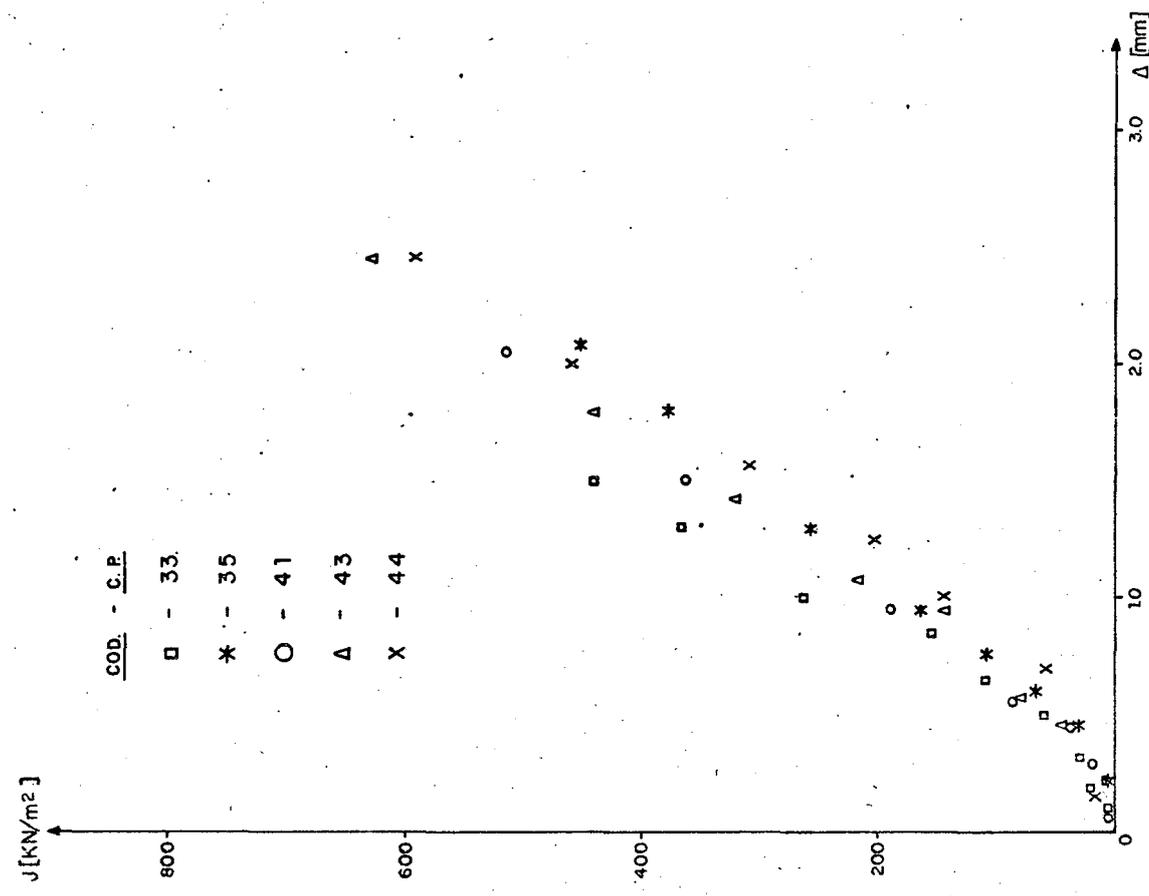


Fig.6.2 - Integral J x deslocamento do ponto de aplicação da carga.

a) corpos de prova de flexão revenidos a 500°C

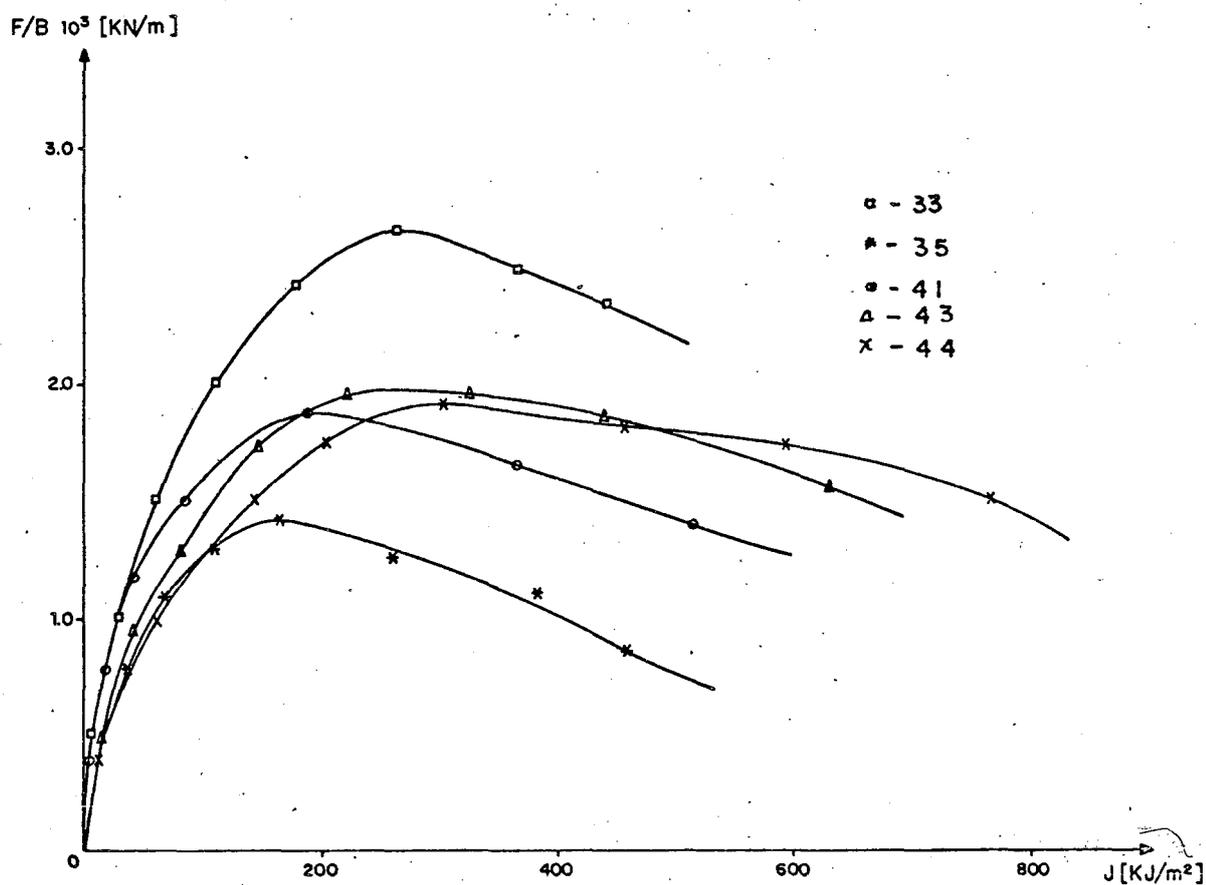


Fig. 6.3. - Curva  $\frac{F}{B} \times J$  para corpos de prova de flexão,  
 $w = 24 \text{ mm}$ ,  $\frac{a}{w} \cong 0,5$  e  $B$  variável, revenido a  
 $500^\circ\text{C}$

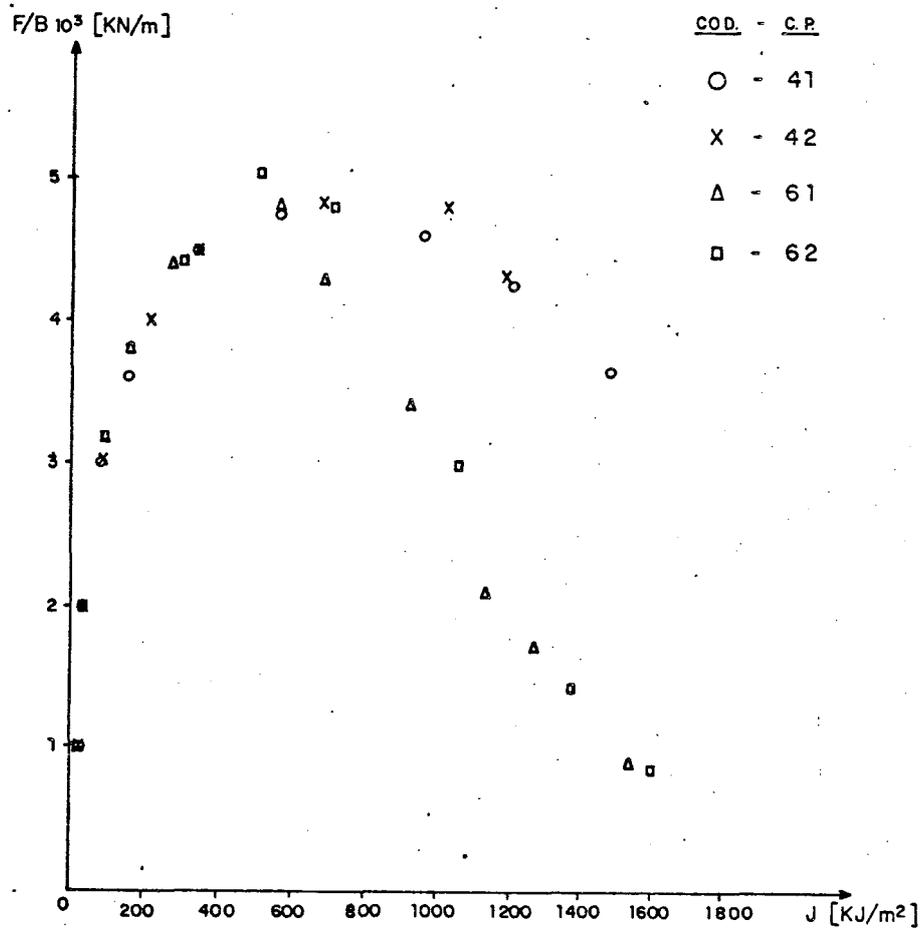


Fig. 6.4 - Curva  $\frac{F}{B} \times J$  para corpos de prova tipo CT, com  $B = 6,1$  e  $\frac{a}{w} = 0,5$ , revenidos a  $500^{\circ}\text{C}$ .

A relação entre  $J \times \Delta$  (Fig. 6.2 a e b) seguiu a tendência esperada, ou seja, elas mantiveram um mesmo comportamento, independente das características do corpo de prova tanto para os espécimes de flexão, como para o tipo CT. Foi também plotado  $\frac{F}{B} \times J$ , tanto para corpos de prova de flexão quanto CT. Observa-se nas figuras 6.3 e 6.4 que há boa semelhança entre o desenvolvimento das mesmas.

### 6.3. - Deslocamento de Abertura da Trinca (COD)

O significado do COD está apresentado no capítulo 3. O capítulo 5 apresenta a forma como foram feitos os ensaios e como foram determinados os gráficos e tabelas para corpos de prova revenidos a 500°C para o tipo CT e a 400°C para o tipo flexão em três pontos.

A determinação do deslocamento de abertura da trinca, COD, foi feita somente em função das relações geométricas dos corpos de prova ensaiados, expressas na equação (3.29).

Nas curvas do COD x  $\Delta$  (deslocamento do ponto de aplicação da carga) para corpos de prova de flexão, revenido a 400°C (Fig. 6.5.a) com  $\frac{a}{w} = 0,5$ , vê-se que  $\Delta$  tem de ser aumentado consideravelmente para um mesmo  $\delta$ , quando se varia a espessura dos corpos de prova de 12 mm até 30 mm. Para os espécimes revenidos a 500°C, considerando  $B = 12$  mm,  $w = 2B$  e variando  $\frac{a}{w}$  observa-se que quanto menor for  $\frac{a}{w}$  menor deverá ser o deslocamento do ponto de aplicação da carga, para causar o mesmo COD (Fig. 6.5.b). Comportamento semelhante, tem os corpos de prova CT, representados na figura 6.5.c. Nesta figura, o corpo de prova, caracterizado como fictício, tem as dimensões equivalentes aos outros corpos

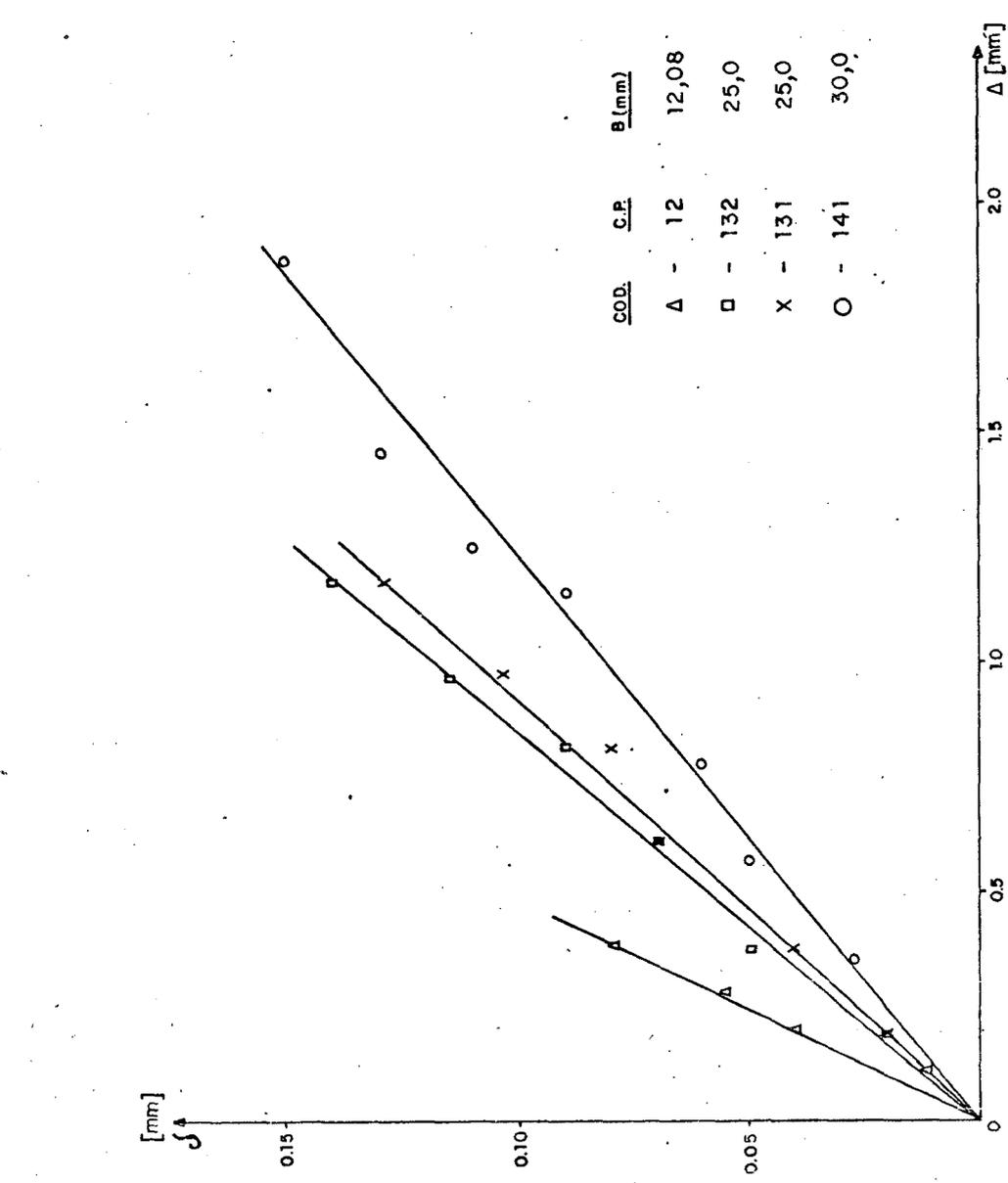
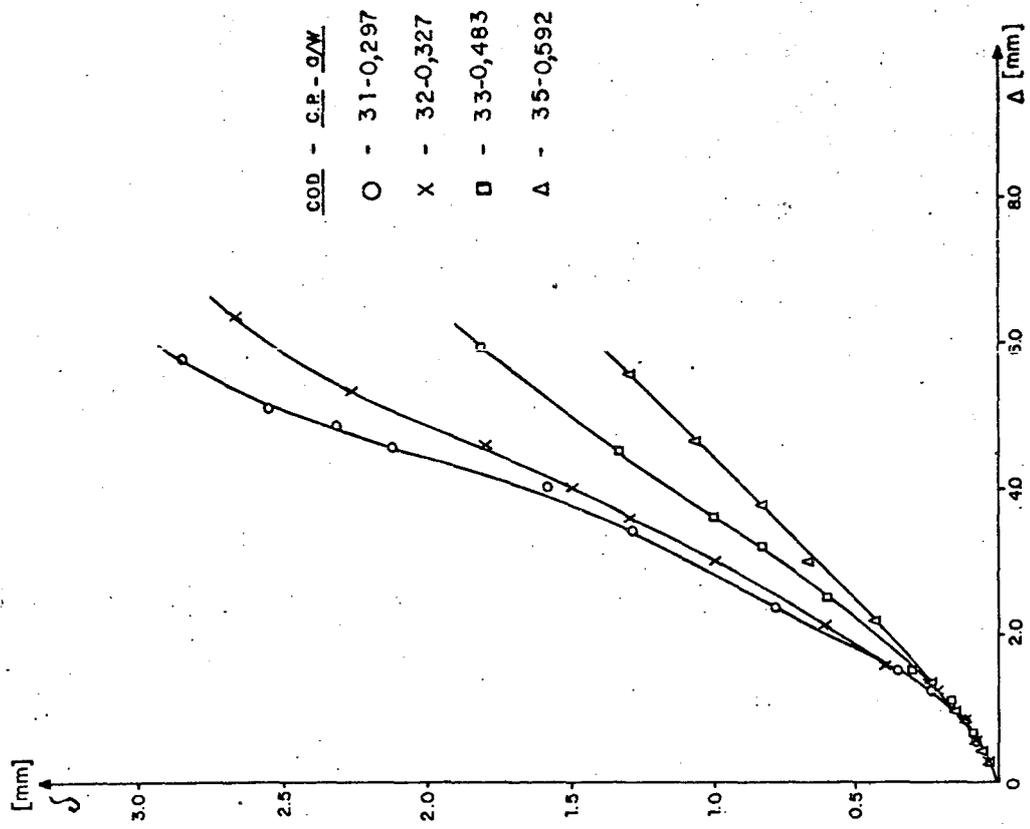


Fig.6.5 - Curvas deslocamento de abertura da trinca ( $\delta$ ) x deslocamento do ponto de aplicação da carga ( $\Delta$ ).  
 a) c.p. flexão, revenido a 400°C e  $\frac{a}{W} = 0,5$   
 b) o.p. flexão, revenido a 500°C  
 B = 12 mm e  $\frac{a}{W}$  variável.

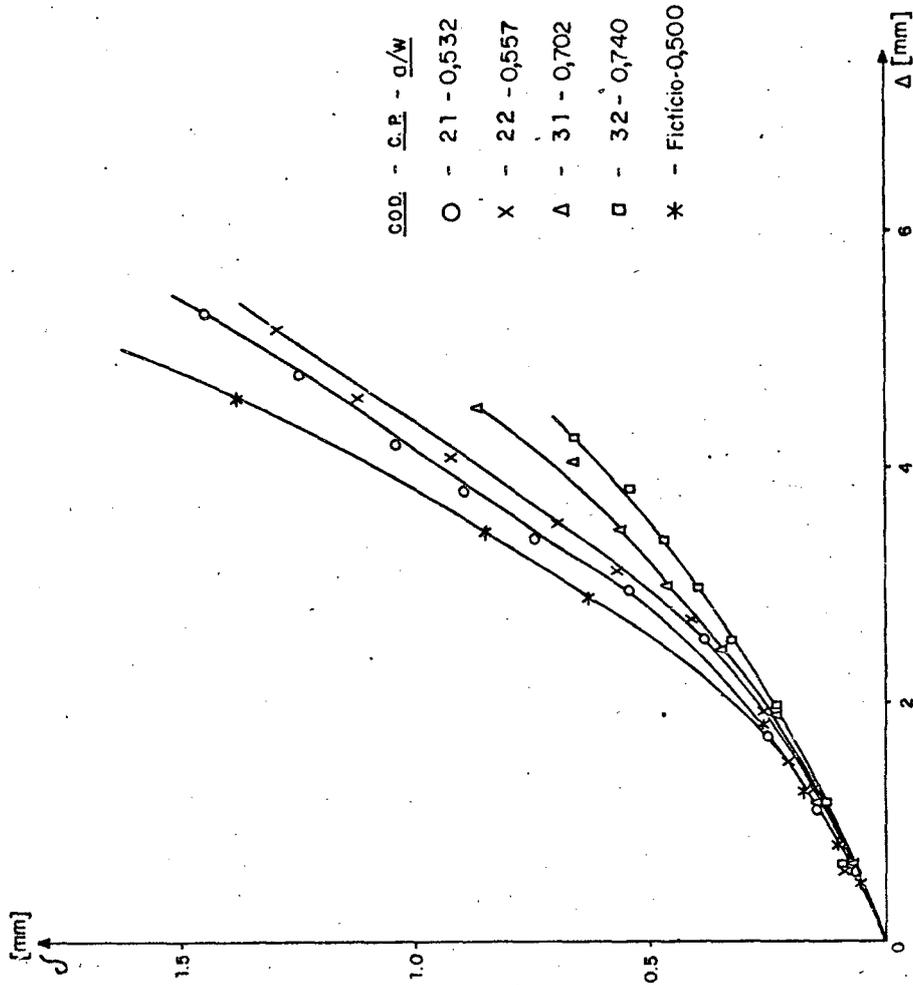


Fig. 6.5 - c) c.p. tipo CT, revenido a 500°C  
 B = 24,4mm e  $\frac{a}{w}$  variável

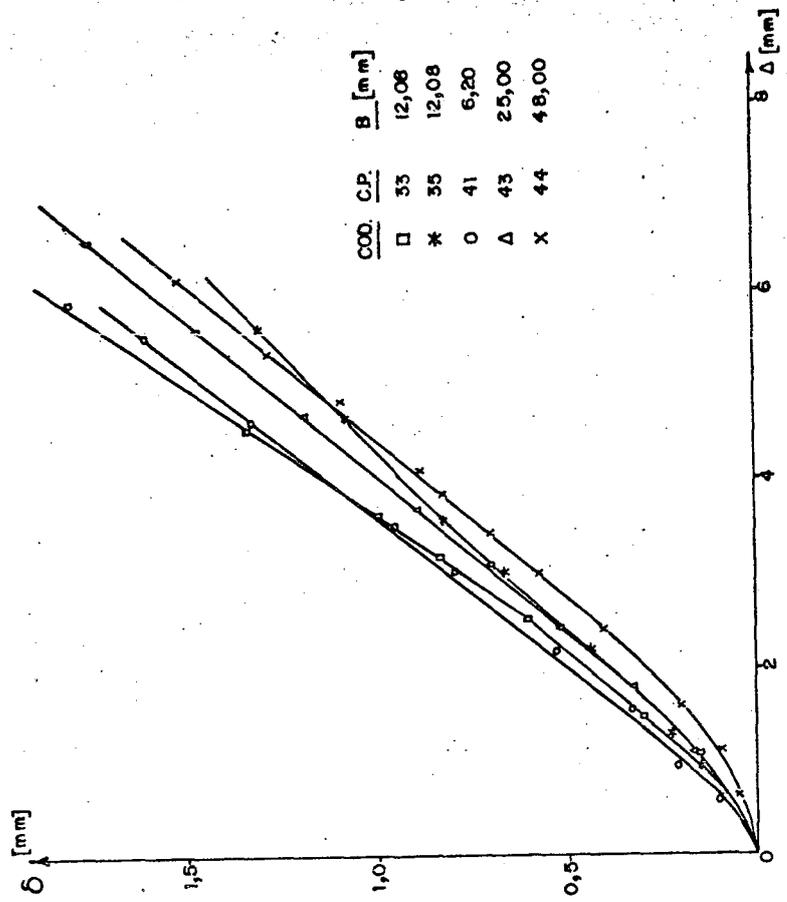


Fig. 6.6 - COD x  $\Delta$ , para c.p. de flexão com  
 $w=24,4\text{mm}$ ,  $\frac{a}{w} \approx 0,5$  e B variável  
 revenido a 500°C.

são que  $\frac{a}{w} = 0,5$ . Para outros conjuntos de corpos de prova como os apresentados na figura 6.6 nota-se que a influência de  $\frac{a}{w}$  é marcante no comportamento de  $\delta \times \Delta$ , sendo porém menos marcante as influências da espessura B e a altura w, na determinação do COD.

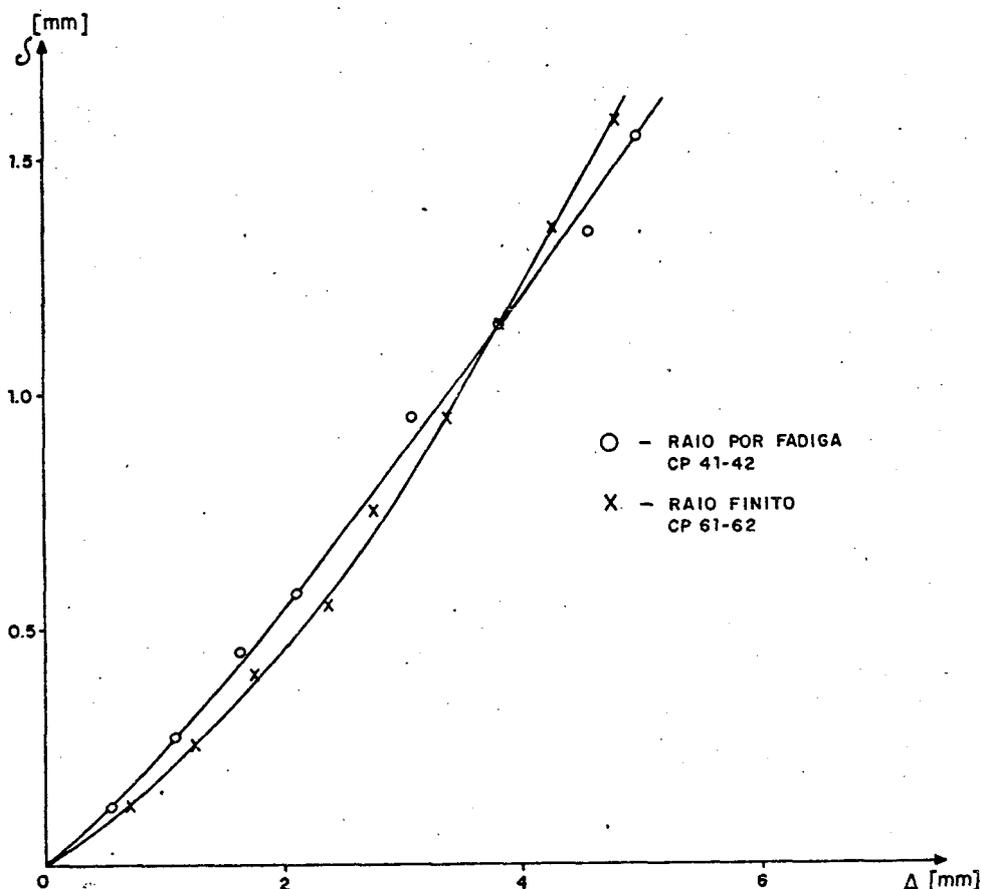


Fig. 6.7. - Curva COD x deslocamento do ponto de aplicação da carga, para espécime tipo CT,  $B = 6,1$  mm e  $\frac{a}{w} = 0,5$

O raio no fundo do entalhe não chega a ser uma variável influente. Conforme figura 6.7 quer para um raio de 0,2mm no fundo do entalhe, quer para o raio desenvolvido por fadiga, as curvas COD x  $\Delta$ , comportam-se de forma semelhante. As tabelas 6.1 e 6.2 apresentam o  $\delta$  para a carga máxima.

#### 6.4. - Método Dowling - Townley

Dowling e Townley, baseados no modelo de Dugdale, de-

envolveram um processo para a análise de falhas de elementos estruturais, que segundo os autores aplica-se quando da ruptura para situações que vão desde um estado inteiramente elástico até um estado de plasticidade generalizada no material. Partiram da relação entre o COD e G e posteriormente J, com o qual definiram o fator de intensidade de tensões. O critério de falha adotado consiste no cálculo do valor crítico de  $K$ ,  $K_c$ , generalizado em função das cargas que agem sobre a estrutura.

Neste trabalho, usou-se inicialmente o trabalho de Dowling e Townley para dimensionar os corpos de prova (capítulo 5). Uma vez obtida experimentalmente a carga de falha ( $L_f$ ), com as características do material e a geometria das estruturas, determinou-se o fator de intensidade de tensão crítico  $K_{IC}$ .

Pelas equações (2.17) e (2.18), caracterizou-se o estado de fratura. Observa-se que por não apresentar o aço ABNT 4137 H o escoamento definido, substituiu-se  $\sigma_{E_{0,2}}$  por  $\sigma_L$  como apresentado na equação (3.42). Com a carga de falha ( $L_f$ ) obtida nos testes de laboratório determinou-se o fator de intensidade de tensões para a carga máxima,  $K_{IC}^*$  estimado. De posse destas informações, tornou-se possível a obtenção da carga de falha pela análise limite  $L_u$ , para as situações extremas, EPT e EPD. Pela espessura B dos corpos de prova, possibilitou a obtenção do respectivo  $L_u$ , conforme exposto na figura 6.8.

A carga de falha prevista pela Mecânica da fratura elasto linear,  $L_K$ , obtida a partir da equação (3.35), é necessária para o cálculo de um  $K_{IC}^*$ . Trabalhando com este iterativamente, chega-se a um valor bastante próximo do  $K_{IC}$  real para a tenacidade crítica da fratura, determinado para um corpo de prova de fle

Tabela 6.3. - Cálculo das cargas de falha e do fator de intensidade de tensões pelo método de Dowling e Townley, para o corpo de prova CT

CP	B	$L_f$	$L_u$	$L_k$	$K_C$ (DT)	$K_C$ (DT) $2 \frac{1}{B}$	ESTADO DE FRATURA	$K_C$ (DT) $2,5 \left( \frac{\sigma_L}{\sigma_{L,EPT}} \right)^2$	$r_{P,EPT}$	$r_{P,EPT}$	$\frac{B_0}{r_{P,EPT}}$
Nº	mm	KN	KN	KN	MPa $\sqrt{m}$	mm			mm	mm	
41	6,1	29,63	33,73	39,16	275	9,06	EPT	137	3,09	8,76	0,348
42	6,1	29,53	34,94	37,53	259	8,00	EPT	122	2,75	7,77	0,392
21	24,36	97,70	128,02	115,94	226	1,52	MISTO	93	2,09	5,92	0,865
22	24,36	92,00	116,36	111,37	235	1,69	MISTO	100	2,26	6,39	0,763
31	24,36	42,67	47,59	57,84	229	1,57	MISTO	95	2,14	6,07	0,723
32	24,36	34,13	35,32	54,52	265	2,10	MISTO	127	2,87	8,13	0,450
61	6,1	29,67	32,96	40,43	288	9,90	EPT	150	3,39	9,61	0,317
62	6,1	31,00	32,65	46,25	330	12,99	EPT	197	4,46	12,61	0,242

TRINCA DE FADIGA

RAIO DE ENTALHE 0,2 mm

Tabela 6.4. - Cálculo das cargas de falha e fator de intensidade de tensões pelo método de Dowling e Townley, para corpos de prova de flexão em três pontos.

CP	B	$L_f$	$L_u$	$L_k$	$K_C(DT)$	$\left(\frac{K_C(DT)}{\sigma_L}\right)^2 \frac{1}{B}$	ESTADO DE FRAATURA	$2,5\left(\frac{K_C(DT)}{\sigma_L}\right)^2$	$r_{PEPD}$	$r_{PEPT}$	$\frac{B}{r_{PEPT}}$
Nº	mm	KN	KN	KN	MPa $\sqrt{m}$	mm		mm	mm	mm	
12	12,08	16,38	30,45	17,55	101	0,35	EPD	15,7	0,35		
131	25,0	55,46	133,58	57,64	110	0,42	EPD	18,7	0,42		
132	25,0	56,60	134,66	58,88	112	0,44	EPD	19,4	0,44		
141	30,0	87,31	188,65	91,70	135	0,66	EPD	28,2	0,63		
111	6,2	7,36	7,40	14,25	220	5,68	MISTO	87,9	1,98	5,61	0,209
41	6,2	11,67	12,00	19,15	226	5,99	MISTO	92,8	2,09	5,92	0,262
31	12,08	48,95	55,00	65,70	212	2,70	MISTO	81,6	1,84	5,21	0,464
32	12,08	45,91	50,55	63,50	221	2,94	MISTO	88,7	2,00	5,66	0,467
33	12,08	32,47	42,73	38,62	208	2,60	MISTO	78,6	1,77	5,01	0,458
35	12,08	17,26	19,00	23,84	186	2,08	MISTO	62,8	1,41	4,00	0,573
22	24,8	81,32	106,10	96,69	210	1,29	EPD	80,1	1,80		
142	30,0	82,40	100,65	102,10	231	1,29	EPD	96,9	2,18		
43	25,0	49,24	53,83	68,76	205	1,22	EPD	76,3	1,72		
44	48,0	91,92	103,86	123,11	200	0,60	EPD	72,6	1,63		

REVENIDOS A 400°

REVENIDOS A 500°

xão em três pontos através da equação (3.44), e para o corpo de prova tipo CT pela equação (3.38).

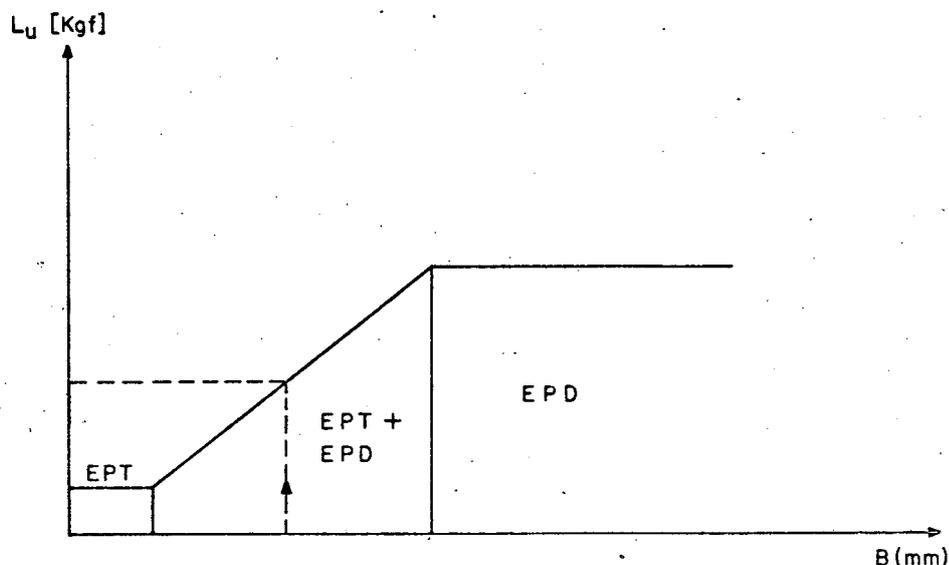


Fig. 6.8. - Pontos limites de um EPT e EPD, para uma curva  $L_u \times B$

Observa-se que os corpos de prova de flexão revenido a  $400^\circ\text{C}$ , tiveram sua carga de falha ( $L_f$ ) bem mais próximo da carga de falha prevista pela MFEL, como o esperado. Para os outros corpos de prova, mesmo os do tipo CT, houve uma variação ora para a MFEL ou ora para a carga de falha prevista pela análise limite, com maior predominância desta última.

#### 6.5. - Método do Crescimento de Vazios

Pode-se com o estudo do coalescimento de vazios determinar a tenacidade da fratura  $K_{IC}$ . Através da máxima deformação no momento da fratura, obtém-se mais um parâmetro caracterizador deste momento. Esta deformação é função do estado de tensão atuante. McClintock [15] diz que a ductilidade de uma região do material em deformação diminui na presença de altas tensões biaxiais e triaxiais. Ele faz uma proposta a fim de determinar a

distância característica microestrutural ( $\lambda_0$ ), entre as partículas de segunda fase, carbonetos, etc., como função da deformação de fratura e do estado de tensão atuante na fratura. Para tal, ensaiou-se corpos de prova cilíndricos com entalhe circunferencial, cujas dimensões principais estão expressas nas tabelas 5.5 e 5.6, com diferentes raios de entalhe. Isto foi usado para que se possa obter diferentes estados de tensão na região entalhada, originando assim uma variação da deformação plástica equivalente  $\epsilon_{peq}$  e a razão de  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ .

Na figura 6.9, pode ser visto  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \times \epsilon_f$  obtidos a partir dos ensaios experimentais para o aço em estudo. Pode-se observar que a curva se comporta perfeitamente dentro das previsões teóricas [15,40].

A partir da figura 3.10, em que  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  e  $\epsilon_p$  estão plotados como função de  $\frac{X}{\delta}$ , selecionou-se uma série de pontos  $\frac{X}{\delta}$ , chamados  $X_i$  (Fig. 6.10) que interceptando-se com as curvas de  $\epsilon_p$  e  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ , obtêm-se os pontos  $Y_m$  e  $Y_i$  respectivamente, tal que  $i = 1, n$  e  $j = 1, n$ , sendo  $n$  o número de pontos selecionados (tabela 6.5). Com  $Y_i$ ,  $(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}})$  da figura 6.10, entra-se na figura 6.9 e obtêm-se os pontos  $X_k$  e  $X_l$ , que representam o  $\epsilon_f$  respectivamente para  $400^\circ\text{C}$  e  $500^\circ\text{C}$  revenido, onde  $k = 1, n$  e  $l = 1, n$  (tabela 6.5). Assim, adequou-se os valores de  $\epsilon_f$  obtidos experimentalmente com os valores teóricos de  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  e por sua vez com  $\frac{X}{\delta}$  e ainda  $\epsilon_p$  da figura 6.10. Com estes dados, plotou-se na ordenada  $\frac{X}{\delta}$  ( $x_i$ ) e na abscissa  $\epsilon_p$  ( $Y_m$  teórico) e  $\epsilon_f$  ( $X_k$  e  $X_l$  experimental), figura 6.11. No instante em que a curva de sollicitação do material ( $\epsilon_p$ ) se intercepta com as curvas de resistência do material ( $\epsilon_f$ ), ocorre

o coalescimento do extremo da trinca com os vazios, formados a uma distância  $l_0$  na frente da trinca (figura 3.16). Nesta situação

$$\varepsilon_p = \varepsilon_f^*$$

$$X = l_0^*$$

$$\delta = \delta_c$$

Sendo  $\varepsilon_f^*$  a deformação crítica na fratura,  $l_0^*$  a distância característica e  $\delta_c$  o deslocamento de abertura da trinca crítico.

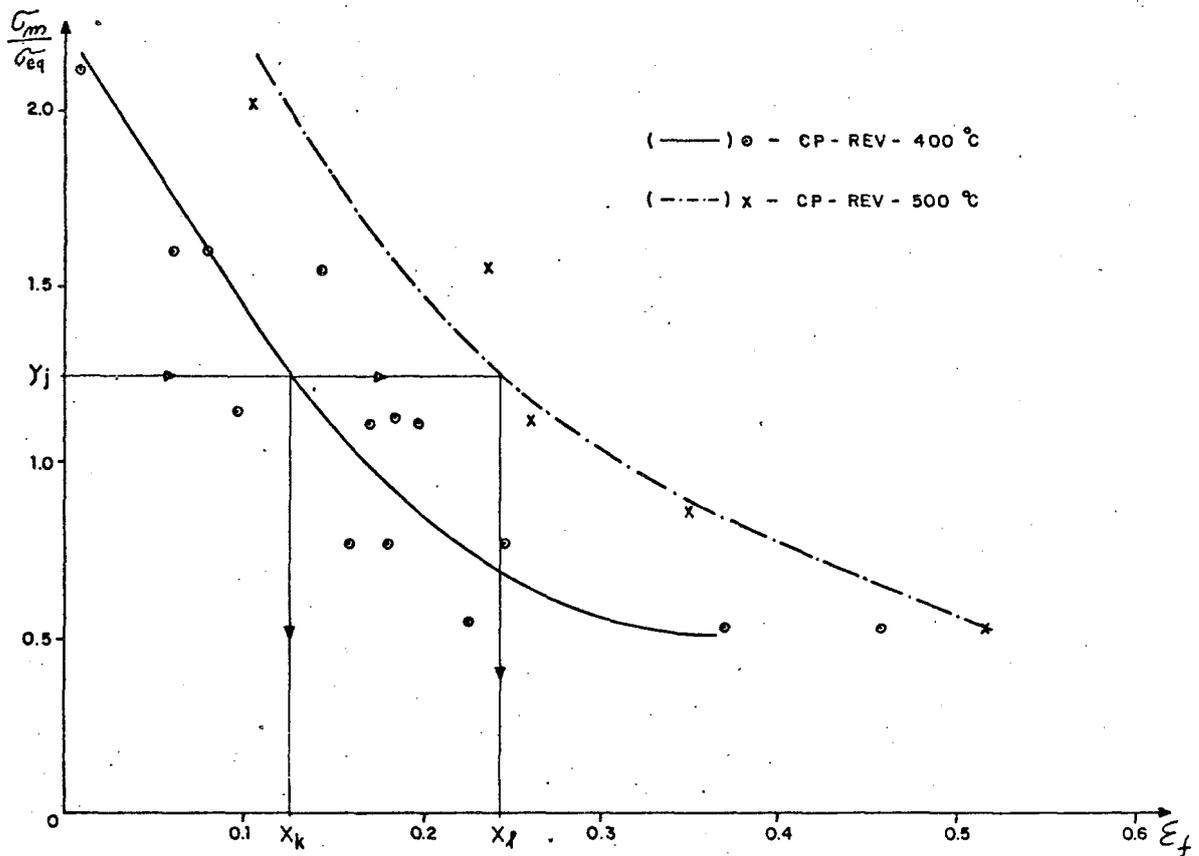


Fig. 6.9. -  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \times \varepsilon_f$  obtidos experimentalmente para o aço 4137 H

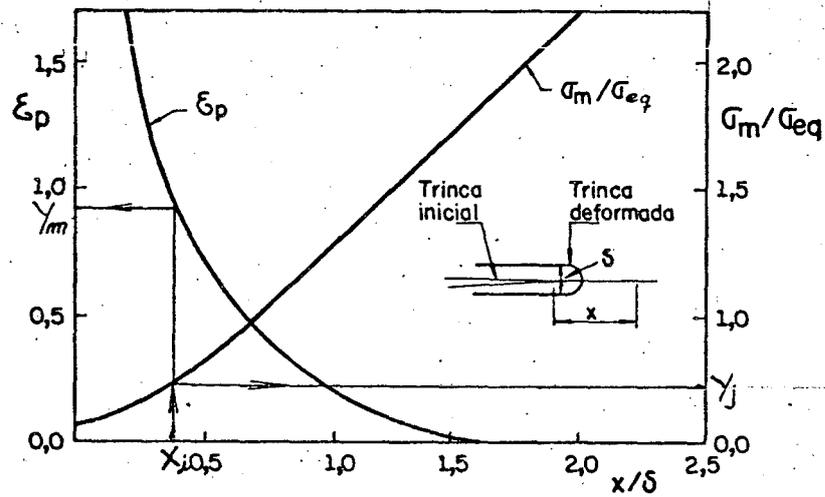


Fig. 6.10. - Distribuição de  $\epsilon_p$  e  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  nas proximidades de uma trinca [36,37].

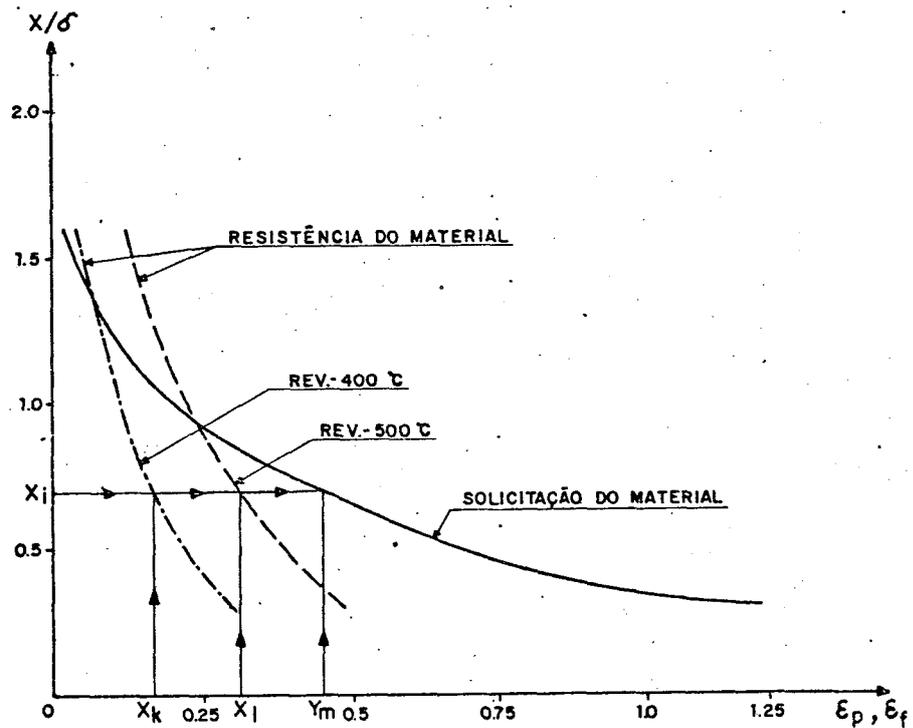


Fig. 6.11. - Curvas de iniciação da fratura.

Tabela 6.5. - Dados obtidos a partir da figura 6.11 ( $\frac{x}{\delta} \times \xi_p$ ) e experimentalmente ( $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  e  $\xi_f$ ).

Nº DO PONTO	$\frac{x}{\delta}$	$\xi_p$	$\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$	$\xi_f$ REVEN. 400°C	$\xi_f$ REVEN. 500°C
1	1,6	0,02	1,85	0,046	0,14
2	1,5	0,05	1,73	0,06	0,16
3	1,3	0,08	1,55	0,08	0,18
4	1,1	0,15	1,37	0,11	0,21
5	1,0	0,21	1,28	0,12	0,24
6	0,8	0,35	1,08	0,15	0,29
7	0,6	0,55	0,91	0,18	0,34
8	0,5	0,70	0,82	0,21	0,37
9	0,4	0,92	0,75	0,22	0,41
10	0,3	1,24	0,68	0,29	0,49

A partir deste ponto, o problema pode ser enfocado sob dois aspectos. Primeiro calculando-se  $l_o^*$  como função do fator de intensidade de tensão crítica  $K_{IC}$ , obtido a partir de Dowling e Townley ( $K_{IC}(DT)$ ). O procedimento de cálculo começa no instante em que  $\epsilon_p = \epsilon_f$ . Com isto pode-se obter  $\frac{X}{\delta}$  da figura 6.11, e com  $K_{IC}(DT)$ , substituí-los na equação 3.49 e calcular os valores de  $l_o^*(DT)$  expressos na tabela 6.6.

Segue-se o segundo caminho de cálculo do valor das distâncias características ( $l_o^*$ ) com uma função do deslocamento de abertura da trinca crítica ( $\delta_o$ ) obtido a partir de dados experimentais. Deve-se alertar que o COD obtido experimentalmente não é na verdade o  $COD_{crit}$ , mas sim um  $\delta$  obtido em função da carga máxima sendo que a discussão sobre esta limitação já foi efetuado em capítulos anteriores.

Nestas condições a distância característica é calculada pela equação (3.47), cujos dados resultantes podem ser observados na tabela 6.7.

O valor do  $l_o^*(DT)$  (tab. 6.6) para os corpos de prova de flexão revenido a  $400^\circ C$ , é bastante discrepante se comparado os outros corpos de prova, dado que é função direta ao quadrado do fator de intensidade de tensões. Os valores de  $l_o^*(\delta_c)$ , (tab. 6.7) são em média mais elevados do que os  $l_o^*(DT)$ , certamente por influência do valor de  $\delta_c$  medido na carga máxima ao invés de serem medidos na carga de ruptura. Mas tanto  $l_o^*(\delta_c)$  como  $l_o^*(DT)$ , excedem em termos médio o valor da distância característica medida (fig. 5.14), não podendo-se em função do experimento realizado ter uma explicação mais profunda, na análise dos resultados expostos nas tabelas 6.6 e 6.7, tanto pela limitação teórica e de dados com

parativos, quanto pelas limitações experimentais em termos de instrumentos de análise.

Pode-se perceber pela análise da fig. 6.12, que o aço ABNT 4137 H tem um comportamento perfeitamente dentro da faixa de utilização dos aços prescritos pela teoria [7].

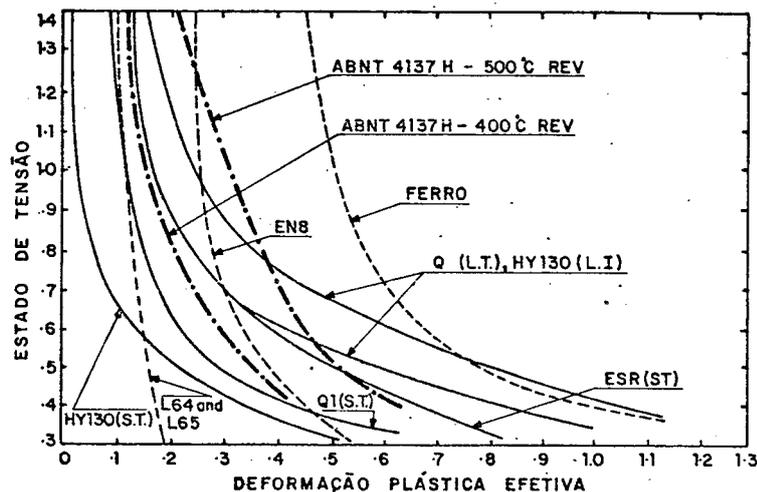


Fig. 6.12 - Curvas experimentais de iniciação de falhas para vários aços [7].

As tabelas 6.8 e 6.9 mostram os valores do fator de intensidade de tensões calculado segundo Dowling e Townley ( $K_{C(DT)}$ ), segundo o deslocamento de abertura da trinca  $K_{C(COD)}$  segundo a integral J,  $K_{CJ}$  e segundo o método de crescimento de vazios  $K_{C(l_C^* \text{ med})}$ , para os corpos de prova de flexão e CT, respectivamente.

O cálculo do fator de intensidade de tensões pelo método COD, proporcionou bons resultados tanto para c.ps. de flexão quanto tipo CT. Sua determinação foi bem simples (equação (3.27), 3.28)), em virtude dos dispositivos disponíveis na máquina ensaio MTS, possibilitando ainda um registro contínuo e preci

so da história do ensaio.

Nota-se que o fator de intensidade de tensões calculado a partir da Integral J,  $K_{CJ}$  apresentou valores mais elevados do que  $K_{C(DT)}$  e  $K_{C(l_{o\ med}^*)}$ , é explicável em virtude da carga máxima manter-se constante por um incremento razoável de deformação. Com isto houve um aumento da área sob a curva, que representa a Integral J. Tentou-se assumir valores médios de  $J_{m\acute{a}x}$  afim de diminuir estas influências.

O fator de intensidade de tensões obtido a partir do método de crescimento de vazios apresentou resultados bastante divergentes se comparado com as outras teorias. Isto deve-se principalmente pela falta de instrumentos mais precisos e adequados ao método em estudo.

Tabela 6.6. - Distância característica segundo Dowling e Townley, comparada com o valor medido

TIPO DE CORPO DE PROVA	TEMPERATURA DE REVENIDO	ESTADO DE FRATURA	$K_{Ic}$ (DT) MPa $\sqrt{m}$	$\frac{X}{\delta}$	$l_o^*$ (DT) mm	$l_o$ (med) mm
FLEXÃO	400°C	EPD	114	1,30	68	125
FLEXÃO	500°C	EPD	212	0,92	172	125
FLEXÃO	500°C	MISTO	212	0,92	172	125
C.T.	500°C	MISTO	238	0,92	218	125

Tabela 6.7. - Distância característica segundo o deslocamento de abertura da trinca comparado com o valor medido.

TIPO DE CORPO DE PROVA	TEMPERATURA DE REVENIDO	ESTADO DE FRATURA	$\delta_c$ mm	$\frac{X}{\delta}$	$l_o^*(\delta_c)$ mm	$l_o^*$ (med) mm
FLEXÃO	400°C	EPD	0,13	1,30	169	125
FLEXÃO	500°C	EPD	0,26	0,92	239	125
FLEXÃO	500°C	MISTO	0,18	0,92	165	125
C.T.	500°C	MISTO	0,32	0,92	294	125

Tabela 6.8. - Resultados comparativos dos valores do fator de intensidade de tensão para os quatro métodos do MFEP utilizados neste trabalho, para o corpo de prova de flexão em três pontos.

	CP	B	$\frac{a}{w}$	$K_c(DT)$	$K_c(COD)$	$K_{cJ}$	$K_c(l_{omed}^*)$
	Nº	mm		MPa $\sqrt{m}$	MPa $\sqrt{m}$	MPa $\sqrt{m}$	MPa $\sqrt{m}$
REVENIDO A 400°C	12	12,08	0,50	101	141	97	158
	131	25	0,50	110	179	147	158
	132	25	0,50	135	186	155	158
	141	30	0,50	114	205	204	158
REVENIDO A 500°C	22	24,08	0,536	210	272	298	180
	142	30	0,625	231	285	293	180
	43	25	0,525	205	208	224	180
	44	48	0,537	200	219	264	180
	111	6,2	0,512	220	183	180	180
	41	6,2	0,520	226	219	208	180
	31	12,08	0,292	212	235	269	180
EPD + EPT	32	12,08	0,327	221	224	265	180
	33	12,08	0,483	208	202	244	180
	35	12,08	0,592	186	190	193	180

Tabela 6.9. - Resultados comparativos dos valores do fator de intensidade de tensão para os quatro métodos da MFEP, utilizados neste trabalho para os corpos de prova - CT

		CP	B	$\frac{a}{w}$	$K_{c(DT)}$	$K_{c(COD)}$	$K_{cJ}$	$K_{c}^{*}$ (l <sup>o</sup> med)
		Nº	mm		MPa $\sqrt{m}$	MPa $\sqrt{m}$	MPa $\sqrt{m}$	MPa $\sqrt{m}$
REVENIDO A 500°C	TRINCA DE FADIGA EPD + EPT	21	24,36	0,53	226	301	305	180
		22	24,36	0,55	235	320	315	180
		31	24,36	0,70	229	226	207	180
		32	24,36	0,74	265	231	227	180
	RAIO DE ENTALHE = 0,2mm EPT	41	6,1	0,50	275	364	336	180
		42	6,1	0,49	259	389	370	180
		61	6,1	0,50	288	361	334	180
		62	6,1	0,50	330	361	324	180

## C A P Í T U L O VII

## CONCLUSÕES

Os resultados obtidos através dos métodos da Mecânica da Fratura Elasto-Linear, utilizados neste trabalho, para o aço ABNT 4137 H, foram bastante satisfatórios se comparados com os resultados teóricos. Limitações advindas da confecção de corpos de prova e o número limitado destes, geraram duas fontes de erro que devem ser consideradas na análise final dos resultados, quais sejam, pouca precisão de acabamento superficial dos espécimes e a não obtenção da carga de fratura, assumindo esta igual a carga máxima.

O cálculo das cargas de falha, a partir do método de Dowling e Townley, foram bem próximos dos resultados experimentais, comprovando-se assim sua importância dentro da MFEP.

O fator de intensidade de tensão crítico, para os corpos de prova de flexão e de tipo CT, mantiveram-se dentro de níveis de variação aceitáveis, para os quatro métodos trabalhados.

O limite de validade da ASTM E 399 estipulado em função de  $2,5 \left( \frac{K_C (DT)}{\sigma_L} \right)^2$ , menor ou igual a espessura B do comprimento da trinca a, foi excedido para todos os espécimes, exceto para os corpos de prova revenidos a  $400^\circ\text{C}$ . O limite de validade da ASTM E 813-81 dado em função da integral J, como sendo  $25 \frac{J_{\text{máx}}}{\sigma_L}$  menor do que B e b foi obedecido para todos os espécimes, exceto para os que fraturaram num EPT.

Pode-se notar que nenhum dos espécimes ensaiados es-

tão dentro da MFEL, dado que o raio da zona plástica, excedeu ao limite de 2% da espessura.

O método de Crescimento de Vazios, tanto para o cálculo da distância característica  $\lambda_0^*$ , quanto para sua determinação experimental, gerou uma certa insegurança quanto a validade dos resultados finais. Nota-se que os resultados apresentados são os que mais divergem em relação as outras teorias.

É aconselhável, que a partir do momento em que se disponha de um acervo bibliográfico mais amplo e os equipamentos necessários em pleno funcionamento, ataque-se este problema novamente, em virtude dele apresentar uma perspectiva bastante animadora, quanto a facilidade e rapidez de confecção dos corpos de prova, bem como seu ensaio.

Pode-se concluir que não há razão para discordar de que o mecanismo de ruptura ocorre pela nucleação de microvazios formados a partir de inclusões ou partículas de segunda fase sendo que a fratura final é resultado da coalescência destas microcavidades.

Conclui-se também que o conhecimento do fator de intensidade de tensão, além de proporcionar a previsão da propagação da trinca, pode também servir para, através do método de Dowling e Townley, determinar a carga de falha, estimando-se assim, a partir desta, um fator de segurança que garanta o funcionamento da estrutura satisfatoriamente.

Finalmente, conclui-se que para um carregamento estático, os métodos estudados podem ser aplicados em projetos de estruturas que contenham algum tipo de descontinuidades.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] ARROYO, I.K., Descontinuidades geométricas e fratura dúctil em aço estrutural. Dissertação de Mestrado, UFSC, Dezembro de 1979.
- [2] ASTM E 399-72, Standard method of test for plane strain fracture toughness of metallic materials.
- [3] ASTM E 813-81, Standard test for  $J_{IC}$ , a measure of fracture toughness.
- [4] BEGLEY, J.A., LANDES, L.D., The J Integral as a fracture criterion. ASTM STP 514, 1972, pp.1-20.
- [5] BURDEKIN, F.M., DAWES, M.G., Practical use of linear plastic and yielding fracture mechanics with particular reference to pressure vessels. Instn. Mech. Engrs., 1970, pp. 28-37.
- [6] BURDEKIN, F.M., STONE, D.E., The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials. Journal of Strain Analysis, vol. I, 1966, pp. 145-153.
- [7] CHELL, G.G., Developments in fracture mechanics-2. The Mechanics and Mechanisms of fracture in metals. Applied Science publishers - London and New Jersey, 1981.
- [8] CHELL, G.G., MILNE, I., A new approach to the analysis of invalid fracture toughness data. Materials Science and Engineering, 1976, pp. 249-253.
- [9] CHELL, G.G., WORTHINGTON, P.J., The determination of fracture toughness of a tough steel from invalid compact tension specimens of varying width and thickness. Materials Science and Engineering, 1976, pp.95-103.
- [10] CHIPPERFIELD, C.G., Recent development in Methods for material toughness assessment. Developments in pressure vessel technology - 1. Edited R.W. Nichols, Applied Science Publishers Ltd, London, 1979.

- [11] CLAUSING, D.P., Tensile properties of eight constructional steels between 70 and -320F. Journal of materials JMLSA, vol.4, June 1969, pp. 473-492.
- [12] COWLING, M.J., HANCOCK, J.W., The applicability of small scale tests in prediction of fracture mechanics parameters. Applied Science Publishers Ltd. Edited by P. Stanley, London, 1976, pp. 373-387.
- [13] DARLASTON, B.J.L., The CEBG two criteria proposal. Developments in pressure vessel technology - 1. Edited R.W. Nichols, Applied Science Publishers Ltd, London, 1979.
- [14] DARWISH, F.A., Revisão dos modelos de fratura em aços para vasos de pressão para fins nucleares. DCNM., PUC-Rio de Janeiro.
- [15] DARWISH, F.A., OURO, C.R., Effect of Microstructure on the notch sensitivity on cylindrical steel bars. Anais do IV Congresso Brasileiro de Eng<sup>a</sup> Mecânica, Florianópolis, Dezembro 1977, pp. - c - 7A.
- [16] EFTIS, J., JONES, D.L., LIEBOWITZ, H., On fracture toughness in the nonlinear range. Engineering Fracture Mechanics, 1975, vol.7, pp. 491-503.
- [17] EGAN, G.R., Compatibility on linear elastic ( $K_{IC}$ ) and general yielding (COD) fracture mechanics. Engineering Fracture Mechanics, 1973, vol.5, pp. 167-183.
- [18] EGAN, G.R., ROBINSON, J.N., The application of elastic-plastic fracture mechanics parameters in fracture safe design. Nuclear Engineering and Design, 1978, pp. 133-158
- [19] GRENN, G., KNOTT, J.F., On effects on thickness on ductile crack growth in mild steel. J. Mech. Phys. Solids. February 1975, vol.23, pp. 167-183.
- [20] GUENTHER, R., ROSA, E., Métodos energéticos e integral J. Publicação 16/78, Grupo de Análise de Tensões, UFSC, convênio CNEN/UFSC/1978.

- [21] HAHN, G.T., et. al., Elastic-plastic fracture mechanics for nuclear pressure vessels: A preliminary Appraisal. I. Mech. E., 1978, pp.37-45.
- [22] HAHN, G.T., ROSENFELD, A.R., Local yielding and extension of a crack under plane stress. Acta Metallurgica, vol.13, March 1975, pp. 293-306.
- [23] HAHN, G.T., ROSENFELD, A.R., Sources of fracture toughness: The relation between  $K_{Ic}$  and the ordinary tensile properties of metals. American Society for Testing and Materials. 1968, pp. 5-32.
- [24] HANCOCK, J.W., MACKENZIE, A.C., On the mechanisms of ductile fracture in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. J.Mech. Phys. Solids, 1976, vol. 24, pp. 147-169.
- [25] HOSBONS, R.R., Future trends in fracture mechanics theory and applications. Similar on fracture analysis and fracture control. Queen's University, Ontario, Canada, May 1978.
- [26] KANAZWA, T., KIHARA, H., Present status on the evolution of fracture criteria for structural steels. Significance of defects in welded structures, edited by T. Kanazwa and A.S. Kobayashi. University of Tokyo Press. 1974, pp.308-317.
- [27] KNOTT, J.F., Fundamentals of fracture mechanics. John Wiley & Sons, 1973.
- [28] LEBEY, J., Initiation de fissures dans des prouvettes CT. Utilisation de la methode des 2 criteres. Centre d'Etudes Nucléaires de Saclay, Fevriér, 1980.
- [29] MAFRA, W.J., Análise elástica de problemas bidimensionais da mecânica da fratura. Dissertação de Mestrado, UFSC, Janeiro 1980.
- [30] McCLINTOCK, F.A., A criterion for ductile fracture by the growth of holes. Journal Applied Mechanics. Transac-

tions of the ASME. June 1968, pp.363-371.

- |31| MILNE, I., WORTHINGTON, P.J., The fracture toughness of a low alloy pressure vessel steel in the post yield regime. Materials Science and Engineering, 26 (1976), pp. 185-193.
- |32| MERKLE, J.G., CORTEN, H.T., A J Integral analysis for the compact specimen, considering axial force as well as bending effects. Transactions of the ASME, november, 1974 pp. 286-292.
- |33| Metals Handbook, volume 10, ASM 1975.
- |34| NEALE, B.K., TOWNLEY, C.H.A., A unifiield approach to elastic-plastic fracture mechanics. Publication of the IEA, 199, 1970, pp. 126-171.
- |35| NILHEM, D.P., RATWANI, M.M., ZIELSDORFF, G.F., A Jintegral approach to crack resistance for aluminum, steel and titanium alloys. Journal of Enginnering Materials and Technology, April 1977, pp. 97-104.
- |36| NILSSON, F., OSTENSSON, B., J - Testing of A-533 B - Statistical evolution of some different testing techniques, Engineering Fracture Mechanics, 1978, vol.10, pp.223-232.
- |37| PARIS, P.C., et. al., A treatment of the subject of tearing instability. Nuclear Regulatory Commission, Washington, D.C., Jul., 1977.
- |38| RICE, J.R., A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. Journal af Applied Mechanics, June 1968, pp.379-386
- |39| RICE, J.R., JOHNSON, M.A., The vale of large crack tip geometry changes in plane strain fracture. Inelastic Behavior of Solids, Kanninen et. al., editors, McGraw-Hill, 1970, pp. 641-661.
- |40| RITCHIE, R.O., SERVER, W.L., WULLAERT, R.A., Fracture toughness predictions for nuclear pressure vessel steels . Vol.3, ICM 3, Cambridge, England, August 1979, pp. 489-

500.

- [41] ROCHE, R.L., Analysis of structures containing cracks some comments of the  $J_1$  integral criterion. Int. J. Pres.Ves. & Piping (1979), Applied Science Publishers Ltd., England 1979, pp. 64-82.
- [42] ROCHE, R.L., Some comments about the  $J_1$  integral criterion in post yield fracture mechanics. Transactions of the 4th international conference mechanics in Reactor Technology, San Francisco, California, USA, August 1977, pp G.3/2.
- [43] ROSA, E., LEAL, L.M., Uma apreciação crítica sobre o problema da fadiga. Anais da Conferência sobre análise, projeto e construção de estruturas de centrais nucleares. Porto Alegre, 1978, pp. 55-74.
- [44] ROSA, E., Método combinado para análise de fratura dúctil. Anais do 4º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, UFSC, Dezembro, 1980, pp. 309-318.
- [45] ROSA, E., SANTANA, J.L., Alguns resultados sobre a propagação de trincas de fadiga, em flexão plana. Anais do 4º Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, Dezembro, 1977.
- [46] ROSA, Comunicação Pessoal.
- [47] ROUSSELIER, G., Contribution a l'etude de la rupture des métaux dans le domaine del élasto plasticité. Bulletin de la Direction des Etudes et Richerches, Seria A, nº1, 1979.
- [48] SANTANA, J.L., Simulação do Crescimento de trincas de Fadiga. Dissertação de Mestrado, UFSC, Janeiro, 1980.
- [49] TIMOSHENKO, S.P., Resistência dos Materiais, Livros Técnicos e Científicos Editora, Rio de Janeiro, RJ, 1966.
- [50] TETELMANN, A.S., McEVILY, A.J., Fracture of structural materials. John Wiley & Sons, Inc, New York, 1967.
- [51] TURNER, C.E., Yielding fracture mechanics journal of strain analysis, vol.10, 1975, pp. 207-216.

- |52| WANG, C.T., Applied Elasticity. McGraw Hill Book Company, New York, 1965.
- |53| WITT, F.J., The determination of critical fracture criteria parameters from small specimen testing. Structural analysis of steel reactor pressure vessels, secção G 2/2.

## APÊNDICE

## INTRODUÇÃO

No apêndice apresenta-se as tabelas e curvas experimentais, obtidas a partir dos ensaios realizados nos diversos corpos de prova, bem como alguns comentários complementares, com o objetivo de ampliar as informações veiculadas neste trabalho.

Dividiu-se o apêndice por geometria de corpo de prova, afim de agrupar em cada geometria os diversos métodos e procedimentos utilizados na resolução dos problemas.

## APÊNDICE A-1

## Determinação das Características Principais do Aço ABNT 4137 H

## A.1.1 - Ensaio de Tração Simples

O ensaio de tração simples objetivou determinar as principais características do material. A partir dele fez-se uma estimativa do valor de  $K_{IC}$ , baseado em informações teóricas, para diversos tratamentos térmicos. Assumiu-se um dos valores de  $K_{IC}$  e pelo método de Dowling e Townley, determinou-se as dimensões principais dos corpos de prova para cada geometria, a fim de que a carga de falha não superasse a marca de 10 toneladas, que é a carga limite da máquina de ensaio MTS.

A figura A.1.1 representa a curva tensão-deformação real, para corpos de tração simples, revenidos a  $400^{\circ}\text{C}$ , dos quais obtiveram-se todos os dados referentes ao aço ABNT 4137H, tabelados em 5.2. Para o revenimento de  $500^{\circ}\text{C}$ , a curva tensão-deformação real está representada na figura 5.2.

## A.1.2 - Tratamento Térmico

Todos os corpos de prova utilizados neste trabalho foram temperados a  $850^{\circ}\text{C}$  com resfriamento em óleo e revenidos a  $400^{\circ}\text{C}$  e  $500^{\circ}\text{C}$ . O tempo à temperatura de tempera foi de 1,5 vezes a menor dimensão do corpo de prova em minutos. Os espécimes cilíndricos com entalhe circunferencial, foram temperados envoltos por um tubo de vidro (Fig. A.1.3), a fim de reduzir a oxidação no fundo do entalhe.

A dureza Rockwell<sub>C</sub> para a têmpera a 850 C foi em média 45 R<sub>C</sub>, enquanto para o revenimento a 400 C se manteve em torno de 40 R<sub>C</sub> e, para 500 C em torno de 36 R<sub>C</sub>.

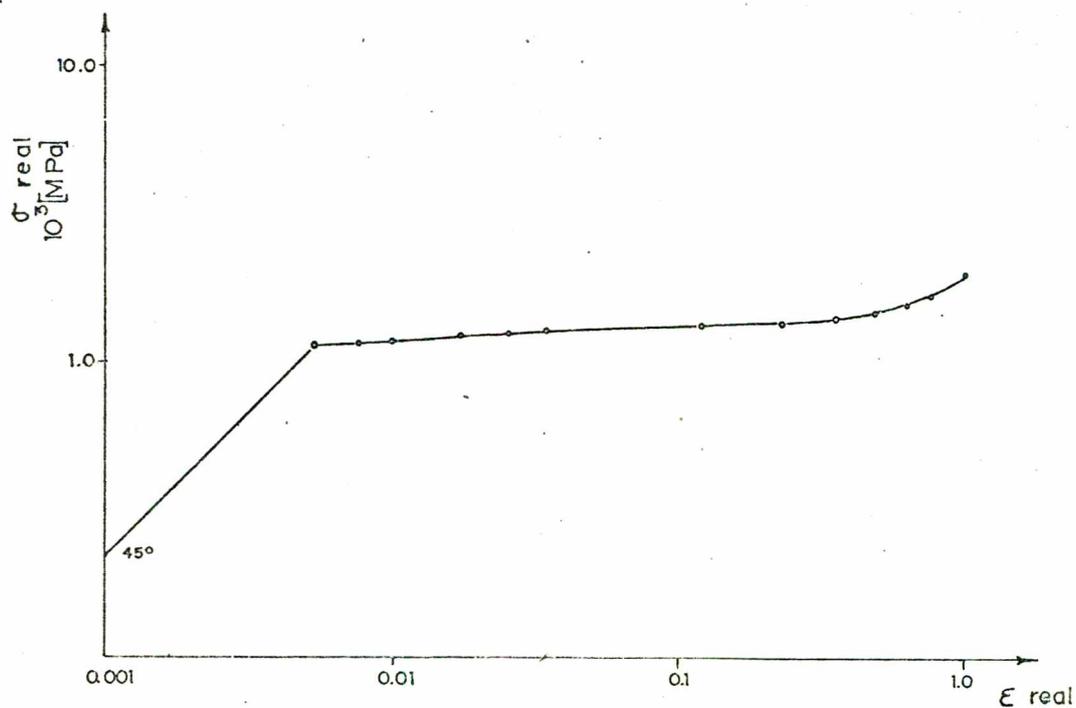


Fig. A.1.1 - Curva carga-deformação real, aço ABNT 4137 H, revenido a 400°C.



Fig. A.1.2 - Corpo de prova entalhado circunferencialmente, envolto com tubo de vidro.

## APÊNDICE A.2

## Corpos de Prova Tipo - CT

Os principais dados referentes aos corpos de prova CT, podem ser vistos nos capítulos V e VI. Aqui serão mostrados alguns resultados dos ensaios realizados sobre os mesmos. Inicialmente serão apresentados mais algumas curvas de  $F \times V_g$  e  $F \times \Delta$ , a fim de comprovar a coerência destas curvas em todos os ensaios. Para os corpos de prova CT-31 e CT-41, serão tabelados os valores da integral J para diversos pontos, tabelas A.2.1 e A.2.2 respectivamente.

A figura A.2.4, mostra fraturas de superfície dos corpos de prova CT, deixando transparecer que para espécimes com B constante, a quantidade de fratura no EPD aumenta a medida que  $a/w$  também aumenta, estando coerente com as discussões levantadas pela teoria, no capítulo II.

A figura A.2.5, fornece uma distribuição da tenacidade da fratura, para B constante e,  $a/w$  variável. Contudo, a quantidade de corpos de prova é pequena, para se caracterizar uma tendência dos resultados obtidos.

Na figura A.2.6, é possível acompanhar detalhadamente, o ensaio realizado. As curvas  $F \times V_g$  e  $F \times \Delta$ , estão assinaladas numericamente, sendo que esta numeração representa os diversos instantes do ensaio, podendo ser observados pelas fotografias anexas à figura A.2.6. As fotos foram tiradas simultaneamente às solicitações, não permitindo que houvesse descarregamento ou alívio de tensões.

Tabela A.2.1- Cálculo da Integral  $J$  a partir das curvas  $F \times \Delta$  e  $F \times Vg$  para o corpo de prova CT-31, com  $B = 24,4$  mm.

PONTOS	F/B KN/mm	$\Delta_e$ mm	$\Delta_p$ mm	$J_e$ $\frac{K_J}{m^2}$	$J_e$ $\frac{K_J}{m^2}$	$J_e$ $\frac{K_J}{m^2}$	$J_e$ $\frac{K_J}{m^2}$
1	0,603	0,517		15,1			15
2	1,206	1,123		60,5			61
3	1,608	1,485		107,5			171
4	1,748		0,343		83,2	0,22	191
5	1,407		0,914		213,7		321
6	1,146		1,428		308,7		416
7	0,502		4,322		654,0		762

Tabela A.2.2- Cálculo da Integral  $J$ , a partir das curvas  $F \times \Delta$  e  $F \times Vg$ , do corpo de prova CT-41, com  $B = 6,1$  mm

PONTOS	F/B KN/mm	$\Delta_e$ mm	$\Delta_p$ mm	$J_e$ $\frac{K_J}{m^2}$	$J_p$ $\frac{K_J}{m^2}$	$J_{cp}$ $\frac{K_J}{m^2}$	$J$ $\frac{K_J}{m^2}$
1	1,00	0,305		8,3			8
2	2,01	0,610		33,0			33
3	3,05	0,933		76,4			76
4	3,62		0,228		68,0	0,5	146
5	4,50		0,723		250,1	3,8	331
6	4,75		1,237		470,2	6,0	552
7	4,60		2,208		882,0		958
8	4,26		2,837		115,0		1191

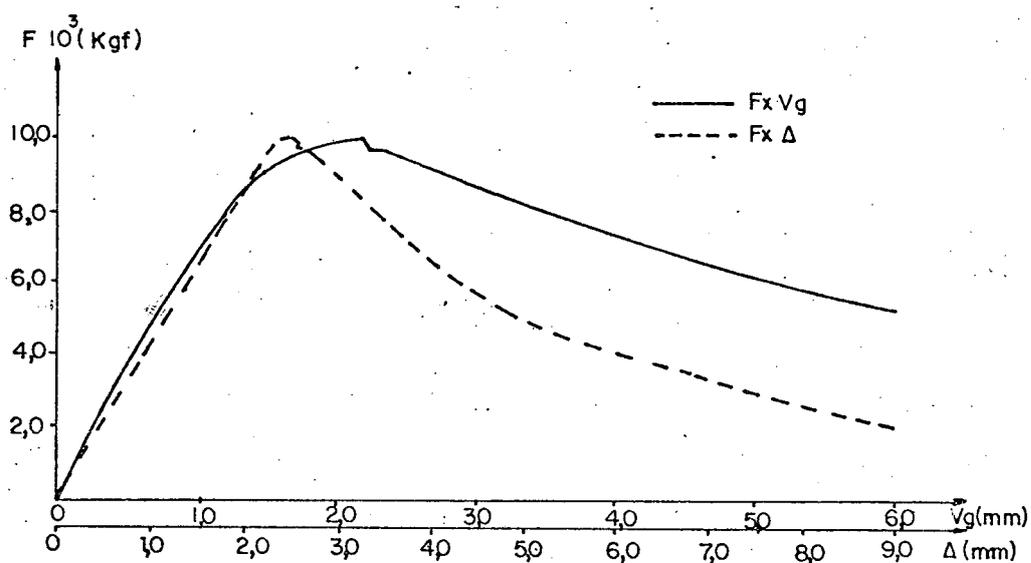


Fig. A.2.1 - Curva carga-deslocamento do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga ( $F \times \Delta$ ), c.p. 22. tipo CT.

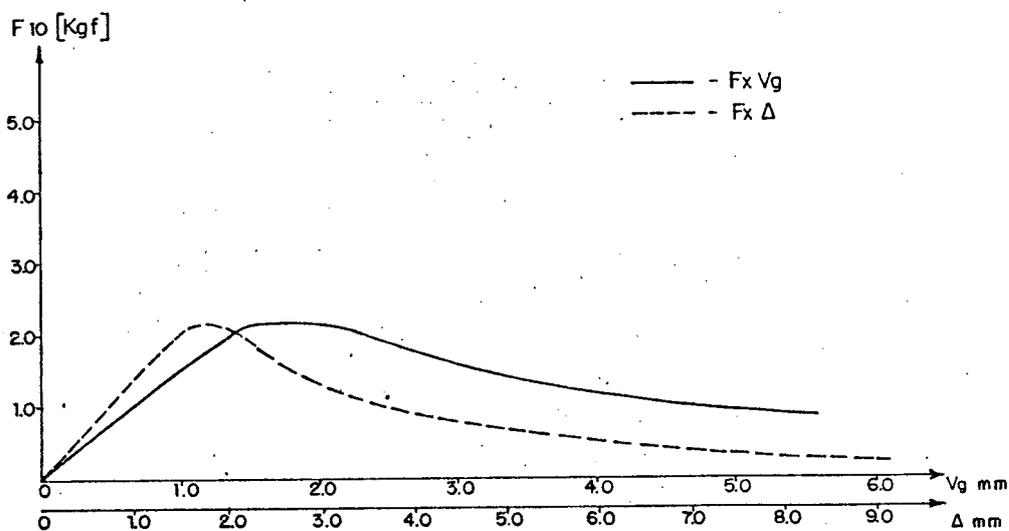


Fig. A.2.2 - Curva carga-deslocamento do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga ( $F \times \Delta$ ), c.p. 31, tipo CT

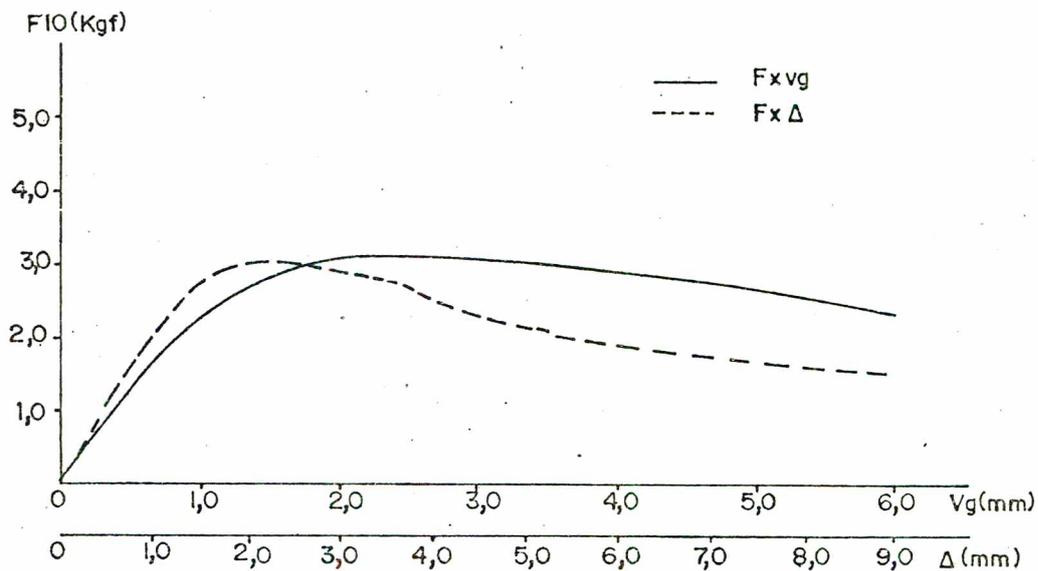


Fig. A.2.3 - Curva carga-deslocamento do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga ( $F \times \Delta$ ), c.p. 41, tipo CT.

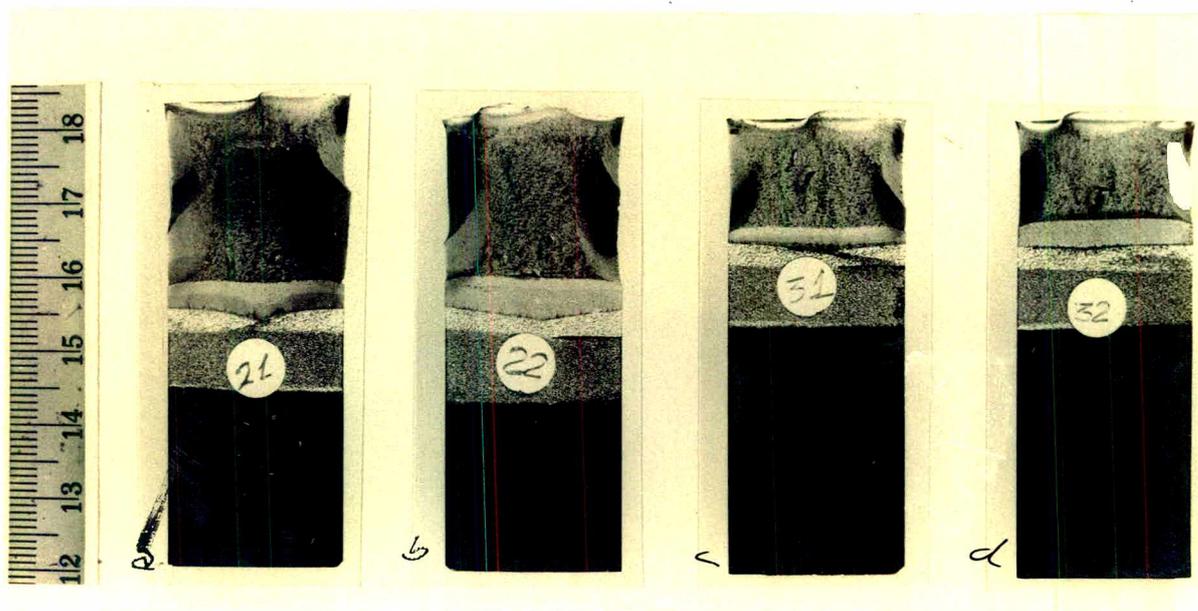


Fig. A.2.4 - Fraturas de superfícies de corpos de prova CT, com espessura constante (24,4 mm) e  $\frac{a}{w}$  variável,

	a	b	c	d
$\frac{a}{w}$	0,532	0,557	0,702	0,740

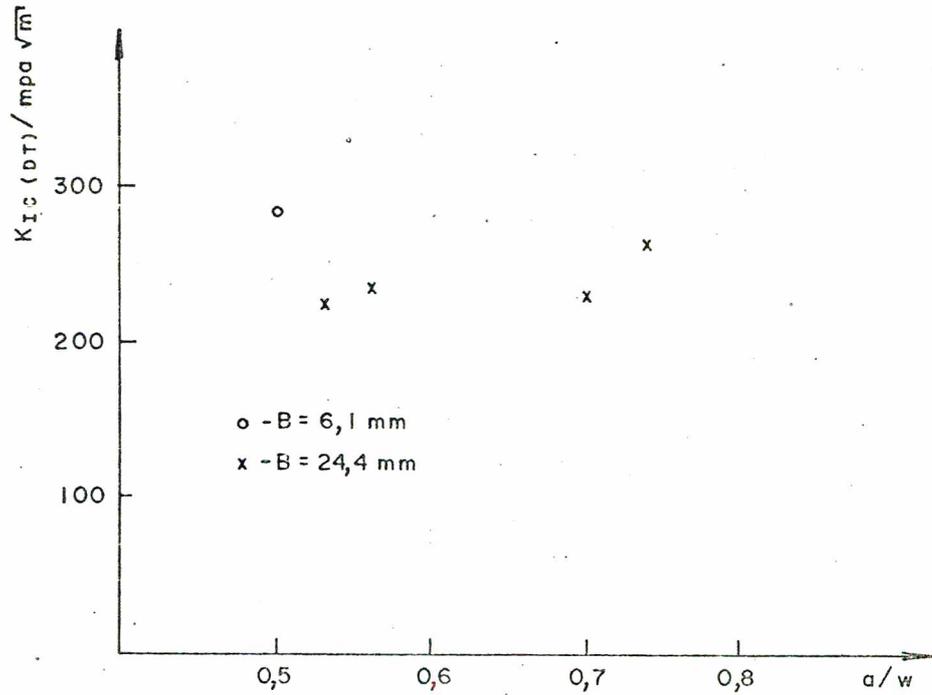


Fig. A.2.5 - Tenacidade da fratura  $\times \frac{a}{w}$

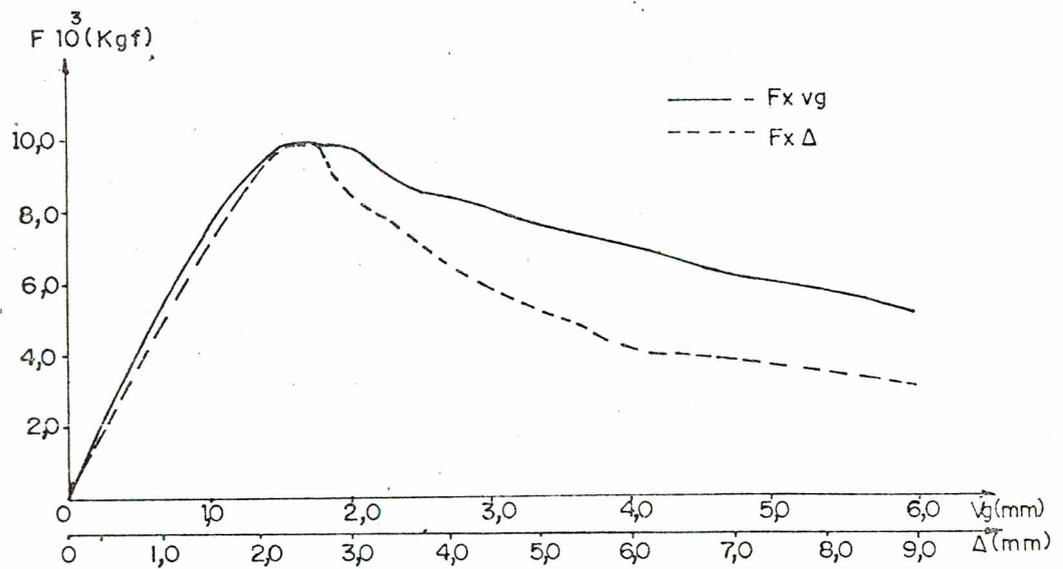


Fig. A.2.6 - a) Curva carga-deslocamento do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação de carga ( $F \times \Delta$ ), relacionado com as fotografias para cada instante de solicitação assinalados numericamente sobre o gráfico.

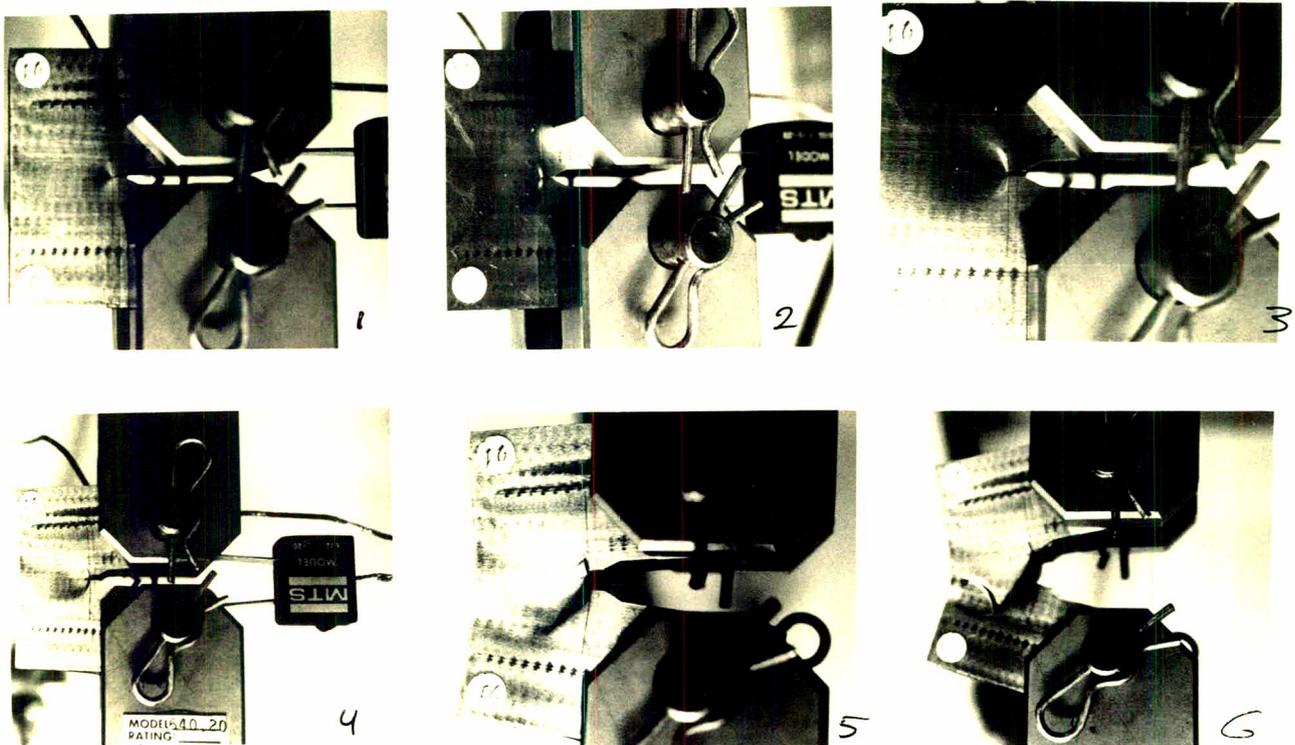


Fig. A.2.6. - b) Fotografias para diversos níveis de solicitação,  
c.p. - CT - 21.

Pontos	1	2	3	4	5	6
carga $10^3$  Kgf	9,80	8,86	7,40	5,40	2,80	0,30

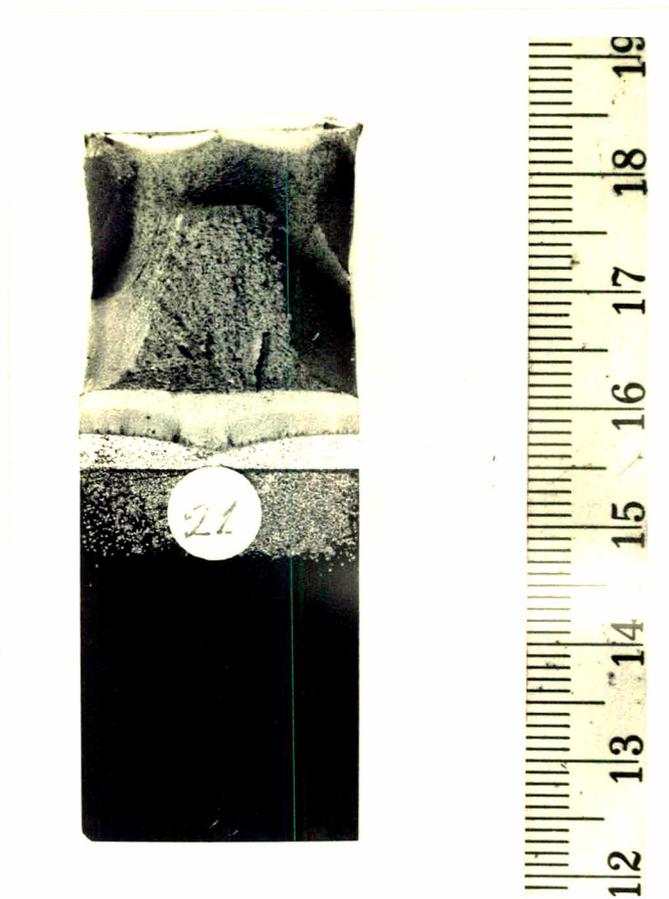


Fig. A.2.6 - c) Característica da fratura final.

## APÊNDICE A.3

## Corpos de Prova deflexão em três pontos

A quantidade de resultados experimentais para os corpos de prova de flexão em três pontos é bem amplo, devido ter um número razoável de corpos de prova, e estar trabalhando em duas temperaturas de revenimento. Selecionou-se os mais característicos a fim de poder dar uma idéia mais clara dos procedimentos experimentais.

Da figura A.3.1 até A.3.4, tem-se as curvas de carga-deslocamento do extensômetro e carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga, obtidos diretamente da máquina de ensaio. Na fig. A.3.3, foi efetuado um descarregamento a partir de uma primeira solicitação. Isto ocorreu em virtude da resistência do espécime estar acima da capacidade da máquina. Fez-se então uma nova propagação da trinca por fadiga (Fig. A.3.12 a), e posteriormente um novo ensaio. A figura A.3.4, mostra, uma sequência de fotografias, que caracterizam os diversos instantes de solicitação do espécime.

As figuras, A.3.5 até A.3.10 representam resultados comparativos, para os corpos de provas solicitados, a diversos níveis de solicitação, confrontando-se diversos parâmetros. Nota-se também um comportamento semelhante às respectivas curvas, para os espécimes tipo CT.

As figuras A.3.11, até A.3.12 e A.3.14 são de fraturas características de corpos de prova de flexão, fotografadas logo após o ensaio.

Tabela A.3.1- Cálculo da Integral J a partir das curvas F x  $\Delta$  e F x Vg, do corpo de prova de flexão em B = 48 mm

PONTOS	$\Delta$ mm	$\frac{F}{B}$ KN mm	J $\frac{K_J}{m^2}$
1	0,342	0,51	15,55
2	0,680	1,02	61,67
3	1,064	1,53	148,99
4	1,254	1,74	204,28
5	1,577	1,92	309,27
6	2,014	1,84	455,27
7	2,451	1,74	594,35
8	3,040	1,53	765,77

Tabela A.3.2- Cálculo da Integral J a partir das curvas F x  $\Delta$  e F x Vg, do corpo de prova de flexão com B = 30,0 mm

PONTOS	$\Delta$ mm	$\frac{F}{B}$ KN	J $\frac{K_J}{m^2}$
1	0,570	0,82	20,67
2	1,140	1,63	82,73
3	1,482	2,04	138,60
4	1,881	2,45	218,24
5	2,166	2,62	282,37
6	2,584	2,75	381,90
7	3,154	2,62	517,59

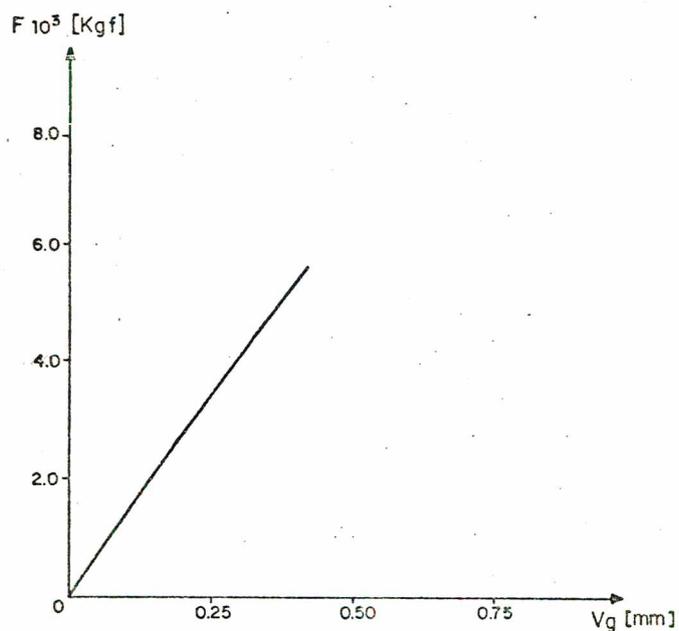


Fig. A.3.1 - Figura F x Vg, para corpo de prova de flexão-131, revenido a 400°C.

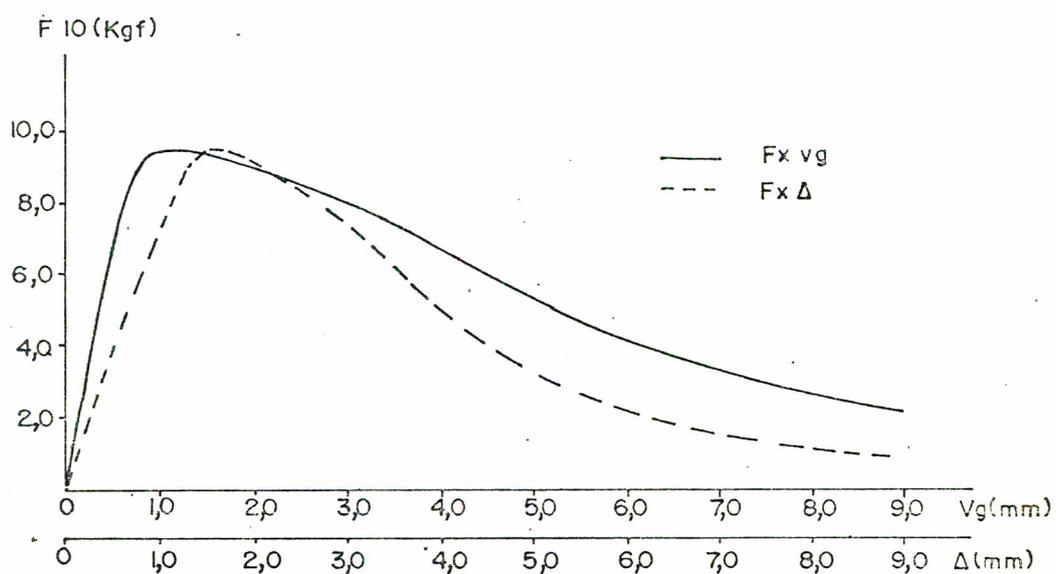


Fig. A.3.2 - Curva carga-deslocamento do extensômetro (F x Vg) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação de carga, c.p. flexão-44, revenido a 500°C.

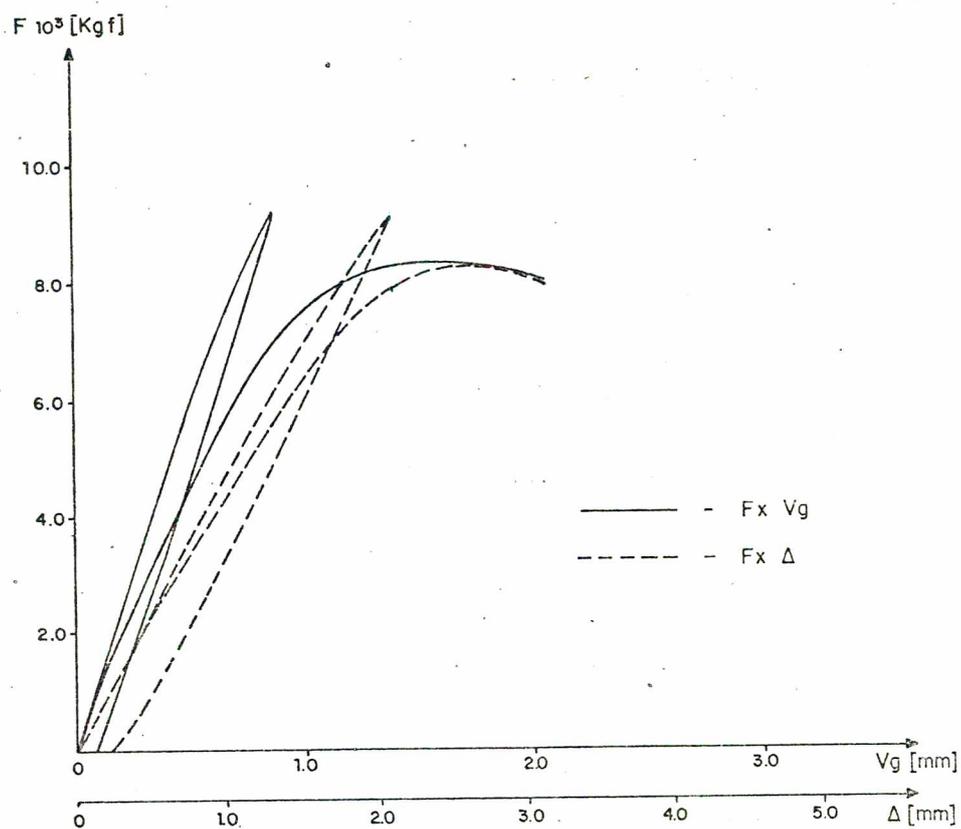


Fig. A.3.3 - Curva carga-deslocamento do extensômetro ( $F \times V_g$ ) e carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga ( $F \times \Delta$ ), c.p. flexão-142, revenido a  $500^\circ\text{C}$ .

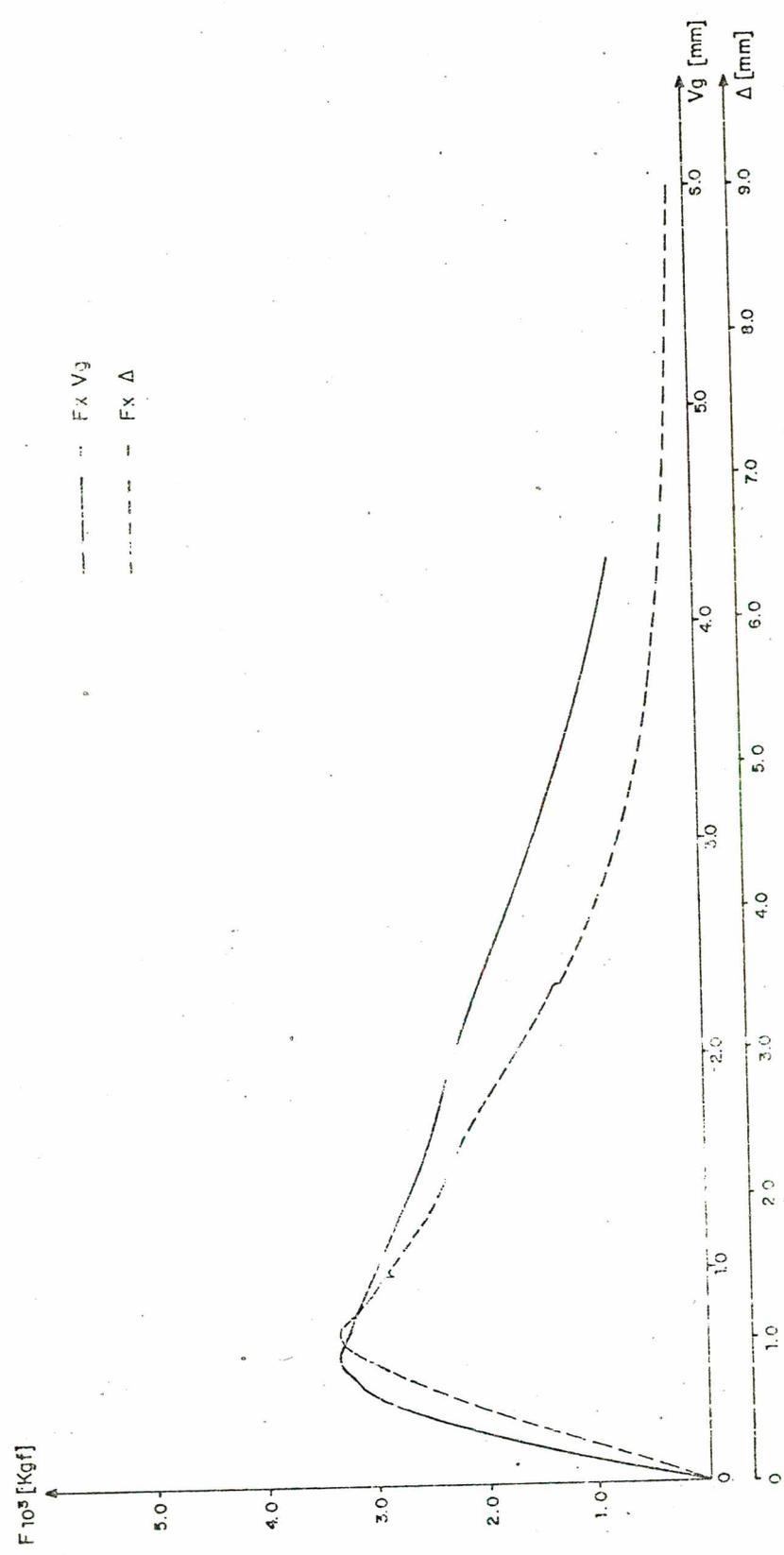


Fig. A.3.4 - a) Curva carga-deslocamento do extensômetro (F x Vg) e curva carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga, c.p.-33.  
b) Fotografias para diversos níveis de solicitação.

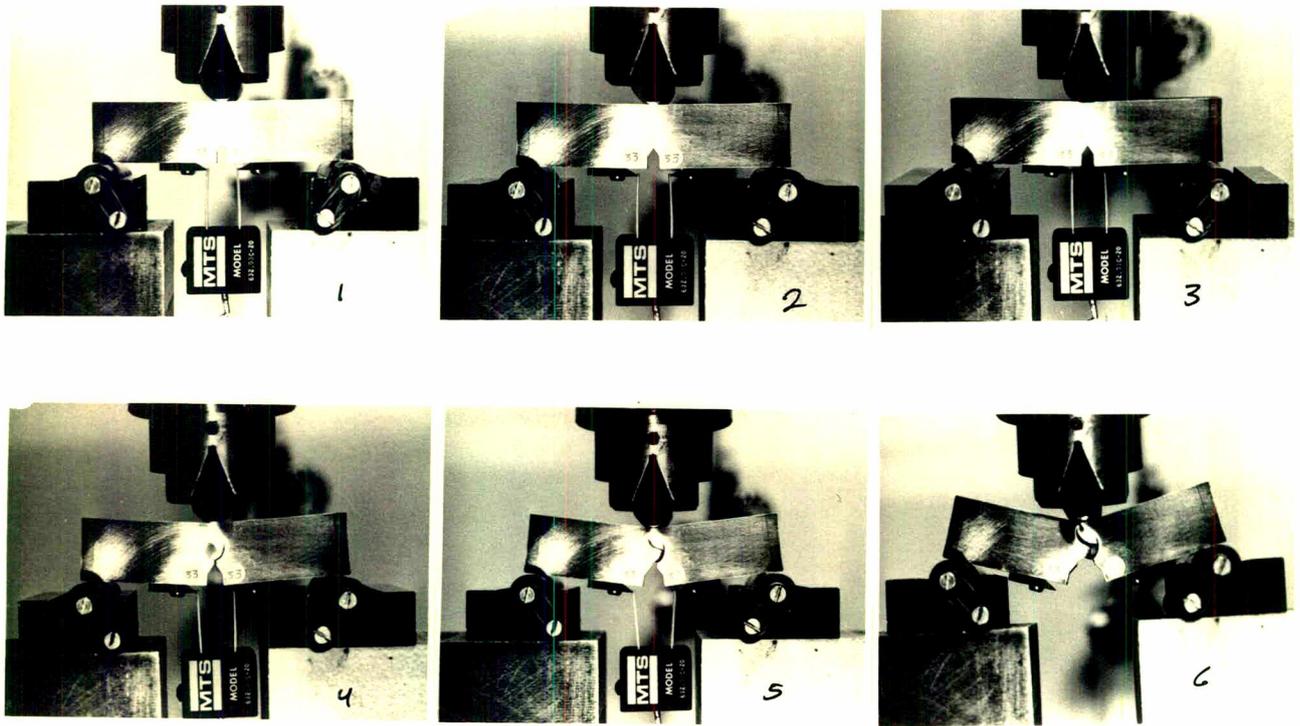


Fig. A.3.4 - b) Fotografias para diversos níveis de solicitação do c.p.-33.

Pontos	1	2	3	4	5	6
carga $10^3$  Kgf	2,63	3,30	2,90	1,00	0,50	0,09

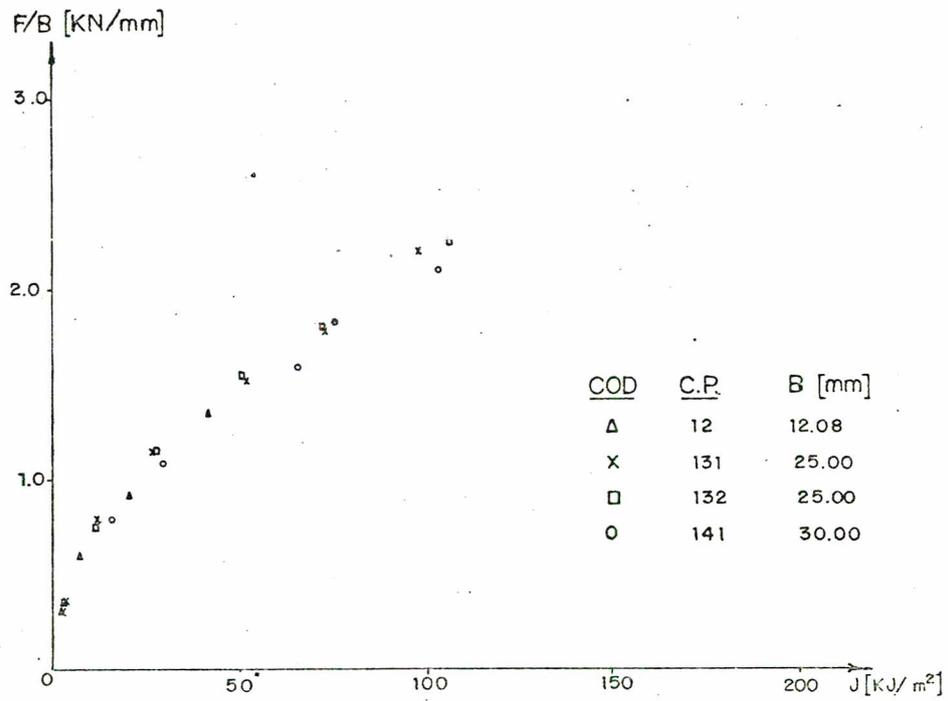


Fig. A.3.5 -  $\frac{F}{B} \times J$ , para corpos de prova de flexão, revenidos a  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $\frac{a}{w} \cong 0,5$

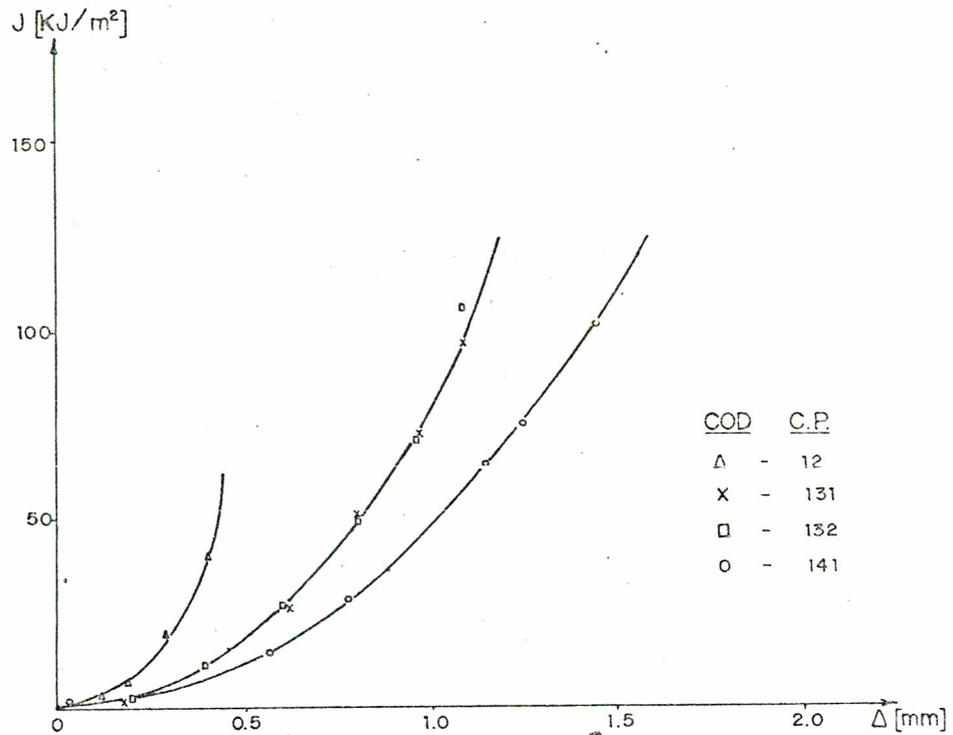


Fig. A.3.6 - Integral  $J \times \Delta$ , para corpos de prova revenidos a  $400^{\circ}\text{C}$   
 $\frac{a}{w} \cong 0,5$ .

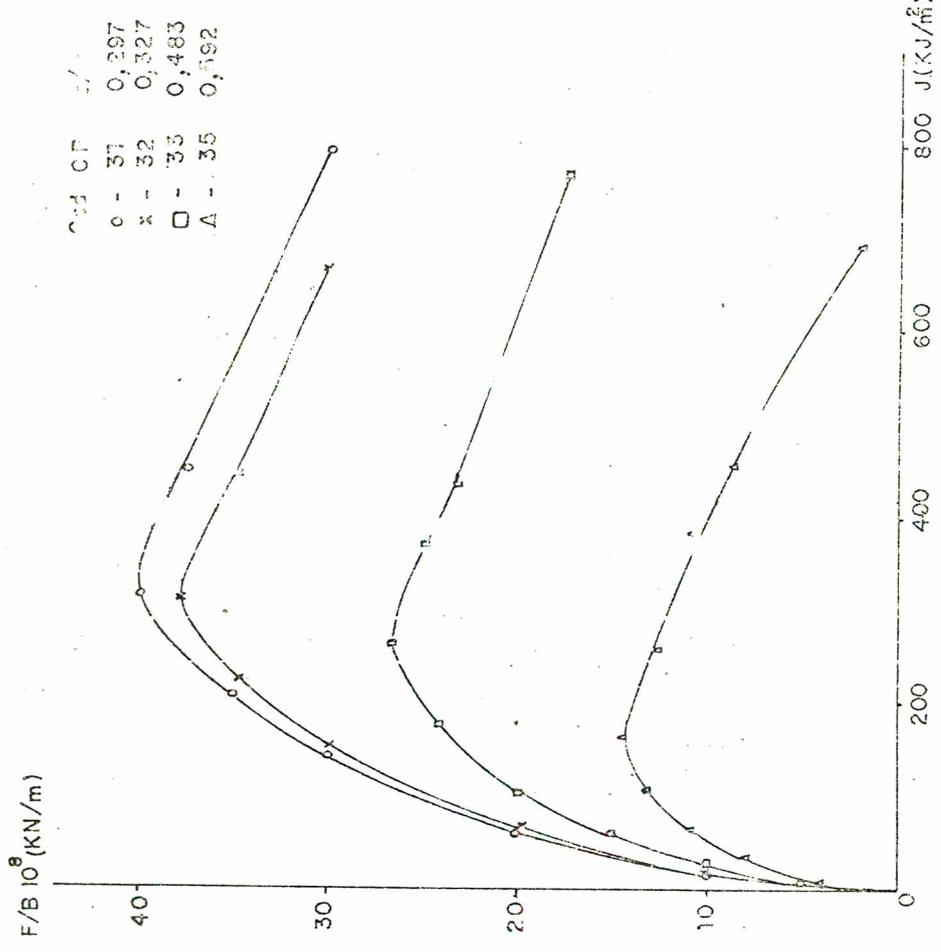


Fig. A.3.7 -  $\frac{F}{B} \times J$ , para corpos de prova de flexão, revenidos a 1000°C, com B constante e  $\frac{\partial w}{\partial J}$  variável.

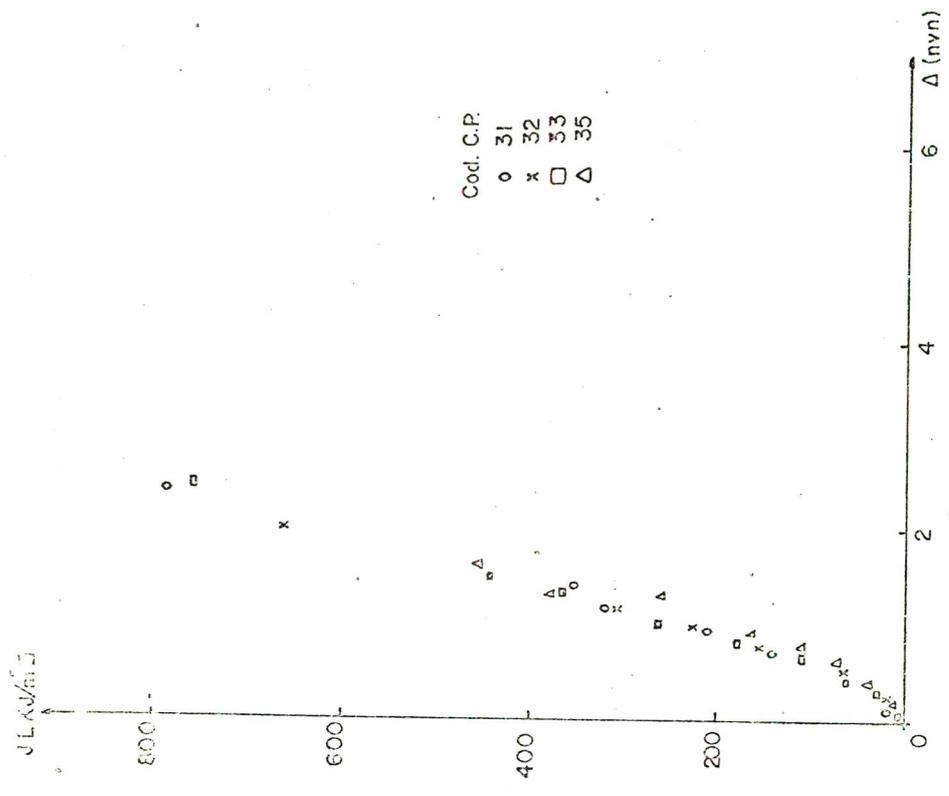


Fig. A.3.8 - Integral  $J \times \Delta$ , para c.p. flexão com B constante e  $\frac{\partial w}{\partial J}$  variável.

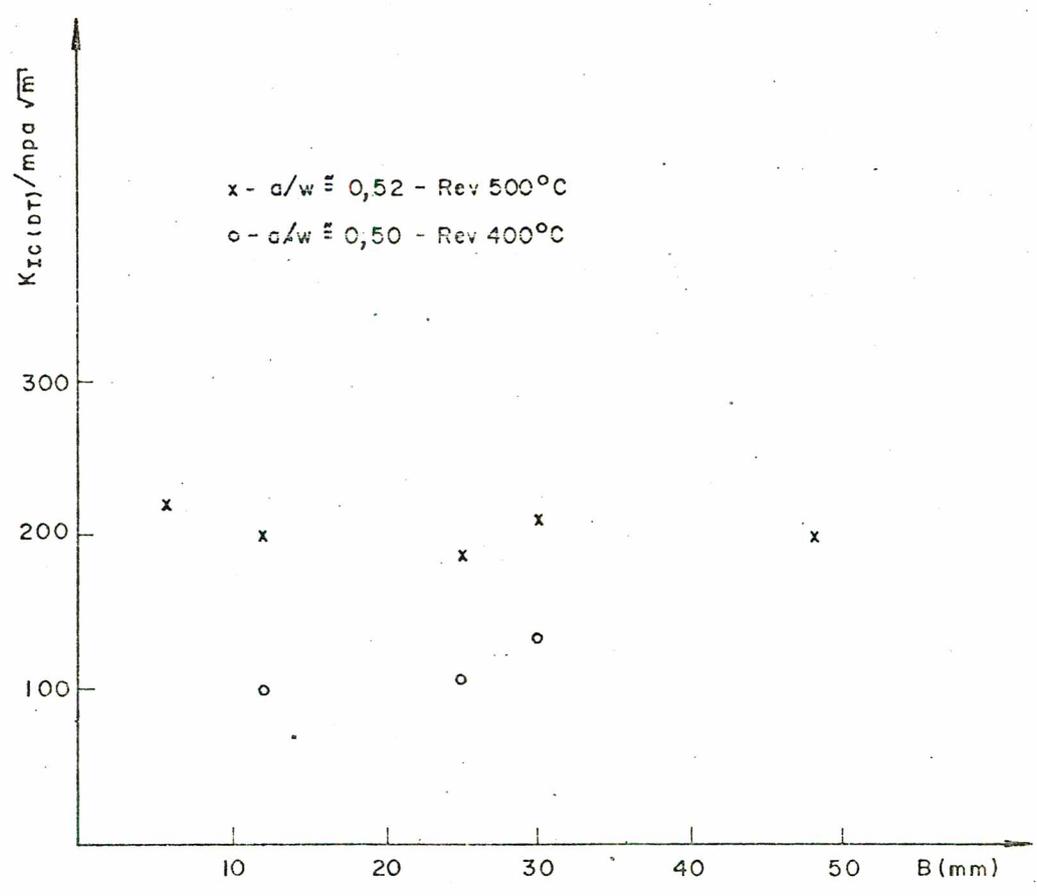


Fig. A.3.9 - Tenacidade da fratura  $\times \frac{a}{w}$ , para c.p. de flexão

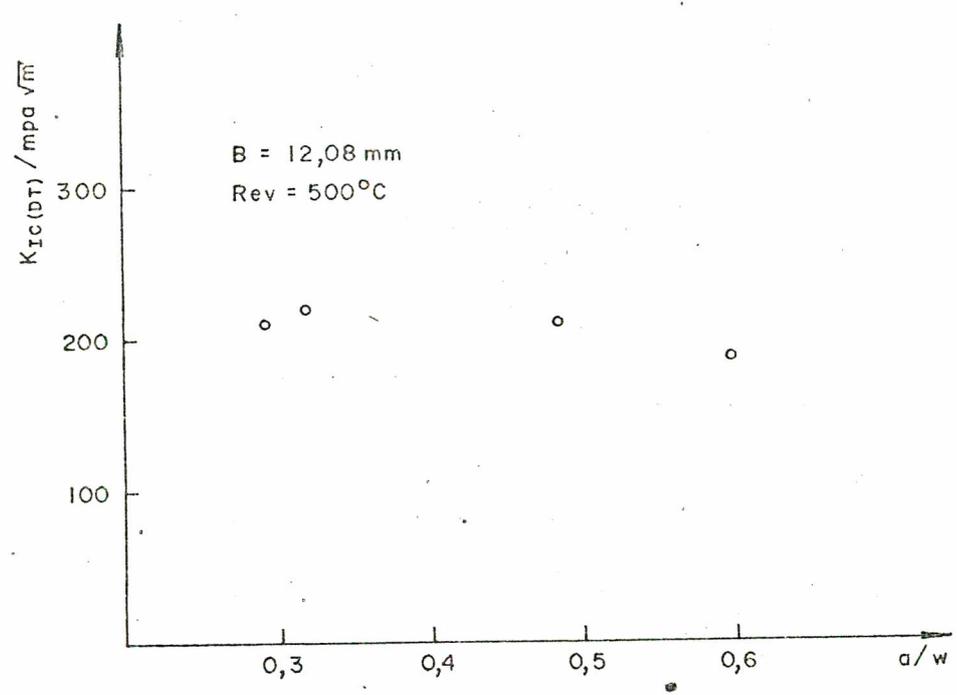


Fig. A.3.10 - Tenacidade da fratura  $\times B$ , para c.p. de flexão

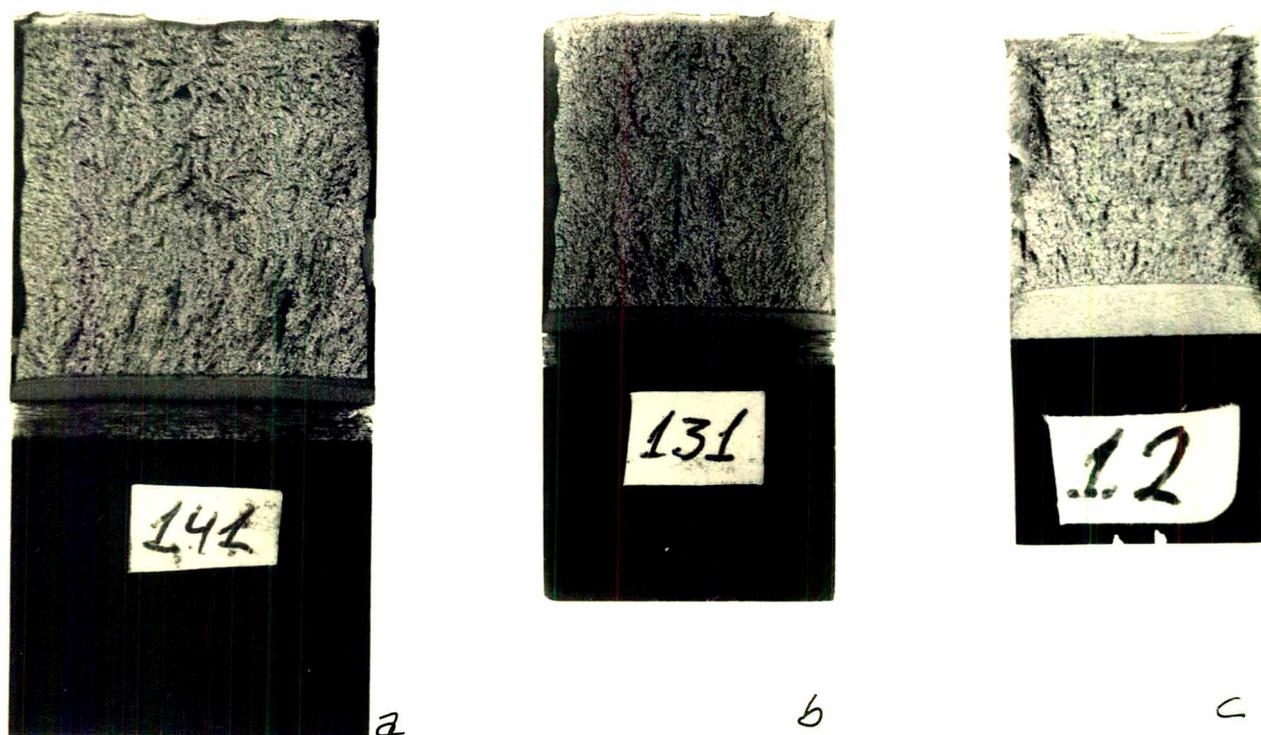


Fig. A.3.11 - Fraturas características de corpos de prova de flexão, revenidos a  $400^{\circ}\text{C}$ , com variação da espessura  $B(\text{mm})$ , e  $\frac{a}{w}$  praticamente constante.

	a	b	c
B (mm)	30	25	12
$\frac{a}{w}$	0,507	0,502	0,508

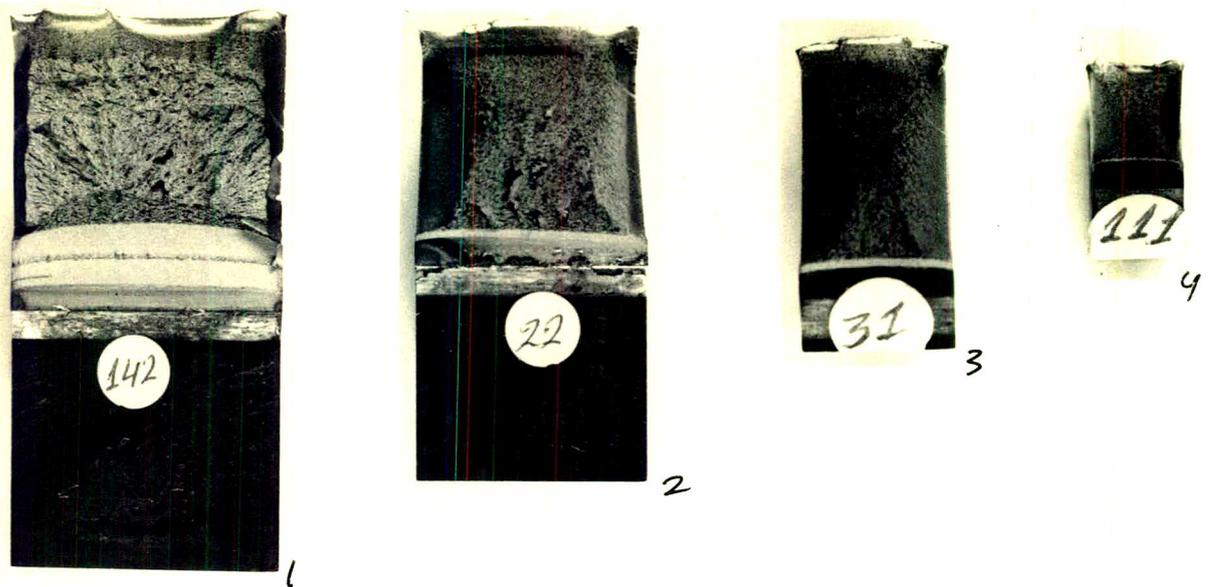


Fig. A.3.12 - Fraturas características de corpos de prova de flexão em três pontos, revenidos a  $500^{\circ}\text{C}$ , com  $w = 2B$ .  
 a)  $B = 6,2\text{mm}$ ,  $\frac{a}{w} = 0,512$ ,      b)  $B = 12$

	a	b	c	d
B (mm)	30,0	24,8	12,08	6,2
$\frac{a}{w}$	0,625	0,536	0,297	0,512

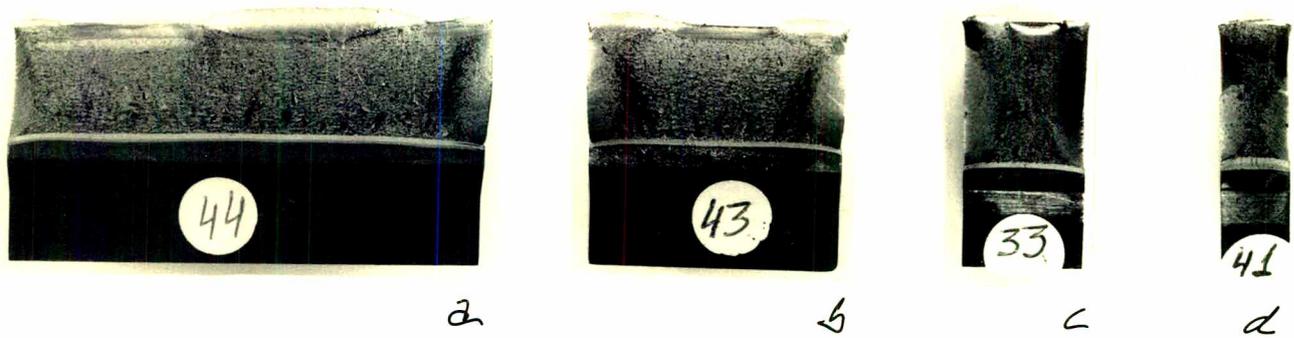


Fig. A.3.13 - Fraturas características de corpos de prova de flexão em três pontos, revenidos a  $500^{\circ}\text{C}$ , com variação da espessura  $B(\text{mm})$  e  $w = 24,0\text{mm}$ , com  $\frac{a}{w} \cong 0,5$ .

	a	b	c	d
$B(\text{mm})$	48,0	25,0	12,08	6,2
$\frac{a}{w}$	0,537	0,520	0,480	0,520

## APÊNDICE A.4

## Corpos de Prova Cilíndricos com Entalhe Circunferencial

Os corpos de prova cilíndricos com entalhe circunferencial, foram inicialmente ensaiados, de formas a se obter um espécime para cada raio de entalhe, até a fratura final. Após, os outros espécimes com mesmo raio de entalhe foram solicitados até bem próximos do ponto de fratura, e então, parou-se o ensaio, aliviando a solicitação até zero, conforme pode ser observado nas figuras A.4.1 até A.4.6. O corpo de prova então era retirado da máquina de ensaio e, seccionado longitudinalmente de formas que o corte passasse pela região central. É nesta região que as tensões são mais intensas e, ali é provavelmente onde ocorrerá os primeiros vazios. Preparou-se amostras a partir dos espécimes solicitados e fez-se um estudo micrográfico, encontrando, no entanto, com uma dificuldade muito grande em observar estes vazios com os aparelhos disponíveis. Decidiu-se então, que os corpos de prova devessem ser solicitados até a fratura (fig. A.4.7 até A.4.9) e então fazerem estudo micrográfico para detectar a formação dos primeiros vazios provindos da região de fratura. Estas amostras também foram preparadas de formas que a zona de observação se desse na região central. As figuras A.4.10 e A.4.11, respectivamente para espécimes revenidos a  $400^{\circ}\text{C}$  e  $500^{\circ}\text{C}$ , mostram a fratura para corpos de prova com diversos raios de entalhe. Pode-se observar que a formação de vazios para os espécimes com menor raio de entalhe, ocorrem mais intensamente, bem próximo da fratura, enquanto que, para  $\rho > 3,6$  mm já há uma maior dispersão na formação

destes vazios. Isto, como é de se esperar, ocorre em virtude de haver uma maior distribuição das tensões no fundo do entalhe, por causa do maior arredondamento do mesmo.

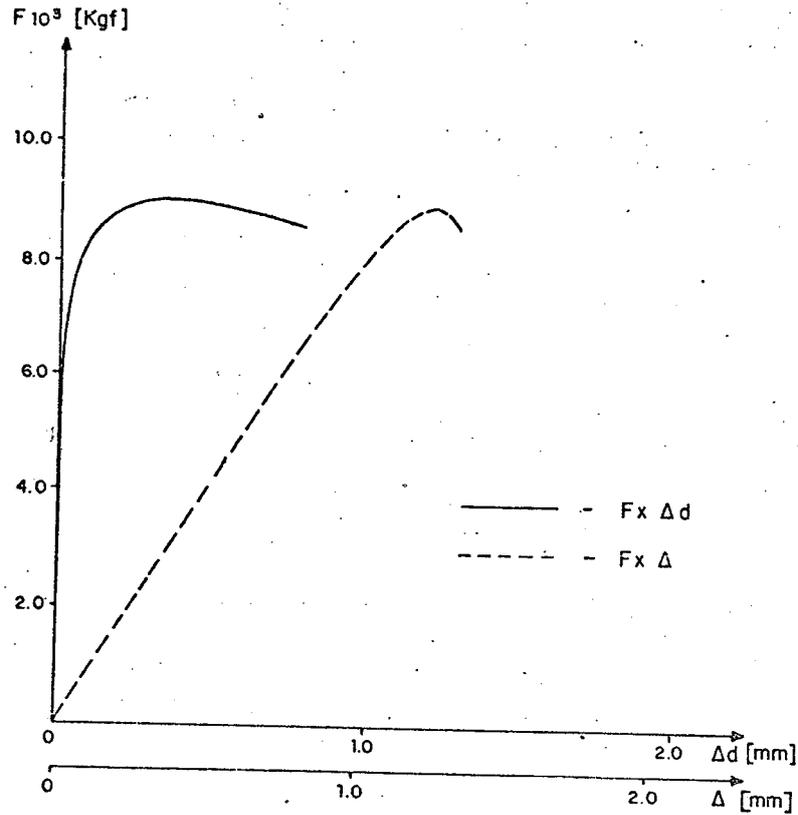


Fig. A.4.1 - Curva carga-deslocamento radial ( $F \times \Delta d$ ) e curva carga-deslocamento axial ( $F \times \Delta$ ), revenido a  $400^{\circ}\text{C}$   
 $\rho = 1,4\text{mm}$ . Solicitado até a fratura.

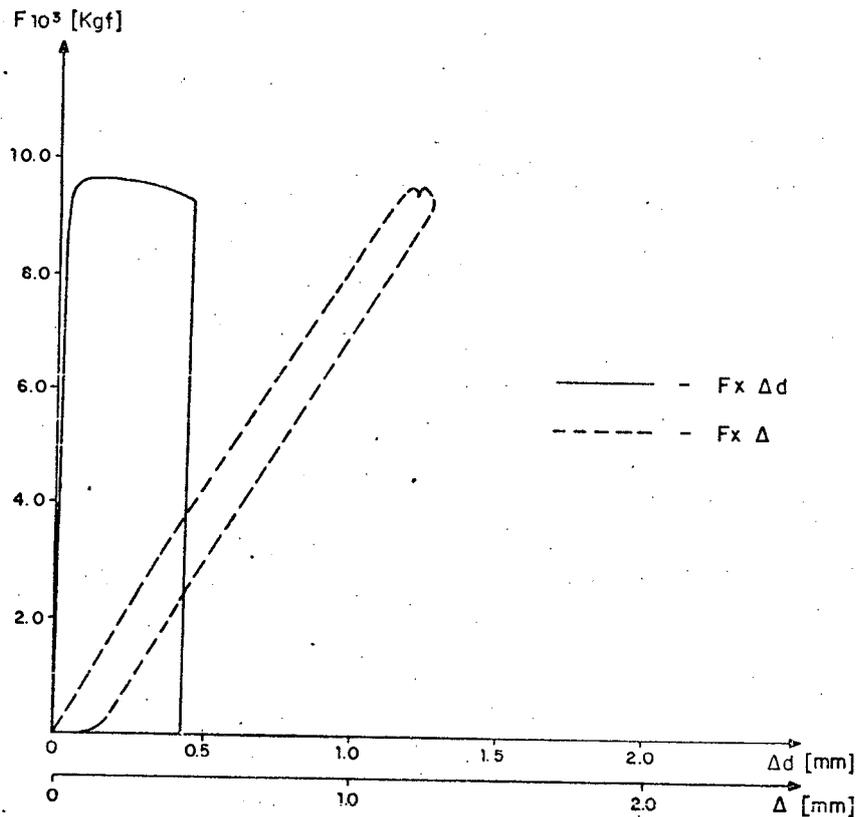


Fig. A.4.2 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, revenido a  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $\rho = 1,4\text{mm}$ .

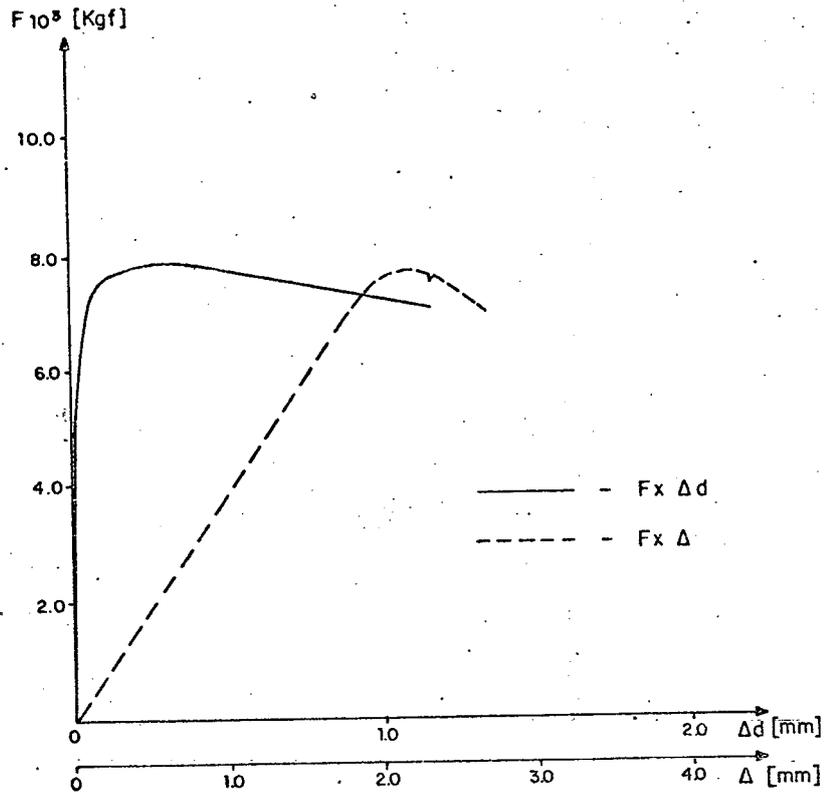


Fig. A.4.3 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, para corpo de prova revenido a 400°C, com  $\rho = 3,6\text{mm}$ .

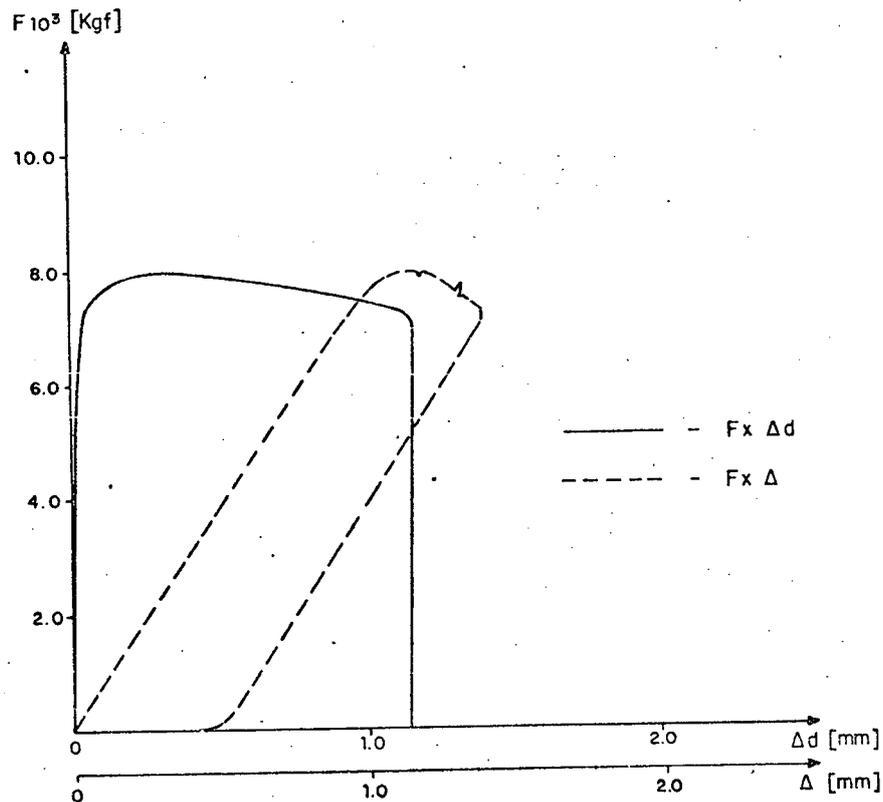


Fig. A.4.4 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, c.p. revenido a 400°C, com  $\rho = 3,6\text{mm}$

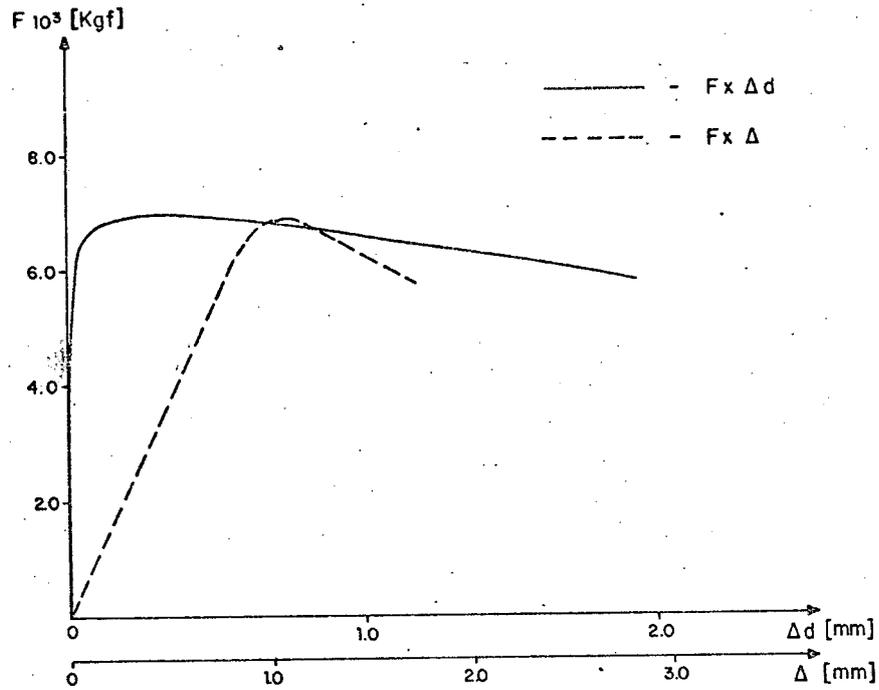


Fig. A.4.5 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, c.p. revenido a  $400^\circ\text{C}$  com  $\rho = 6,5\text{mm}$ .

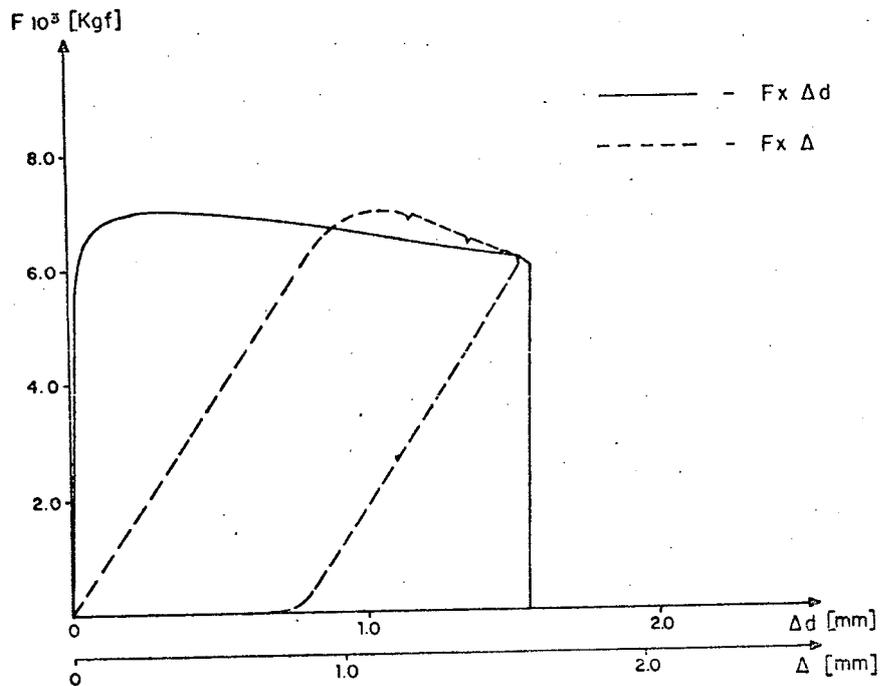


Fig. A.4.6 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, c.p. revenido a  $400^\circ\text{C}$ , com  $\rho = 6,5\text{mm}$ .

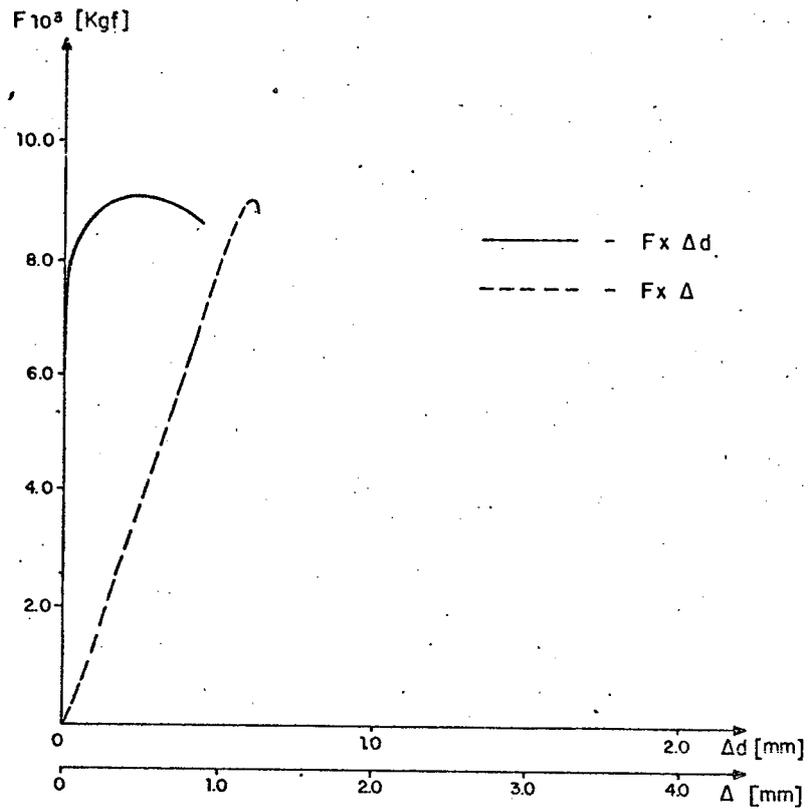


Fig. A.4.7 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, c.p. revenido a  $500^\circ\text{C}$ , com  $\rho = 0,4\text{mm}$ .

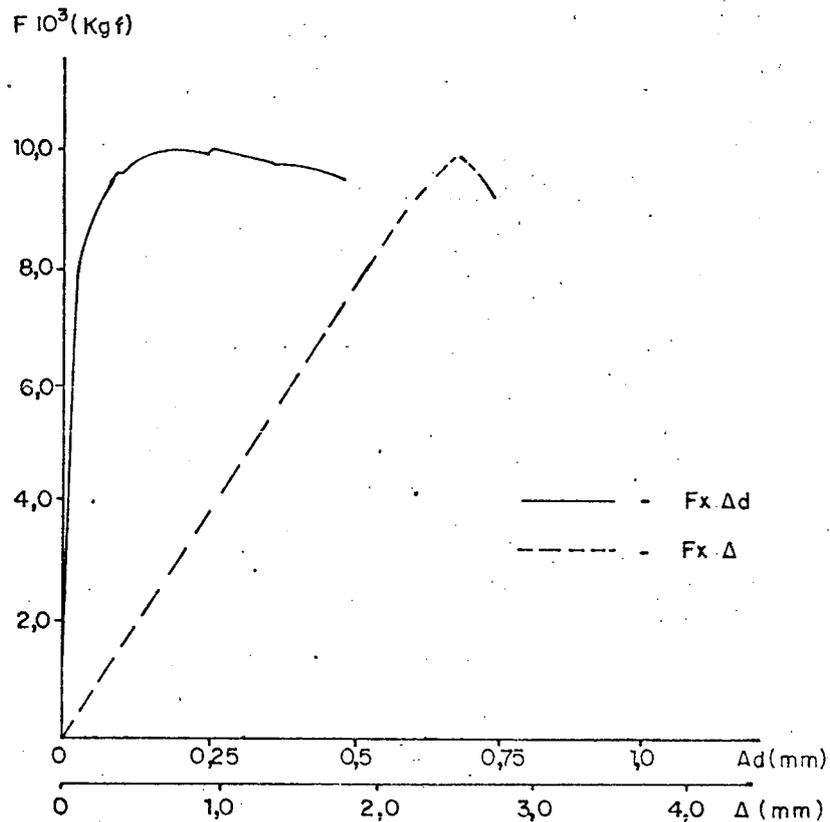


Fig. A.4.8 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, c.p. revenido a  $500^\circ\text{C}$  com  $\rho = 0,7\text{mm}$ .

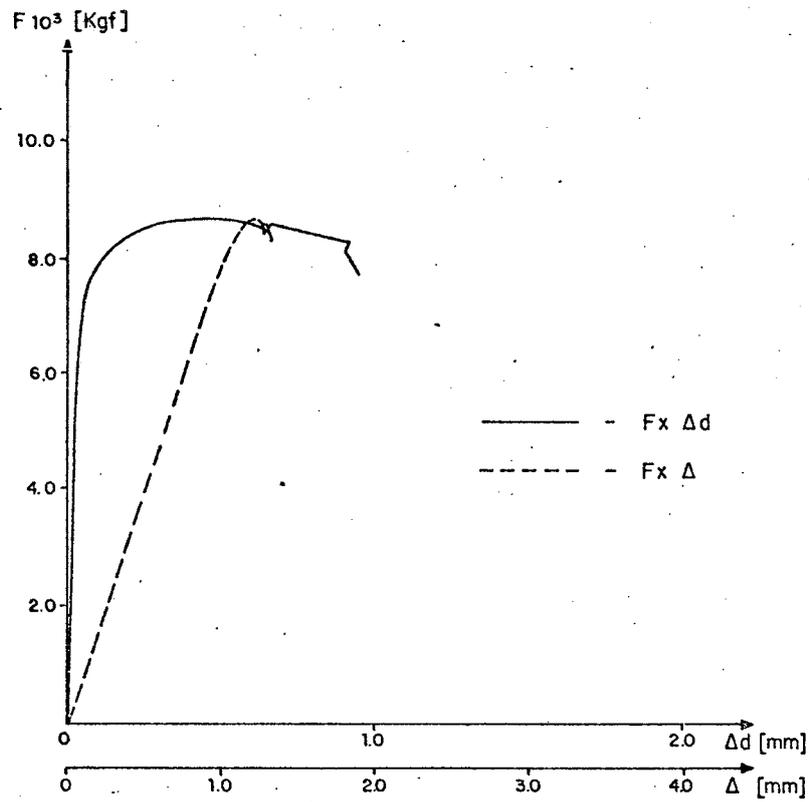


Fig. A.4.9 - Curva carga-deslocamento radial e carga-deslocamento axial, revenido a  $500^\circ\text{C}$ , com  $\rho = 1,4\text{mm}$ .

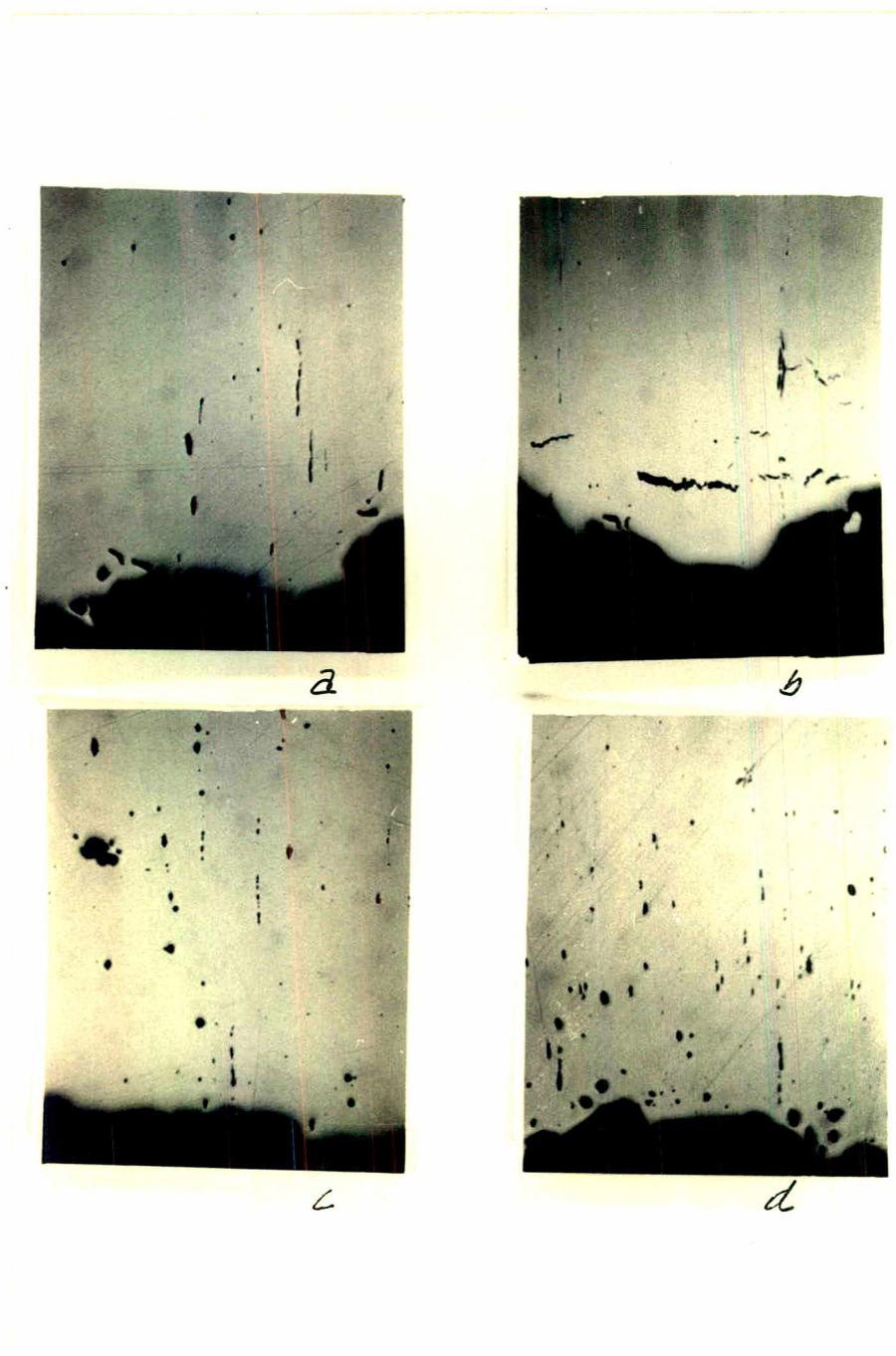


Fig. A.4.10 - Micrografia da região central da secção de fratura de corpos de prova cilíndricos entalhados circunferencialmente, revenidos a 400°C. Aumento de 100 x.

	a	b	c	d
(mm)	0,4	0,7	3,5	6,5

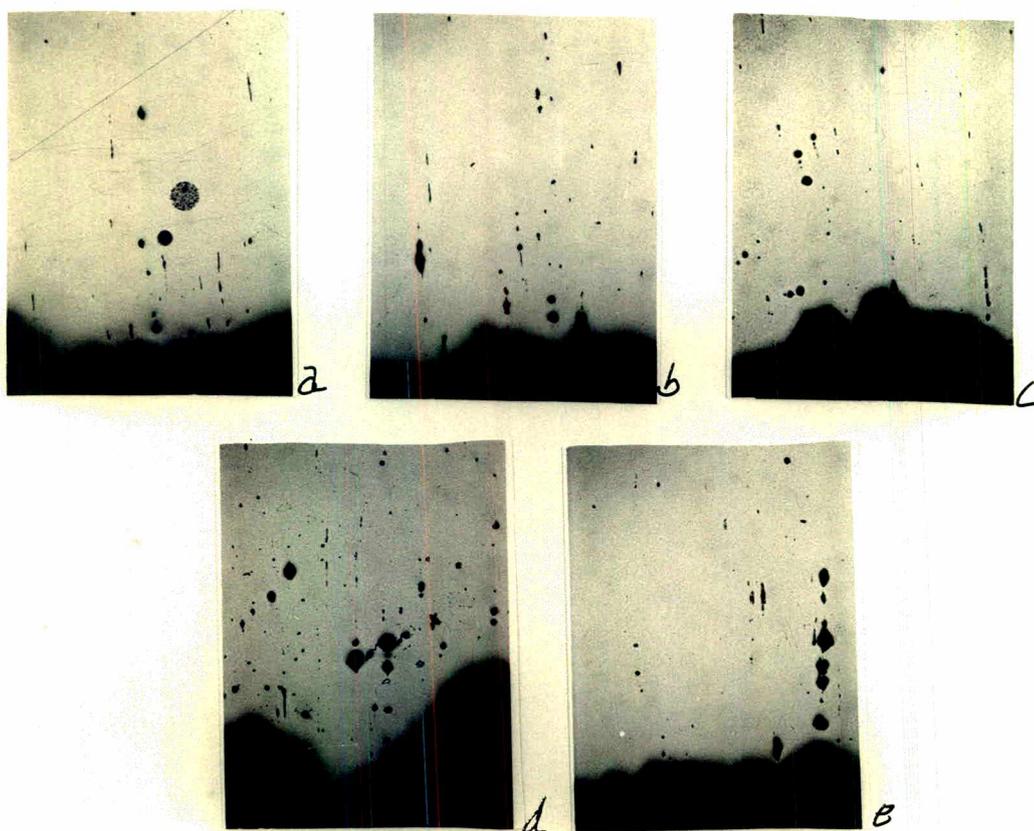


Fig. A.4.11 - Micrografia da região central da secção de fratura de corpos de prova cilíndricos entalhados circunferencialmente, revenidos a 500°C. Aumento 100 x.

	a	b	c	d	e
(mm)	0,4	0,7	1,4	3,5	6,5