

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

"ESTUDOS DE CORRELAÇÃO COD, INTEGRAL J E
ENERGIA C_V EM AÇO ASTM A 516 - GR 65N"

REYNALDO FERNANDINO
CPGM/UFMG, JULHO DE 1985

Este trabalho foi realizado nas dependências do Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear, da NUCLEBRÁS, em Belo Horizonte.

Para Amélia,
Mozart e
Mariana

AGRADECIMENTOS

O autor deseja apresentar seus agradecimentos a todos aqueles que direta ou indiretamente o auxiliaram na realização deste trabalho e especialmente a:

- Paulo Edson Cardoso, pela orientação.
- Fernando L. Bastian, pela valiosa colaboração.
- Lothar Willi Issler, pelo embasamento teórico-prático sobre Mecânica da Fratura.
- Eder F. Suszczyński, pelo apoio inicial.
- José Gomes Soares Filho, pelo grande apoio dispensado à realização deste trabalho.
- Osmário Dellaretti Filho e Antonio Eduardo Clark Peres, pelo apoio junto ao CPGM.
- Paulo Pio Alvisi e Geraldo de Paula Martins, pelas discussões, sugestões e incentivos prestados.
- Aos técnicos do Departamento de Tecnologia de Materiais, principalmente a Selma S. Correa, Miriam F. Sepúlveda, Daniel M. Braga, Sebastião Vargas Silva, Wagner Reis C. Campos, Donizete A. de Alencar, Paulo Ney de A. Barros, pela ajuda técnica.
- Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A. - NUCLEP, pela utilização dos equipamentos, em especial a Marcelo Melo Moraes.
- Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A. - USIMINAS, pelo fornecimento do material, em especial a Isac Hanan.
- Olimpio C.B. dos Santos, Desirée M.D. Gonçalves, Maria das Graças Pinho, pelos trabalhos de datilografia.
- Antonio P. Santiago, pelas execuções das fotografias.

- Maria Mabel M. Scotti, Italúcia R. de Oliveira, Lenira L.S.P. Ferreira, pela parte de dados bibliográficos.
- Getúlio A. Ramos Junior, pela elaboração dos gráficos no computador.
- Solângila e Kelly, pelo apoio e incentivo dados nos momentos difíceis.
- Ao Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear - CDTN - NUCLEBRÁS, pelo suporte técnico-financeiro na realização deste trabalho.

RESUMO

Com base nos conceitos da Mecânica da Fratura, foi realizada a determinação e correlação experimental do deslocamento da abertura da ponta da trinca (δ_i) e integral J (J_i), para o início de crescimento estável da trinca, em aço ASTM A 516 GR 65N, em duas orientações com relação a direção de laminação.

Verificou-se que os valores de J_i e δ_i evidenciam a anisotropia natural característica do produto laminado e que estão em conformidade com as energias de impacto Charpy obtidas para as duas orientações.

Notou-se que com o aumento da faixa do fator intensificador de tensões, ΔK_f , no estágio final da propagação da trinca por fadiga, houve um decréscimo dos valores de J_i e δ_i em ambas orientações.

Sugere-se que uma provável mudança do micromecanismo de decoesão por cisalhamento de linhas de escorregamento espirais para retilíneas, possa estar relacionada com a alteração dos valores de J_i e δ_i obtidos tanto para as duas orientações como para as duas faixas do fator intensificador de tensões, ΔK_f .

Determinou-se teoricamente, nas duas orientações, valores do parâmetro de tenacidade à fratura em estado plano de deformação (K_{Ic}) a partir dos resultados experimentais tanto de J_i como da energia de impacto Charpy, utilizando-se relações empíricas. Comparações dos resultados obtidos dentro de uma mesma orientação, mostraram ser bem compatíveis.

ABSTRACT

Based on Fracture Mechanics concepts it was carried out the determination and experimental correlation of crack opening displacement (δ_i) and J integral (J_i) at initiation of stable crack growth in ASTM A 516 GR 65N steel at two orientations in relation to the rolling direction.

It was verified that the values of J_i and δ_i show the natural characteristic anisotropy of the rolled product and are in agreement with the Charpy impact energies measured along the two orientations.

It was observed that an increasing in the range of the stress intensity factor, at the final stage of the fatigue crack propagation, caused a decreasing in the mentioned values of J_i and δ_i .

It can be said that the variation in the shear decohesion micromechanism from spiral to straight slip-lines could be probably related to the alteration in the values of J_i and δ_i obtained for the two orientations as well as for the two ranges of the stress intensity factor, ΔK_f .

The plane strain fracture toughness parameter values (K_{IC}) were determined, at both orientations, by means of empirical relationships. Experimental results of J_i as well as Charpy impact energy were used for such determinations. Comparison of K_{IC} values obtained within a same orientation showed a good agreement.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO GERAL	1
2.	OBJETIVOS	5
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
3.1	Considerações Sobre a Mecânica da Fratura	6
3.1.1	Fator de Segurança	6
3.1.2	Conceito da Mecânica da Fratura	6
3.1.3	Conceito de Tenacidade à Fratura	9
3.1.4	Divisões da Mecânica da Fratura	11
3.1.5	Conceitos Relacionados com a Tenacidade à Fratura ..	15
3.1.5.1	Restrição Mecânica	15
3.1.5.2	Temperatura e Transições de Resistência	20
3.1.5.3	Dependência da Taxa de Deformação	22
3.2	Modos de Carregamento Básicos de Uma Trinca	24
3.3	Propagação da Trinca por Fadiga	26
3.3.1	Leis da Propagação da Trinca e Mecanismos	26
3.3.2	Considerações Sobre a Zona Plástica na Ponta da Trin ca por Fadiga	31
3.4	Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)	36
3.4.1	Relações Analíticas Básicas	36
3.5	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	38
3.5.1	Introdução	38
3.5.2	Conceito do COD	40
3.5.2.1	Solução de Dugdale	42
3.5.2.2	Determinação Experimental do COD	47
3.5.3	Conceito da Integral J	58

3.5.3.1	Integral J Como Um Critério de Fratura	61
3.5.3.2	Determinação Experimental da Integral J	65
3.5.3.3	Requisitos Para Crescimento Estável da Trinca Que Controlam J	68
3.6	Correlação Entre Integral J e K_{IC}	70
3.7	Correlação Entre Integral J e COD	70
3.8	Correlação Entre Energia Charpy " C_v " e K_{IC}	71
3.9	Curva de Projeto COD	72
3.10	Objetivos dos Ensaios na Mecânica da Fratura	75
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	77
4.1	Introdução	77
4.2	Material	77
4.3	Abertura das Pré-Trincas por Fadiga	78
4.4	Ensaios da Mecânica da Fratura	79
4.5	Ensaios de Tração	81
4.6	Ensaios de Impacto	82
4.7	Ensaios de Microdureza	82
4.8	Análise Metalográfica	83
4.9	Análise Microfractográfica	83
5.	RESULTADOS	95
5.1	Ensaios da MFEP a temperatura ambiente	95
5.2	Ensaios de Tração	131
5.3	Ensaios de Impacto	132
5.4	Ensaios de Microdureza	137
5.5	Análise Metalográfica	139
5.6	Análise Microfractográfica	141
6.	DISCUSSÃO	146
7.	CONCLUSÕES	165
	BIBLIOGRAFIA	167

1. INTRODUÇÃO GERAL

A seleção de aços, com a finalidade de se evitar fratura frágil, pertencentes às faixas de média resistência ($E/300 < \sigma_e < E/150$) e baixa resistência ($\sigma_e < E/300$), onde σ_e é o limite de escoamento do material e E o modulo de elasticidade, tem sido por muitos anos realizada baseando-se no nivel de confiabilidade dos conceitos da temperatura de transiçoẽ. Como resultado da boa correlaçoẽ entre a incidência de falhas em navios soldados durante a II Guerra Mundial e os resultados dos ensaios Charpy com entalhe em V nas placas dos materiais envolvidos nas falhas, estes ensaios tornaram-se largamente usados para indicarar a "temperatura de transiçoẽ" do aço [1]. Cabe aqui salientarar que dos 4.694 "Liberty Ships" construidos, 1.289 apresentaram falhas estruturais, das quais 233 catastroficas, ocasionando a perda total do navio. Em grande parte, foi do estudo destas fraturas que se desenvolveu o conhecimento atual sobre temperatura de transiçoẽ [2]. O estudo sistematico das fraturas dos tanques de combustivel onde se empregam materiais de alta resistência ($\sigma_e > E/150$), para os quais no se aplicam os criterios baseados em temperatura de transiçoẽ, deu origem ao emprego atual da Mecânica da Fratura [2].

Foi demonstrado posteriormente (1953), que a correlaçoẽ entre a incidência de falhas provenientes do comportamento em serviço e os resultados dos ensaios Charpy com entalhe em V era dependente de um numero de fatores arbitrarios (composiçoẽ quimica, detalhes dos processos de fabricaçoẽ dos aços e chapas , dispersoẽ dos resultados do ensaio Charpy, etc.), e que esta correl

relação não poderia ser estendida além da faixa de espessura e resistência do aço, para a qual ela foi estabelecida com algum grau de confiabilidade [1, 2]. Este ensaio necessita portanto calibração, isto é, correlação com resultados de comportamento em serviço para cada grupo de materiais. Ele tem assim, grande utilidade para o controle da qualidade de lotes supostamente homogêneos, não se prestando bem para o desenvolvimento de materiais de maior tenacidade, e nem mesmo, a rigor, para a comparação da tenacidade de materiais diferentes [2]. O ensaio Charpy, por ter conceituação básica empírica e por considerar apenas o material, deixando de lado dois outros aspectos fundamentais, que são o nível de tensões e o tamanho do defeito, tem a limitação de não se prestar para cálculos de projeto [3].

Pesquisas realizadas em vários laboratórios do mundo mostraram claramente que o início da fratura em um dado aço era geralmente mais difícil do que a posterior propagação da mesma, na mesma chapa, após ser iniciada. Isto levou ao desenvolvimento de duas filosofias clássicas básicas para o projeto contra a fratura frágil, denominadas (i) prevenção contra o início da fratura e (ii) prevenção contra a propagação extensiva. Ensaios em laboratório têm sido atualmente estabelecidos, com a finalidade de implementar estas duas filosofias básicas alternativas na seleção dos materiais. Ensaios de tração em placas largas soldadas e entalhadas são utilizados para determinar a temperatura de transição, para início de fratura em aços estruturais soldados, de um dado tipo e espessura [4, 5]. Os ensaios usados para determinar a temperatura de transição para propagação da fratura são: ensaio Robertson ou ensaio de imobilização de trinca,

ensaio de queda de peso (DWT), ensaio de explosão (EBT) e ensaio de rasgamento dinâmico (DWTT) [1]. Estes ensaios são os mais freqüentemente utilizados para a determinação dos parâmetros definidos no Diagrama de Análise de Fratura ("Fracture Analysis Diagram - FAD"), desenvolvido no "Naval Research Laboratory" por Pellini e Puzak [1].

Ao mesmo tempo em que continuaram os trabalhos de pesquisa baseados na aproximação clássica para fratura frágil em aços estruturais, foram também realizados trabalhos baseados nos princípios da Mecânica da Fratura em aços ultra-resistentes. Estes trabalhos conduziram às técnicas de ensaios bem conhecidas da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), as quais são na atualidade largamente utilizadas e aceitas para os materiais nos quais estas técnicas são aplicáveis. As técnicas de ensaio da MFLE possuem os limites de validade bem definidos, entretanto, sabe-se que embora os princípios da MFLE sejam obedecidos, a validade dos resultados quantitativos obtidos em aços estruturais de média e baixa resistências, somente pode ser encontrada em temperaturas muito baixas, em seções espessas, em altas taxas de deformação, ou em materiais fortemente fragilizados durante a soldagem, ou fabricação, ou ainda durante a utilização. A MFLE pode ser utilizada para determinar um limite inferior para a tenacidade à fratura em todos os casos, mas isto pode não ser de grande valor prático para aços estruturais de espessura limitada, na faixa normal de temperatura ambiente de -10 a $+30^{\circ}\text{C}$ [1].

A necessidade da medida do parâmetro de tenacidade à fratura, onde a aproximação da MFLE não é mais válida, levou Wells a propor o conceito de Abertura da Ponta da Trinca ("Crack

Opening Displacement - COD"), o qual forma a base da Mecânica da Fratura do Escoamento Geral ("General Yielding Fracture Mechanics"), segundo certos autores [1, 6, 7], ou da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP), segundo outros autores [8, 9, 10, 11]. Independentemente de Wells, Cottrell propôs conceitos semelhantes; Barenblatt, Hahn e Rosenfield se aproximaram da mesma conceituação, a partir do ponto de vista da física dos metais [1].

Em 1968 foi desenvolvido por Rice um parâmetro de tenacidade à fratura denominado integral J. Este parâmetro oferece uma extensão lógica dos conceitos da MFLE; incluindo os casos de comportamento elasto-plástico de larga escala. A integral J, como proposta por Rice, representa o fluxo de energia na ponta da trinca e é teoricamente válida somente para o comportamento não linear elástico [8]. Atualmente, entretanto, sabe-se que a integral J pode ser aplicada tanto para o comportamento linear e não linear elástico, como para o comportamento plástico [8, 12, 13].

2. OBJETIVOS

Este trabalho, basicamente experimental, tem por objetivos:

- A aplicação da Mecânica da Fratura para o estudo das propriedades de resistência à propagação da trinca no material ASTM A516 GR 65N e correlação dos valores de início de crescimento estável da trinca J_i e δ_i , nas orientações LV e TV.

- Estudar a influência dos níveis de pré-deformação na ponta da trinca nos valores de J_i e δ_i .

- Determinar e correlacionar a energia de impacto Charpy, nas orientações LV e TV, com os parâmetros característicos K_{Ic} e J_i do mesmo material.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Considerações Sobre a Mecânica da Fratura

3.1.1 Fator de Segurança [8, 13]

Pode-se considerar que todo componente, em serviço, está sob a ação de dois fatores R e K, onde K é o parâmetro criado por forças externas que tende a levar o componente à fratura e R é o parâmetro que indica a resistência do componente à propagação da trinca (tenacidade). Com base nestes conceitos é que nos cálculos de projeto de componentes ou estruturas, leva-se sempre em conta um fator de segurança (S) representado pela seguinte razão:

$$S = \frac{R}{K} \quad (1)$$

3.1.2 Conceito da Mecânica da Fratura

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

As propriedades mecânicas clássicas (limite de elasticidade, limite de resistência, módulo de elasticidade, alongamento percentual e estrição) obtidas no ensaio de tração, se

mostraram insuficientes para quantificar a tenacidade à fratura de maneira confiável, reprodutiva e exata, particularmente com vistas a aplicações em cálculos de projetos [3, 9].

Sob certas condições de serviço, um defeito, mesmo de dimensões muito pequenas, pode levar um componente ou estrutura à ruptura brusca. Tais defeitos são inevitáveis em componentes ou estruturas. Por mais controlada que seja a fabricação dos componentes ou estruturas, defeitos são sempre criados de formas variadas: durante uma soldagem, por corrosão sob tensão, através do estado de superfície, etc., adicionalmente àqueles inerentes ao próprio material.

As dimensões críticas dos defeitos que, sob condições do estado de tensões atuantes, provocam rupturas catastróficas, são determinadas em função da tenacidade à fratura do material.

A mecânica da fratura estabelece uma inter-relação entre três aspectos, de modo que conhecendo-se dois deles é possível obter através da mesma o terceiro. Tais aspectos são [8]:

- a) Característica do material: tenacidade à fratura e/ou parâmetro característico de início de crescimento estável da trinca;
- b) Estado de tensões atuantes;
- c) Tamanho da falha.

A mecânica da fratura é definida como o estudo da fratura dos materiais em termos das leis gerais da mecânica aplicada e propriedades macroscópicas específicas dos materiais [7].

Ou melhor, a mecânica da fratura consiste na aplicação de técnicas da matemática e da mecânica aplicada para o processo de fratura e, por meio de parâmetros de carregamentos desenvolvidos, uma característica do material denominada tenacidade à fratura e/ou um parâmetro característico de início de crescimento estável da trinca pode ser determinada [7]. Ela está relacionada com o comportamento de trincas em um corpo sob tensões e com características localizadas na ponta da trinca, por meio dos quais o estabelecimento da fratura pode ser descrito. Para materiais que falham com ductilidade extremamente limitada, os princípios da MFEL podem ser usados para descrever o fenômeno na ponta da trinca. Para muitos materiais, entretanto, desvios da linearidade e/ou elasticidade ocorrem antes da fratura, em uma extensão significativa. Deste modo, a falha ocorre fora da faixa de validade da análise linear elástica. A maioria dos aços estruturais falham dentro desta última classe e estão portanto dentro do campo da mecânica da fratura denominado elasto-plástica (MFEP) [14].

Um exemplo recente da aplicação da mecânica da fratura foi com relação ao oleoduto do Alaska, no qual depois de testado e enterrado, foi verificada a ocorrência de fraudes quando da realização dos exames não-destrutivos. Uma reanálise das radiografias mostrou a existência de defeitos inaceitáveis pelo código de construção. O custo dos reparos neste caso viabilizou um estudo, através da mecânica da fratura, que concluiu pela aceitação dos defeitos [15].

3.1.3 Conceito de Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura determina a resistência de um metal à fratura frágil, ou seja, resistência do metal à propagação instável da trinca [10]. Para a sua determinação, a tendência atual é utilizar testes da mecânica da fratura, os quais definem especificamente a relação entre o tamanho do defeito e a tensão de fratura, permitindo desse modo uma estimativa direta dos tamanhos permitidos de falhas para diferentes configurações geométricas, bem como condições de operação. Como se verá posteriormente, a tenacidade à fratura é uma propriedade característica do material.

Sabe-se que a tenacidade à fratura depende de variáveis tais como temperatura, taxa de deformação, espessura da seção e o nível de tensões atuantes.

Em cálculos de projetos onde se utilizam materiais tenazes, a segurança contra a falha em estruturas de engenharia é normalmente baseada na análise de tensões, com a finalidade de assegurar que estas estejam abaixo do limite de escoamento. Falhas que ocorrem sob carregamento elástico (abaixo de σ_e) são amplamente classificadas como fraturas frágeis. Estas falhas podem resultar como efeitos de pequenas descontinuidades ou defeitos tipo trincas, que não alteram grandemente a distribuição da tensão nominal e por isto são usualmente desprezadas na análise de tensões. [10]

Sob condições de alta restrição mecânica, uma descontinuidade pode grandemente diminuir a alta ductilidade, que pôde ter sido predita com base nos resultados de ensaios de tração em

3.1.3 Conceito de Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura determina a resistência de um metal à fratura frágil, ou seja, resistência do metal à propagação instável da trinca [10]. Para a sua determinação, a tendência atual é utilizar testes da mecânica da fratura, os quais definem especificamente a relação entre o tamanho do defeito e a tensão de fratura, permitindo desse modo uma estimativa direta dos tamanhos permitidos de falhas para diferentes configurações geométricas, bem como condições de operação. Como se verá posteriormente, a tenacidade à fratura é uma propriedade característica do material.

Sabe-se que a tenacidade à fratura depende de variáveis tais como temperatura, taxa de deformação, espessura da seção e o nível de tensões atuantes.

Em cálculos de projetos onde se utilizam materiais tenazes, a segurança contra a falha em estruturas de engenharia é normalmente baseada na análise de tensões, com a finalidade de assegurar que estas estejam abaixo do limite de escoamento. Falhas que ocorrem sob carregamento elástico (abaixo de σ_e) são amplamente classificadas como fraturas frágeis. Estas falhas podem resultar como efeitos de pequenas descontinuidades ou defeitos tipo trincas, que não alteram grandemente a distribuição da tensão nominal e por isto são usualmente desprezadas na análise de tensões.[10]

Sob condições de alta restrição mecânica, uma descontinuidade pode grandemente diminuir a alta ductilidade, que pôde ter sido predita com base nos resultados de ensaios de tração em

corpos-de-prova não entalhados e podendo causar com isto, fratura frágil no componente ou estrutura. Resulta daí, que uma completa análise da segurança contra a falha requer uma devida atenção para o desempenho da descontinuidade. Para muitas classes de componentes ou estruturas, tais como navios, pontes, plataformas marítimas e vasos de pressão, experimentos realizados com projetos específicos, materiais e processos de fabricação têm estabelecido uma correlação satisfatória entre os testes onde se utilizam corpos-de-prova entalhados e pré-trincados, e a aceitação em serviço [10].

Enquanto os procedimentos de ensaios convencionais de tenacidade não são capazes de correlacionar diretamente com o problema da pré-existência de defeitos no componente ou estrutura, bem como de predizer se os tamanhos dos mesmos são aceitáveis ou não, os testes da mecânica da fratura definem especificamente uma relação entre o tamanho da falha e a tensão de fratura, para um dado material soldado ou não. Através dos testes da mecânica da fratura é possível se obter uma estimativa direta dos tamanhos permissíveis das falhas, para diferentes configurações geométricas e condições de operação [10].

Entretanto, não existe nenhum método simples para a segurança contra a fratura, para todos os níveis de tenacidade dos materiais e projetos estruturais. A grande ênfase atualmente dada para os procedimentos de testes da MFLE, tende a fornecer uma ilusória impressão de que a mesma pode fornecer uma segurança contra a fratura para todos os casos. Por esta razão, é necessário definir as limitações da MFLE, bem como o entendimento de outros procedimentos de testes para avaliação da tenacidade à

fratura e também, como estes se relacionam para o comportamento estrutural [10].

3.1.4 Divisões da Mecânica da Fratura [15]

Se uma estrutura ou alguns de seus componentes estão submetidos a cargas que produzem tensões nominais próximas das tensões de projeto, zonas plásticas poderão ou não aparecer na ponta de trincas existentes, conforme mostra a Figura 1. Nesta figura, σ' é a tensão na ponta da trinca, σ'' é a tensão na superfície exterior à trinca e contida no seu plano e σ é a tensão de tração aplicada. Quando se aplica uma carga que produz uma tensão de tração no material, tem-se a qualquer momento a seguinte relação entre as tensões:

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

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

a) $\sigma_e > \sigma' > \sigma'' > \sigma$, que é base da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) - Figura 1-a;

b) $\sigma' > \sigma_e > \sigma'' > \sigma$, que é a base da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) - Figura 1-b;

c) $\sigma' > \sigma'' > \sigma_e > \sigma$, que é base da Mecânica da Fratura do Escoamento Total (MFET) - Figura 1-c;

d) $\sigma' > \sigma'' > \sigma > \sigma_e$, que é a base da Mecânica da Fratura do Escoamento Geral (MFEG) - Figura 1-d.

A diferença entre os casos a, b, c e d é um problema do material e da temperatura [8, 12, 15].

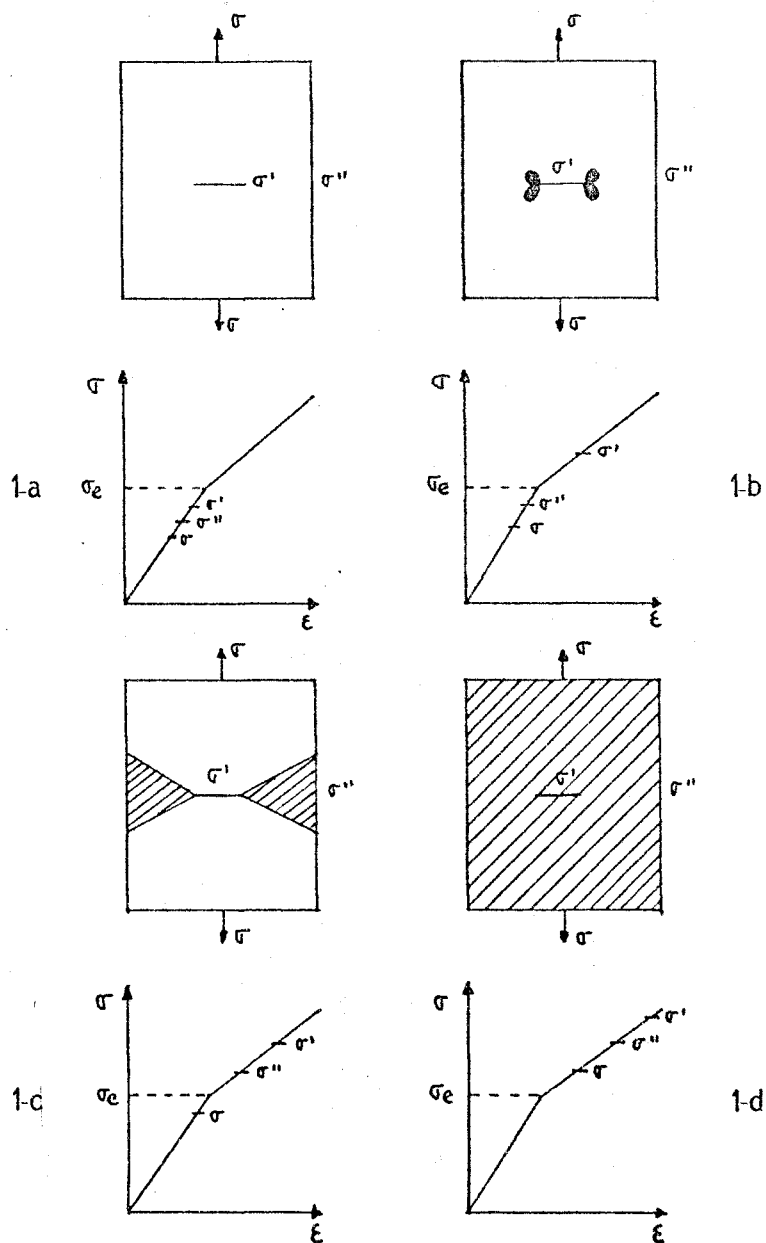


FIGURA 1 - Distribuição de tensões em um material sob carregamento e respectivos gráficos $\sigma \times \epsilon$

A Figura 2, onde cada ponto representa a tenacidade $\bar{\sigma}$ fratura do material, mostra esquematicamente os campos de aplicação da MFLE (Região I), MFEP (Região II), MFET e MFEG (Região III) em um gráfico força X deslocamento da abertura da ponta da trinca (COD) de uma estrutura trincada submetida a tração.

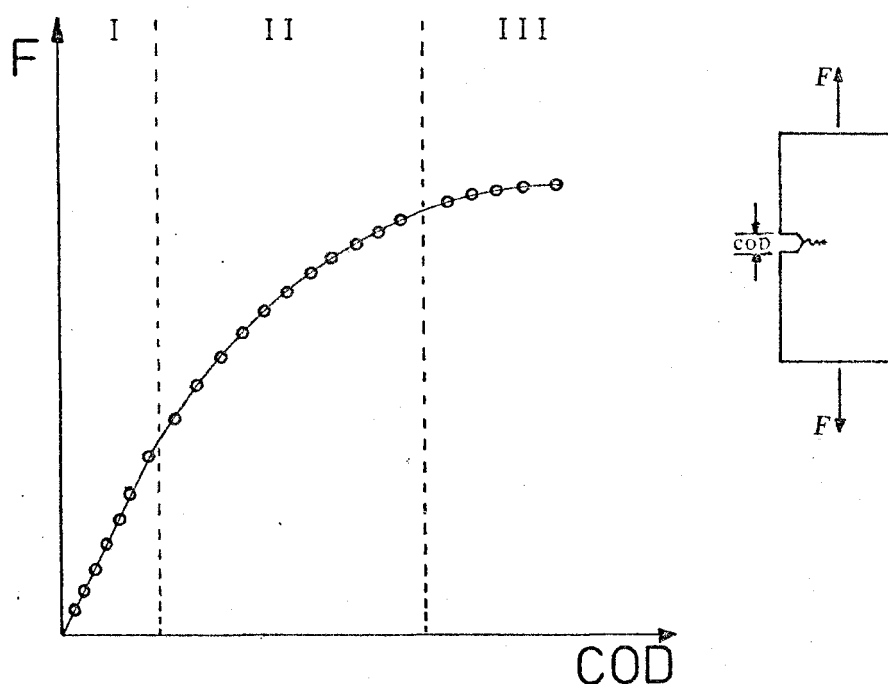


FIGURA 2 - Esquema de sub-divisões da Mecânica da Fratura e seus campos de aplicação

Em materiais que possuem comportamento de alta tenacidade, isto é, materiais de comportamento totalmente plástico, o processo final de falha irá ocorrer quando uma suficiente deformação plástica for desenvolvida através da área de ligamento remanescente, ou melhor, porção do material compreendida entre a

ponta da trinca e a superfície do mesmos (seção transversal restante). Quando isto ocorre, tem-se a instabilidade que é essencialmente uma situação de sobrecarga. Neste caso, o processo de falha não é mais controlado através de eventos localizados na ponta da trinca, é na realidade uma situação de colapso plástico [8, 16].

Segundo Soete e Denys [15], a MFET e a MFEG são baseadas no seguinte critério: todo defeito que não inicia nenhum processo de fratura antes que ocorra deformação plástica em sua região livre, é aceitável. Este critério não pode ser satisfeito se o material se comporta elasticamente, que é a suposição fundamental da MFLE [15], ou se o material não possui propriedades de encruamento, que é uma suposição da MFEP [1, 15].

Segundo Issler e Kussmaul [12], existe ainda a MFEL modificada, na qual se admite uma diminuta zona plástica na ponta da trinca. Na maioria dos materiais existe uma deformação plástica localizada na ponta da trinca, a qual é produzida através do alto nível de tensões. Esta deformação plástica dá a estes materiais uma certa resistência à propagação da trinca. A natureza e importância da deformação plástica localizada, a qual acompanha a propagação da trinca, foi primeiramente observada por Orowan e Irwin [17]. Eles verificaram que quando ocorre esta deformação plástica na ponta da trinca, é necessário expender uma certa quantidade de trabalho plástico, γ_p , para que ocorra a propagação da mesma. Este trabalho plástico, γ_p , é adicionado ao trabalho elástico, γ_s , o qual é necessário para criar as duas superfícies de fratura. A mecânica do processo de fratura, quando ocorre relaxação plástica na ponta da trinca, depen

de da quantidade de γ_p . Esta, por sua vez, depende da velocidade de propagação da trinca, da temperatura, bem como da natureza do material.

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

19) Que as deformações plásticas na ponta da trinca sejam também pequenas, da ordem de micro-deformações, que ocorrem sob tensões abaixo do limite de escoamento do material.

20) Que o limite de escoamento em regiões adjacentes à ponta da trinca seja muito alto, da ordem de $E/10$, ou maior.

Com isto conclui-se que a propagação da trinca é ainda contínua e elástica [17].

3.1.5 Conceitos Relacionados com a Tenacidade à Fratura

3.1.5.1 Restrição Mecânica [10]

Uma compreensão do conceito de restrição mecânica é básico para o entendimento da tenacidade à fratura. Este conceito pode ser ilustrado através do comportamento de um entalhe em uma placa carregada uniformemente em tração (Figura 3).

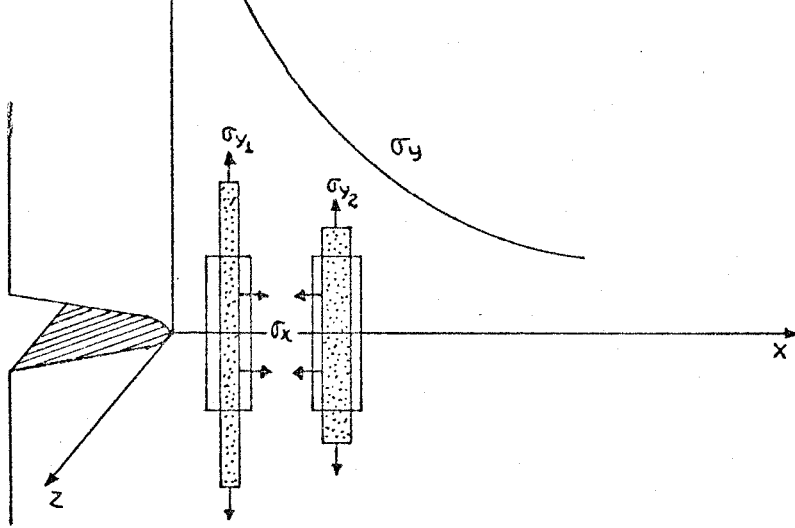


FIGURA 3 - Distribuição triaxial de tensões. Tensões nas direções x e z resultam a partir da deformação não-uniforme dos elementos na direção da tensão aplicada (direção y)

A tensão de tração σ_{y1} faz com que o elemento adjacente à ponta da trinca sofra uma pequena contração na direção X. Devido a isto, este elemento irá assumir uma nova forma (elemento sombreado na Figura 3). Um elemento similar imediatamente posterior a esse irá se contrair numa extensão menor, porque o nível de tensão σ_y diminui com a distância a partir do entalhe. Uma distribuição triaxial de tensões é então criada (Figura 4), que por sua vez inibe o fluxo plástico do metal e resultando com isto no fenômeno de restrição mecânica.

Na realidade todos os metais exibem algum grau de plasticidade na ponta de uma descontinuidade quando tensionados, contudo, o nível de tenacidade à fratura é diretamente proporcional à extensão desta zona plástica. Conseqüentemente, a redução na plasticidade atribuída ao estado triaxial de tensões (res

trição mecânica) é equivalente para uma redução da tenacidade à fratura.

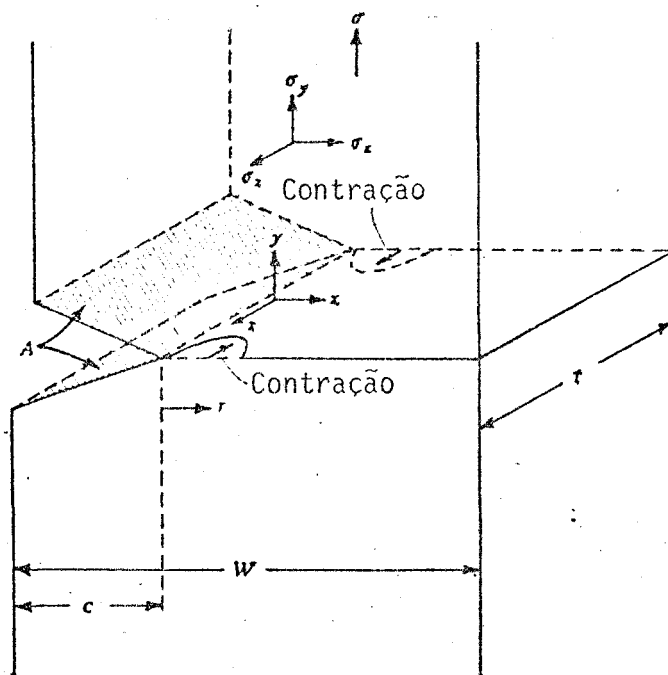


FIGURA 4 - Contrações transversais que ocorrem próximas à ponta de um entalhe em uma placa espessa. Estas contrações estão impedidas pelas faces A do entalhe; conseqüentemente, tensões de tração transversal σ_z e σ_x aparecem à frente da ponta do entalhe

Com tensão nominal ainda abaixo de σ_e , a concentração de tensões na ponta do entalhe e a distribuição triaxial de tensões adjacentes à ponta do entalhe, irão resultar em tensões locais não somente iguais mas também maiores que o valor de σ_e , como medido em um corpo-de-prova de tração não entalhado. Para seções suficientemente espessas, o valor das tensões triaxiais aumenta com a profundidade do entalhe, tendendo para um valor máximo ou como é chamado, estado plano de deformação. Para se evitar fratura frágil devida à redução localizada da ductilidade da ponta do entalhe, o metal deverá exibir uma resistência corres

pondente à fratura, ou seja, tenacidade à fratura.

O grau de triaxialidade ou restrição mecânica desenvolvida para o corpo entalhado na Figura 3, depende da profundidade do entalhe e da espessura da seção. Com um entalhe pouco profundo, os elementos ilustrados na ponta da trinca serão sensíveis à presença da superfície livre e com isto, σ_x e σ_z não poderão exceder grandemente σ_e . Similarmente, se o corpo é delgado, a tensão σ_z é nula. Esta última condição é denominada estado plano de tensão (Figura 5).

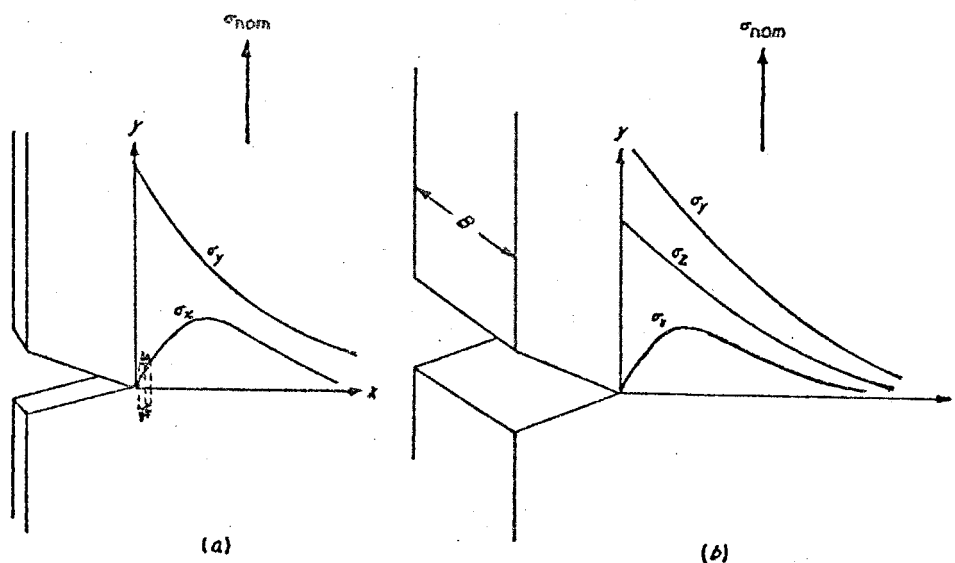
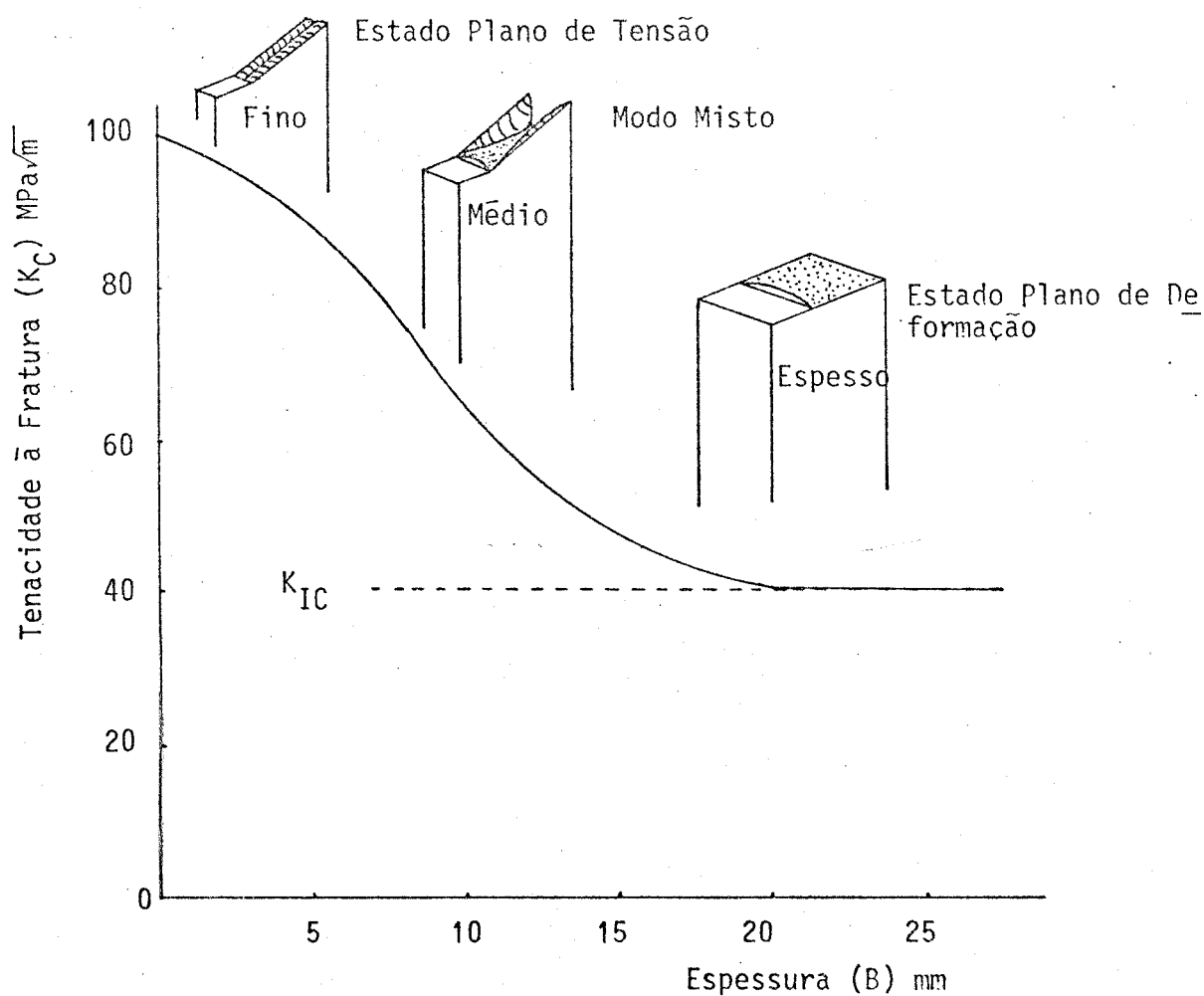


FIGURA 5 - (a) Tensões elásticas à frente de um entalhe numa placa fina (estado plano de tensões).
 (b) Tensões elásticas à frente de um entalhe no estado plano de deformações

Diz-se que existe uma condição de restrição em estado plano de deformação, quando aumentos adicionais na profundidade do entalhe ou na espessura da seção, não resultarem em um aumento da triaxialidade de tensões. Fraturas em estado plano de deformação são caracterizadas por baixa ductilidade [10] (Figura 6). Nesta figura, K_{IC} é o parâmetro de tenacidade à fratura em estado plano de deformação, característico do material, e pertencente à MFLE, o qual é obtido através de métodos de testes padronizados, como por exemplo: ASTM E-399 e BS5447.



K_{IC} é o parâmetro de tenacidade à fratura em estado plano de deformação, o qual representa um valor mínimo com o aumento da espessura do corpo-de-prova.

FIGURA 6 - Efeito da espessura do corpo-de-prova sobre a tenacidade à fratura

3.1.5.2 Temperatura e Transições de Resistência

A tenacidade à fratura de ligas ferríticas exibem variações significativas em relação aos vários níveis do limite de escoamento e temperatura. A interação da tenacidade à fratura com o nível de resistência e temperatura é ilustrado através de um gráfico tri-dimensional destas variáveis (Figura 7). Neste gráfico, a tenacidade à fratura é apresentada simplesmente como a energia para a fratura de um corpo-de-prova [10].

A temperatura de transição na Figura 7 ilustra a variação do comportamento frágil para o tenaz, com o aumento da temperatura. A curva característica "S" alcança um patamar superior, no qual a tenacidade à fratura é pouco dependente da temperatura [10].

Aços ultra-resistentes irão frequentemente se comportar de uma maneira frágil, sob condições apropriadas. Por outro lado, aços estruturais mais comuns, tendo σ_e entre 210 e 900 MPa (30 a 120 ksi), podem exibir faixas de tenacidades à fratura dependentes da liga e da temperatura de interesse [10].

Entretanto, não existe um método simples através do qual se definam todos os níveis de tenacidade à fratura. As ligas que estão contidas dentro da área sombreada da Figura 7, designada "estado plano de deformação (frágil)" podem melhor ser caracterizadas através dos procedimentos de testes da MFLE, os quais garantem uma relação quantitativa, necessária para a fratura frágil, entre o tamanho crítico da falha, tenacidade à fratura e o nível de tensões. Com isto, a aplicabilidade da MFLE está limitada para níveis de tenacidade à fratura que estão con

tidos dentro da zona de fratura frágil. Na região designada "fratura dúctil", onde é aplicada a MFET e a MFEG, as ligas com estes níveis de tenacidade à fratura geralmente falham através de colapso plástico. Deste modo, pode-se notar que a maioria dos aços estruturais comuns falham dentro da faixa dúctil a temperaturas usuais de serviço [10].

A região entre as áreas da fratura frágil e da fratura dúctil, na Figura 7, é chamada região elasto-plástica [10]. Atualmente, tem-se dado ênfase à pesquisa sobre a análise quantitativa da tenacidade à fratura nesta região, de uma maneira semelhante à MFLE, através de novos procedimentos de testes, tais como COD e integral J.

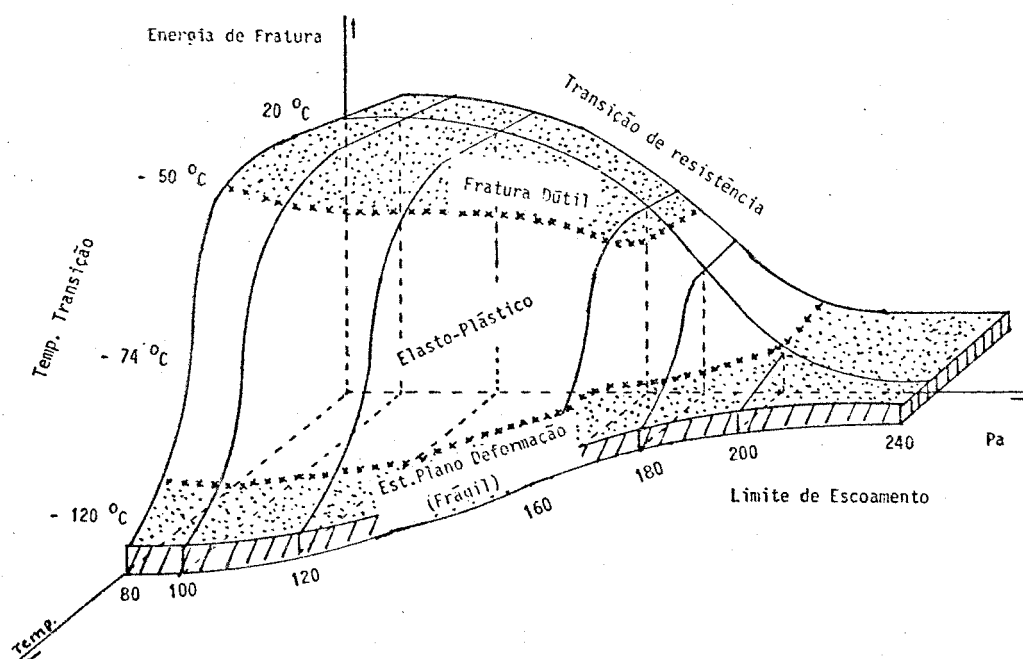


FIGURA 7 - Gráfico tri-dimensional mostrando a inter-relação da energia de fratura, temperatura e nível de resistência sobre o comportamento da fratura

3.1.5.3 Dependência da Taxa de Deformação [10]

A Figura 8 mostra a variação abrupta do tamanho da zona plástica na ponta da trinca com a temperatura. Esta variação se dá na região da temperatura de transição. A variação da tenacidade à fratura nesta região é complexa, uma vez que ela é influenciada não somente pela temperatura, mas também pela taxa de carregamento, ou mais especificamente, taxa de deformação na ponta da trinca. Na prática, a dependência da taxa de deformação com a tenacidade à fratura pode ser bastante significativa. Por exemplo, a uma dada temperatura, a grande zona plástica formada sob condições de carregamento quase-estático pode reduzir a restrição mecânica e com isto aumentar a tenacidade à fratura. Por outro lado, o carregamento dinâmico pode induzir uma redução suficiente na ductilidade (zona plástica) e com isto, causar fratura frágil. Acredita-se que este fenômeno seja principalmente um resultado da dependência da taxa de deformação com o limite de escoamento.

Uma questão tem sido levantada: para a determinação da tenacidade à fratura, a qual taxa de carregamento um corpo-de-prova deveria ser submetido, em condições estruturais simuladas? Estudiosos em fratura não estão em acordo neste ponto. Uma escola entende que a tenacidade à fratura de uma estrutura carregada estaticamente, tal como um vaso de pressão sob pressão constante, ou com variações bem lentas da mesma, é melhor determinada a partir de corpos-de-prova entalhados e pré-trincados carregados estaticamente. Outra escola afirma que a tenacidade à fratura de uma estrutura, especialmente uma estrutura soldada, não é

inteiramente uniforme, por causa da não homogeneidade do material. Se uma falha pré-existente crescer (por fadiga, corrosão sob tensão, etc.) dentro de uma região cuja tenacidade é baixa, a descontinuidade pode exibir subitamente uma propagação instável, através de uma distância talvez tão pequena quanto poucos grãos (chamada "popin"). Os grãos do metal no perímetro deste "popin" comportam-se então como se estivessem dinamicamente carregados e, com isto exibem um valor da tenacidade à fratura dinâmica abaixo do valor da mesma quando sob carregamento estático; isto implica em dizer que um teste de tenacidade à fratura dinâmica pode ser necessário [10].

Como este trabalho objetiva calcular e relacionar δ_i e J_i , e como os mesmos são determinados a partir de ensaios estáticos, será utilizada no decorrer deste a filosofia de pensamento da primeira escola.

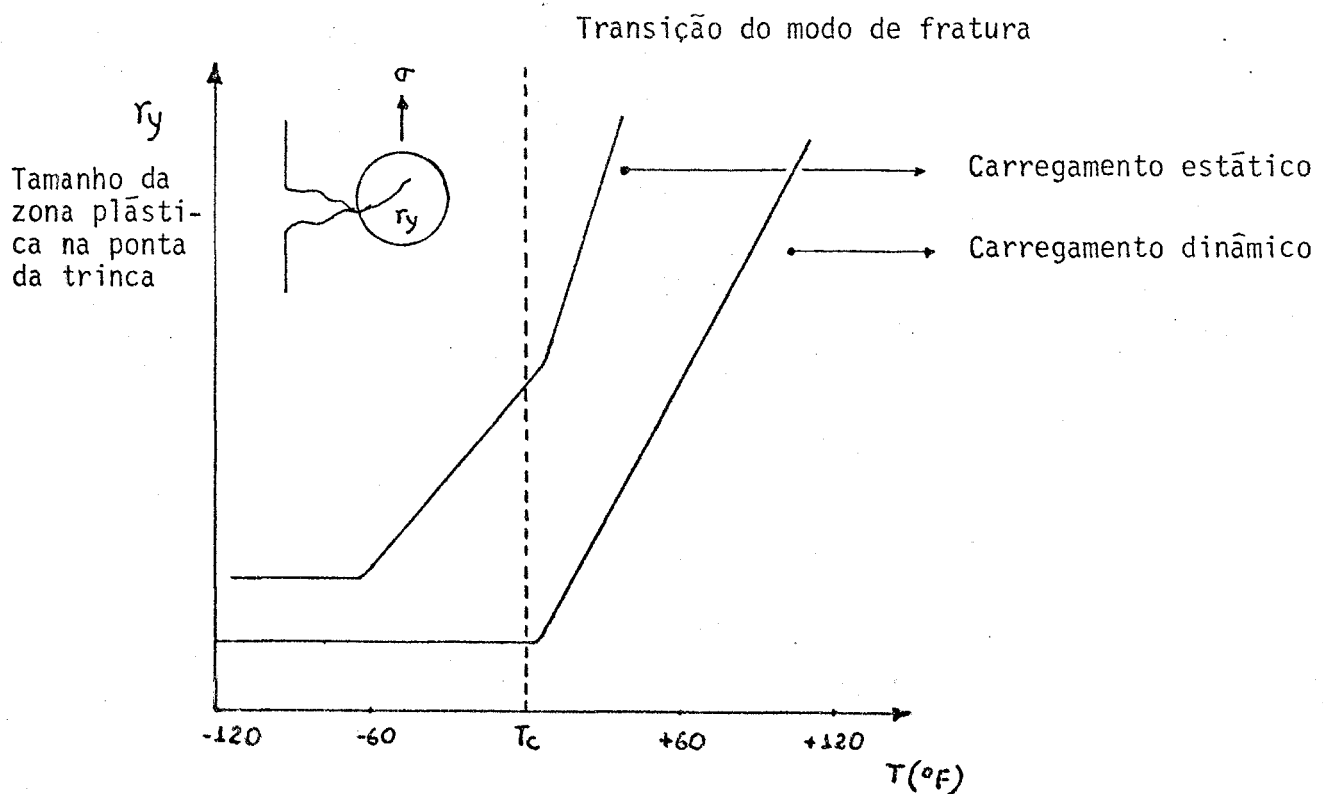


FIGURA 8 - Variação do tamanho da zona plástica na ponta da trinca, r_y , com a temperatura

3.2 Modos de Carregamento Básicos de Uma Trinca [9]

Pode-se considerar dois modos principais de ruptura : ruptura plana e ruptura inclinada. A ruptura plana (Figura 9-a) corresponde a uma superfície macroscópica de fratura perpendicular à direção da tensão principal. Observa-se geralmente, que nesta superfície praticamente inexistente deformação plástica (fratura frágil). Ao contrário da fratura frágil, que se inicia e até mesmo se propaga por um mecanismo de separação dos planos cristalinos denominados planos de clivagem, a fratura dúctil se dá por escorregamento dos planos tensionados, e a superfície macroscópica de fratura apresenta-se de forma inclinada (Figura 9-b). Em geral, tem-se uma combinação dos dois casos descritos anteriormente (Figura 9-c, d, e).

Considere-se um estado tal que uma trinca plana esteja já submetida a um sistema de forças, e suponha que a propagação da mesma ocorra no plano onde está situada. O estado mais geral de propagação da trinca é uma superposição de três modos básicos de carregamento, mostrados na Figura 10 [2, 9].

- Modo I (Modo de Abertura), com carregamento em tração. As superfícies da trinca se deslocam perpendicularmente a si mesmas - Figura 10-a;
- Modo II (Modo de Deslizamento), com carregamento em cisalhamento. As superfícies da trinca se deslocam paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação - Figura 10-b;

- Modo III (Modo de Rasgamento), com carregamento em cisalhamento. As superfícies da trinca se deslocam paralelamente a si mesmas e à frente de propagação - Figura 10-c;

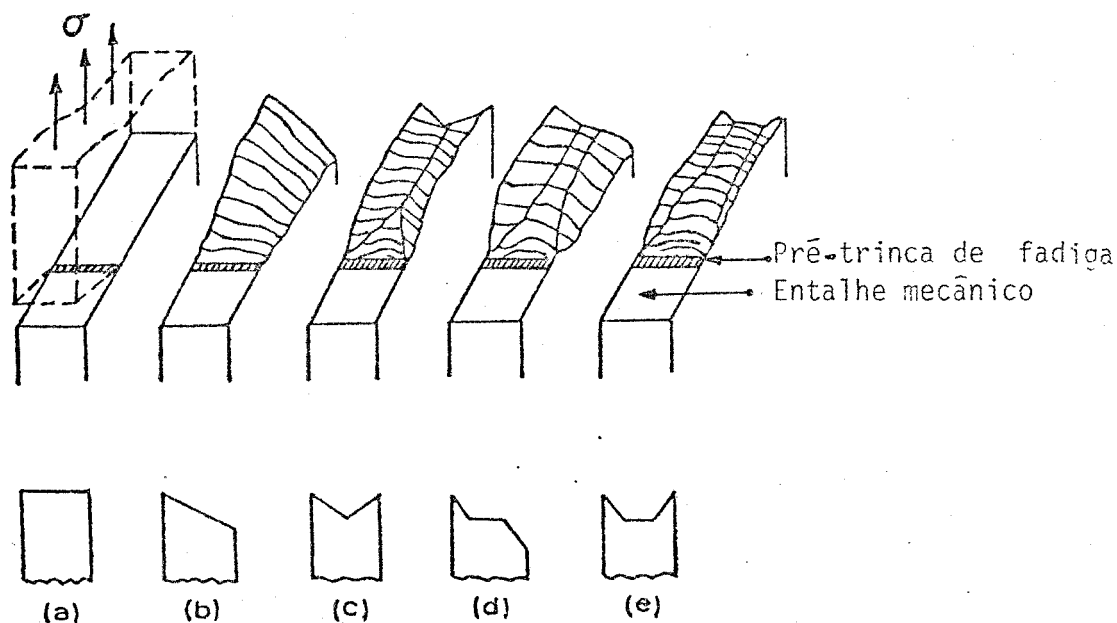


FIGURA 9 - Aspectos macroscópicos da fratura

No modo I o carregamento é simétrico e normal em relação à superfície da trinca; no modo II o carregamento é simétrico em relação ao plano da trinca; enquanto que no modo III refere-se ao caso em que o carregamento feito no plano da trinca é anti-simétrico, isto é, estado anti-plano. As fraturas mais drásticas são geralmente as do modo I, razão pela qual a maioria dos estudos da mecânica da fratura se baseiam neste modo[9].

Por esta razão, os parâmetros característicos da MFEP serão, neste trabalho, calculados experimentalmente com base no modo I de carregamento.

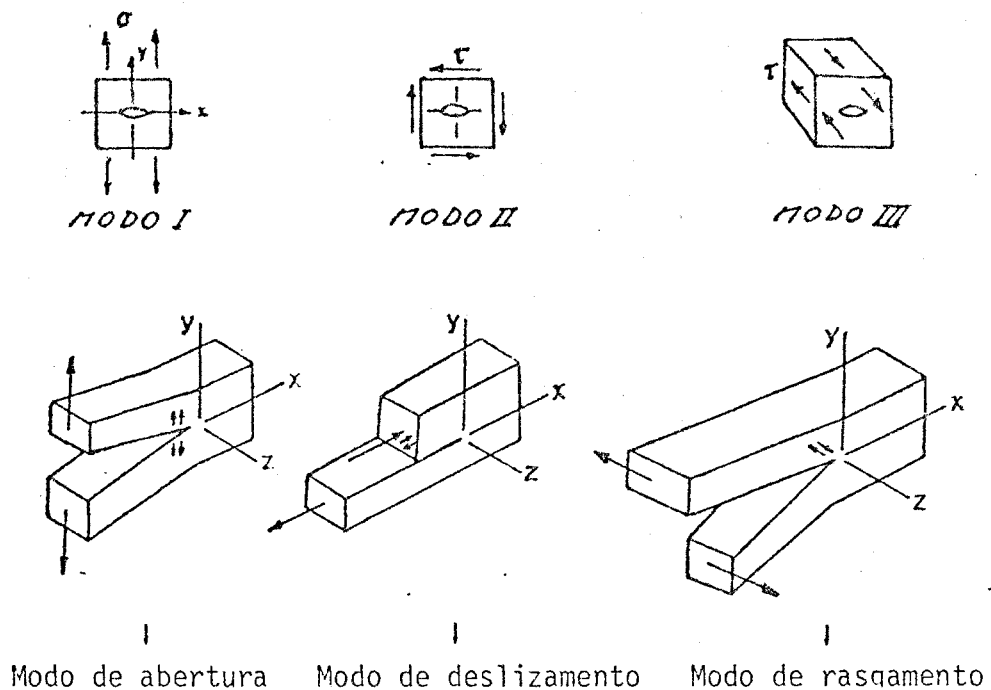


FIGURA 10 - Modos básicos de carregamento

3.3 Propagação da Trinca por Fadiga

3.3.1 Leis da Propagação da Trinca e Mecanismos

Com o reconhecimento de que a propagação da trinca por fadiga era mais crítica do que a iniciação da mesma, para a análise de falhas de muitas estruturas, foram realizadas várias tentativas no sentido de se desenvolverem aproximações de engenharia para este problema. Na revisão das leis de propagação da trinca, Paris e Erdogan mostraram que resultados aparentemente contraditórios poderiam ser normalizados e assim serem ajustados em uma

simples curva de lei de potência relacionando a taxa de crescimento da trinca por fadiga (da/dN) com a faixa do fator intensificador de tensões (ΔK). A equação resultante da forma de lei de potência é:

$$da/dN = C(\Delta K)^{\rho} \quad (2)$$

onde C = constante do material;

ρ = inclinação da curva de lei de potência.

$\frac{da}{dN}$ = propagação da trinca em função do ciclo de tensões

ΔK = faixa do fator intensificador de tensões

Posteriormente, alguns pesquisadores [18, 19] mostraram que a curva total para a taxa de crescimento da trinca por fadiga (da/dN), para a maior parte dos materiais, era na realidade sigmoidal (em forma de S) quando plotada versus ΔK , em coordenadas log-log (Figura 11). A porção da curva da lei de potência dada pela equação (2) é limitada a uma região entre os pontos de inflexão superior e inferior. O ponto de inflexão inferior é indicativo de não propagação das trincas por fadiga e ocorre sob intensidades de tensões excessivamente baixas, onde as taxas de crescimento de trinca são da magnitude do parâmetro de rede do cristal (cerca de 10^{-7} a 10^{-8} mm/ciclo). O ponto de inflexão superior é determinado pelo estabelecimento do crescimento instável da trinca antes da fratura final e fixa um limite crítico da resistência à fadiga dos metais estruturais [20].

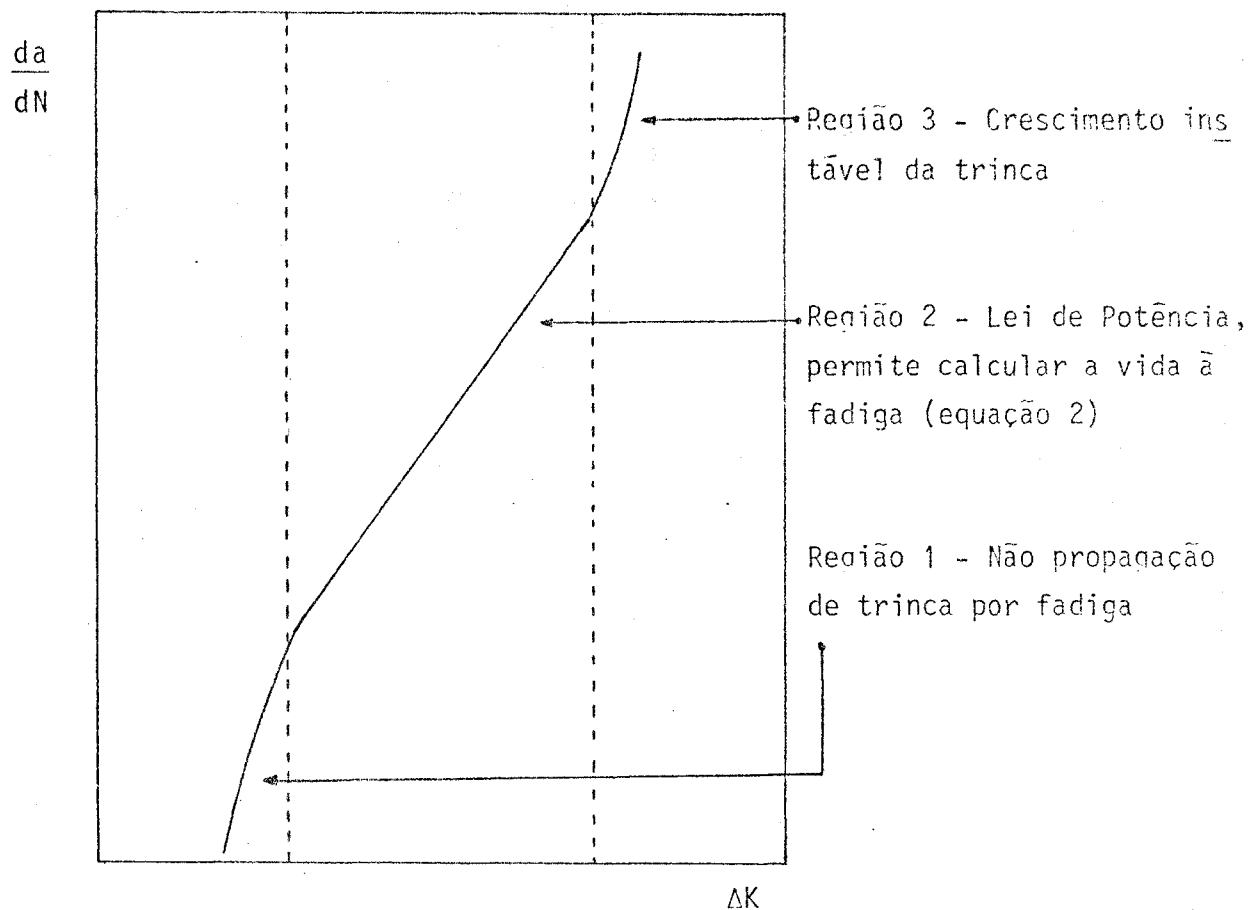


FIGURA 11 - Curva sigmoidal de propagação da trinca por fadiga em coordenadas log-log

O crescimento da trinca por fadiga, no estágio II, ocorre por um mecanismo de embotamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca, conforme a seqüência mostrada na Figura 12. Durante a parte de tração do ciclo de carregamento, deformações plásticas na ponta da trinca causam deslizamento localizado nos planos de cisalhamento máximo. A reversão do sentido da carga força as faces da trinca a se juntarem, mas a nova superfície criada durante a tração não é completamente fechada, devido ao deslizamento em sentido oposto. Dependendo do material e do ambiente, uma grande parte do deslizamento durante a compressão ocorre em novos planos de deslizamento e a ponta da trinca assu

me uma forma dobrada com "orelhas". Após o término do meio ciclo de compressão, a ponta da trinca é "reapontada" e a sequência de propagação no próximo ciclo pode começar de novo [21]. Pode-se então supor que a forma da zona plástica na ponta da trinca não é circular e sim da forma da Figura 13.

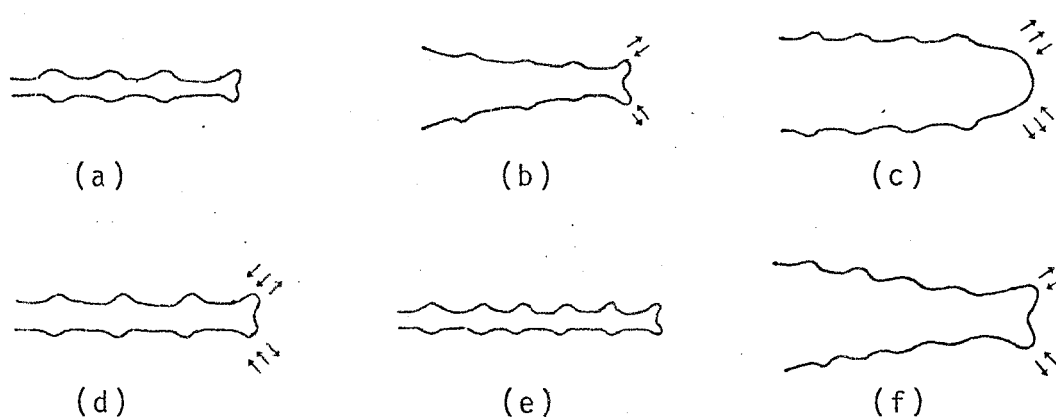


FIGURA 12 - Crescimento da trinca sob fadiga por mecanismo de embotamento plástico: (a) carga zero; (b) carga pequena (trativa); (c) carga máxima (trativa); (d) carga pequena (compressiva); (e) carga máxima (compressiva) e (f) carga pequena (trativa). O eixo de tensão é vertical



FIGURA 13 - Desenho esquemático da zona plástica na trinca por fadiga

A mecânica da fratura aplicada à fadiga estabelece uma orientação para aproximadamente todos os estudos subsequentes da propagação da trinca por fadiga. Ela estabelece uma feliz aproximação para a propagação da trinca no sentido de que a faixa do fator intensificador de tensões, ΔK , descreve a plasticidade na ponta da trinca. A propagação da trinca por fadiga ocorre através da deformação plástica cíclica na sua ponta, indiferente de a que distância existem deformações plásticas, além da região da ponta da trinca. A relação entre deformação plástica cíclica total e falha por fadiga foi reconhecida há anos atrás e tratada em detalhe por Manson. Ela foi usada como base para hipótese da propagação da trinca por fadiga por Weis. Mais recentemente, Lehr e Liu mostraram que a propagação da trinca por fadiga é causada por acumulação de danos devidos à deformação cíclica na ponta da trinca e que a taxa de crescimento da trinca pode ser calculada usando propriedades de deformação cíclica [20].

Conseqüentemente, ambos os mecanismos para propagação da trinca por fadiga e as leis da propagação da trinca, que procuram descrever o fenômeno em termos de engenharia, são baseados na plasticidade cíclica na ponta da trinca. Especificamente, a propagação da trinca por fadiga está principalmente relacionada à faixa de deformação cíclica mais do que à extensão da zona plástica. Taxas de crescimento de trincas são mostradas se correlacionam com ΔK , sendo impassíveis a variações do estado de tensão (estado plano de tensão, estado plano de deformação) e não sendo freqüentemente afetadas pela microestrutura e variações no limite de escoamento. Por estas razões, a faixa do fator intensifi

cador de tensões (ΔK) fornece uma base comum para comparação de dados de propagação de trincas por fadiga [20].

Em resumo, mecanicamente, alto grau de plasticidade tende a inibir a fratura. Alta tenacidade à fratura está associada com a habilidade de se desenvolver grandes zonas plásticas, ou um escoamento totalmente plástico antes da fratura. Entretanto, a propagação da trinca por fadiga não parece ser sensível a tais distinções [20].

3.3.2 Considerações Sobre a Zona Plástica na Ponta da Trinca por Fadiga [22]

Com todo rigor, a forma da zona plástica na ponta da trinca depende do coeficiente de encruamento e do modo de solicitação, mas admite-se em primeira aproximação que ela é constituída de duas abas inscritas em um círculo. Considera-se então dois parâmetros:

r_x , dimensão da zona plástica na direção de propagação da trinca;

r_y , dimensão da zona plástica na direção ortogonal.

Sob solicitações cíclicas, a formação da zona plástica na ponta da trinca é complexa, principalmente pela compressão local que se produz no momento do fechamento da trinca, mesmo que a tensão nominal seja de tração. Sob este tipo de solicitação, a faixa do fator intensificador de tensões, ΔK , é que

necessita ser considerada, sendo que o fator intensificador de tensões máximo, K_{\max} , exerce pouca influência.

Com todo rigorismo, o limite de escoamento convencional, σ_e , não deveria ser usado em fadiga, e sim substituído pelo limite de escoamento cíclico determinado a partir das curvas de encruamento cíclico.

A Figura 14 mostra esquematicamente como se forma a zona plástica na ponta da trinca por fadiga.

Considere-se um carregamento em tração repetido de forma triangular, supondo-se que através da abertura da trinca se tenha então a plastificação, no momento em que o limite de escoamento, σ_e , seja localmente alcançado, e que através do fechamento da trinca, ocorra uma amplitude de tensão igual ao dobro do limite de escoamento, induzindo assim uma nova deformação plástica, interior à zona plástica quando da abertura da trinca. Tem-se então, em fadiga, uma dupla zona plástica. O raio da zona plástica periférica, denominada também monótona, é da forma $(\frac{\Delta K}{\sigma_e})^2$, enquanto que o raio da zona central, denominada também cíclica, é da forma $(\frac{\Delta K}{2\sigma_e})^2$ [22].

Conseqüentemente, a zona plástica central OR é quatro vezes menor que a zona plástica periférica OM. As variações da amplitude de tensão, $\Delta\sigma$, e da amplitude de deformação, $\Delta\varepsilon$, estão representadas na Figura 14 [22].

Nos primeiros carregamentos, tem-se que, no interior da zona RM, a amplitude de tensão, $\Delta\sigma$, é elástica e a deformação plástica cíclica é nula, isto é, $\Delta\sigma$ é elástico, o que implica em que a tensão no fechamento (descarga) da trinca não atingiu o limite de escoamento, $-\sigma_e$; trecho OE da Figura 14. Conseqüentemen

te, a deformação plástica monótona devida à abertura da trinca aumenta regularmente de M a R (Figura 14), segundo uma função da forma $1/r$ [22].

Seja r'' o raio da zona plástica periférica, r' o raio da zona plástica central e ϵ_e a deformação no limite de escoamento, então a deformação plástica ϵ_{PR} a uma distância r'' da ponta da trinca será igual a [22]:

$$\epsilon_{PR} = \left(\frac{r''}{r'} - 1 \right) \epsilon_e \quad (3)$$

Sabe-se que:

$$\frac{OM}{OR} = \frac{r''}{r'} = 4$$

Por conseguinte:

$$\epsilon_{PR} = 3\epsilon_e \quad (4)$$

Vê-se então que a deformação plástica monótona no ponto R é muito pequena, da ordem de três vezes a deformação correspondente ao limite de escoamento. Pode-se supor ainda que os limites das duas zonas plásticas sejam bem definidos, porque estão limitados por duas condições diferentes de encruamento no metal.

A experiência concorda bem com a teoria, sendo que a existência das duas zonas plásticas é mostrada por vários autores [23,24].

Os raios da zona plástica periférica, medidos por ata

que micrográfico ou através de microdureza, são mostrados na T_a bela I, onde as fórmulas baseadas em r'' são relacionadas ao limite de escoamento convencional.

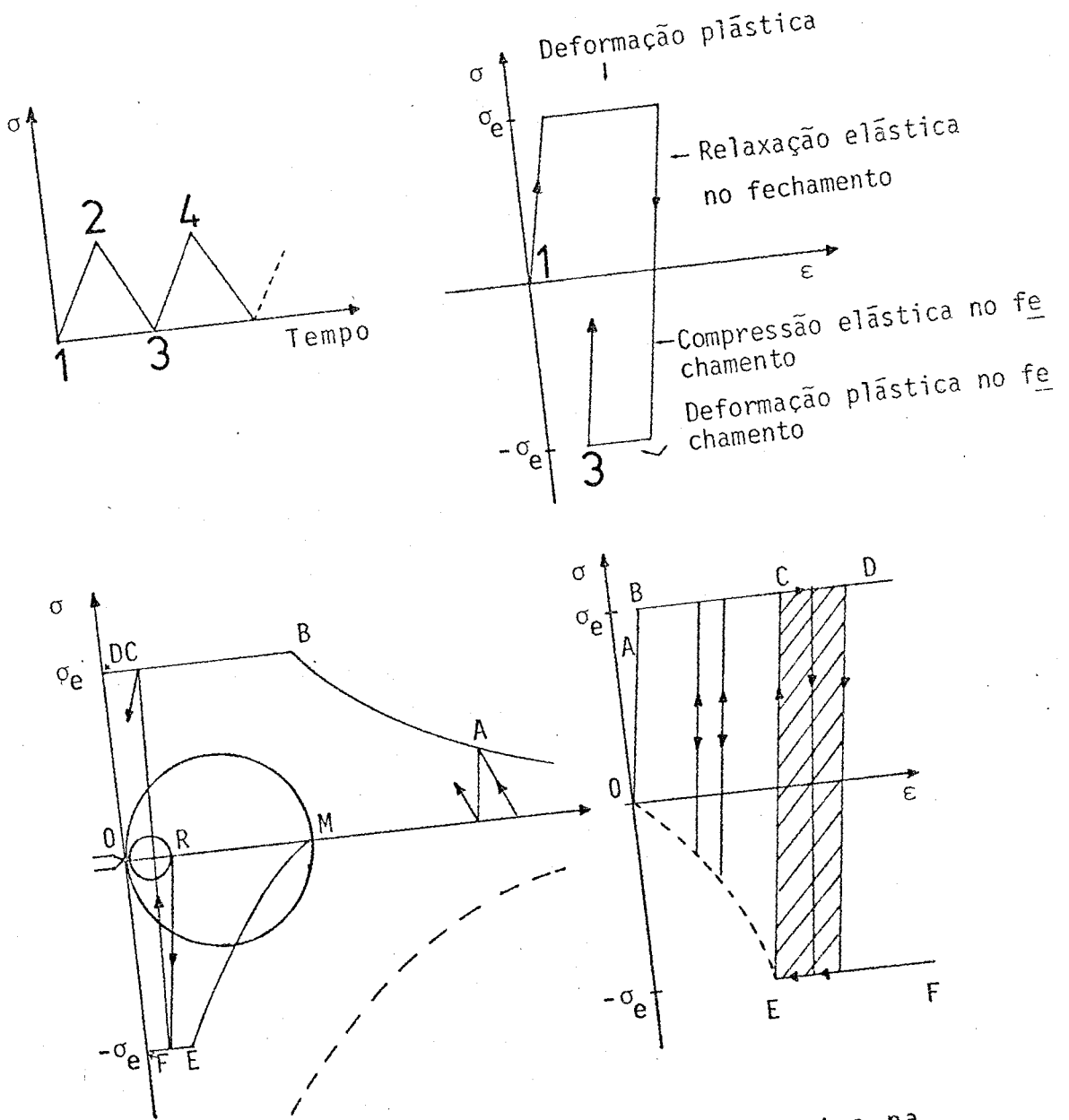


FIGURA 14 - Mecanismo de deformação plástica na ponta da trinca [22]

TABELA I - Raio da zona plástica na ponta da trinca por fadiga [22].

AUTOR	CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO	RAIO DA ZONA PLÁSTICA
IRWIN	Zona monótona teórica (Estado plano de tensão)	$r_f = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2 = 0,159 \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2$
RICE	Zona monótona teórica (Estado plano de deformação)	$r_f = 0,157 \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2$
YOKOBORI	Zona monótona medida (Estado plano de tensão)	$r_f = 0,17 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_e}\right)^2$
LIU	Zona monótona medida (Estado plano de tensão)	$r_f = 1,30 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_e}\right)^2$
HAHN	Zona monótona medida (Estado plano de deformação)	$r_f = 0,13 \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2$
BATHIAS	Zona monótona medida (Estado plano de deformação)	$r_f = 0,05 \text{ a } 0,1 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_e}\right)^2$
KNOTT	Zona monótona teórica (Estado plano de deformação)	$r_f = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_e}\right)^2$

3.4 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

3.4.1 Relações Analíticas Básicas

A MFLE refere-se somente ao comportamento à fratura sob condições de estado plano de deformação. Esta análise somente pode ser aplicada se a zona plástica na ponta da trinca ou não existe, ou é pequena comparada com as dimensões da trinca, o suficiente para assegurar um comportamento elástico global. O conceito da MFLE pode ser delineado através da teoria de Griffith, que em 1920 desenvolveu um critério para predizer as condições para fratura de um sólido frágil (vidro) contendo uma trinca. Um balanço da energia de deformação elástica armazenada, e a energia necessária para formar novas superfícies associadas com a extensão da trinca, forneceu uma relação para a instabilidade da trinca [25]. Este critério pode ser enunciado do seguinte modo: "uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for pelo menos igual à energia necessária para criar as novas superfícies da trinca" [26]. Entretanto, a MFLE no estágio atual, abandonou a aproximação de energia feita por Griffith, em favor de uma aproximação por análise de tensões.

A aproximação de Griffith para o vidro foi modificada com a finalidade de incluir a plasticidade na ponta da trinca, associada com metais reais, e para descrever o comportamento do material próximo à aresta principal de uma trinca aguda em termos de uma análise de tensões, como ilustrado na Figura 15.

O parâmetro K_I (Figura 15) é o fator intensificador de tensões no estado plano de deformação para o modo I.

K_I é um parâmetro de carregamento devido ao campo de tensões elásticas próximo à ponta da trinca. Isto é, ele é função da geometria do corpo, das tensões aplicadas e do tamanho da trinca. Para uma dada geometria, o valor de K_I pode ser computado através da análise de tensões na ponta da trinca. Expressões para K_I em função de vários tipos de carregamento e geometria de corpos têm sido catalogadas. Todas as expressões de K_I são da seguinte forma:

$$K_I = \sigma \alpha \sqrt{\pi a} \quad (5)$$

onde σ = tensão nominal atuante;

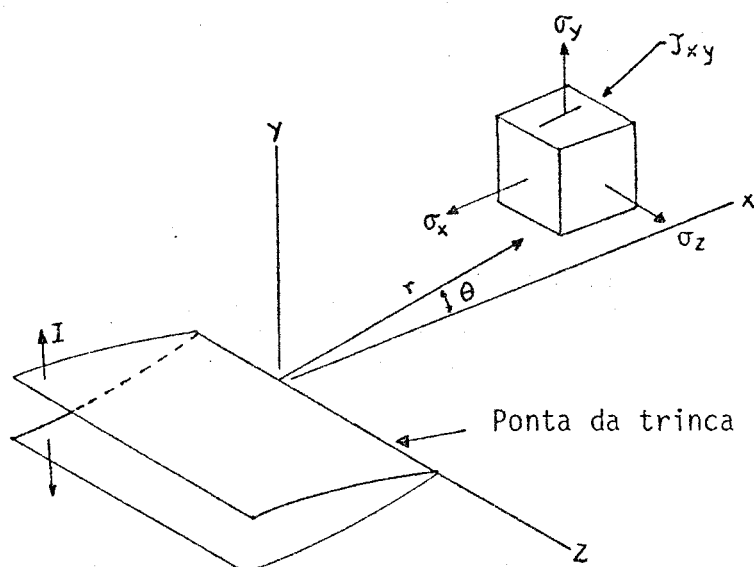
α = parâmetro que depende do corpo-de-prova e da geometria da trinca;

a = comprimento de uma trinca externa ou metade do comprimento de uma trinca interna.

O valor de K_I para a propagação instável da trinca é denominado K_{IC} (tenacidade à fratura em condições de estado plano de deformação). Este valor é uma propriedade do material, da mesma maneira que σ_e : isto é, varia com a temperatura, taxa de deformação e variáveis metalúrgicas tais como tratamento térmico, textura, procedimento de fusão, impurezas, inclusões, etc. [25, 27].

A norma ASTM E 399 fornece um método padronizado para a determinação de K_{IC} . Este valor determinado fornece um meio de se relacionar o tamanho crítico da falha, bem como o nível de

tensões atuantes a partir de um simples corpo-de-prova, para estruturas mais complexas.



$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad \text{Estado Plano de Deformação}$$

$$\sigma_z = 0 \quad \text{Estado Plano de Tensão}$$

FIGURA 15 - Tensões elásticas na ponta da trinca para um corpo isotrópico no regime linear elástico submetido, ao modo I de carregamento [9, 28]

3.5 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

3.5.1 Introdução

Os conceitos da MFLE foram desenvolvidos para descre

ver o comportamento à fratura de materiais frágeis contendo trincas [29]. Ela é fundamentada no conceito de que uma trinca propaga-se de uma maneira instável sem nenhuma deformação plástica (MFLE), ou com uma diminuta zona plástica localizada na sua ponta (MFLE - modificada) [8, 12]. Entretanto, a maioria dos aços estruturais utilizados na indústria apresentam uma considerável zona plástica no início da propagação estável da trinca, e mesmo durante a propagação da mesma [8, 12, 13] (aços de média resistência mecânica e elevada tenacidade [30]). Com isto, os conceitos da MFEL, quer modificada ou não, tiveram que ser estendidos para a região elasto-plástica, originando deste modo a MFEP. Houve portanto, a necessidade da redefinição do comprimento efetivo da trinca, o qual engloba o raio da zona plástica, quando se desejava avaliar a tenacidade à fratura de aços estruturais [31]. Com base na MFEP, foram desenvolvidos parâmetros de tenacidade à fratura como o δ_c (valor do COD para a propagação instável da trinca) e J_c (valor da integral J para a propagação instável da trinca), bem como parâmetros que indicam o início do crescimento estável da trinca, δ_i e J_i em comportamento elasto-plástico [8, 9, 13, 16, 32]. Na MFEP, com a ajuda dos parâmetros acima descritos, tenta-se conhecer o comportamento do material sob regime elasto-plástico [33]. É esta, portanto, a fundamentação básica da MFEP, ou seja, a trinca propaga-se com uma considerável deformação plástica na sua ponta [8, 12, 13].

Sabe-se ainda, que a maioria das estruturas de importância técnica, incluindo os componentes essenciais de um reator nuclear, é feita a partir de materiais nos quais a fratura frágil somente é concebível sob condições excepcionais (bai

xa temperatura, carregamento dinâmico, radiação, alto grau de multiaxialidade do estado de tensões, devido à grande espessura da parede e/ou tensões residuais). Tais componentes ou estruturas devem ser dimensionados contra falha dúctil e contra falha integral por colapso plástico (MFET e MFEG). Uma análise quantitativa requer uma descrição completa do campo de tensões e de formações na região crítica ao redor do defeito, bem como o conhecimento dos parâmetros relevantes de fratura do material, os quais podem ser avaliados através de ensaios em laboratório [33]. Estes parâmetros podem ser obtidos através dos ensaios da MFEP, os quais já vêm sendo utilizados na prática, não só na seleção de materiais, como também no estabelecimento de níveis de aceitação de defeitos em projetos de vasos de pressão, tubulações de gás, óleo e vapor, e plataformas marítimas [3, 34].

3.5.2 Conceito do COD

Era reconhecido desde os primeiros estágios de trabalhos na MFLE, que uma correção seria necessária se ocorresse formação de zona plástica na ponta da trinca. A trinca real com a zona plástica foi então substituída para a análise, por uma trinca ligeiramente maior possuindo um campo de tensões completamente elástico na sua ponta e com a mesma capacidade de suportar cargas transversalmente a seu plano. Cálculos mostraram que o aumento necessário no comprimento da trinca elástica equivalente, ou efetiva, seria o de se considerar a ponta desta trinca no centro da zona plástica localizada na ponta da trinca real [1]. Por meio das análises de Westergaard [1], foi possível cal

cular deslocamentos dentro da trinca elástica e deste modo, calcular a separação da abertura das superfícies de uma trinca elástica efetiva, no ponto correspondente à ponta de uma trinca real [1]. A separação da abertura das superfícies da trinca na ponta de uma trinca real, acomodada por escoamento plástico (zona de deformação plástica) na ponta da trinca, é denominada abertura da ponta da trinca - COD ("crack opening displacement") [1, 16].

As análises acima descritas, por sua natureza, foram limitadas para o caso de formação de zonas plásticas muito pequenas na ponta da trinca. O modelo de escoamento em tiras ("strip yield model") fornece uma extensão destas análises para os casos onde se tem uma zona de deformação plástica maior. O modelo de tração original é normalmente atribuído a Dugdale [1], mas análises do COD foram realizadas para o caso em tração (modo I de carregamento) por Barenblatt [1], Burdekin e Stone [1], e no caso do modo III de carregamento por Bilby [1], Cottrell, Smith e Swinden, Hahn e Rosenfield, entre outros. Todos eles usaram análises de Westergaard ou Muskhelishvili. Para o caso de tração em estado plano de tensão, o modelo de escoamento em tiras para um material não encruável fornece a seguinte relação [1, 17]:

$$\delta = \frac{8\sigma_e a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_e} \right) \right] \quad (6)$$

onde

δ = COD

a = metade do comprimento da trinca

σ = tensão aplicada

σ_e = limite de escoamento

E = módulo de elasticidade

Análises realizadas em computador usando a técnica dos elementos finitos, relatadas por Wells, em modelos entalhados sob tração, concluíram que o modelo do escoamento em tiras fornece uma boa estimativa entre COD, comprimento da trinca, tensões aplicadas e o limite de escoamento do material [1].

3.5.2.1 Solução de Dugdale [17, 28, 35]

Seja uma trinca interna de comprimento $2a$ submetida a uma tensão de tração σ . A zona plástica irá então propagar-se, a partir dos extremos da trinca, para uma distância $|c-a|$ em cada extremo da trinca (Figura 16-a). Se se considera a distribuição de tensões elásticas imediatamente à frente da zona plástica, pode-se derivar a relação entre σ , a e c , como a seguir.

Escolhe-se, em primeiro lugar, a distribuição de tensões produzida quando uma trinca de comprimento $2c$ é carregada por um par de forças puntuais $\sigma(t) \times dt$ x espessura unitária x , onde $x = \pm t$ e $|t| < |c|$. Sabe-se que a função de Westergaard para uma força simples P , em $y = 0$, fornece:

$$\sigma_y = \frac{P \cdot c}{\pi \cdot x \cdot \sqrt{(x^2 - c^2)}} \quad (7)$$

Para um par de forças, $\sigma(t)dt$, em $y = \pm t$, a equação (7) toma a forma [35]:

$$\sigma_y = \frac{2\sigma(t)dt}{\pi} \frac{x\sqrt{(c^2 - t^2)}}{(x^2 - t^2)\sqrt{(x^2 - c^2)}} \quad (8)$$

Tomando-se agora, o carregamento completo entre a e c originado de um conjunto de forças $\sigma_e dt$, onde σ_e é o limite de escoamento, integradas entre a e c , e considerando a região imediatamente a frente da zona plástica, $x = c+r$, onde $r \ll c$, tem-se que a equação (8) fornece para um par de forças $\sigma_e dt$ [35]:

$$\sigma_y = 2 \frac{\sigma_e}{\pi} \sqrt{\left(\frac{c}{2r}\right)} \frac{dt}{\sqrt{(c^2-t^2)}} \quad (9)$$

isto é,

$$K = \frac{2\sigma_e}{\sqrt{\pi}} \sqrt{c} \frac{dt}{\sqrt{(c^2-t^2)}} \quad (10)$$

Para um conjunto de forças que promovam a propagação da trinca, integra-se entre $t=a$ e $t=c$, obtendo-se [35]:

$$K = \frac{2\sigma_e}{\sqrt{\pi}} \sqrt{c} \cos^{-1} \left(\frac{a}{c}\right) \quad (11)$$

A equação (9) fornece então o fator intensificador de tensões para carregamento puntual equivalente ao limite de escoamento através da zona plástica.

Para obter o mesmo fator intensificador de tensões para uma trinca elástica de comprimento $2c$, implicaria no emprego de uma tensão σ tal que:

$$K = \sigma \sqrt{\pi \cdot c} \quad (12)$$

A relação entre σ , a e c pode agora ser obtida igualando-se as equações (11) e (12).

$$\sigma \sqrt{\pi c} = \frac{2\sigma_e}{\sqrt{\pi}} \sqrt{c} \cos^{-1}\left(\frac{a}{c}\right) \quad (13)$$

Logo, o tamanho da zona plástica é determinado pela relação [17]:

$$\frac{a}{c} = \cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) \text{ ou } \frac{c}{a} = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) \quad (14)$$

$$\frac{c}{a} - 1 = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) - 1 \text{ ou } \frac{c-a}{a} = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) - 1 \quad (15)$$

como $D = c - a$

$$\frac{D}{a} = \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) - 1 \text{ (estado plano de tensão)} \quad (16)$$

Sabe-se que:

$$\sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) = \frac{1}{\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right)} \quad (17)$$

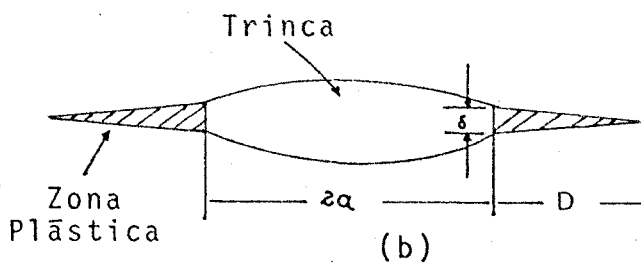
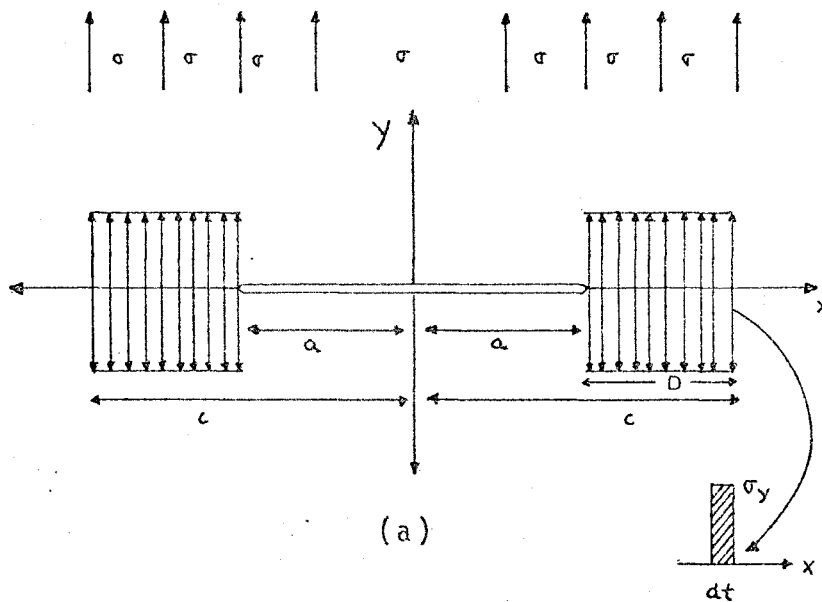
Desenvolvendo em série e considerando-se apenas os dois primeiros termos da série de $\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right)$, tem-se:

$$\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) = 1 - \frac{\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2}{2!} = 1 - \frac{\frac{\pi^2}{4} \frac{\sigma^2}{\sigma_e^2}}{2} = 1 - \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2 \quad (18)$$

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

Para $\sigma \ll \sigma_e$ tem-se: $8\sigma_e^2 \gg \pi^2\sigma^2$

$$\frac{\frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2}{\frac{8\sigma_e^2 - \pi^2\sigma^2}{8\sigma_e^2}} \approx \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^2 = \frac{D}{a} \quad (19)$$



(a) - Modelo de Dugdale para uma trinca em escoamento.

(b) - Deslocamento δ associado com a abertura da trinca.

FIGURA 16 - Representação esquemática da solução de Dugdale

Como a zona plástica se propaga a partir da ponta da trinca, o deslocamento da abertura da ponta da trinca, δ , (Figura 16-b), produzido na ponta da mesma irá aumentar. Este deslocamento está relacionado com o tamanho da zona plástica R como [17]:

$$\frac{\delta}{2} = \frac{4\sigma_e a}{\pi E} \ln \left(\frac{c}{a} \right) = \frac{4\sigma_e a}{\pi E} \ln \left(\frac{D+a}{a} \right) \quad (20)$$

onde $\frac{\delta}{2}$ é a metade do deslocamento da abertura da ponta da trinca.

Conseqüentemente, também é uma função da tensão aplicada σ :

$$\delta = \frac{8\sigma_e a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_e} \right) \right] \quad (21)$$

Tal expressão se deduz pela análise de Westergard (com a utilização da análise complexa) [9, 35].

O valor de δ , por definição é o deslocamento da abertura da ponta da trinca, COD.

Entretanto, até o presente momento, não existe um método analítico para a determinação do tamanho da zona plástica R e COD em função das tensões aplicadas, profundidade do entalhe e raio da ponta da trinca, para o caso de carregamento em tração no estado plano de deformação; existem apenas algumas aproximações [17].

Sabe-se que, na condição de estado plano de deformação, o tamanho da zona plástica R e o COD aumentam com a tensão nomi

nal e comprimento da trinca, mas com uma taxa menor que na condição de estado plano de tensão, quando submetidos a uma deformação [17].

3.5.2.2 Determinação Experimental do COD

A Figura 17 mostra esquematicamente os eventos que ocorrem na ponta da trinca, à medida que a mesma é submetida a um carregamento [26]. Durante o carregamento inicial, a ponta da trinca é aberta, ficando arredondada, enquanto que uma deformação plástica é induzida no material imediatamente adjacente à ponta da mesma (Figura 17-b). Um carregamento posterior causa nucleação de vazios ao redor de inclusões, tais como MnS, e de partículas de segunda fase, no interior da zona plástica (Figura 17-c). Estes vazios crescem e coalescem por meio de pequenos "dimples". Conseqüentemente, eles se unirão com a ponta da trinca que está arredondada, modificando o perfil para o da Figura 17-d. Continuando o carregamento ter-se-á conseqüentemente o crescimento estável da trinca, estendendo deste modo a interface elasto-plástica na ponta da trinca (Figura 17-e). Inclusões e partículas de segunda fase favorecem a propagação estável da trinca, necessitando deste modo menos energia para este evento.

Como já visto, δ_i é o COD necessário para o início de crescimento estável da trinca, isto é, o valor imediato do COD após o arredondamento ("blunting") da ponta da trinca. A Figura 18 correlaciona os vários estágios de modificação da forma da ponta da trinca, em relação ao gráfico força X crescimento da

trinca [8, 12, 13]. Nota-se que a partir da carga máxima tem-se a instabilidade, colapso, e que o crescimento da trinca, dependendo do material, pode tornar-se instável.

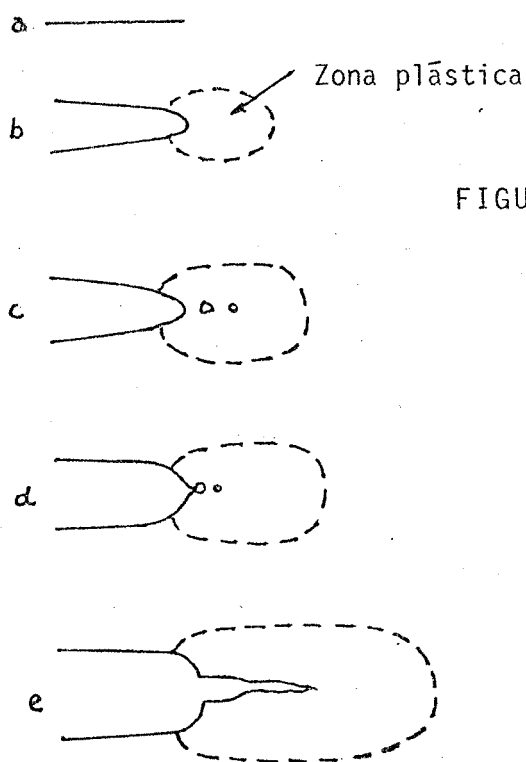


FIGURA 17 - Esquema da sequência de eventos que levam ao crescimento de uma trinca dúctil

A medida de δ_i , entre outras, pode ser feita através de [8, 12]:

- a) Corte metalográfico;
- b) Técnica da réplica;
- c) Endoscopia;
- d) Método de Moiré;
- e) Função calibração;
- f) Norma BS-5762.

Neste trabalho será utilizada a norma BS-5762 [36] para medida de δ_i . Esta norma especifica os métodos de realização

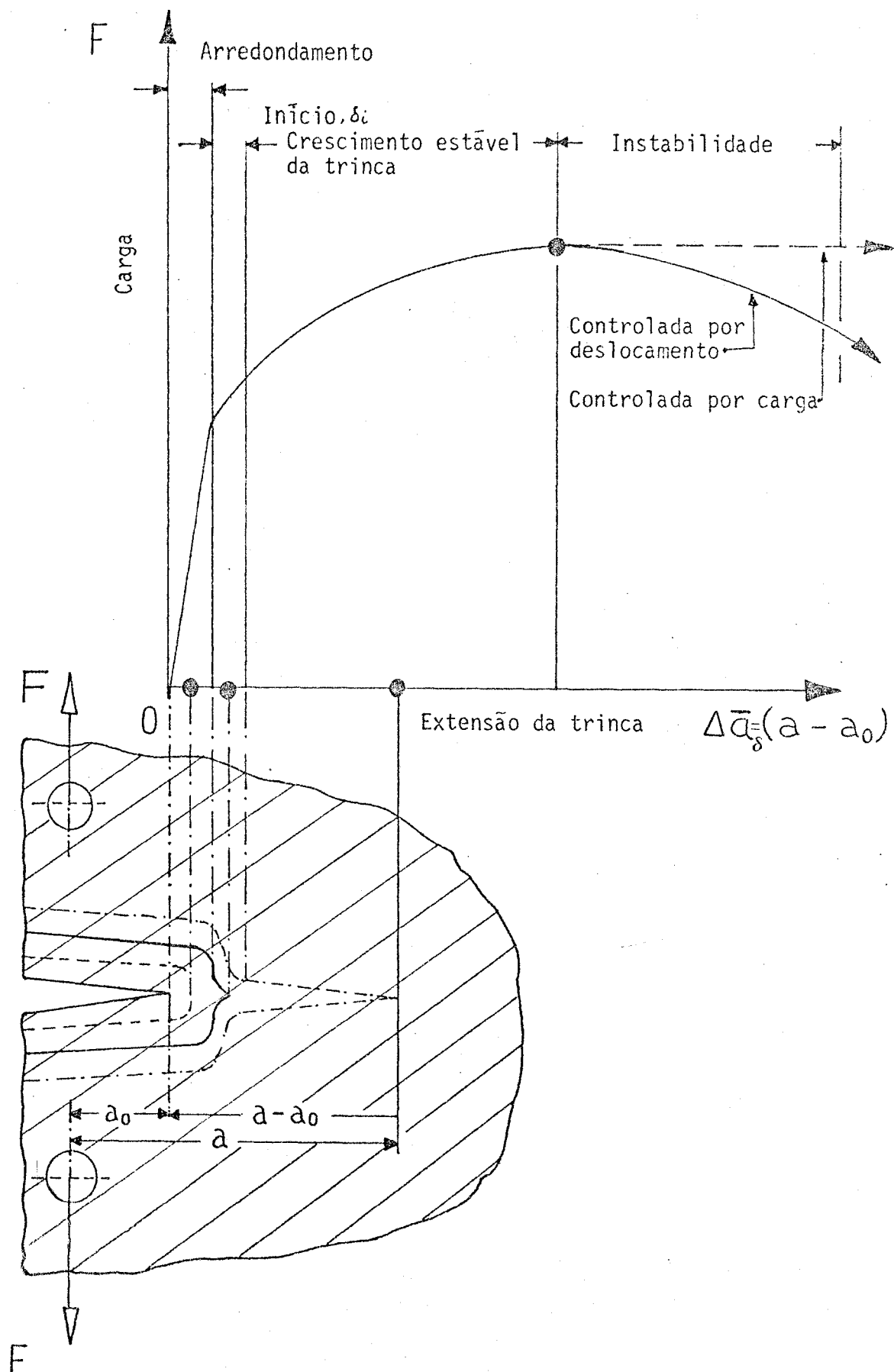
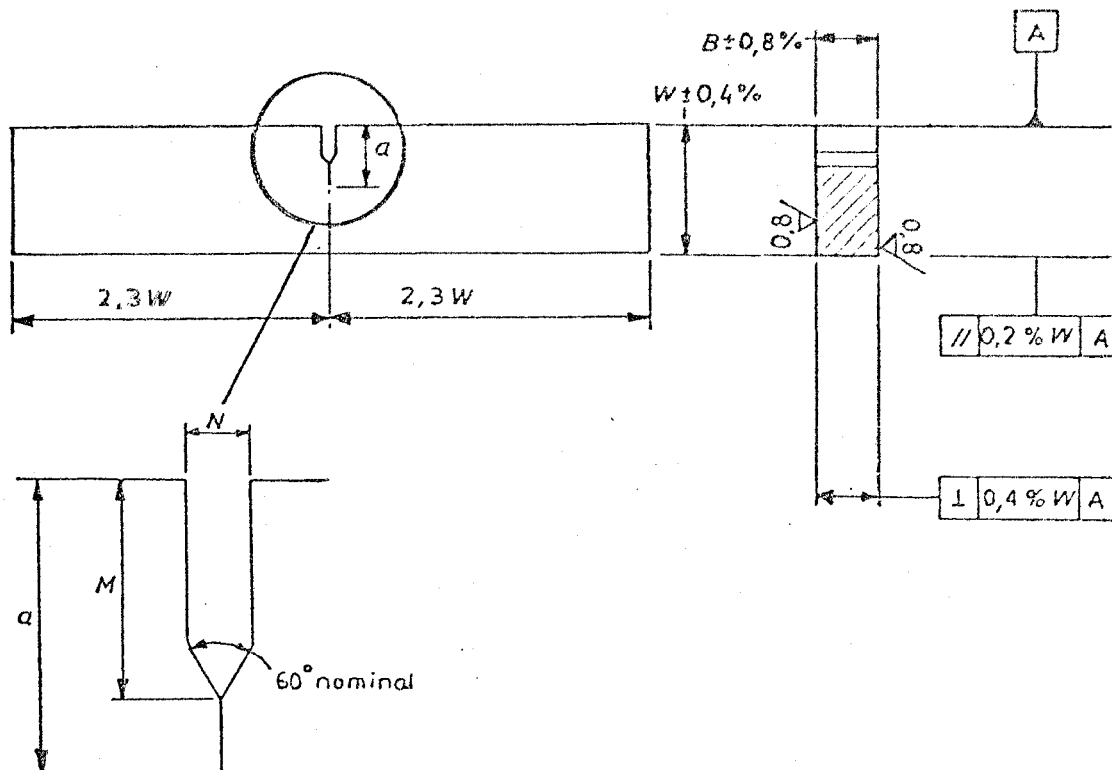


FIGURA 18 - Vários estágios de modificação da ponta da trinca em relação ao gráfico $F \times \Delta \bar{a}_\delta$



(a) - Dimensões do corpo de prova (1ª opção):

Largura = W

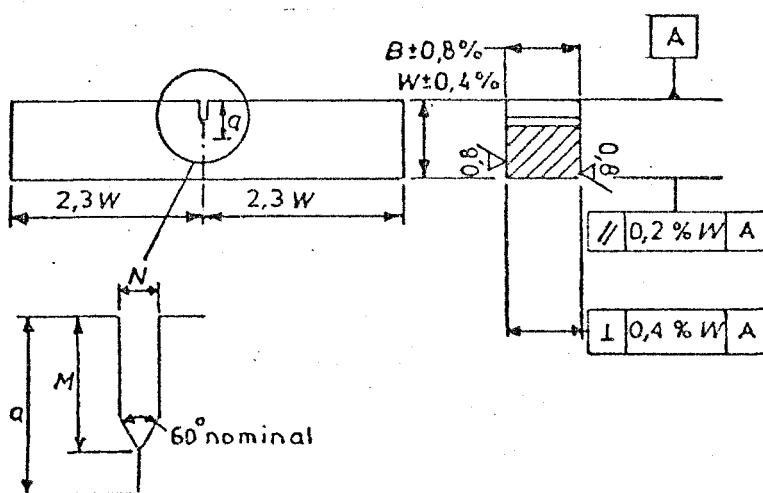
Espessura = $B = 0,5W$

Meio vão entre cargas $\ell = 2W$

Largura do entalhe $L = 0,065W$ máx (Se $W > 25\text{mm}$)

$L = 1,5\text{mm}$ máx (Se $W \leq 25\text{mm}$)

Comprimento do entalhe do corpo-de-prova = M



(b) - Dimensões do corpo-de-prova (2ª opção):

FIGURA 19 - Geometria de corpos-de-prova para determinação de δ_i , segundo norma BS5762 [36]

do ensaio, a geometria dos corpos-de-prova, o equipamento para os ensaios e a análise dos dados e resultados registrados. O ensaio deve ser realizado no material com espessura igual à que será utilizada no componente e à temperatura mínima de trabalho. As geometrias de tais corpos-de-prova estão mostradas na Figura 19. Em tais corpos-de-prova deve ser feito um entalhe mecânico, cuja forma está detalhada na Figura 19, e a partir do qual deve-se propagar uma trinca por fadiga.

O ensaio é realizado plotando-se os resultados num gráfico carga x COD. Os valores do COD são obtidos por meio de um "clip-on-gage" localizado na extremidade oposta ao entalhe, conforme mostra esquematicamente a Figura 20.

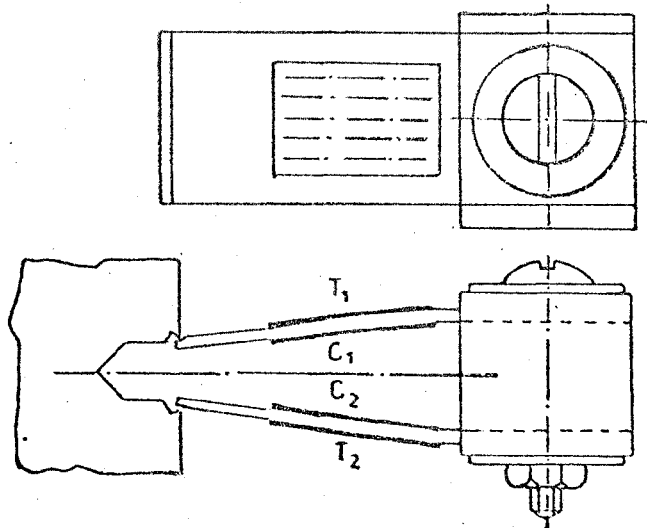


FIGURA 20 - "Clip-on-gage" fixado no corpo-de-prova

Hã algumas limitações para o desenvolvimento da prē-trinca de fadiga:

a) A razão (Q) entre as forças de fadiga, que ã a re-lação entre as cargas mīnima e m̃xima no ciclo de fadiga deve estar na faixa de 0 a 0,1;

b) O fator intensificador de tensões na fadiga, K_f , nã deve exceder $0,63 \cdot \sigma_e B^{1/2}$.

Os valores das forças de prē-trinca de fadiga, P_f , sã calculados pela expressã:

$$K_f = \frac{Y \cdot P_f}{B \cdot W^{1/2}} \quad (23)$$

sendo

$Y = f\left(\frac{a}{W}\right)$ o fator geomētrico;

a = comprimento da trinca de fadiga + entalhe mecânico;

W = largura do corpo-de-prova;

B = espessura do corpo-de-prova.

Os valores de Y estã na Tabela II, para valores de $\frac{a}{W}$ na faixa de 0,15 a 0,70, para ensaios de flexã estãtica em trēs pontos e afastamento entre cutelos de $4W$.

$$\text{De } K_f = \frac{Y \cdot P_f}{B \cdot W^{1/2}} \rightarrow P_f = \frac{K_f \cdot B \cdot W^{1/2}}{Y} \quad (24)$$

Deste modo, a carga máxima de fadiga deve ser:

$$P_f \leq \frac{0,63 \cdot B^{3/2} \cdot \sigma_e \cdot W^{1/2}}{Y} \quad (25)$$

O comprimento da pré-trinca de fadiga não deve ser menor que 1,25 mm e, para o corpo-de-prova mencionado, a relação $\frac{a}{W}$ (medida após a fratura) deve estar na faixa de 0,45 a 0,55. Após a realização do teste, a superfície de fratura deverá ser examinada.

Para o cálculo de δ_i , o valor médio de comprimento total da trinca (entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga) deverá ser medido com uma precisão de 0,5%W nas posições a 25%, 50% e 75% de B (posições a_1 , a_2 e a_3 , respectivamente) - Figura 21.

Para que o ensaio seja válido deve-se observar:

- a) Que a diferença entre quaisquer duas das três medidas (a_1 , a_2 e a_3) não exceda 5% de W;
- b) Que a diferença entre os valores máximo e mínimo dos comprimentos da trinca não seja superior a 10%W;
- c) Qualquer parte da frente da trinca, em relação ao entalhe usinado, seja maior que o maior dos dois valores: 2,5%W ou 1,25 mm;
- d) Que a trinca esteja em um único plano, ou seja, que efeitos de multi-nucleação não estejam presentes;
- e) Que qualquer parte da superfície da trinca esteja em um plano com inclinação menor ou igual a 10°, em relação ao plano do entalhe.

TABELA II - Valores de $Y = f\left(\frac{d}{W}\right)$ para corpos-de-prova de ensaio de dobramento em três pontos e distância entre apoios de $4W$.

d/W	Y (COEFICIENTE DE INTENSIFICAÇÃO DE TENSÕES)										
	0.000	0.001	0.002	0.003	0.004	0.005	0.006	0.007	0.008	0.009	0.010
0.150	4.01	4.02	4.04	4.05	4.06	4.08	4.09	4.10	4.12	4.13	4.14
0.160	4.14	4.15	4.17	4.18	4.19	4.21	4.22	4.23	4.25	4.26	4.27
0.170	4.27	4.29	4.30	4.31	4.32	4.34	4.35	4.36	4.38	4.39	4.40
0.180	4.40	4.42	4.43	4.44	4.45	4.47	4.48	4.49	4.51	4.52	4.53
0.190	4.53	4.55	4.56	4.57	4.59	4.60	4.61	4.62	4.64	4.65	4.66
0.200	4.66	4.68	4.69	4.70	4.72	4.73	4.74	4.75	4.77	4.78	4.79
0.210	4.79	4.80	4.82	4.83	4.85	4.86	4.87	4.89	4.90	4.91	4.93
0.220	4.93	4.94	4.95	4.97	4.98	4.99	5.01	5.02	5.04	5.05	5.06
0.230	5.06	5.08	5.09	5.10	5.12	5.13	5.14	5.16	5.17	5.18	5.20
0.240	5.20	5.21	5.23	5.24	5.25	5.27	5.28	5.30	5.31	5.32	5.34
0.250	5.34	5.35	5.37	5.38	5.39	5.41	5.42	5.44	5.45	5.46	5.48
0.260	5.48	5.49	5.51	5.52	5.54	5.55	5.56	5.58	5.59	5.61	5.62
0.270	5.62	5.64	5.65	5.67	5.68	5.69	5.71	5.72	5.74	5.75	5.77
0.280	5.77	5.78	5.80	5.81	5.83	5.84	5.86	5.87	5.89	5.90	5.92
0.290	5.92	5.93	5.95	5.96	5.98	5.99	6.01	6.03	6.04	6.06	6.07
0.300	6.07	6.09	6.10	6.12	6.13	6.15	6.17	6.18	6.20	6.21	6.23
0.310	6.23	6.25	6.26	6.28	6.29	6.31	6.33	6.34	6.36	6.38	6.39
0.320	6.39	6.41	6.42	6.44	6.46	6.47	6.49	6.51	6.52	6.54	6.55
0.330	6.56	6.58	6.59	6.61	6.63	6.64	6.66	6.68	6.70	6.71	6.73
0.340	6.73	6.75	6.77	6.78	6.80	6.82	6.84	6.85	6.87	6.89	6.91
0.350	6.91	6.93	6.94	6.96	6.98	7.00	7.02	7.04	7.05	7.07	7.09
0.360	7.09	7.11	7.13	7.15	7.17	7.18	7.20	7.22	7.24	7.26	7.28
0.370	7.28	7.30	7.32	7.34	7.36	7.38	7.40	7.42	7.44	7.46	7.48
0.380	7.48	7.50	7.52	7.54	7.56	7.58	7.60	7.62	7.64	7.66	7.68
0.390	7.68	7.70	7.72	7.74	7.77	7.79	7.81	7.83	7.85	7.87	7.89
0.400	7.89	7.92	7.94	7.96	7.98	8.00	8.03	8.05	8.07	8.09	8.11
0.410	8.11	8.14	8.16	8.18	8.21	8.23	8.25	8.28	8.30	8.32	8.35
0.420	8.35	8.37	8.39	8.42	8.44	8.46	8.49	8.51	8.54	8.56	8.59
0.430	8.59	8.61	8.63	8.66	8.68	8.71	8.73	8.76	8.79	8.81	8.84
0.440	8.84	8.86	8.89	8.91	8.94	8.97	8.99	9.02	9.05	9.07	9.10
0.450	9.10	9.13	9.15	9.18	9.21	9.23	9.26	9.29	9.32	9.35	9.37
0.460	9.37	9.40	9.43	9.46	9.49	9.52	9.54	9.57	9.60	9.63	9.66
0.470	9.66	9.69	9.72	9.75	9.78	9.81	9.84	9.87	9.90	9.93	9.96
0.480	9.96	9.99	10.03	10.06	10.09	10.12	10.15	10.18	10.21	10.25	10.28
0.490	10.28	10.31	10.34	10.38	10.41	10.44	10.48	10.51	10.54	10.58	10.61
0.500	10.61	10.65	10.68	10.71	10.75	10.78	10.82	10.85	10.89	10.93	10.96
0.510	10.96	11.00	11.03	11.07	11.11	11.14	11.18	11.22	11.25	11.29	11.33
0.520	11.33	11.37	11.40	11.44	11.48	11.52	11.56	11.60	11.64	11.67	11.71
0.530	11.71	11.75	11.79	11.83	11.87	11.91	11.96	12.00	12.04	12.08	12.12
0.540	12.12	12.16	12.20	12.25	12.30	12.33	12.37	12.42	12.46	12.50	12.55
0.550	12.55	12.59	12.64	12.68	12.73	12.77	12.82	12.86	12.91	12.95	13.00
0.560	13.00	13.04	13.09	13.14	13.19	13.23	13.28	13.33	13.38	13.42	13.47
0.570	13.47	13.52	13.57	13.62	13.67	13.72	13.77	13.82	13.87	13.92	13.97
0.580	13.97	14.02	14.08	14.13	14.18	14.23	14.28	14.34	14.39	14.44	14.50
0.590	14.50	14.55	14.61	14.66	14.72	14.77	14.83	14.88	14.94	15.00	15.1
0.600	15.1	15.1	15.2	15.2	15.3	15.3	15.4	15.4	15.5	15.6	15.6
0.610	15.6	15.7	15.7	15.8	15.9	15.9	16.0	16.0	16.1	16.2	16.2
0.620	16.2	16.3	16.4	16.4	16.5	16.6	16.6	16.7	16.8	16.8	16.9
0.630	16.9	16.9	17.0	17.1	17.2	17.2	17.3	17.4	17.4	17.5	17.6
0.640	17.6	17.6	17.7	17.8	17.8	17.9	18.0	18.1	18.1	18.2	18.3
0.650	18.3	18.4	18.4	18.5	18.6	18.7	18.7	18.8	18.9	19.0	19.0
0.660	19.0	19.1	19.2	19.3	19.4	19.4	19.5	19.6	19.7	19.8	19.8
0.670	19.8	19.9	20.0	20.1	20.2	20.2	20.3	20.4	20.5	20.6	20.7
0.680	20.7	20.8	20.8	20.9	21.0	21.1	21.2	21.3	21.4	21.5	21.6
0.690	21.6	21.6	21.7	21.8	21.9	22.0	22.1	22.2	22.3	22.4	22.5

O valor médio da propagação estável da trinca ($\Delta \bar{a}$), para cada corpo-de-prova, deverá ser medido em sete estações igualmente espaçadas (2 até 8 na Figura 22).

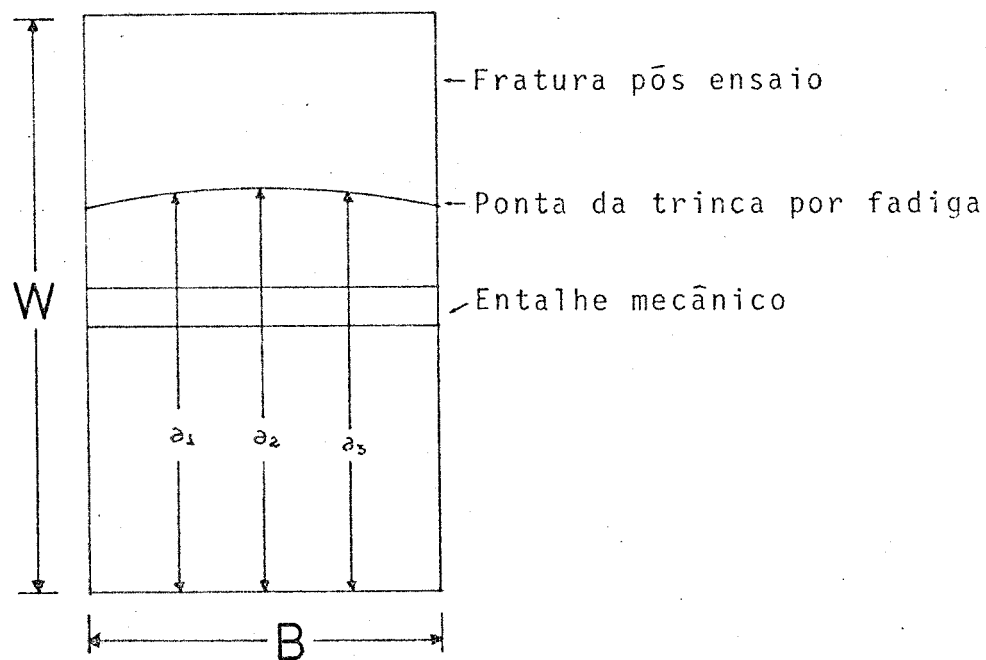


FIGURA 21 - Método para determinação do valor médio do comprimento total da trinca

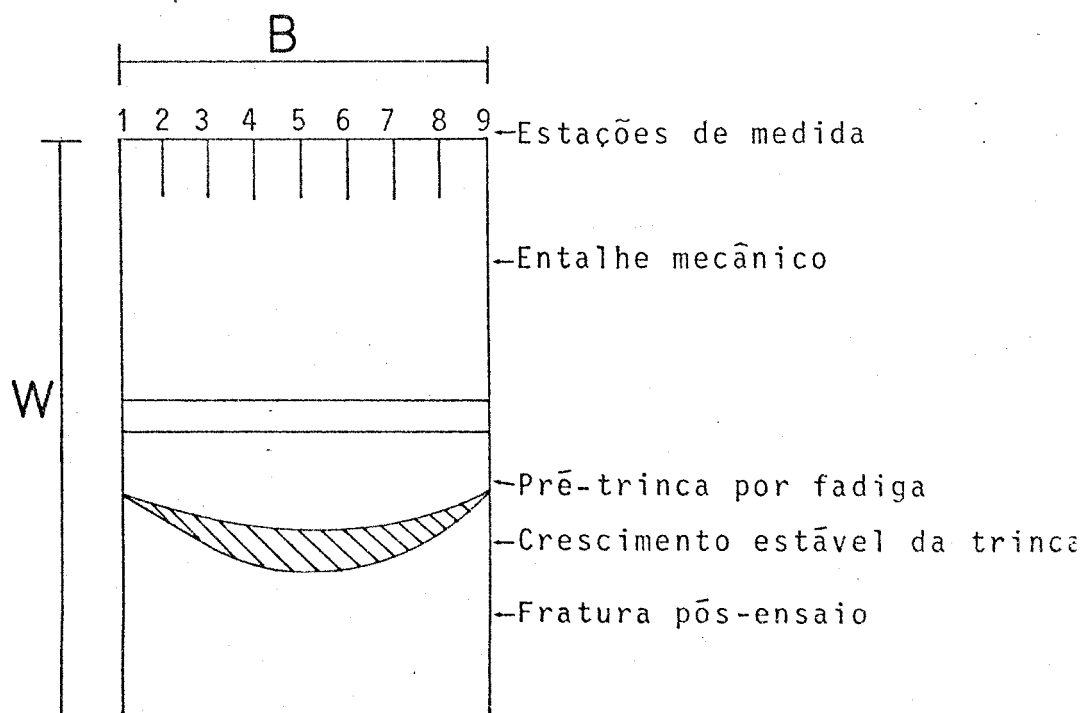


FIGURA 22 - Método para determinação dos valores médios

O valor medido pelo extensômetro é convertido para o valor do COD mediante as relações:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (26)$$

onde

δ_{el} = parcela elástica do COD;

δ_{pl} = parcela plástica do COD;

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{2 \cdot \sigma_e \cdot E} \quad (\text{estado plano de deformação}); \quad (27)$$

ν = coeficiente de Poisson;

$$K_I = \frac{P}{B \cdot W^{1/2}} \cdot Y, \quad \text{onde } P \text{ é a força máxima}; \quad (28)$$

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{\sigma_e \cdot E} \quad (\text{estado plano de tensão}); \quad (29)$$

$$\delta_{pl} = \frac{r \cdot (W - a)}{r \cdot W + (1 - r) \cdot a + Z} \cdot V_p \quad (30)$$

onde

V_p = componente plástica, em relação à curva carga X COD, do deslocamento da abertura do "clip-on-gage";

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

W = largura do corpo-de-prova;

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

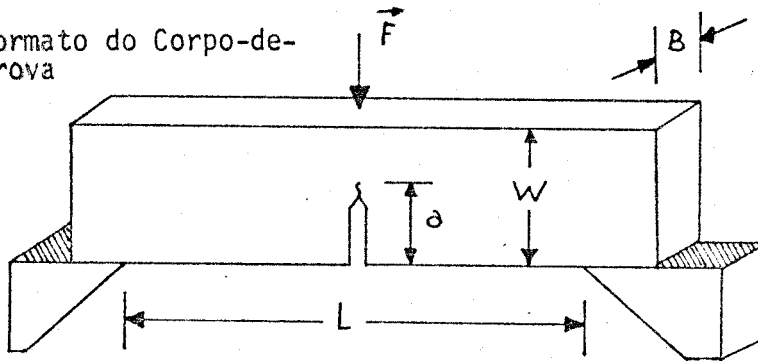
E = módulo de Young;

σ_e = limite de elasticidade ou escoamento;

a = valor médio do comprimento total da trinca (entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga);

r = constante.

Formato do Corpo-de-Prova

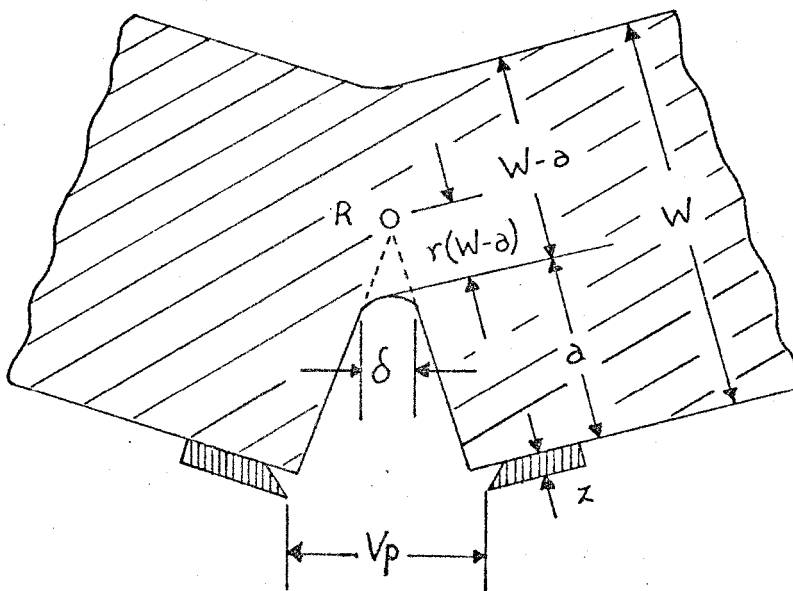


$$W = 2B$$

$$L = 8B$$

$$a \geq B$$

Ponto de Rotação



$$\gamma = 0,4$$

Abertura da Ponta
da Trinca

(Fator de constrição $m=2$)

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

FIGURA 23 - Significado dos símbolos usados na determinação do COD

A Figura 23 ilustra o significado de cada elemento.

Das equações anteriores e para $r=0,4$, segundo a norma BS-5762, tem-se para o estado plano de deformação:

$$\delta = \frac{K_I^2 \cdot (1-\nu^2)}{2 \cdot \sigma_e \cdot E} + \frac{0,4 \cdot (W-a)}{0,4W+0,6 \cdot a+Z} \cdot V_p \quad (31)$$

A constante r é o valor rotacional (adotado igual a 0,4, de acordo com BS-5762). De maneira geral, esse valor rotacional r é determinado através de um modelo que supõe a existência de um eixo aparente de rotação, que no início do carregamento do corpo-de-prova tem posição variável, até se estabilizar numa posição fixa, quando o corpo-de-prova atinge o regime plástico [8, 12, 13, 36].

3.5.3 Conceito da Integral J

Sabe-se que, se a zona plástica na ponta da trinca é muito pequena, a MFLE pode ser aplicada. Neste caso, a taxa de liberação de energia não é afetada pela deformação plástica na ponta da trinca e $G = \frac{\pi \sigma^2 a}{E}$ (taxa de liberação de energia) resulta do campo de tensões elásticas. Entretanto, é demonstrado que se a zona plástica na ponta da trinca não pode ser considerada desprezível, a taxa de liberação de energia, G , será influenciada por esta zona [37].

Para um cálculo exato do efeito da plasticidade sobre G , é necessário estabelecer uma rigorosa solução elasto-plástica

do campo de tensões na ponta da trinca. Tal solução não sendo realizável, tem-se então um método conveniente para contornar o problema chamado integral J [37].

A integral J, desenvolvida por Rice [8, 12, 13], em 1968, é um parâmetro que oferece extensão lógica dos conceitos da MFLE, incluindo casos de comportamento elasto-plástico de larga faixa. Foi proposta inicialmente como um parâmetro de fratura baseado em dados experimentais por Begley e Landes.

A integral J, como proposta por Rice, é uma integral de linha bi-dimensional e representa o fluxo de energia na ponta da trinca, dada pela seguinte expressão [8, 12, 13, 38]:

$$J = \int_S (w dy - T_i \frac{\partial u}{\partial x} ds) \quad (32)$$

onde

$w = \int \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$ = trabalho por unidade de volume ou densidade de energia de deformação;

S = trajetória da integral contendo a ponta da trinca;

T_i = vetor tração sobre ds ;

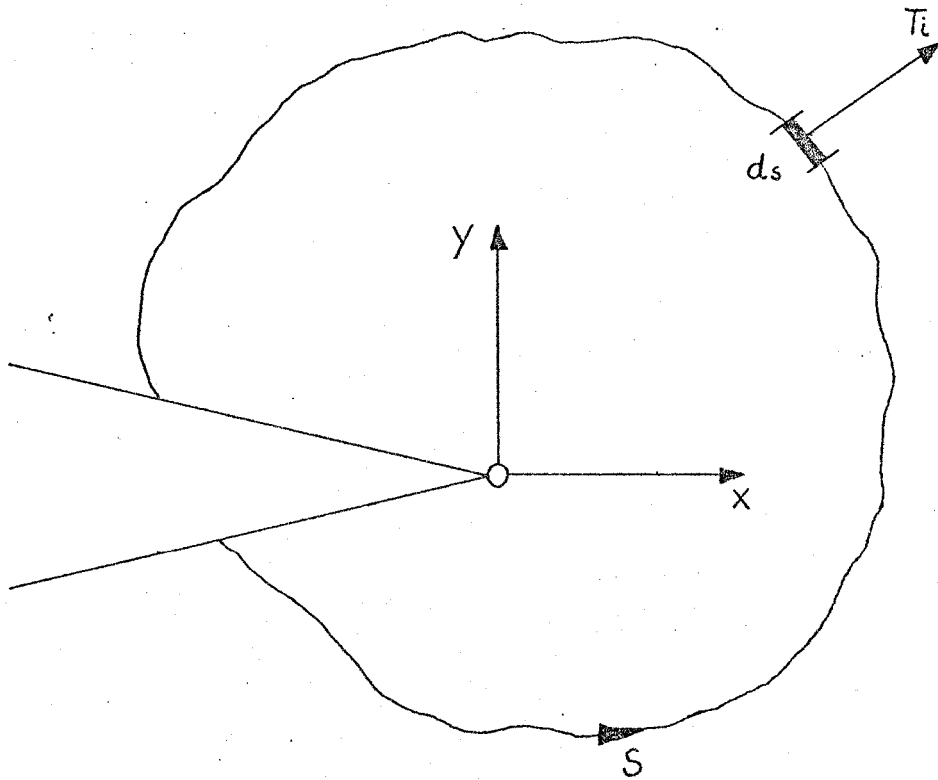
ds = incremento do contorno da trajetória;

u = vetor deslocamento em ds ;

x, y, z = coordenadas retangulares;

$T_i \frac{\partial u}{\partial x} ds$ = taxa de trabalho fornecida pelo campo de tensões para o interior a S (Figura 24).

O valor de J obtido a partir desta equação é tomado como sendo independente da trajetória em corpos-de-prova norma

FIGURA 24 - Esquematização da integral J

mente usados, mas em componentes em serviço (e talvez mesmo em corpos-de-prova), é necessário certo cuidado no sentido de se considerar adequadamente o carregamento interior a S. Carregamentos que produzam dentro de S movimento rápido da trinca, tais como carregamento durante o componente em serviço e tensões residuais ou térmicas, fazem com que J não seja independente da trajetória [38, 39, 40].

3.5.3.1 Integral J Como Um Critério de Fratura

O uso da integral J como um critério de fratura é tomado a partir de um modelo de processo de fratura, como apresentado na Figura 25 [8, 12, 13].

O processo de fratura inicia-se com uma trinca aguda, quando a amostra ou estrutura que contém a trinca é carregada. Em um corpo-de-prova, a trinca é introduzida por fadiga com um nível de $Q = \frac{P_{m\bar{i}n}}{P_{m\bar{a}x}}$ baixo, como no ensaio do COD, antes do teste de fratura ser iniciado. À medida que a trinca é submetida a carregamento, sua ponta torna-se arredondada. Este arredondamento aumenta com o aumento da carga, até que uma carga limite seja alcançada, onde ocorre o início do crescimento estável da trinca, à frente da trinca originalmente arredondada. No ponto onde se inicia o primeiro avanço da trinca, o valor do parâmetro característico de início de crescimento estável da trinca está definido. Em termos de J, este ponto é chamado J_i .

Este modelo para o processo de fratura pode não caracterizar estritamente o processo físico real, porque o trincamen

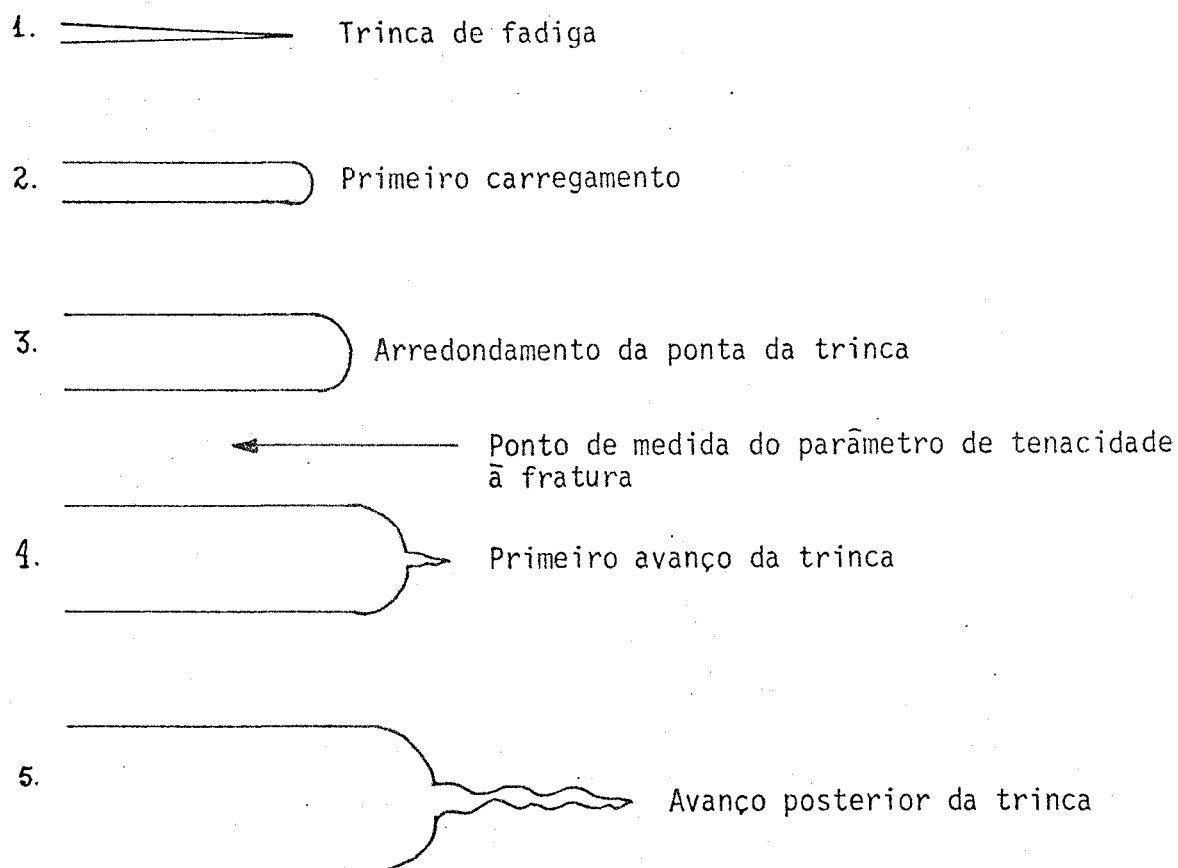


FIGURA 25 - Ponta da trinca esquemática no processo de fratura

to geralmente se inicia à frente da trinca originalmente arredondada, em vazios que são abertos e unidos. Entretanto, este modelo fornece uma descrição geral do processo de fratura, que pode então ser relacionado com um parâmetro de tenacidade à fratura, tal como J . Uma aplicação física do modelo é mais facilmente concebível quando ocorre trincamento em um modo de rasgamento dúctil. Isto representa a maioria dos casos onde os conceitos da MFEP são aplicados. Contudo, este modelo poderia também ser aplicado para trincamento através de clivagem.

O processo de trincamento como descrito através deste modelo pode ser relacionado com o parâmetro característico (J e COD, para considerações elasto-plásticas, e K_I para considerações lineares), através de um traçado da curva $J \times \Delta a_J$ (Figura 26). Este traçado é semelhante a uma curva de resistência ao crescimento da trinca elástica linear, curva-R. À medida que ocorre carregamento e a ponta da trinca é submetida a um processo de arredondamento, a ponta arredondada da trinca começa a experimentar um pequeno crescimento estável ou avanço (Δa).

O grau de arredondamento, δ , pode aproximadamente ser relacionado com J através da expressão [12,13]:

$$\delta \cong \frac{J}{\sigma_{\text{fluxo}}} \quad (33)$$

sendo

$$\sigma_{\text{fluxo}} = \frac{\sigma_e + \sigma_r}{2} \quad (34)$$

onde σ_e = limite de escoamento no ensaio de tração;
 σ_r = limite de resistência no ensaio de tração.

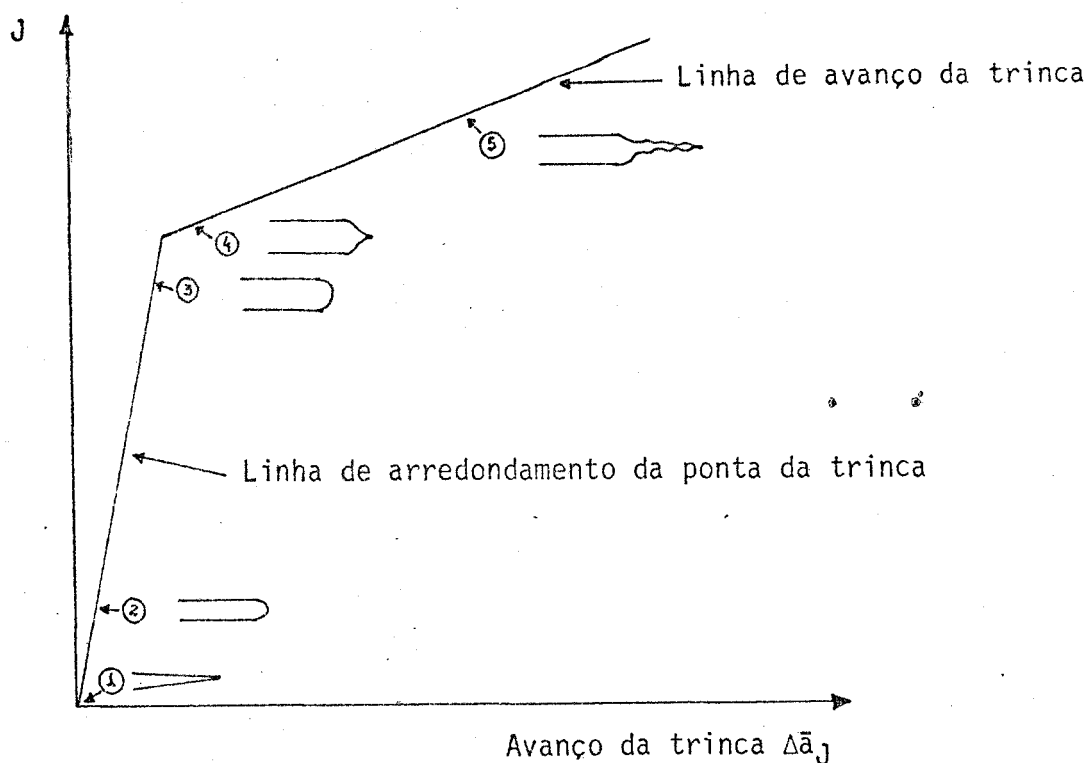


FIGURA 26 - Curva de resistência esquemática do processo de fratura

A medida do avanço da trinca devido ao arredondamento pode ser desprezível para muitos metais, contudo, para metais muito dúcteis, ela pode ser facilmente obtida. A medida da quantidade do avanço da trinca é geralmente cerca da metade do arredondamento da ponta da trinca, $1/2\delta$. Portanto, o arredondamento pode ser descrito na curva de resistência (curva-R) como uma reta, equacionada por [12, 13, 41]:

$$J = 2\sigma_{\text{fluxo}} \Delta\bar{a}_J \quad (35)$$

Esta reta é chamada de linha de arredondamento ("blunting line").

O ponto onde se inicia o avanço adicional da trinca a partir da trinca arredondada, que é o ponto de medida de J_i , é delineado por uma mudança na inclinação da curva de $J \times \Delta \bar{a}_J$. O avanço da trinca devido ao processo de rasgamento à frente da trinca arredondada desenvolve-se a uma taxa muito mais rápida do que o processo de arredondamento. O valor de J_i pode ser então experimentalmente determinado através do traçado da curva de $J \times \Delta \bar{a}_J$, marcando o ponto onde esta curva intercepta a linha de arredondamento, como descrita pela equação anterior [8, 12, 13, 41].

3.5.3.2 Determinação Experimental da Integral J

Um método experimental para determinação de J_i está normalizado através da ASTM E 813 [38]. Este método foi baseado em uma formulação aproximada, dada por Rice e outros:

$$J = \eta \frac{A}{B(W-a)} \quad (36)$$

onde

$\eta = 2,2$, para amostras compactas para tração ("compact tension specimen");

$\eta = 2$, para amostras de dobramento em três pontos ("three-point specimen");

B = espessura da amostra

A = área sob a curva carga X deflexão;

$W-a$ = ligamento remanescente, não trincado da amostra;

a = entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga;

J é dado em $\frac{\text{N} \cdot \text{mm}}{\text{mm} \cdot \text{mm}}$ ou $\frac{\text{J}}{\text{m}^2}$.

A deflexão do corpo-de-prova é medida através do deslocamento do cutelo de aplicação da carga.

Esta formulação aplica-se para uma amostra com uma trinca profunda submetida a carregamento do tipo dobramento. Os tipos de amostras mais utilizados para essa formulação são o de amostras compactas para tração e corpos-de-prova para dobramento em três ou quatro pontos. Para uma amostra do tipo dobramento pré-trincada e entalhada, a área da equação (36) refere-se somente à parte da curva carga X deflexão devida à propagação da trinca. Portanto, a porção da área adicionada por uma amostra não trincada deve ser subtraída [8, 38, 41]. Esta porção da área é devida às deformações elásticas da montagem de dobramento, e às deformações plásticas localizadas nos corpos-de-prova nos pontos de aplicação da carga. Clarke e colaboradores (1979) propuseram determinar uma curva de "calibração separada" sobre uma metade da amostra quebrada e em seguida corrigir o registro do teste original [8, 29]. Avaliações empíricas recentes da equação (36) mostraram que embora ela seja uma formulação aproximada, fornecerá valores mais precisos de J sobre grandes faixas de comprimento da trinca, quando a área total sob a curva carga X deflexão, que é devida a ambas as contribuições para trincamento e não trincamento, for considerada na equação (36). A aproximação é então precisa para valores de $\frac{a}{W} \cong 0,5$.

O método proposto para a medida de J_i é mostrado esquematicamente na Figura 27. Várias amostras idênticas são car

regadas para diferentes valores de deflexão e então descarregadas. Estas amostras irão exibir diferentes quantidades de crescimento da trinca. Após o descarregamento, o avanço da trinca é marcado da seguinte forma: as amostras são quebradas de modo que o avanço ou propagação da trinca, $\Delta \bar{a}_J$, possa ser medido. Métodos diferentes podem ser usados para medir o avanço da trinca. Para aços, o método mais fácil é a coloração térmica ("heat tinting"). As amostras são aquecidas em torno de 320°C por um tempo de cerca de dez minutos. Em seguida são quebradas na temperatura do nitrogênio líquido. Essas marcas são bastante evidentes em aços ferríticos. Este método de medida de $\Delta \bar{a}_J$ é também o utilizado quando na determinação de δ_i . O valor médio do comprimento total da trinca (entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga) e o valor médio da propagação estável da trinca, $\Delta \bar{a}_J$, são obtidos através de nove estações igualmente espaçadas (de 1 até 9, na Figura 22). O valor médio das duas medidas na superfície (estações 1 e 9 - Figura 22) é usado como um simples ponto, junto com as sete medidas restantes (estações 2 até 8 - Figura 22), para determinar o valor médio do comprimento total da trinca e o valor médio da propagação estável da trinca [8, 13, 29, 38, 41].

O valor de J no ponto onde a amostra é descarregada, é determinado através da equação (36) para cada amostra (Figura 27-c). O valor de J é então plotado em função de $\Delta \bar{a}_J$ (Figura 27-d). A curva da Figura 27-d é a curva de resistência ao crescimento da trinca, a partir da qual J_i é determinado. O método presente para a determinação de J_i utiliza a linha de arredondamento de finida na equação (35), como linha de referência. Os pontos que

estão à direita da linha de arredondamento são geralmente ajustados a uma linha reta e J_i é tomado como sendo o valor do ponto de interseção das linhas ajustada e de arredondamento [8, 13, 29, 38, 41].

3.5.3.3 Requisitos Para Crescimento Estável da Trinca Que Controlam J [8]

a) Crescimento da trinca: $\Delta a < 0,06b$

onde $b = W - a$

b) Inclinação da curva:

$$g = \frac{b}{J} \frac{dJ}{da} > \begin{cases} 2,5 & \text{- amostras para dobramento} \\ 20 & \text{- amostras para tração} \end{cases}$$

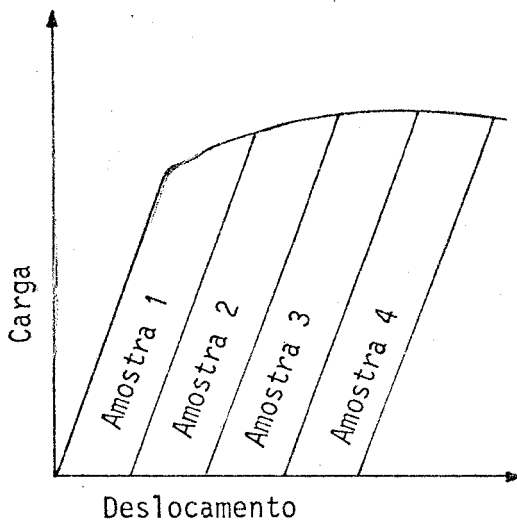
c) Requisitos para tamanho da amostra:

$$b > M \frac{J}{\sigma_{\text{fluxo}}}$$

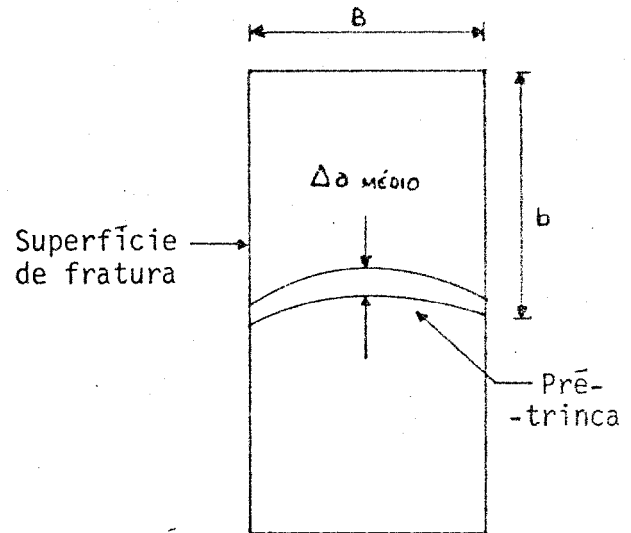
$$H = \begin{cases} 25 & \text{- amostras para dobramento} \\ 200 & \text{- amostras para tração} \end{cases}$$

d) Estado plano de deformação:

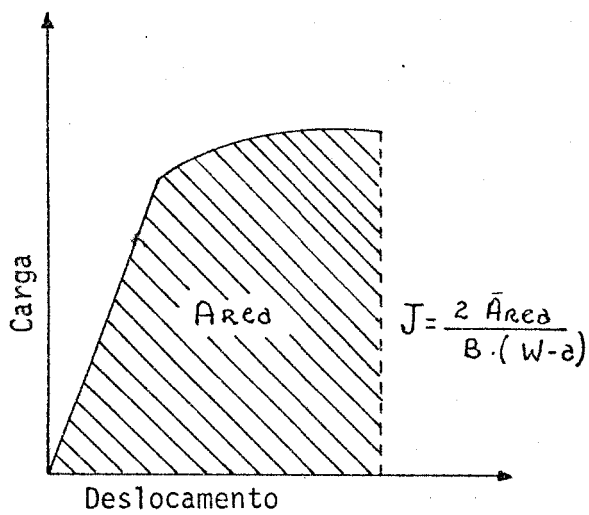
$$B > b .$$



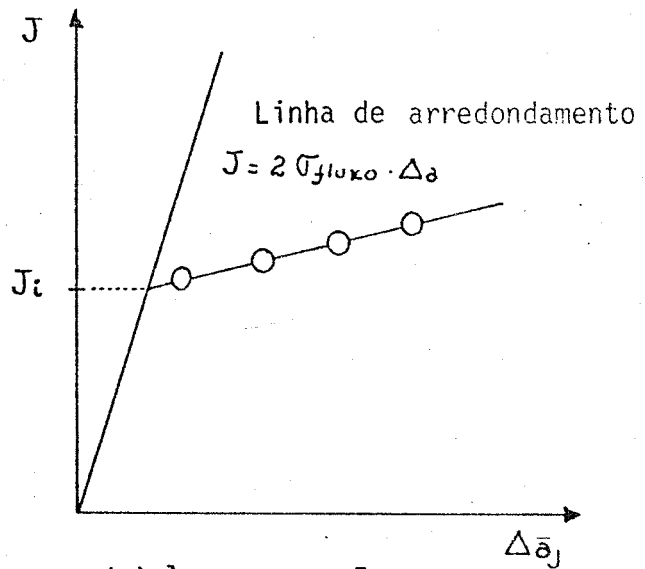
(a) - carregar amostras idênticas para diferentes valores de deslocamento.



(b) - realizar a coloração térmica e medir a propagação média da trinca.



(c) - calcular os valores de J para cada amostra.



(d) - locar $J \times \Delta \bar{a}_j$ e calcular J_i

FIGURA 27 - Procedimentos para determinação experimental de J_i

3.6 Correlação Entre Integral J e K_{IC}

Em termos de critério de fratura, J_i pode ser simplesmente relacionado ao parâmetro linear elástico por [8, 9, 13, 33, 35, 41]:

$$J_i = \frac{K_{IC}^2}{E}, \text{ para o estado plano de tensões} \quad (37)$$

$$J_i = \frac{K_{IC}^2}{E} (1 - \nu^2), \text{ para o estado plano de deformações} \quad (38)$$

onde

E = módulo de Young;

ν = coeficiente de Poisson.

3.7 Correlação Entre Integral J e COD

Como suposto através de considerações teóricas, existe uma relação linear entre os valores determinados de COD e integral J para toda faixa de carregamento, isto é [8]:

$$J = m \sigma_{\text{fluxo}} \text{ COD} \quad (39)$$

onde

m = fator de constrição plástica que depende do material.

O valor de m é então a inclinação da reta $J \times \sigma_{\text{fluxo}} \text{ COD}$, a qual inclui entre outros valores J_i e δ_i .

Outros autores [29, 33] consideram a correlação entre J e COD como sendo:

$$J = m \sigma_e \text{ COD} \quad (40)$$

onde m tem o mesmo significado anterior.

3.8 Correlação Entre Energia Charpy "Cv" e K_{IC}

A energia Charpy "Cv" é correlacionada com K_{IC} através das seguintes relações experimentais [13, 42].

- Correlação Rolfe/Novak (1970):

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e}\right)^2 = 6,4 \left(100 \frac{Cv}{\sigma_e} - 1\right), \text{ válida para valores de Cv no patamar superior da curva Cv-T, onde } K_{IC} \text{ é dado em N/mm}^{3/2}, \sigma_e \text{ em N/mm}^2 \text{ e Cv em joule; } \quad (41)$$

- Correlação Barsom/Rolfe (1970):

$$K_{IC} = \sqrt{0,197 \cdot E \cdot (Cv)^{3/2}}, \text{ válida para valores de Cv no patamar inferior da curva Cv-T, sendo } K_{IC} \text{ dado em N/mm}^{3/2} \text{ e Cv em joule; } \quad (42)$$

- Correlação Sailors/Corten (1972):

$$K_{IC} = 14,6 \sqrt{Cv}, \text{ válida para aços de baixa e média resistência na zona de transição, com } 6,6\text{J} \leq Cv \leq 68\text{J}, \text{ onde } K_{IC} \text{ é dado em MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ e Cv em joule, ou}$$

$$K_{IC} = 462 \sqrt{C_v}, \text{ sendo } C_v \text{ em joule e } K_{IC} \text{ em N/mm}^{3/2}; \quad (43)$$

- Correlação Barson/Rolfe (1970):

$$K_{IC} = \sqrt{0,222.E.(C_v)^{3/2}}, \text{ v\u00e1lida para a\u00e7os de baixa e m\u00e9dia resist\u00eancia no patamar superior da curva } C_v\text{-}T, \text{ sendo } K_{IC} \text{ dado em N/mm}^{3/2} \text{ e } C_v \text{ em joule.} \quad (44)$$

3.9 Curva de Projeto COD [8, 12, 13, 31]

Burdekin e Dawes [31] definiram um par\u00e2metro admiss\u00edvel, ϕ , denominado COD dimensional:

$$\phi = \frac{\delta_i}{2\pi\epsilon_e a} \quad (45)$$

onde δ_i = COD inicial;
 ϵ_e = deforma\u00e7\u00e3o no escoamento;
 a = tamanho do defeito.

Atrav\u00e9s deste par\u00e2metro admiss\u00edvel, ϕ , foi poss\u00edvel obter uma correla\u00e7\u00e3o entre a caracter\u00edstica do in\u00edcio de propaga\u00e7\u00e3o est\u00e1vel da trinca, δ_i , e as tens\u00f5es atuantes na estrutura

ou componente, permitindo deste modo avaliar o tamanho do defeito que tornaria crítica a estrutura ou componente quanto à fratura. Foi verificado que a relação entre δ_i e a deformação atuante para tensões acima do escoamento era linear, o que facilitava a construção de uma curva de projeto relacionando o δ_i através do parâmetro ϕ , com a deformação aplicada (Figura 28).

A curva de projeto é baseada no menor valor obtido experimentalmente para o COD e a deformação aplicada obtida em ensaios de grandes componentes soldados ("wide plate"), realizados por Dawes. Portanto, para a determinação do tamanho permissível do defeito através de (45):

$$a = \frac{1}{2\pi\phi} \left(\frac{\delta_i}{\epsilon_e} \right) \quad (46)$$

tem-se que, conhecendo-se o valor da deformação aplicada na região do defeito, o valor de ϕ pode ser obtido da curva de projeto (Figura 28) e conseqüentemente o valor do tamanho permissível do defeito. Este valor, calculado com base em ensaios de pequena escala [36], tem um fator de segurança de pelo menos 2, em relação ao defeito crítico para a propagação da trinca.

Para o cálculo da deformação na região do defeito, deve-se considerar $\epsilon_e = \frac{\sigma_e}{E}$.

Para facilidade de cálculo, a curva de projeto foi dividida em duas regiões [8, 12, 13, 31]:

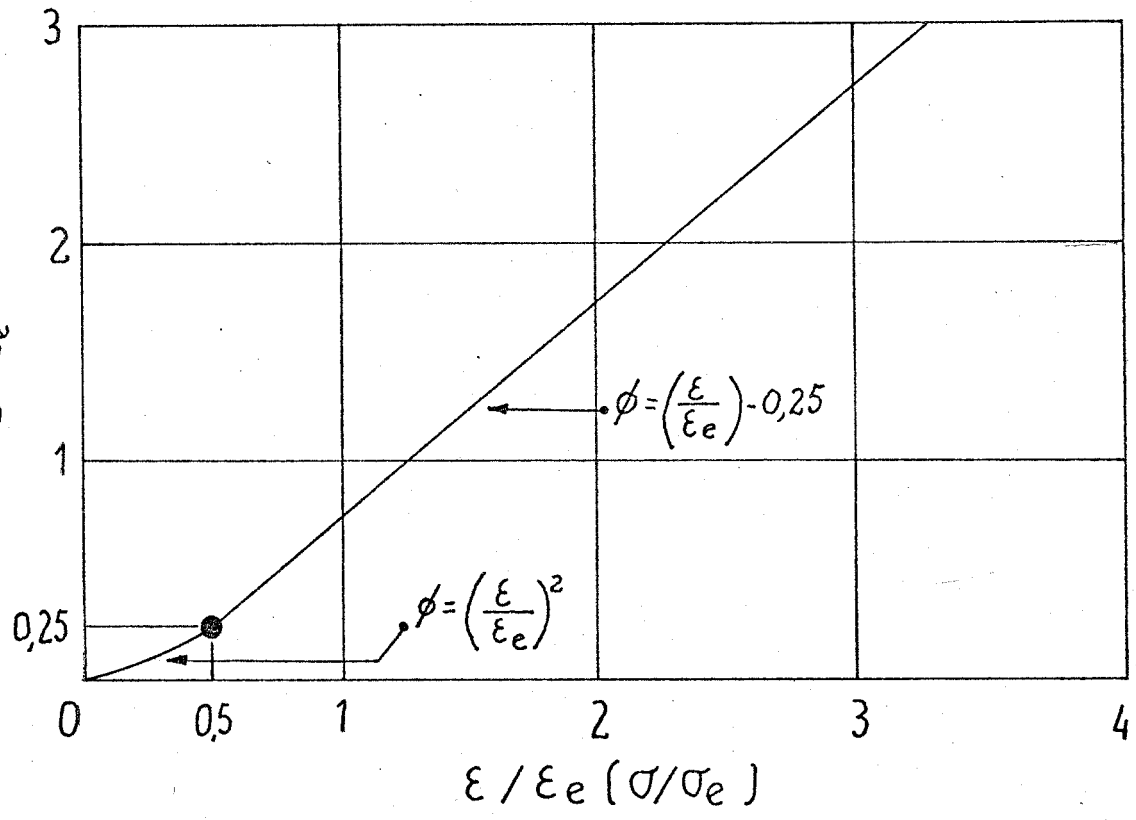
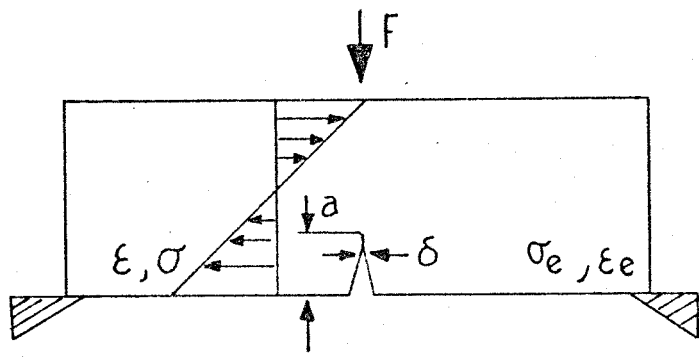


FIGURA 28 - Curva de projeto COD

$$a) \text{ Quando } \frac{\sigma}{\sigma_e} < 0,5 \rightarrow \phi = \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_e}\right)^2 \quad (47)$$

$$b) \text{ Quando } \frac{\sigma}{\sigma_e} \geq 0,5 \rightarrow \phi = \frac{\epsilon}{\epsilon_e} - 0,25 \quad (48)$$

3.10 Objetivos dos Ensaios na Mecânica da Fratura

O objetivo mais importante dos ensaios na mecânica da fratura está representado pela seguinte equação [29]:

$$\Delta a, \frac{da}{dN}, \frac{da}{dt} = f(K, J, \delta) \quad (49)$$

onde Δa = propagação da trinca;

$\frac{da}{dN}$ = propagação da trinca em função do ciclo de tensões;

$\frac{da}{dt}$ = propagação da trinca com o tempo;

K = fator intensificador de tensões;

J = integral J;

δ = COD.

Esta equação determina o crescimento da trinca como uma função de um parâmetro de carregamento. A determinação do início do crescimento estável da trinca é obtido através da retro-extrapolação ("back-extrapolation") dos valores de cresci

mento da trinca para o crescimento zero. O lado esquerdo da equação (49), representa o crescimento da trinca como uma resposta do material ao carregamento. No lado direito desta equação são considerados os parâmetros K , J e δ que são parâmetros de carregamento que independem do material, mas seus valores críticos K_i , J_i e δ_i ou K_c , J_c e δ_c são propriedades do material que indicam o estabelecimento de início de crescimento estável da trinca e instabilidade, respectivamente, em situações controlada de carga [29].

Em muitos casos, as filosofias de segurança são baseadas no início de crescimento estável da trinca, preferencialmente à instabilidade. Isso é devido a duas razões:

- Repetibilidade dos valores de iniciação de K , J ou δ comparados com os valores de instabilidade [29];

- A propagação instável da trinca pode exibir uma grande variação com o tamanho e forma do corpo-de-prova, ao passo que os valores K , J , ou δ para o início da propagação estável da trinca são mais ou menos constantes [29, 33].

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Introdução

No presente trabalho foram utilizados dados de ensaios da mecânica da fratura, tração, impacto, microdureza, bem como análises metalográfica e microfractográfica.

Como o objetivo principal era o de se obter e correlacionar dados de propriedades de resistência do material, as condições de testes foram as mesmas para todos os corpos-de-prova, isto é, mesma velocidade de aplicação de carga e mesma temperatura.

A Figura 29 apresenta o esquema de retirada de todos os corpos-de-prova, em relação à chapa, necessários para a realização desta trabalho.

A seguir, apresenta-se uma descrição sumária de todos os ensaios realizados.

4.2 Material

O material utilizado neste trabalho foi uma chapa grossa de aço ASTM-A516-GR65 Normalizada, a 900°C, doada pela Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A. - USIMINAS, de dimensões 63 x 1500 x 5500[mm], pertencente à corrida nº 304986, cuja composição química se encontra na Tabela III.

Tabela III - Composição nominal do aço utilizado, em percentagem em peso.

ELEMENTO	CONCENTRAÇÃO (%)
Carbono	0,23 ± 0,01
Manganês	0,90 ± 0,06
Silício	0,21 ± 0,01
Alumínio	0,036 ± 0,003
Enxofre	0,010 ± 0,001

4.3 Abertura das Prê-Trincas por Fadiga

As aberturas das prê-trincas por fadiga foram realizadas na Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A. - NUCLEP, em um equipamento marca MTS (MATERIAL TEST SYSTEM), série 810, com capacidade de 0,98MN. Todos os corpos-de-prova foram prê-trincados, a temperatura ambiente, 20°C, utilizando-se um sinal da forma de onda cíclica do modo HAVERSINE INVERT, operando a 20% de um fundo de escala de 49,05kN. Uma série de corpos-de-prova foi prê-trincada a uma frequência de 20Hz, com uma faixa de fator intensificador de tensões no estágio final de propagação da trinca por fadiga, ΔK_f , de 52,7MN/m^{3/2} (acima do especificado pelas normas BS5762 e ASTM E813), outra série prê-trincada a 30Hz, com um ΔK_f de 29,8 MN/m^{3/2} (dentro do especificado pelas normas BS5762 e ASTM E813).

4.4 Ensaaios da Mecânica da Fratura

Todos os ensaios foram realizados a temperatura ambiente, 20°C, na máquina universal Instron modelo TTD-Standard com capacidade de 9,81kN, a uma velocidade do cabeçote móvel de 0,05cm/min. Os corpos-de-prova utilizados nestes ensaios foram de seção retangular de dimensões 25 x 50 x 230 [mm], possuindo um entalhe mecânico de 17 mm e uma pré-trinca de fadiga na superfície dos mesmos de aproximadamente 8,5 mm, retirados nas orientações longitudinal-vertical (LV) e transversal-vertical (TV) (Figuras 29, 30 e 31).

Essas dimensões foram escolhidas em conformidade com a capacidade do equipamento disponível, e também por se verificar através da revisão bibliográfica que os valores de δ_i e J_i independem da espessura dos corpos-de-prova para valores de $B \geq 5$ mm [29, 33, 35].

Os ensaios realizados, para obtenção de δ_i e J_i , foram do tipo dobramento em três pontos. Nas Figuras 33 a 42 são mostrados a montagem geral dos ensaios, detalhes de todos os equipamentos envolvidos e os vários estágios da propagação estável da trinca durante a realização desses. Na obtenção de δ_i foi utilizado um "clip-on gage", para medidas do componente plástico V_p nos corpos-de-prova quando carregados, construído no Laboratório de Análise de Tensões do DETS.PD/CDTN. O "clip-on gage", com cobertura para uso em temperaturas criogênicas e resolução de 1,1mV/V/mm, foi confeccionado utilizando-se duas lâminas de aço AISI-E-4340 conectadas a quatro sensores do tipo "strain-gage" NFL-6 em ponte completa (Figura 34).

Na obtenção de J_i foi utilizado um transdutor diferencial variável linear ("LVDT") marca Hewlett-Packard, fixado no cutelo de aplicação de carga, para os registros das deflexões dos corpos-de-prova quando carregados (Figura 35). Todos os corpos-de-prova foram ensaiados de modo que a taxa de aumento do fator intensificador de tensões durante a deformação elástica inicial estava na faixa de $15\text{N/mm}^3/2.\text{s}$ a $80\text{N/mm}^3/2.\text{s}$.

Na obtenção de δ_i foram utilizadas curvas carga x COD, para cada corpo-de-prova, obtidas através do registrador da máquina Instron e, para J_i foram utilizadas curvas carga x deflexão, para cada corpo-de-prova, obtidas através de um registrador acoplado à máquina. Os valores das áreas, sob as curvas carga x deflexão, foram calculados por intermédio do computador TEKTRONIX da DICOT.PD/CDTN.

Após o tratamento de coloração térmica ("Heat-tinting"), a 300°C durante 20 minutos, todos os corpos-de-prova foram resfriados em um banho à temperatura do nitrogênio líquido, sendo então rompidos sob dobramento em três pontos, no equipamento marca KRATOS com capacidade de 0,98MN.

Cada valor de um crescimento estável da trinca e de um comprimento total da trinca-entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga, foi tomado como uma média de 5 medidas efetuadas no microscópio de medição marca CARL ZEISS. Na determinação de J_i foram realizadas 90 medidas para a obtenção de $\Delta\bar{a}_J$ (valor médio da propagação estável da trinca) e \bar{a} (valor médio do comprimento total da trinca-entalhe mecânico + pré-trinca de fadiga), em cada corpo-de-prova. Na determinação de δ_i foram realizadas 70 e 30 medidas para a obtenção de $\Delta\bar{a}_\delta$ e \bar{a} , respectivamente, em cada

corpo-de-prova.

Os valores médios da espessura (B) e largura (W) de cada corpo-de-prova foram determinados baseando-se em 10 medidas efetuadas em um micrômetro.

Todos os valores médios obtidos neste trabalho foram determinados utilizando-se a distribuição de Student com 95% de confiança.

4.5 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração, com o objetivo de se determinar as propriedades mecânicas clássicas, foram realizados em máquinas universal Instron modelo TTD-Standard, com velocidade do cabeçote móvel de 0,2 cm/min. A taxa de deformação foi de $2,38 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Foram ensaiados 6 corpos-de-prova, de diâmetro $\varnothing = 14 \text{ mm}$ e comprimento útil $L_0 = 140 \text{ mm}$ (Figura 32), sendo 3 corpos-de-prova na orientação longitudinal-vertical (LV) e 3 corpos-de-prova na orientação transversal-vertical (TV). Para a obtenção do módulo de elasticidade, E, e coeficiente de Poisson, ν , foram ensaiados 3 corpos-de-prova, com as mesmas dimensões dos anteriores, onde foram colados 2 sensores do tipo "strain-gage" perpendicularmente entre si com a finalidade de se registrar deformações para o cálculo das referidas propriedades mecânicas.

4.6 Ensaaios de Impacto

Os ensaios de impacto foram realizados em um equipamento marca AMETEK com capacidade de 320 J. Estes ensaios, com o objetivo de se determinar a curva de transição dúctil-frágil, foram realizados em 105 corpos-de-prova Charpy, de dimensões 10X10X55[mm] e profundidade de entalhe em "V" igual a 2 mm, na faixa de temperaturas de -85 °C a +24 °C. Os corpos-de-prova utilizados foram retirados nas orientações longitudinal-vertical (LV) e transversal-vertical (TV) - Figura 29. Para cada temperatura foram ensaiados 3 corpos-de-prova.

4.7 Ensaaios de Microdureza

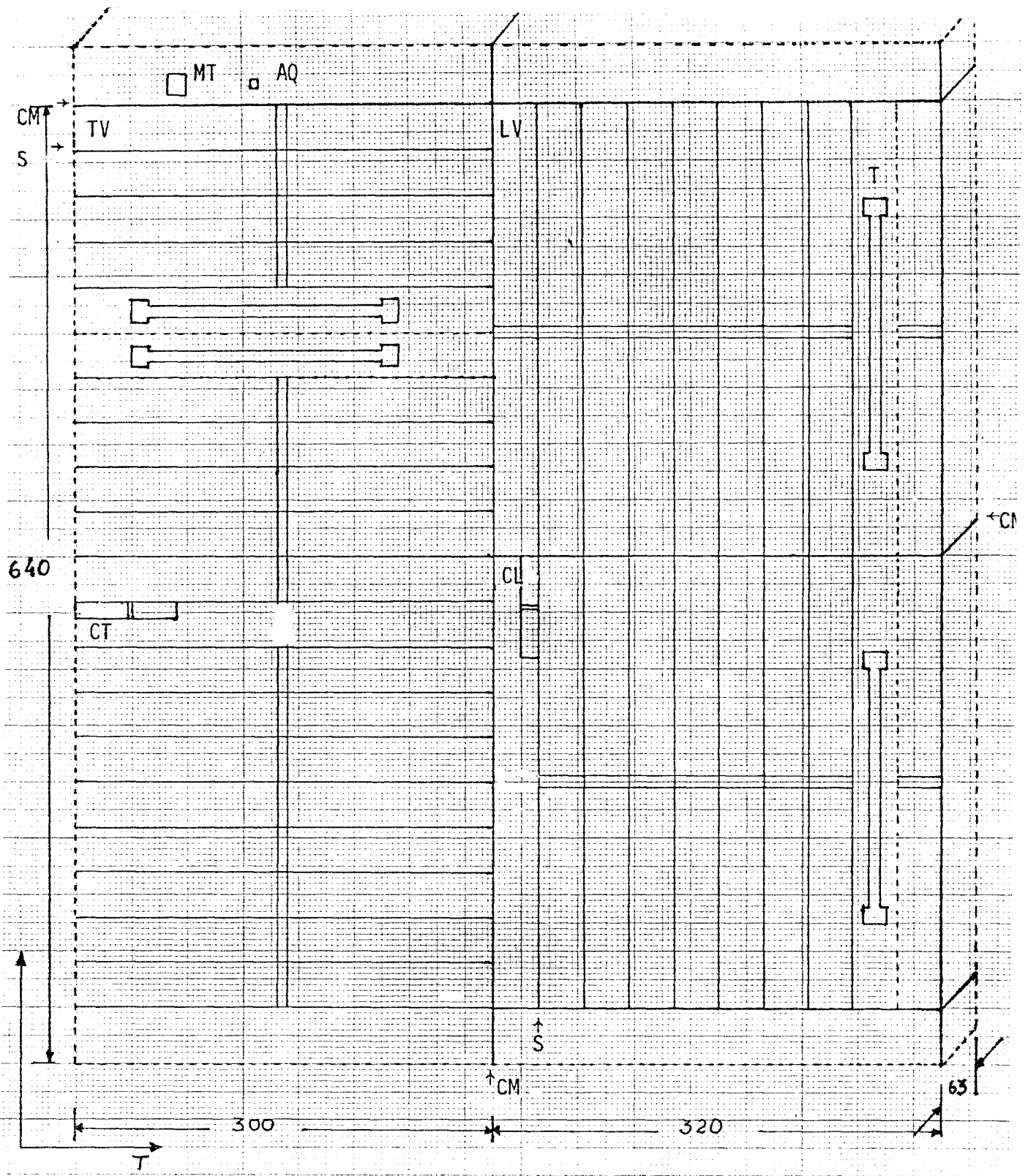
Com o intuito de se tentar detectar variações de microdureza na ponta da trinca por fadiga em um corpo-de-prova pré-trincado com ΔK_f de 52,7 MN/m^{3/2}, foi realizado ensaio de microdureza na seção média de um corpo-de-prova apenas pré-trincado e não ensaiado. Este corpo-de-prova foi seccionado no meio da espessura pelo processo de eletro-erosão, sendo a seguir polido e eletroquimicamente, utilizando-se o reagente de Morris [43]. Estes ensaios foram realizados em um microdurômetro marca Leitz, utilizando-se escala Vickers com carga de 10 g.

4.8 Análise Metalográfica

Para a análise metalográfica, com o objetivo de se observar a microestrutura, bem como os aspectos microestruturais típicos de laminação a quente, as amostras foram cortadas sob intensa refrigeração e polidas em lixas d'água. Este polimento foi feito desde a lixa 80 até a lixa 600. Posteriormente utilizou-se o polimento em pasta de diamante e ataque com Nital 2 %.

4.9 Análise Microfractográfica

Com o objetivo de se determinar os micromecanismos de fratura, foi realizada análise microfractográfica em dois corpos-de-prova pertencentes às orientações LV e TV, pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$, no estágio final. Esta análise foi realizada no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) marca Jeol-JSM-U3, o qual utiliza feixe de elétrons acelerados a 25 kV emitido por filamentos de tungstênio.



- TV = Corpo-de-prova para a mecânica da fratura transversal-vertical;
- LV = Corpo-de-prova para a mecânica da fratura longitudinal-vertical;
- CT = Corpo-de-prova Charpy direção TV;
- CL = Corpo-de-prova Charpy direção LV;
- T = Corpo-de-prova para ensaio de tração;
- MT = Corpo-de-prova para metalografia;
- AQ = Análise química;
- S = Corte a serra;
- CM = Corte a maçarico.

FIGURA 29- Esquema de retirada dos corpos-de-prova

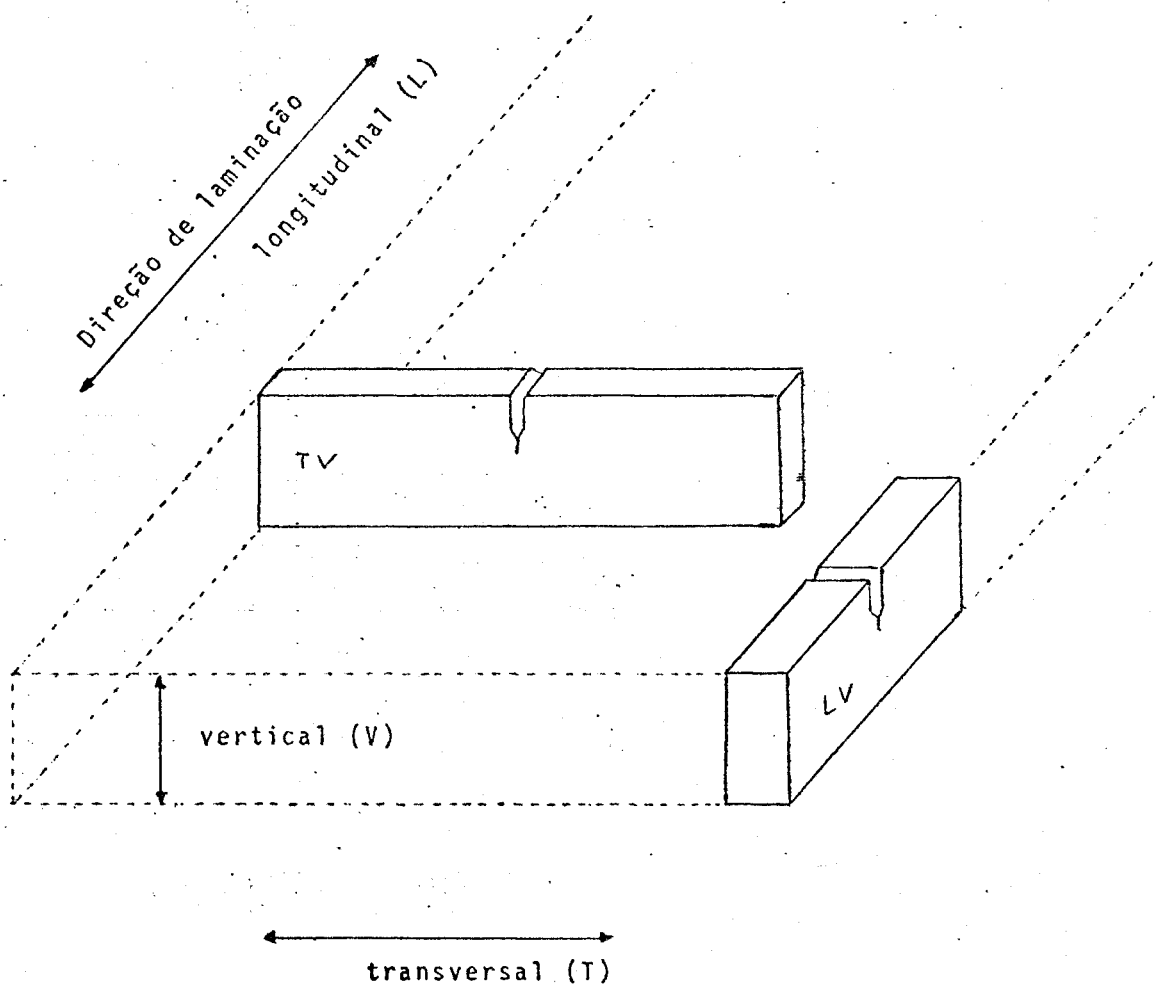


FIGURA 30 - Orientações dos corpos-de-prova para o ensaio da mecânica da fratura em relação à chapa laminada, segundo ASTM E399-81

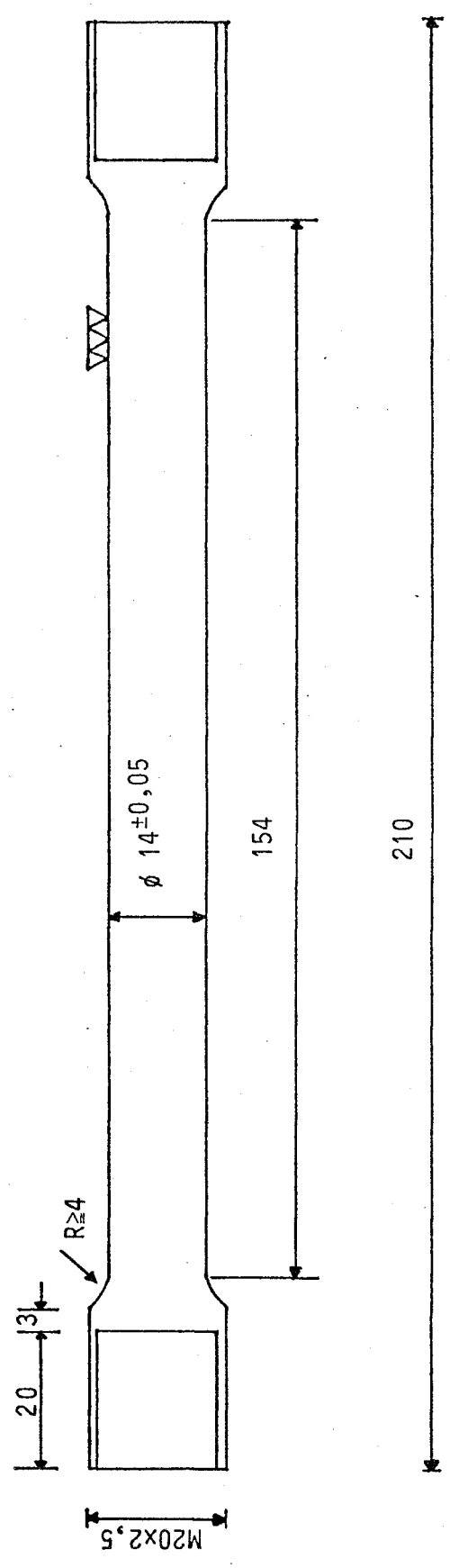


FIGURA 32 - Forma e dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de tração segundo a norma DIN 50125. Dimensões em [mm]

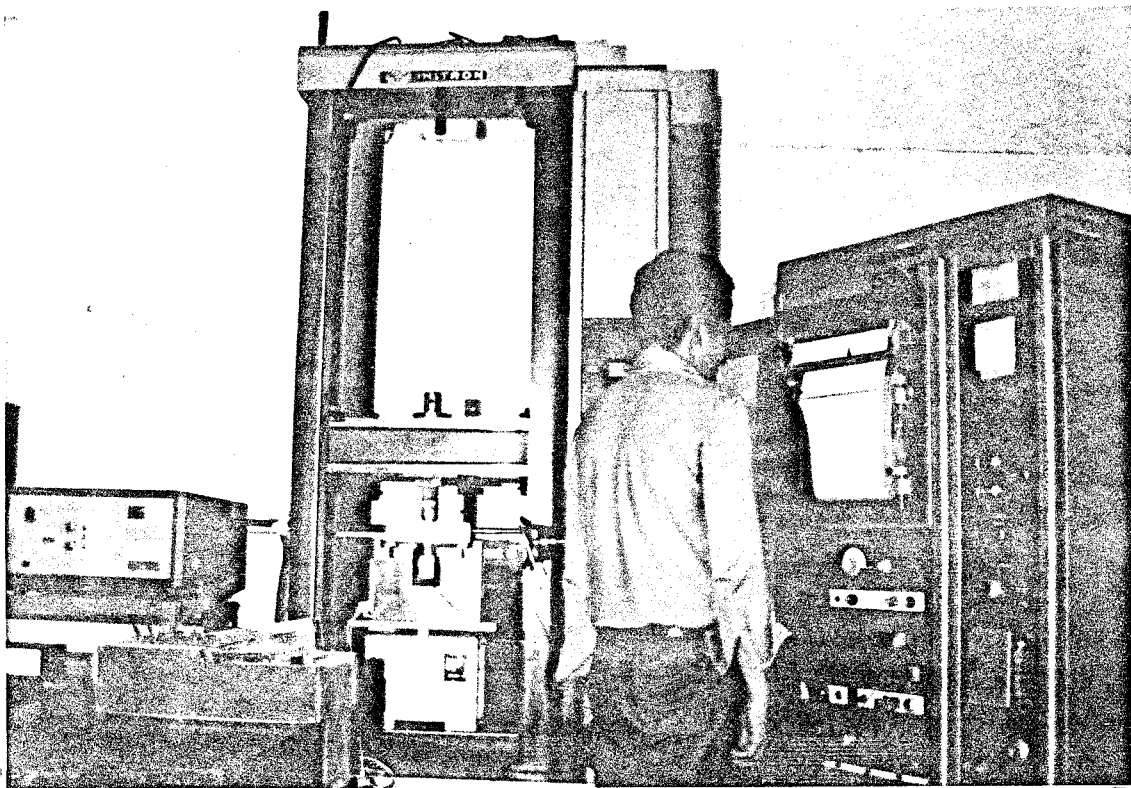


FIGURA 33 - Vista geral da realização dos ensaios para obtenção dos parâmetros de iniciação δ_i e J_i

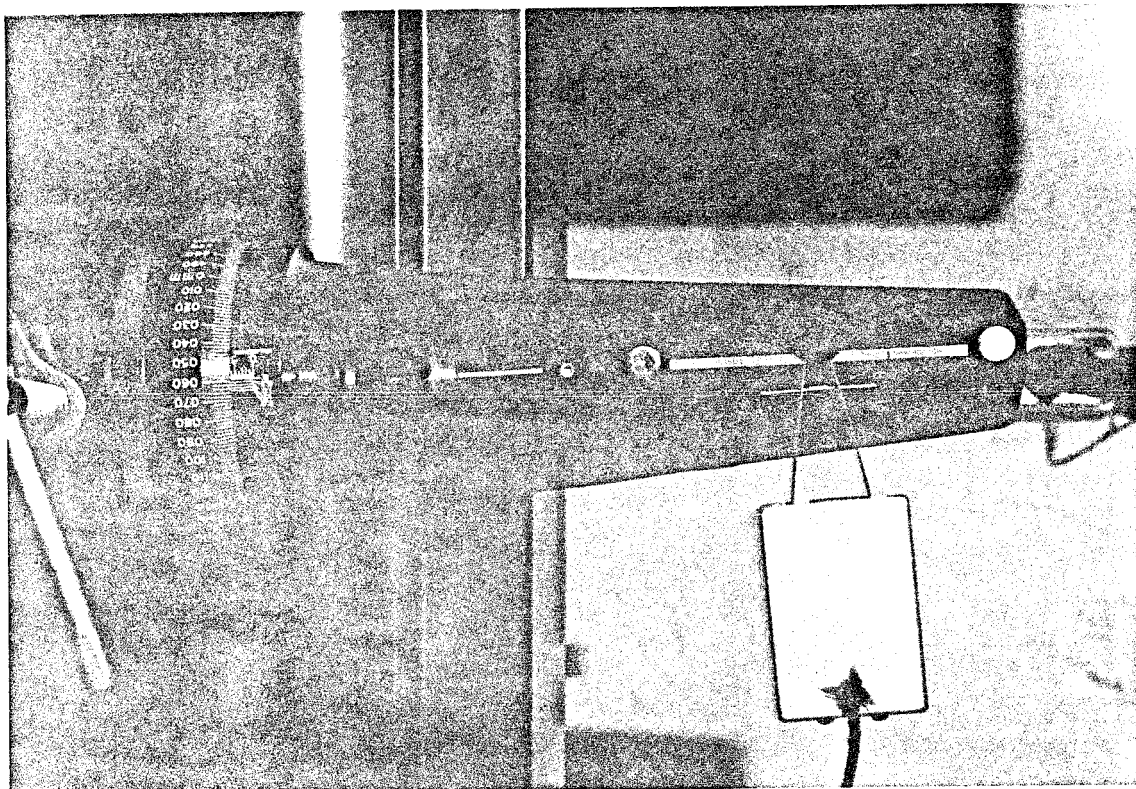


FIGURA 34 - Detalhe do "clip-on-gage" utilizado na obtenção das curvas CARGA X COD

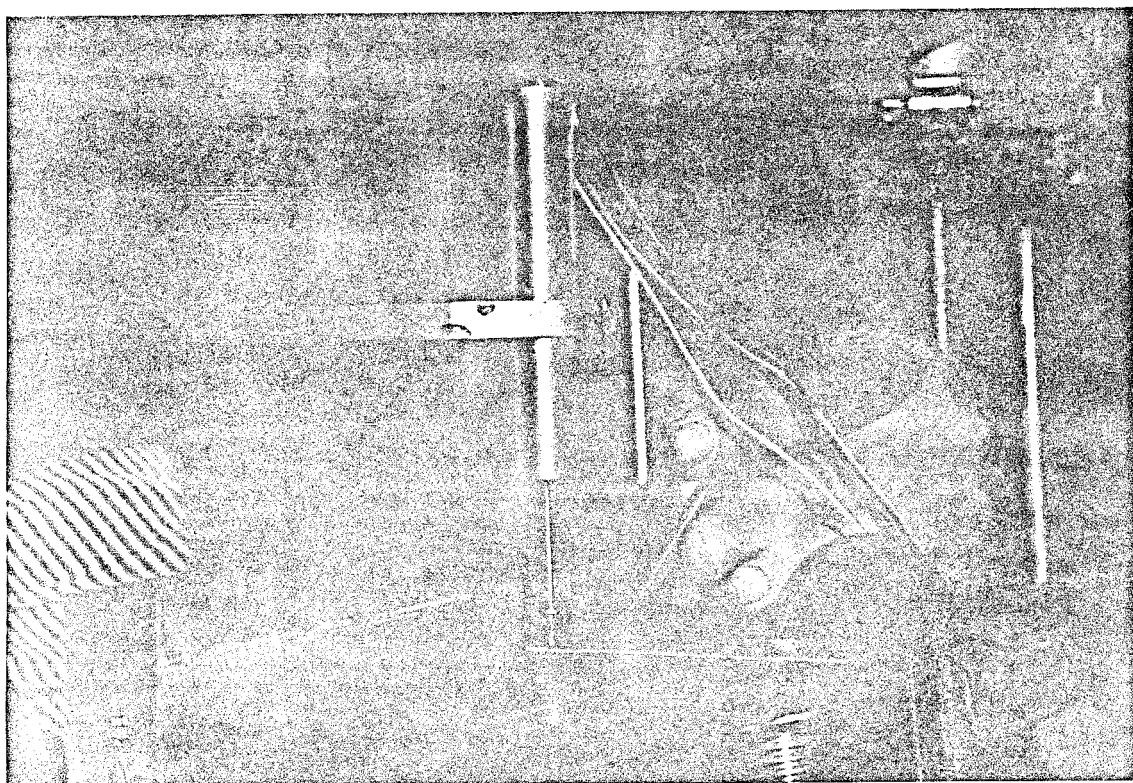


FIGURA 35 - Detalhe do "LVDT" fixado no cutelo de aplicação de carga, utilizado na obtenção das curvas CARGA X DEFLEXÃO do corpo-de-prova

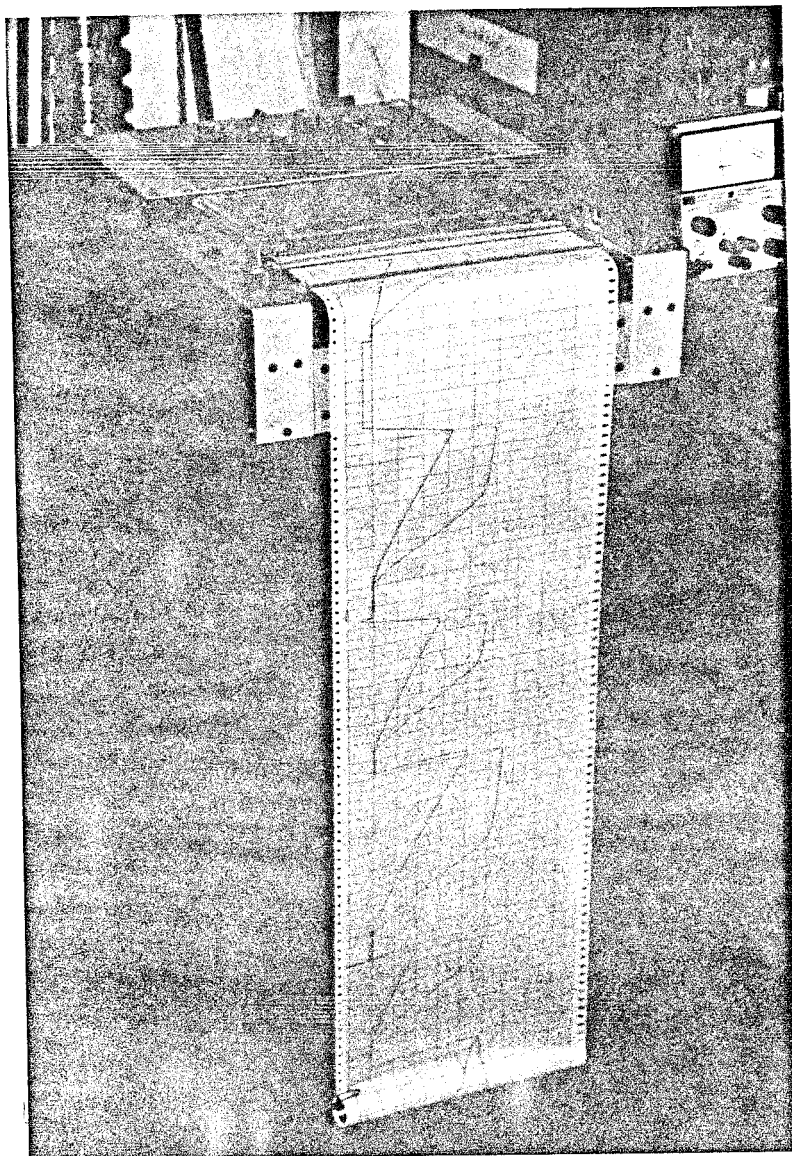


FIGURA 36 - Curvas CARGA X DEFLEXÃO do corpo-de-prova

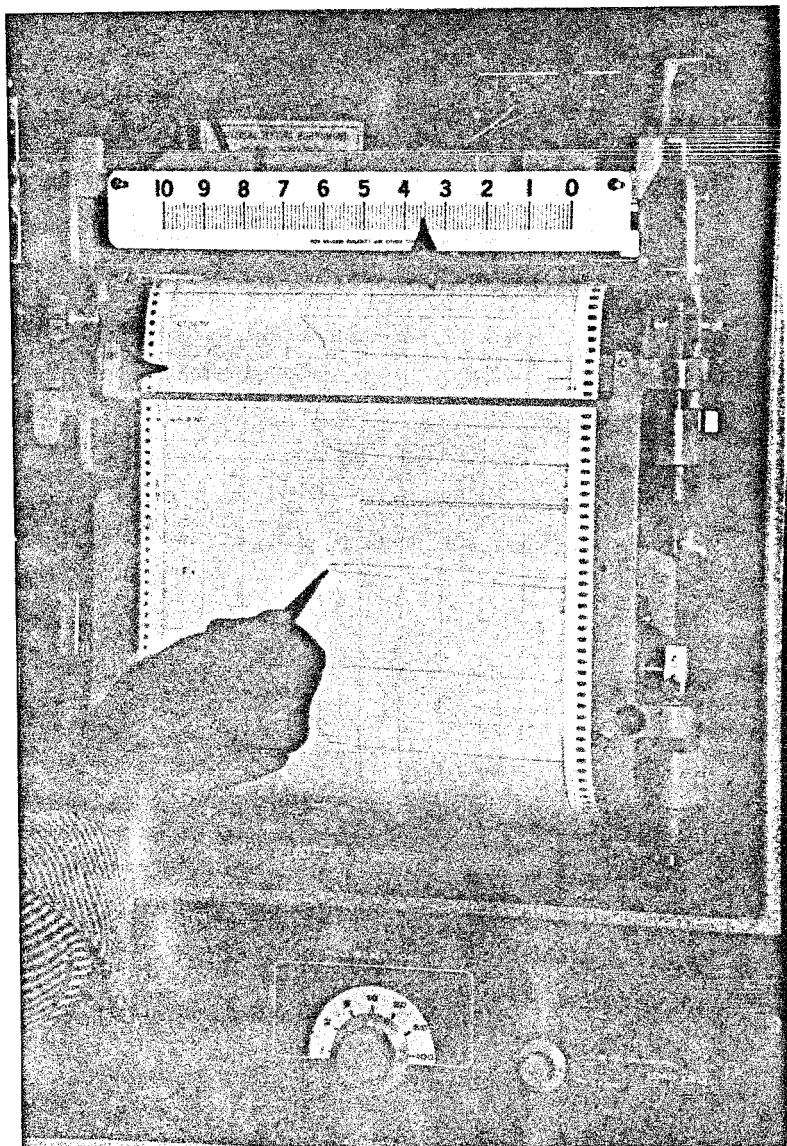


FIGURA 37 - Curvas CARGA X COD

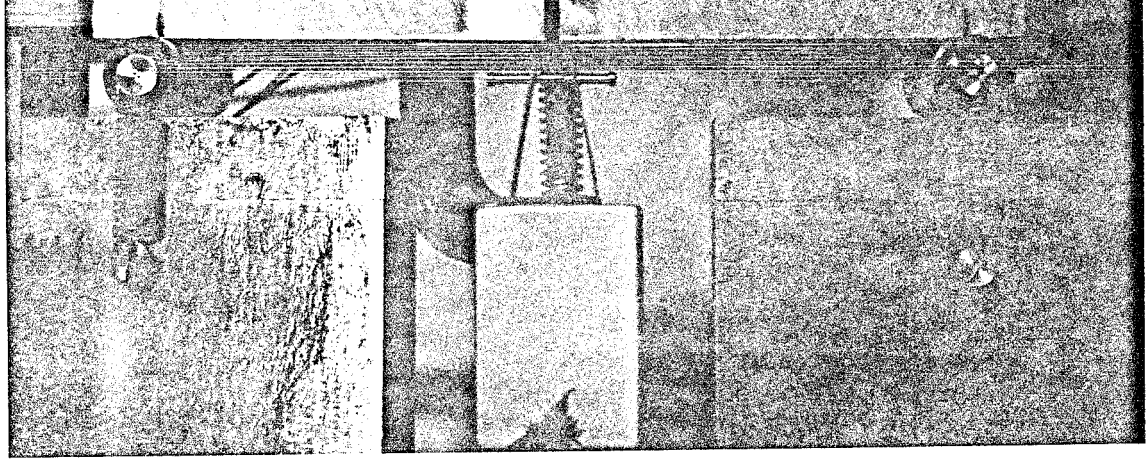


FIGURA 38 - Estágio inicial da abertura e crescimento da pré-trinca por fadiga, na realização dos ensaios para a determinação de δ_i e J_i

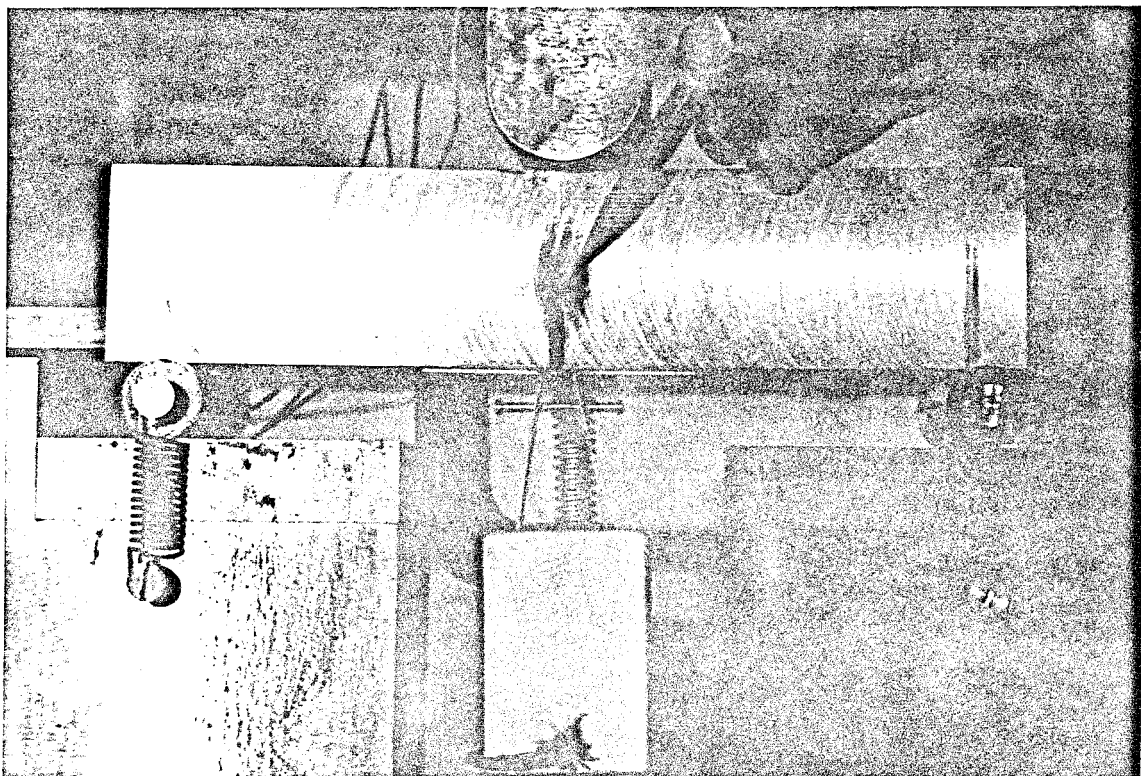


FIGURA 39 - Estágio inicial da abertura e crescimento da pré-trinca por fadiga, em etapa posterior

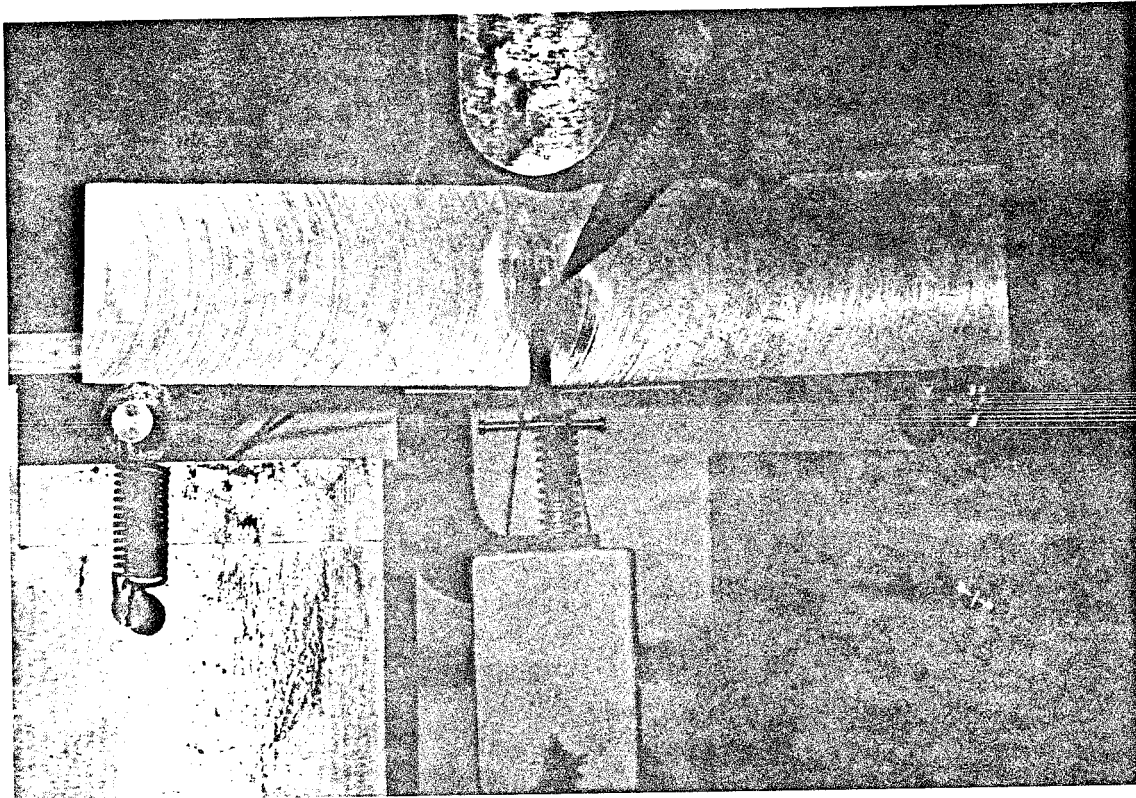


FIGURA 40 - Estágio intermediário do crescimento da prē-trinca por fadiga

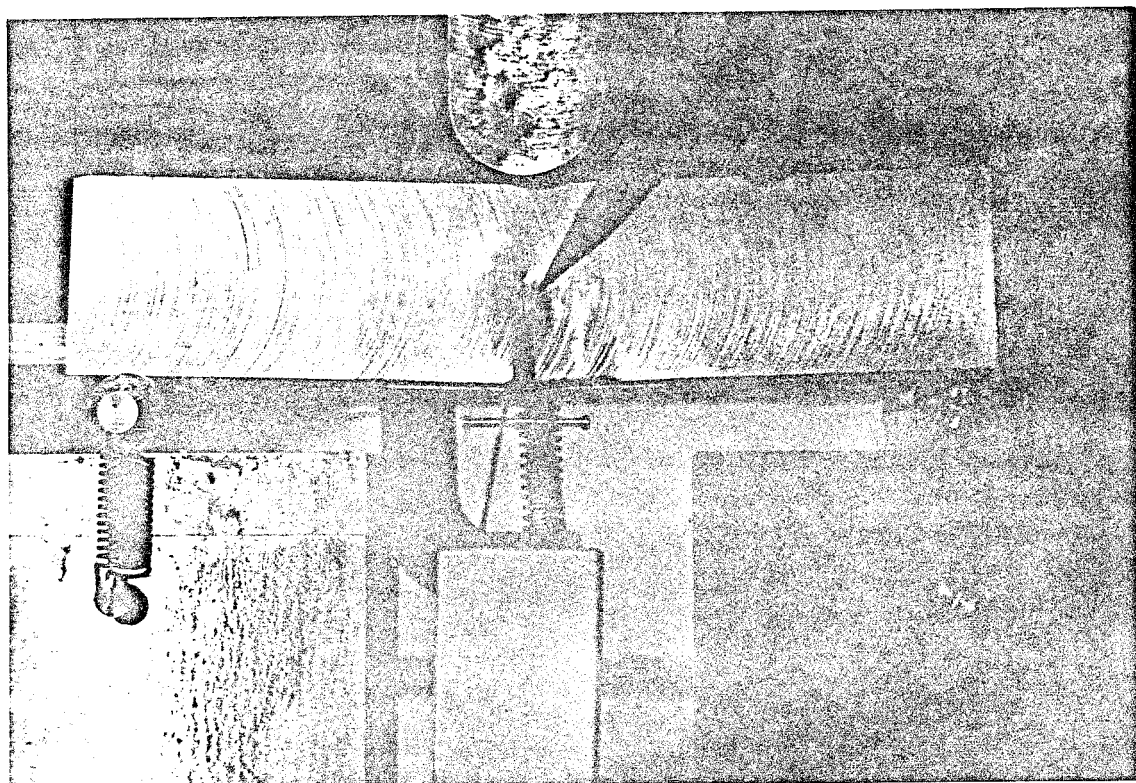


FIGURA 41 - Estágio intermediário do crescimento da prē-trinca por fadiga, em etapa posterior

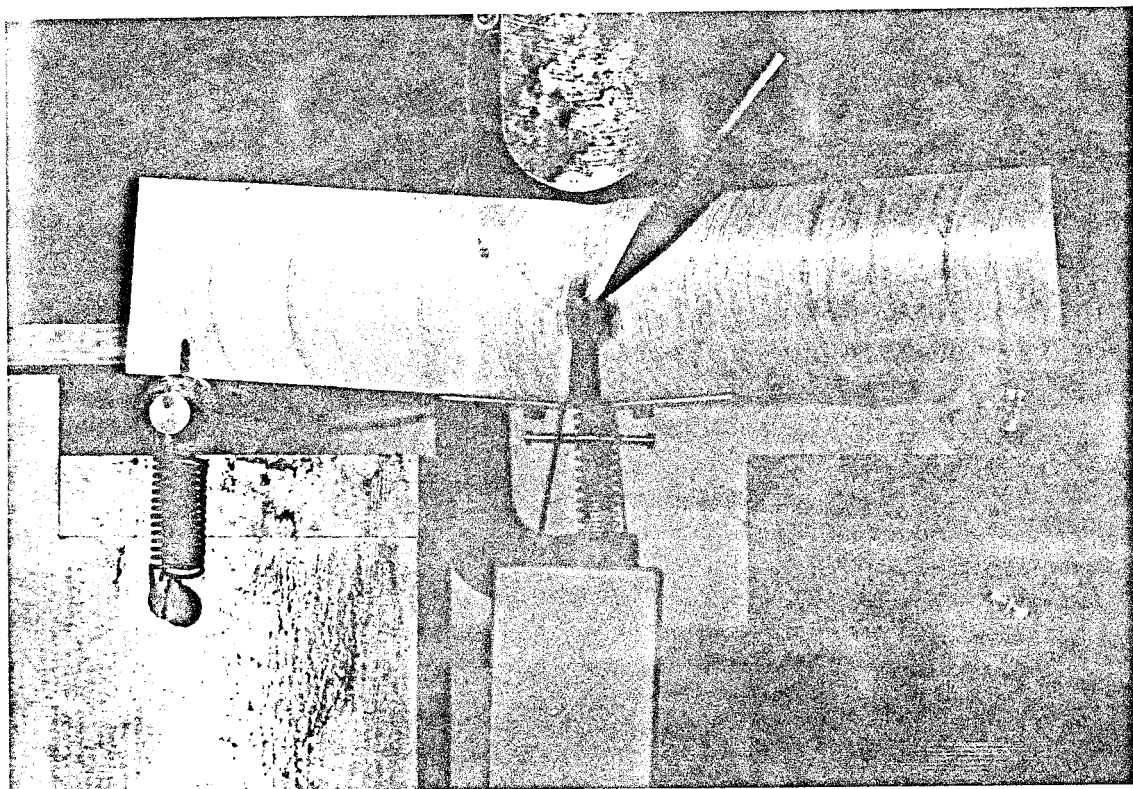


FIGURA 42 - Estágio final do crescimento da prē-trinca por fadiga

5. RESULTADOS

5.1 Ensaio da MFEP a temperatura ambiente

Os resultados obtidos nos ensaios realizados, considerando-se as duas faixas do fator intensificador de tensões no estágio final da propagação da trinca por fadiga, são apresentados na forma de macrofractografias, tabelas e gráficos.

Nas Figuras 43 a 58 são mostradas macrofractografias, detalhando pré-trinca por fadiga, crescimento estável da trinca e ruptura final, de todos os corpos-de-prova utilizados neste trabalho.

Nas Tabelas IV a VII são apresentados os resultados necessários para a determinação dos valores do COD (δ) e integral J nas direções LV e TV. Esses resultados foram determinados levando-se em consideração a propagação de erros.

Nas Figuras 59 a 70 são mostrados os gráficos obtidos por computador através das Tabelas IV a VII, necessários para a determinação dos valores do δ_i e J_i nas direções LV e TV.

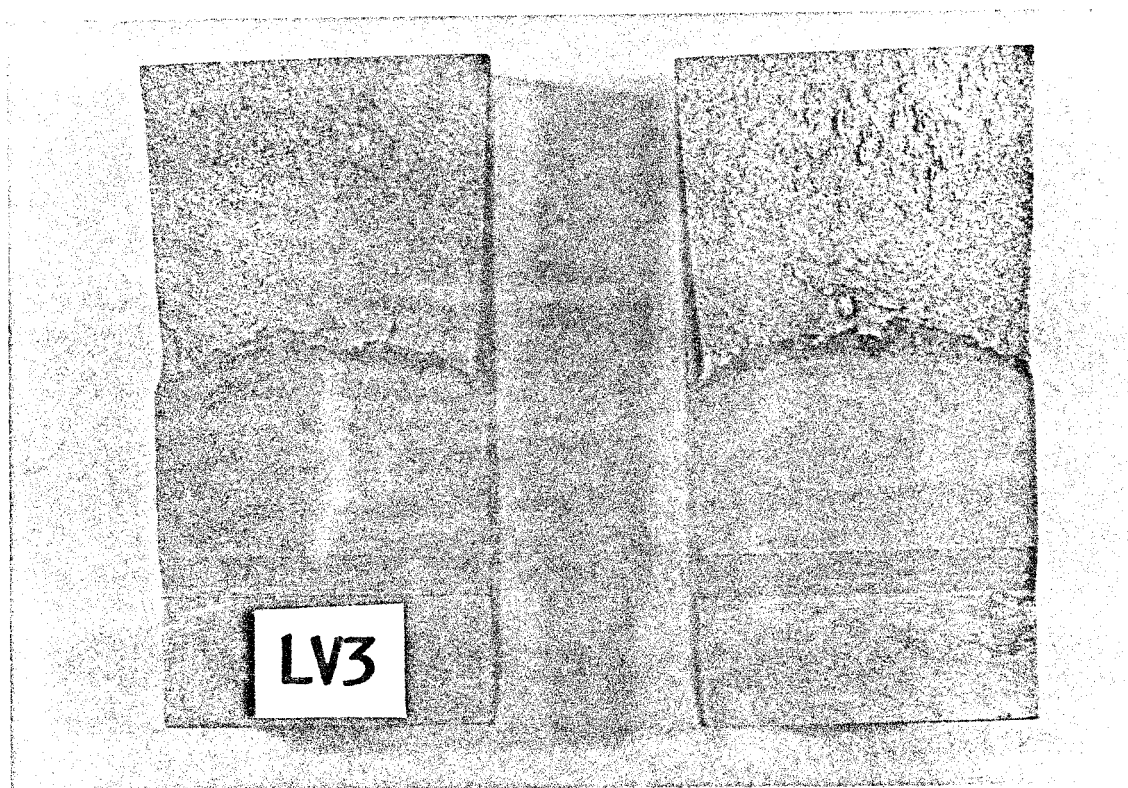


FIGURA 43 - Macrofractografia do corpo-de-prova LV3

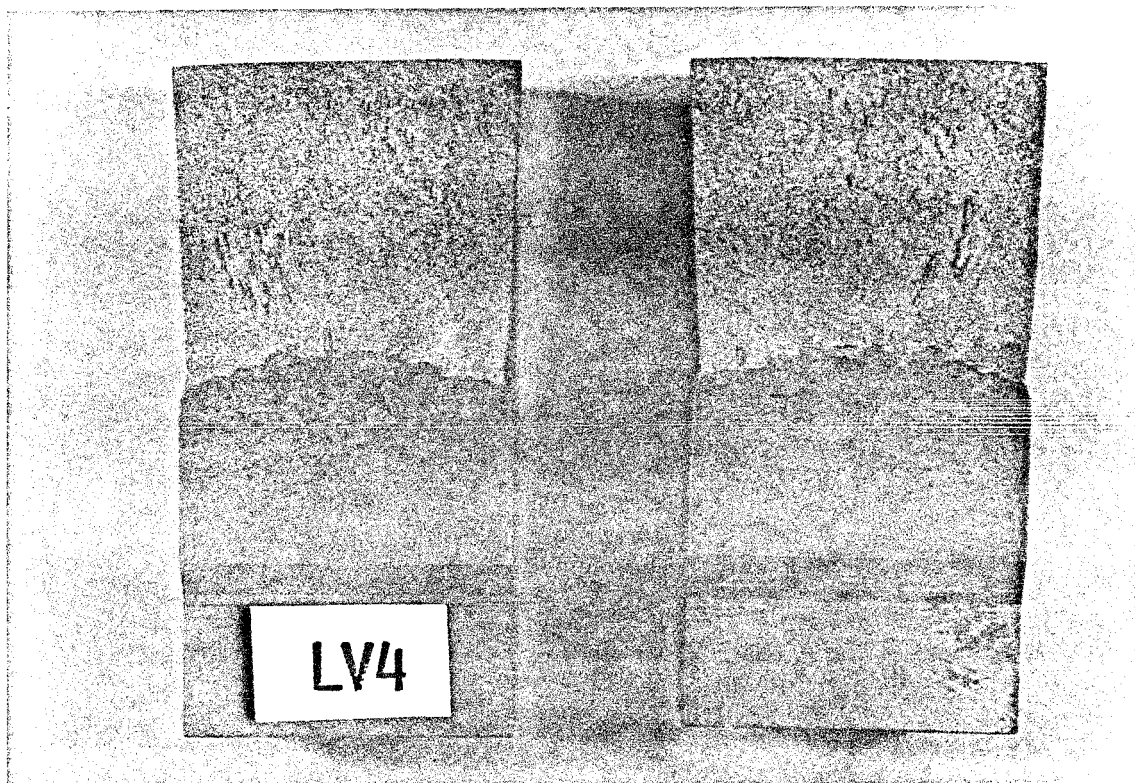


FIGURA 44 - Macrofractografia do corpo-de-prova LV4

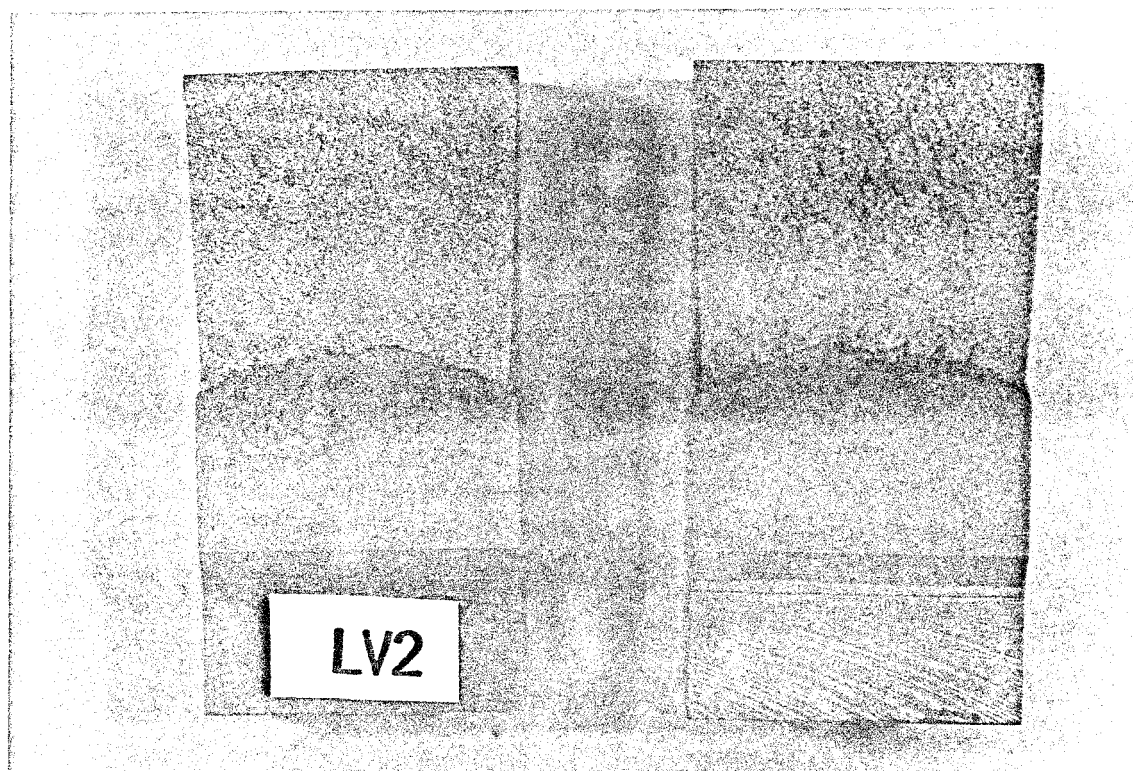


FIGURA 45 - Macrofractografia do corpo-de-prova LV2

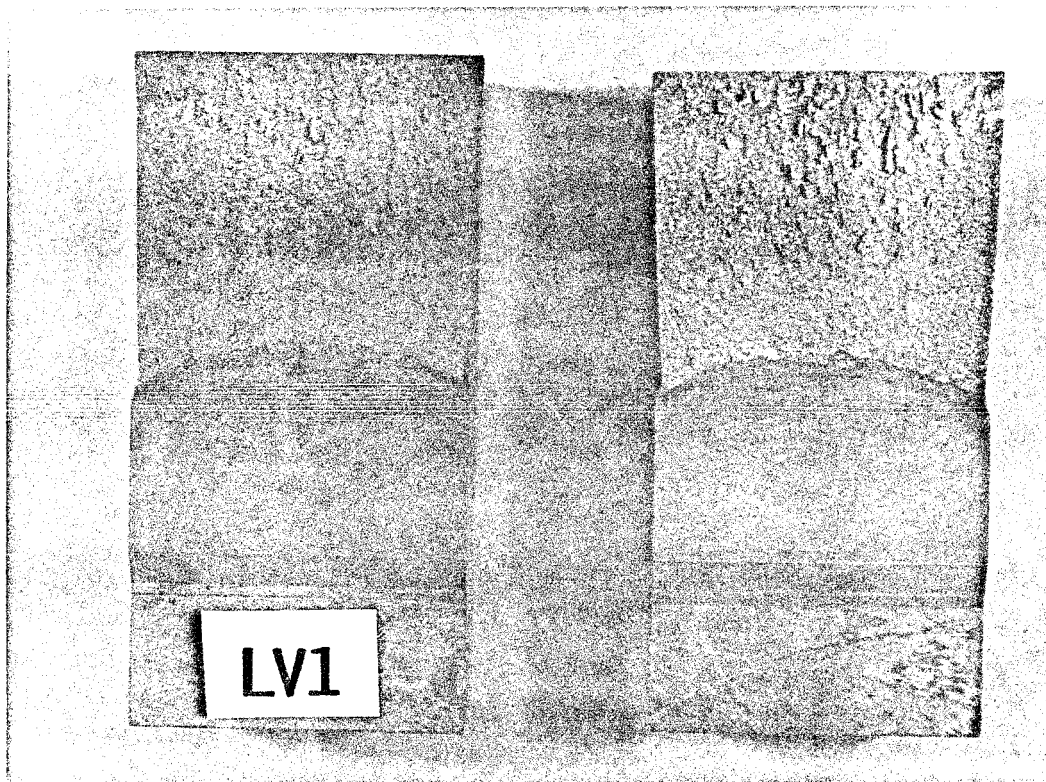


FIGURA 46 - Macrofractografia do corpo-de-prova LV1

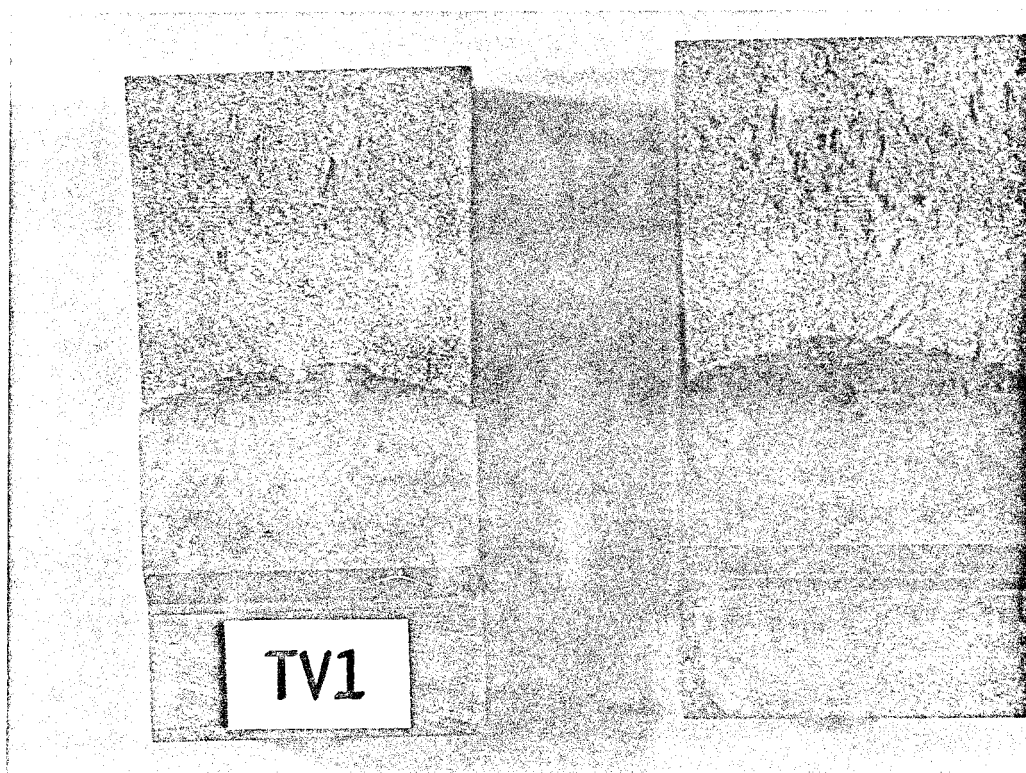


FIGURA 47 - Macrofractografia do corpo-de-prova TV1

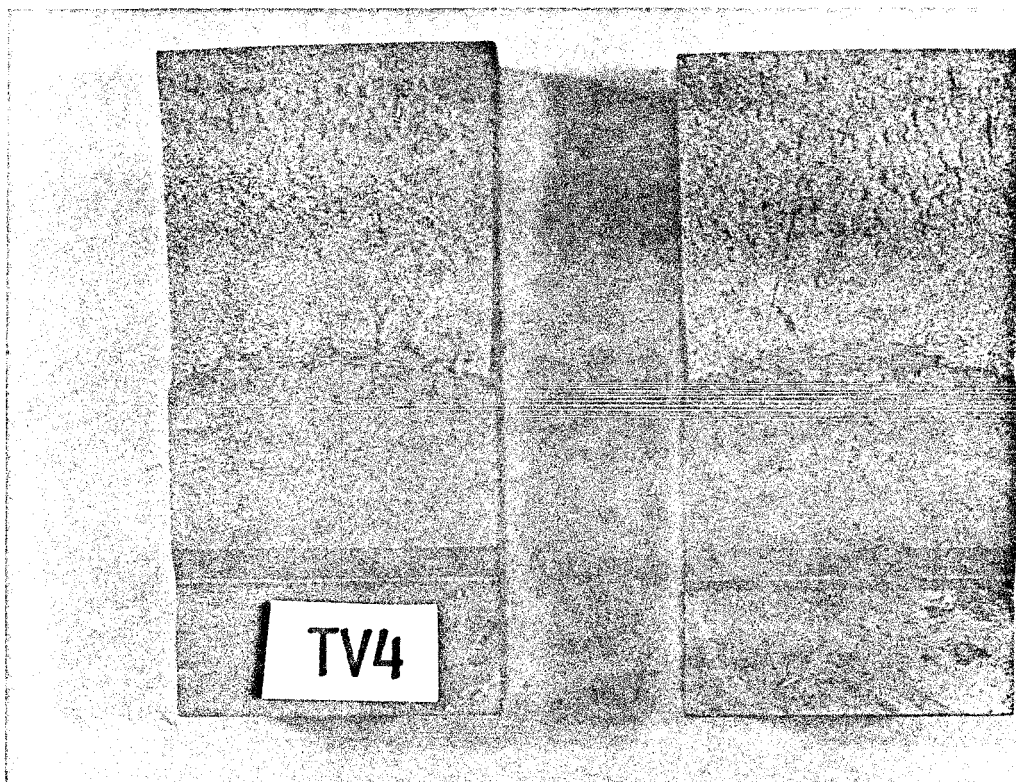


FIGURA 48 - Macrofractografia do corpo-de-prova TV4

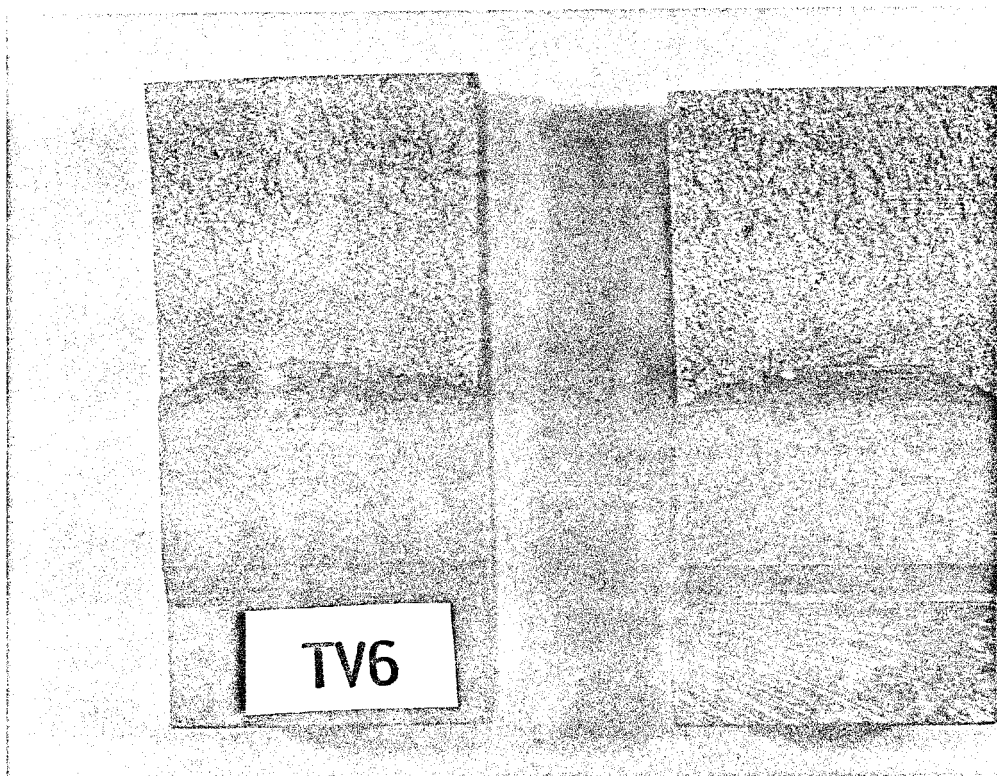


FIGURA 49 - Macrofractografia do corpo-de-prova TV6

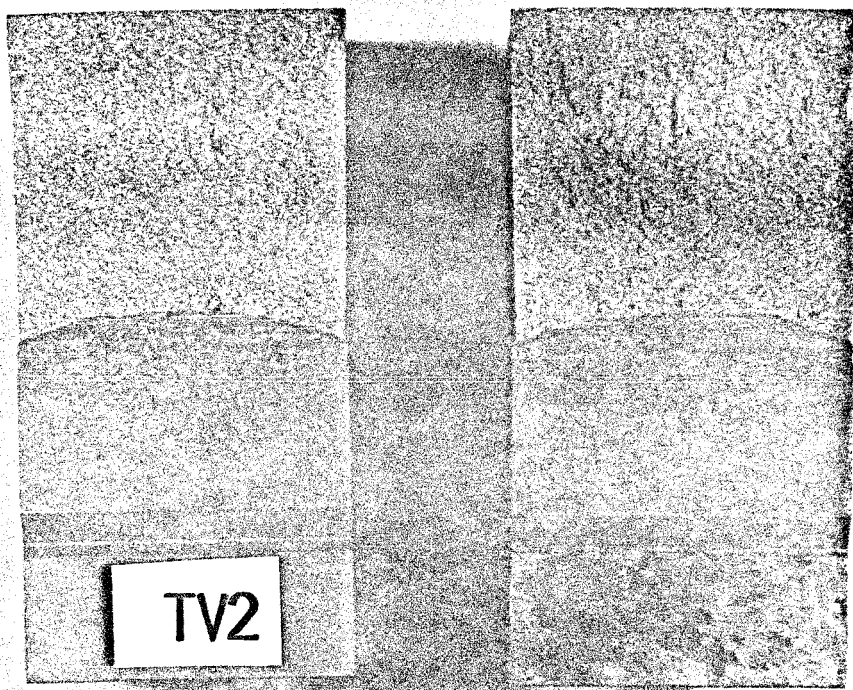


FIGURA 50 - Macrofractografia do corpo-de-prova TV2

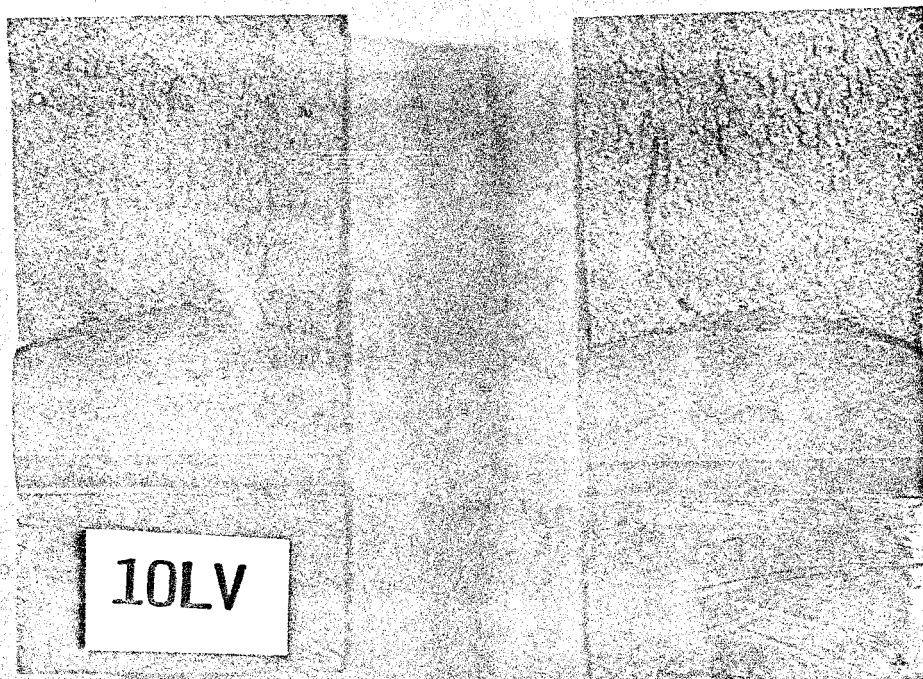


FIGURA 51 - Macrofractografia do corpo-de-prova 10LV

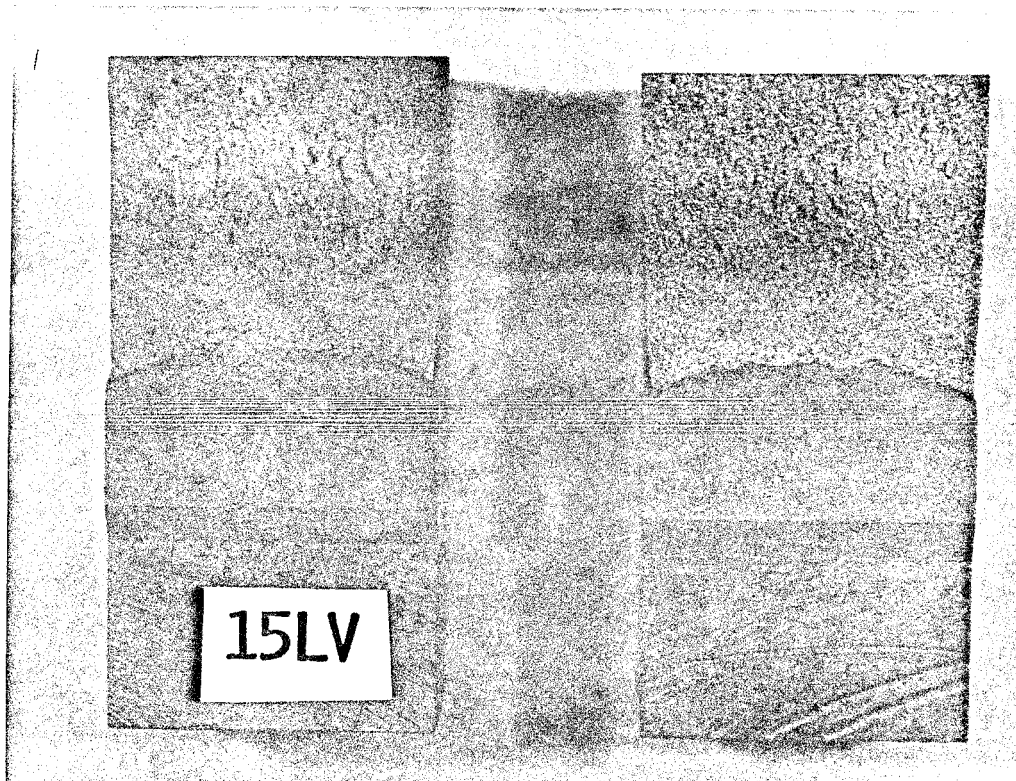


FIGURA 52 - Macrofractografia do corpo-de-prova 15LV

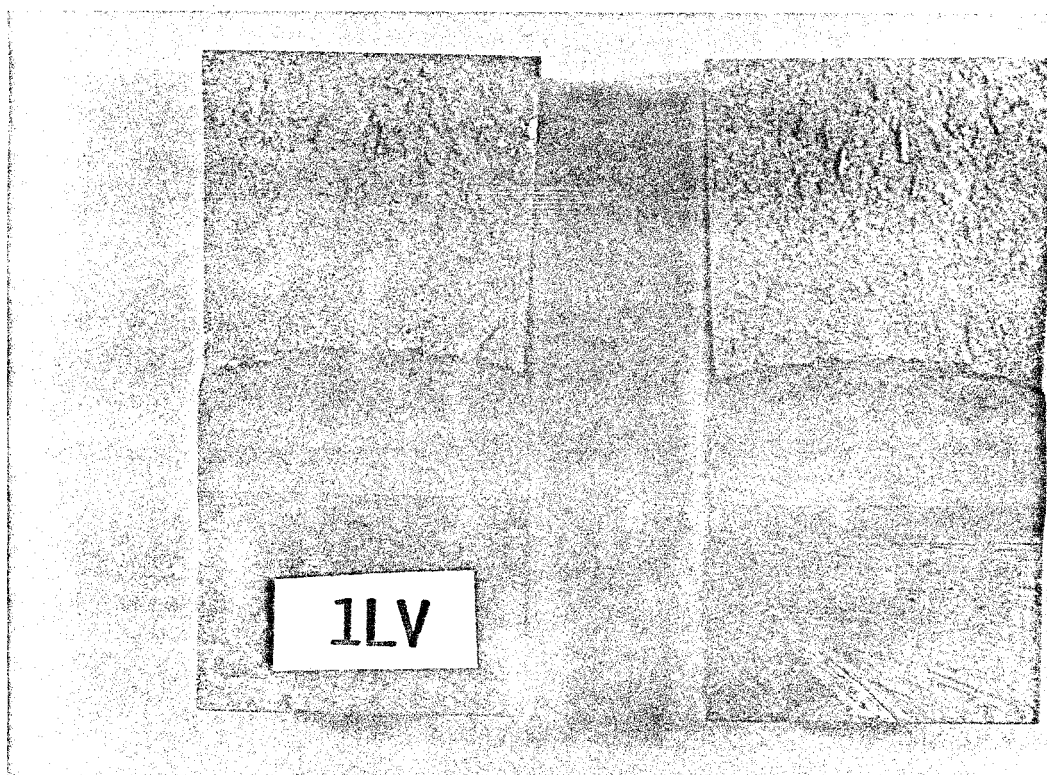


FIGURA 53 - Macrofractografia do corpo-de-prova 1LV

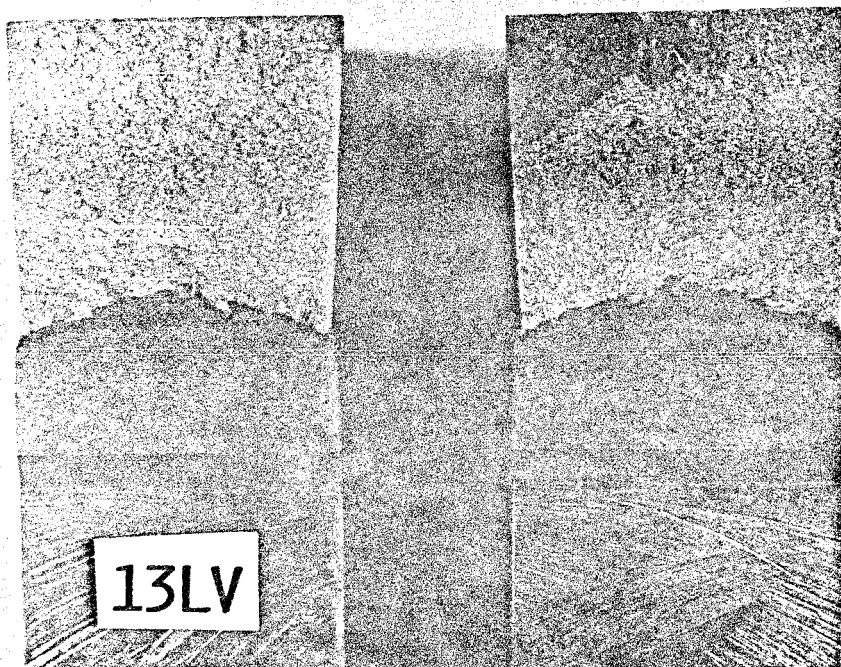


FIGURA 54 - Macrofractografia do corpo-de-prova 13LV

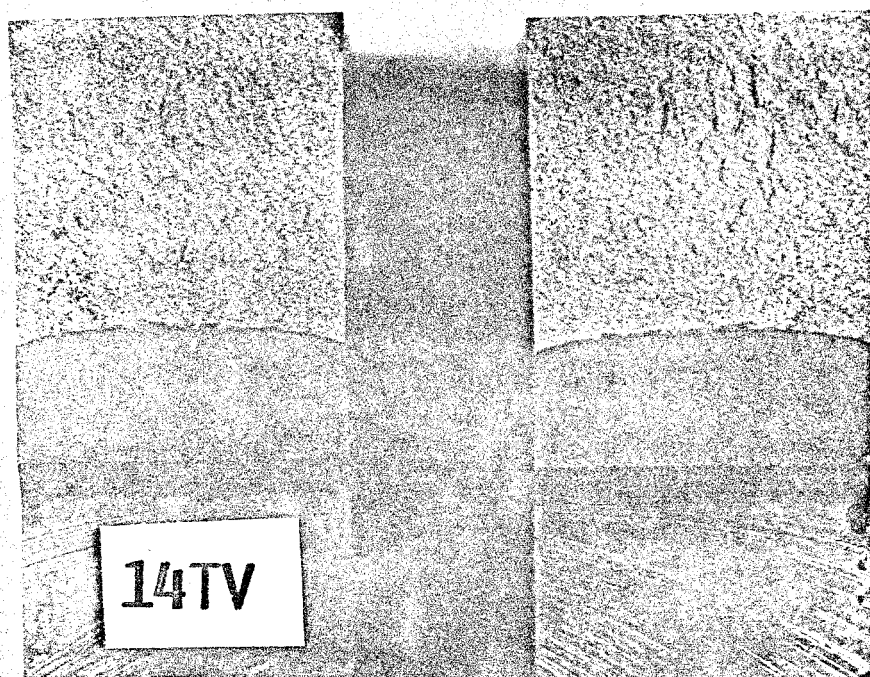


FIGURA 55 - Macrofractografia do corpo-de-prova 14TV

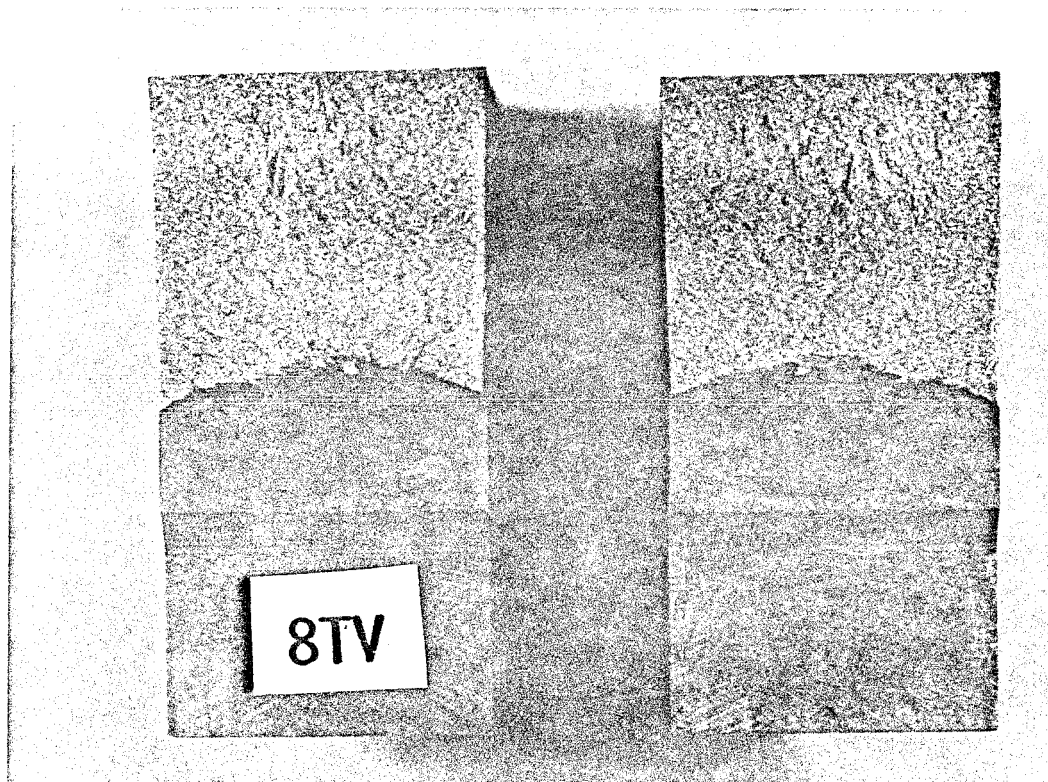


FIGURA 56 - Macrofractografia do corpo-de-prova 8TV

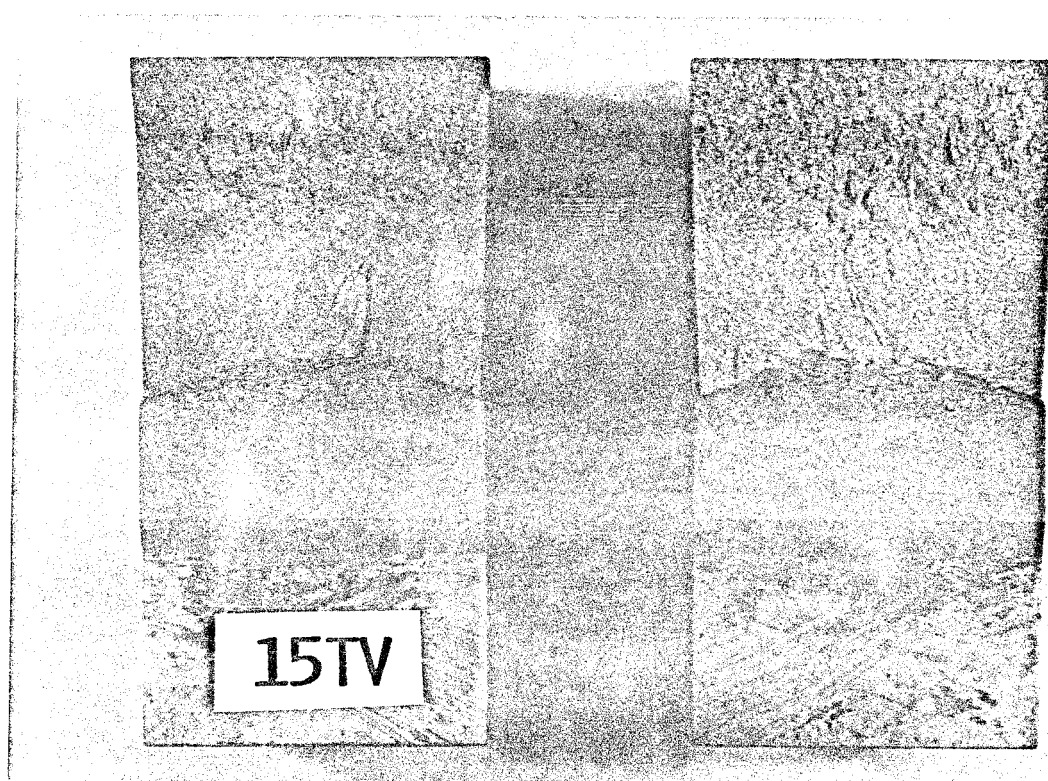


FIGURA 57 - Macrofractografia do corpo-de-prova 15TV

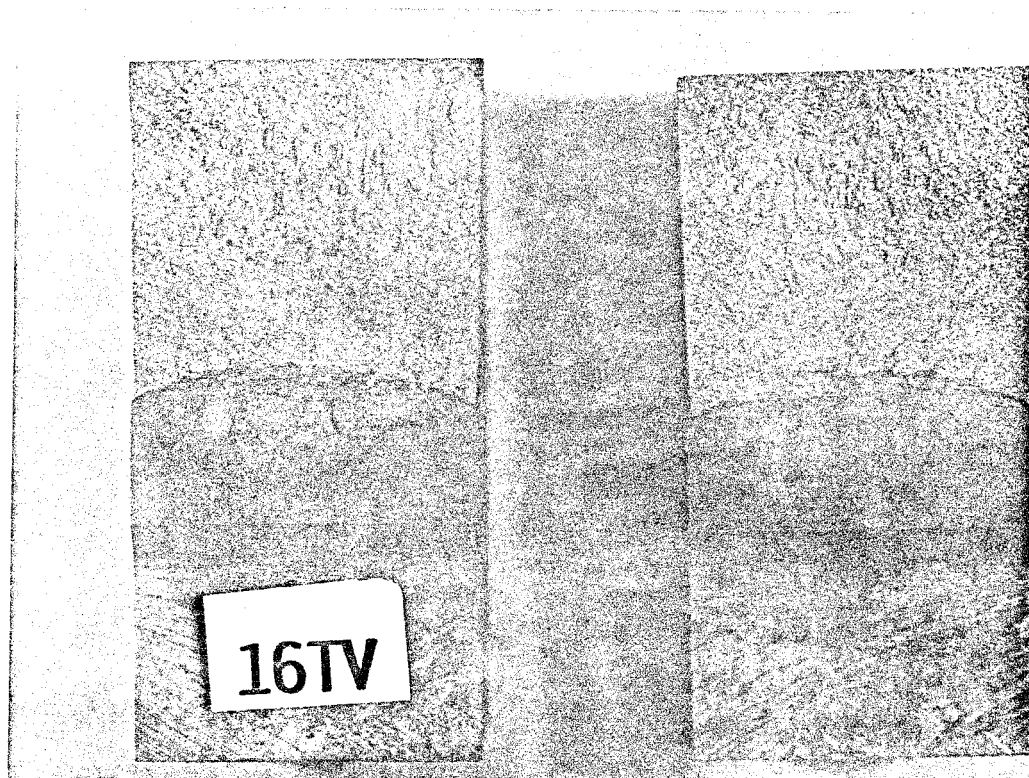


FIGURA 58 - Macrofractografia no corpo-de-prova 16TV

TABELA IV - Determinação dos valores do COD em corpos-de-prova pré-trincados
com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$.

CP	B (mm)	W (mm)	\bar{a} (mm)	$\Delta \bar{a} \delta$ (mm)	F (kN)	Vp (mm)
LV3	25,084 ± 0,021	50,013 ± 0,047	27,058 ± 0,003	1,733 ± 0,005	39,73	6,41
LV4	25,061 ± 0,029	50,087 ± 0,045	26,883 ± 0,002	1,451 ± 0,004	40,99	5,42
LV2	25,072 ± 0,027	50,121 ± 0,059	26,787 ± 0,003	1,449 ± 0,005	40,71	4,78
LV1	25,069 ± 0,055	50,119 ± 0,044	27,320 ± 0,002	1,053 ± 0,002	38,97	4,40
TV1	25,036 ± 0,039	49,966 ± 0,028	26,060 ± 0,002	1,523 ± 0,003	36,06	2,86
TV4	24,940 ± 0,072	50,069 ± 0,025	26,491 ± 0,003	1,441 ± 0,004	35,19	3,01
TV6	25,068 ± 0,021	50,118 ± 0,033	27,250 ± 0,003	0,904 ± 0,004	32,70	2,48
TV2	25,069 ± 0,031	50,024 ± 0,017	26,939 ± 0,003	0,757 ± 0,003	33,20	1,99

Continua ...

Continuação Tabela IV.

CP	$\frac{1}{W} (\Delta \bar{a})$	$\frac{\bar{a}}{W^2} (\Delta W)$	$\Delta\left(\frac{\bar{a}}{W}\right) =$ $= \left(\frac{1}{W} (\Delta \bar{a}) + \frac{\bar{a}}{W^2} (\Delta W) \right)$	$\frac{\bar{a}}{W} \pm \Delta\left(\frac{\bar{a}}{W}\right)$	Y	$B\sqrt{W}$ (mm ^{3/2})	$\sqrt{W} \cdot \Delta B$ (mm ^{3/2})
LV3	0	0,001	0,001	0,541 ± 0,001	12,16	177,394	0,149
LV4	0	0	0	0,537 ± 0	12,00	177,362	0,205
LV2	0	0,001	0,001	0,534 ± 0,001	11,87	177,500	0,191
LV1	0	0	0	0,545 ± 0	12,33	177,475	0,389
TV1	0	0	0	0,552 ± 0	12,64	176,971	0,276
TV4	0	0	0	0,529 ± 0	11,67	176,474	0,509
TV6	0	0	0	0,544 ± 0	12,30	177,467	0,149
TV2	0	0	0	0,539 ± 0	12,08	177,307	0,219

Continua ...

Continuação Tabela IV.

CP	$\frac{1}{2} \frac{B}{\sqrt{W}} \cdot \Delta W$ (mm ^{3/2})	$\Delta(B\sqrt{W}) =$ $=(\sqrt{W} \cdot \Delta B + \frac{1}{2} \frac{B}{\sqrt{W}} \Delta W)$ (mm ^{3/2})	$B\sqrt{W} \pm \Delta(B\sqrt{W})$ (mm ^{3/2})	$K_I = \frac{F}{B\sqrt{W}}$ (KN/mm ^{3/2})	$\Delta K_I =$ $= \frac{F \cdot Y}{(B\sqrt{W})^2} \cdot [\Delta(B\sqrt{W})]$ (KN/mm ^{3/2})	$K_I \pm \Delta K_I$ (KN/mm ^{3/2})	$\Delta \delta e l =$ $= \frac{K_I}{\sigma e \cdot E} (1 - \nu^2)$ (mm)
LV3	0,083	0,232	177,394±0,232	2,723	0,004	2,723±0,004	0
LV4	0,080	0,285	177,362±0,285	2,773	0,004	2,773±0,004	0
LV2	0,104	0,295	177,500±0,295	2,722	0,005	2,722±0,005	0
LV1	0,078	0,467	177,475±0,467	2,707	0,007	2,707±0,007	0
TV1	0,050	0,326	176,971±0,326	2,576	0,005	2,576±0,005	0
TV4	0,044	0,553	176,474±0,553	2,327	0,007	2,327±0,007	0
TV6	0,058	0,207	177,467±0,207	2,266	0,003	2,266±0,003	0
TV2	0,030	0,249	177,307±0,249	2,262	0,003	2,262±0,003	0

Continua ...

Continuação Tabela IV.

CP	$\delta e l = \frac{K I^2}{2 \sigma_e \cdot E} (1 - \nu^2)$ (mm)	$\delta e l + \Delta \delta e l$ (mm)	0,4 ΔW (mm)	0,4W \pm 0,4 ΔW (mm)	0,6a + 0,6 $\Delta \bar{a}$ (mm)	A + $\Delta A = (0,4W \pm 0,4\Delta W) + (0,6\bar{a} \pm 0,6\Delta \bar{a}) + Z + \Delta Z$ (mm)	B \pm $\Delta B = 0,4(W - \bar{a}) \pm 0,4(\Delta \bar{a} + \Delta W)$ (mm)
LV3	0,056	0,056 \pm 0	0,019	20,005 \pm 0,019	16,235 \pm 0,003	37,758 \pm 0,048	9,182 \pm 0,020
LV4	0,058	0,058 \pm 0	0,018	20,035 \pm 0,018	16,130 \pm 0,002	37,683 \pm 0,046	9,282 \pm 0,019
LV2	0,055	0,055 \pm 0	0,024	20,048 \pm 0,024	16,072 \pm 0,003	37,638 \pm 0,053	9,334 \pm 0,025
LV1	0,055	0,055 \pm 0	0,018	20,048 \pm 0,018	16,392 \pm 0,001	37,958 \pm 0,045	9,120 \pm 0,018
TV1	0,050	0,050 \pm 0	0,011	19,986 \pm 0,011	15,636 \pm 0,002	37,140 \pm 0,039	9,562 \pm 0,012
TV4	0,041	0,041 \pm 0	0,010	20,028 \pm 0,010	15,895 \pm 0,002	37,441 \pm 0,038	9,431 \pm 0,011
TV6	0,038	0,038 \pm 0	0,013	20,047 \pm 0,013	16,350 \pm 0,002	37,915 \pm 0,041	9,147 \pm 0,014
TV2	0,038	0,038 \pm 0	0,007	20,010 \pm 0,007	16,163 \pm 0,002	37,691 \pm 0,035	9,234 \pm 0,008

Z = 1,518 \pm 0,026 (mm)

Continua ...

Continuação Tabela IV.

CP	$\frac{1}{A} \cdot \Delta B$	$\frac{B}{A^2} \cdot \Delta A$	$(\frac{1}{A} \Delta B + \frac{B}{A^2} \Delta A)$	$\delta p1 \pm \Delta \delta p1 =$ $= (\frac{B}{A} \pm \frac{1}{A} \Delta B + \frac{B}{A^2} \Delta A) \cdot Vp$ (mm)	$\delta = \delta e1 + \delta p1$ $\Delta \delta = \Delta \delta e1 + \Delta \delta p1$ $\delta + \Delta \delta$ (mm)
LV3	0,001	0	0,001	1,559 \pm 0,001	1,615 \pm 0,001
LV4	0,001	0	0,001	1,335 \pm 0,001	1,393 \pm 0,001
LV2	0,001	0	0,001	1,185 \pm 0,001	1,240 \pm 0,001
LV1	0	0	0	1,057 \pm 0	1,112 \pm 0
TV1	0	0	0	0,736 \pm 0	0,786 \pm 0
TV4	0	0	0	0,758 \pm 0	0,799 \pm 0
TV6	0	0	0	0,598 \pm 0	0,636 \pm 0
TV2	0	0	0	0,488 \pm 0	0,526 \pm 0

TABELA V - Determinação dos valores do COD em corpos-de-prova pré-trincados
com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$.

CP	B (mm)	W (mm)	\bar{a} (mm)	$\Delta \bar{a} \delta$ (mm)	F (kN)	Vp (mm)
10LV	$25,066 \pm 0,029$	$50,056 \pm 0,063$	$26,419 \pm 0,002$	$1,206 \pm 0,004$	39,50	4,29
15LV	$24,955 \pm 0,048$	$50,039 \pm 0,056$	$27,376 \pm 0,002$	$1,102 \pm 0,004$	35,98	4,01
11LV	$24,882 \pm 0,061$	$50,037 \pm 0,045$	$26,916 \pm 0,003$	$0,897 \pm 0,004$	37,55	3,57
13LV	$24,988 \pm 0,053$	$49,921 \pm 0,014$	$26,688 \pm 0,005$	$1,718 \pm 0,009$	39,24	5,80
14TV	$25,048 \pm 0,012$	$49,877 \pm 0,013$	$26,498 \pm 0,004$	$0,335 \pm 0,013$	31,88	1,11
8TV	$24,953 \pm 0,016$	$50,023 \pm 0,007$	$26,746 \pm 0,007$	$1,176 \pm 0,007$	33,98	2,33
15TV	$25,060 \pm 0,028$	$49,954 \pm 0,024$	$26,393 \pm 0,003$	$1,757 \pm 0,003$	35,01	2,95
16TV	$25,014 \pm 0,034$	$50,032 \pm 0,036$	$26,610 \pm 0,002$	$1,094 \pm 0,003$	33,61	2,31

Continua ...

Continuação Tabela V.

CP	$\frac{1}{W} (\Delta \bar{a})$	$\frac{\bar{a}}{W^2} (\Delta W)$	$\Delta\left(\frac{\bar{a}}{W}\right) = \left(\frac{1}{W}(\Delta \bar{a}) + \frac{\bar{a}}{W^2}(\Delta W)\right)$	$\frac{\bar{a}}{W} \pm \Delta\left(\frac{\bar{a}}{W}\right)$	γ	$B\sqrt{W} \text{ (mm}^3\text{)}^2$	$\sqrt{W} \cdot \Delta B \text{ (mm}^3\text{/}^2\text{)}$
10LV	0	0,001	0,001	0,528 ± 0,001	11,64	177,343	0,205
15LV	0	0,001	0,001	0,547 ± 0,001	12,42	176,527	0,340
11LV	0	0	0	0,538 ± 0	12,04	176,007	0,431
13LV	0	0	0	0,535 ± 0	11,91	176,623	0,374
14TV	0	0	0	0,531 ± 0	11,75	176,898	0,085
8TV	0	0	0	0,535 ± 0	11,91	176,485	0,113
15TV	0	0	0	0,528 ± 0	11,64	177,119	0,198
16TV	0	0	0	0,532 ± 0	11,79	176,932	0,240

Continua ...

CP	$\frac{1}{2} \frac{B}{\sqrt{W}} \cdot \Delta W$ (mm ^{3/2})	$\Delta(B\sqrt{W}) =$ $= (\sqrt{W} \cdot \Delta B + \frac{1}{2} \frac{B}{\sqrt{W}} \Delta W)$ (mm ^{3/2})	$B\sqrt{W} \pm \Delta(B\sqrt{W})$ (mm ^{3/2})	$K_I = \frac{F}{B\sqrt{W}} \cdot Y$ (KN/mm ^{3/2})	$\Delta K_I =$ $= \frac{F \cdot Y}{(B\sqrt{W})^2} \cdot [\Delta(B\sqrt{W})]$ (KN/mm ^{3/2})	$K_I \pm \Delta K_I$ (KN/mm ^{3/2})	$\Delta \delta el =$ $= \frac{K_I}{\sigma_e \cdot E} (1 - \nu^2)$ (mm)
10LV	0,112	0,317	177,343±0,317	2,593	0,005	2,593±0,005	0
15LV	0,099	0,439	176,527±0,439	2,531	0,006	2,531±0,006	0
1LV	0,079	0,510	176,007±0,510	2,569	0,007	2,569±0,007	0
13LV	0,025	0,399	176,623±0,399	2,646	0,006	2,646±0,006	0
14TV	0,023	0,108	176,898±0,108	2,118	0,001	2,118±0,001	0
8TV	0,012	0,125	176,485±0,125	2,293	0,002	2,293±0,002	0
15TV	0,043	0,241	177,119±0,241	2,301	0,003	2,301±0,003	0
16TV	0,064	0,304	176,932±0,304	2,240	0,004	2,240±0,004	0

Continua...

Continuação Tabela V.

CP	$\frac{1}{A} \cdot \Delta B$	$\frac{B}{A^2} \cdot \Delta A$	$(\frac{1}{A} \Delta B + \frac{B}{A^2} \Delta A)$	$\delta p_l \pm \Delta \delta p_l =$ $= (\frac{B}{A} \pm \frac{1}{A} \Delta B + \frac{B}{A^2} \Delta A) \cdot V_P$ (mm)	$\delta = \delta e_l + \delta p_l$ $\Delta \delta = \Delta \delta e_l + \Delta \delta p_l$ $\delta + \Delta \delta$ (mm)
10LV	0,001	0	0,001	1,085 \pm 0,001	1,135 \pm 0,001
15LV	0,001	0	0,001	0,958 \pm 0,001	1,006 \pm 0,001
1LV	0,001	0	0,001	0,876 \pm 0,001	0,925 \pm 0,001
13LV	0	0	0	1,437 \pm 0	1,489 \pm 0
14TV	0	0	0	0,278 \pm 0	0,312 \pm 0
8TV	0	0	0	0,577 \pm 0	0,616 \pm 0
15TV	0	0	0	0,745 \pm 0	0,785 \pm 0
16TV	0	0	0	0,577 \pm 0	0,615 \pm 0

TABELA VI - Determinação dos valores da integral-J em corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$.

CP	B (mm)	W (mm)	\bar{a} (mm)	$\Delta \bar{a}_J$ (mm)	A (kN.mm)	$W-\bar{a}$ (mm)
LV3	$25,084 \pm 0,021$	$50,013 \pm 0,047$	$26,680 \pm 0,004$	$1,671 \pm 0,005$	307,408	$23,333 \pm 0,051$
LV4	$25,061 \pm 0,029$	$50,087 \pm 0,045$	$26,581 \pm 0,003$	$1,420 \pm 0,004$	272,831	$23,506 \pm 0,049$
LV2	$25,072 \pm 0,027$	$50,121 \pm 0,059$	$26,484 \pm 0,003$	$1,367 \pm 0,005$	243,953	$23,637 \pm 0,062$
LV1	$25,069 \pm 0,055$	$50,119 \pm 0,044$	$26,843 \pm 0,002$	$1,029 \pm 0,002$	210,525	$23,276 \pm 0,046$
TV1	$25,036 \pm 0,039$	$49,966 \pm 0,028$	$25,852 \pm 0,002$	$1,402 \pm 0,003$	140,523	$24,114 \pm 0,030$
TV4	$24,940 \pm 0,072$	$50,069 \pm 0,025$	$25,152 \pm 0,003$	$1,365 \pm 0,004$	143,961	$23,917 \pm 0,028$
TV6	$25,068 \pm 0,021$	$50,118 \pm 0,033$	$26,913 \pm 0,003$	$0,835 \pm 0,004$	109,100	$23,205 \pm 0,036$
TV2	$25,069 \pm 0,031$	$50,024 \pm 0,017$	$26,562 \pm 0,003$	$0,699 \pm 0,004$	93,546	$23,462 \pm 0,020$

Continua ...

Continuação Tabela VI.

CP	$B \cdot \Delta(W-\bar{a})$ (mm ²)	$(W-\bar{a}) \cdot \Delta B$ (mm ²)	$\Delta[B(W-\bar{a})] =$ $= [B \cdot \Delta(W-\bar{a}) +$ $+ (W-\bar{a}) \cdot \Delta B]$ (mm ²)	$B \cdot (W-\bar{a}) \pm$ $\pm \Delta[B(W-\bar{a})]$ (mm ²)	$\Delta J = \frac{2A}{(B(W-\bar{a}))^2} \cdot$ $\cdot \Delta[B(W-\bar{a})]$ (N/mm)	$J = \frac{2A}{B(W-\bar{a})} + \Delta J$ (N/mm)
LV3	1,279	0,490	1,729	585,285 ± 1,729	3	1050 ± 3
LV4	1,228	0,682	1,910	589,084 ± 1,910	3	926 ± 3
LV2	1,554	0,638	2,192	592,627 ± 2,192	3	823 ± 3
LV1	1,153	1,280	2,433	583,506 ± 2,433	3	722 ± 3
TV1	0,751	0,940	1,691	603,718 ± 1,691	1	466 ± 1
TV4	0,698	1,722	2,420	596,490 ± 2,420	2	483 ± 2
TV6	0,902	0,487	1,389	581,703 ± 1,389	1	375 ± 1
TV2	0,501	0,727	1,228	588,169 ± 1,228	1	318 ± 1

TABELA VII - Determinação dos valores da integral J em corpos-de prova pré-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$.

CP	B (mm)	W (mm)	\bar{a} (mm)	$\Delta \bar{a}_J$ (mm)	A (kN.mm)	W- \bar{a} (mm)
10LV	25,066 ± 0,029	50,056 ± 0,063	26,100 ± 0,002	1,137 ± 0,004	216,213	23,956 ± 0,065
15LV	24,955 ± 0,048	50,039 ± 0,056	27,122 ± 0,003	1,032 ± 0,004	182,616	22,917 ± 0,059
1LV	24,882 ± 0,061	50,037 ± 0,045	26,615 ± 0,003	0,857 ± 0,004	171,586	23,422 ± 0,048
13LV	24,998 ± 0,053	49,921 ± 0,014	26,440 ± 0,004	1,587 ± 0,008	264,226	23,481 ± 0,018
14LV	25,048 ± 0,012	49,877 ± 0,013	26,261 ± 0,005	0,299 ± 0,012	58,709	23,616 ± 0,018
8TV	24,953 ± 0,016	50,023 ± 0,007	26,456 ± 0,006	1,056 ± 0,007	112,619	23,567 ± 0,013
15TV	25,060 ± 0,028	49,954 ± 0,024	26,218 ± 0,003	1,611 ± 0,003	141,317	23,736 ± 0,027
16TV	25,014 ± 0,034	50,032 ± 0,036	26,406 ± 0,002	0,994 ± 0,003	110,644	23,626 ± 0,038

Continua ...

Continuação Tabela VII.

CP	$B \cdot \Delta(W-\bar{a})$ (mm ²)	$(W-\bar{a}) \cdot \Delta B$ (mm ²)	$\Delta[B(W-\bar{a})] =$ $= [B \cdot \Delta(W-\bar{a}) +$ $+(W-\bar{a}) \cdot \Delta B]$ (mm ²)	$B \cdot (W-\bar{a}) \pm$ $\pm \Delta[B(W-\bar{a})]$ (mm ²)	$\Delta J = \frac{2A}{(B(W-\bar{a}))^2} \cdot \Delta[B(W-\bar{a})]$ (N/mm)	$J = \frac{2A}{B(W-\bar{a})} \pm \Delta J$ (N/mm)
10LV	1,629	0,695	2,324	600,481 ± 2,324	3	720 ± 3
15LV	1,472	1,100	2,572	571,894 ± 2,572	3	639 ± 3
1LV	1,194	1,429	2,623	582,786 ± 2,623	3	589 ± 3
13LV	0,450	1,244	1,694	586,978 ± 1,694	3	900 ± 3
14TV	0,451	0,283	0,734	591,534 ± 0,734	0	198 ± 0
8TV	0,324	0,377	0,701	588,067 ± 0,701	0	383 ± 0
15TV	0,677	0,665	1,342	594,824 ± 1,342	1	475 ± 1
16TV	0,951	0,803	1,754	590,981 ± 1,754	1	374 ± 1

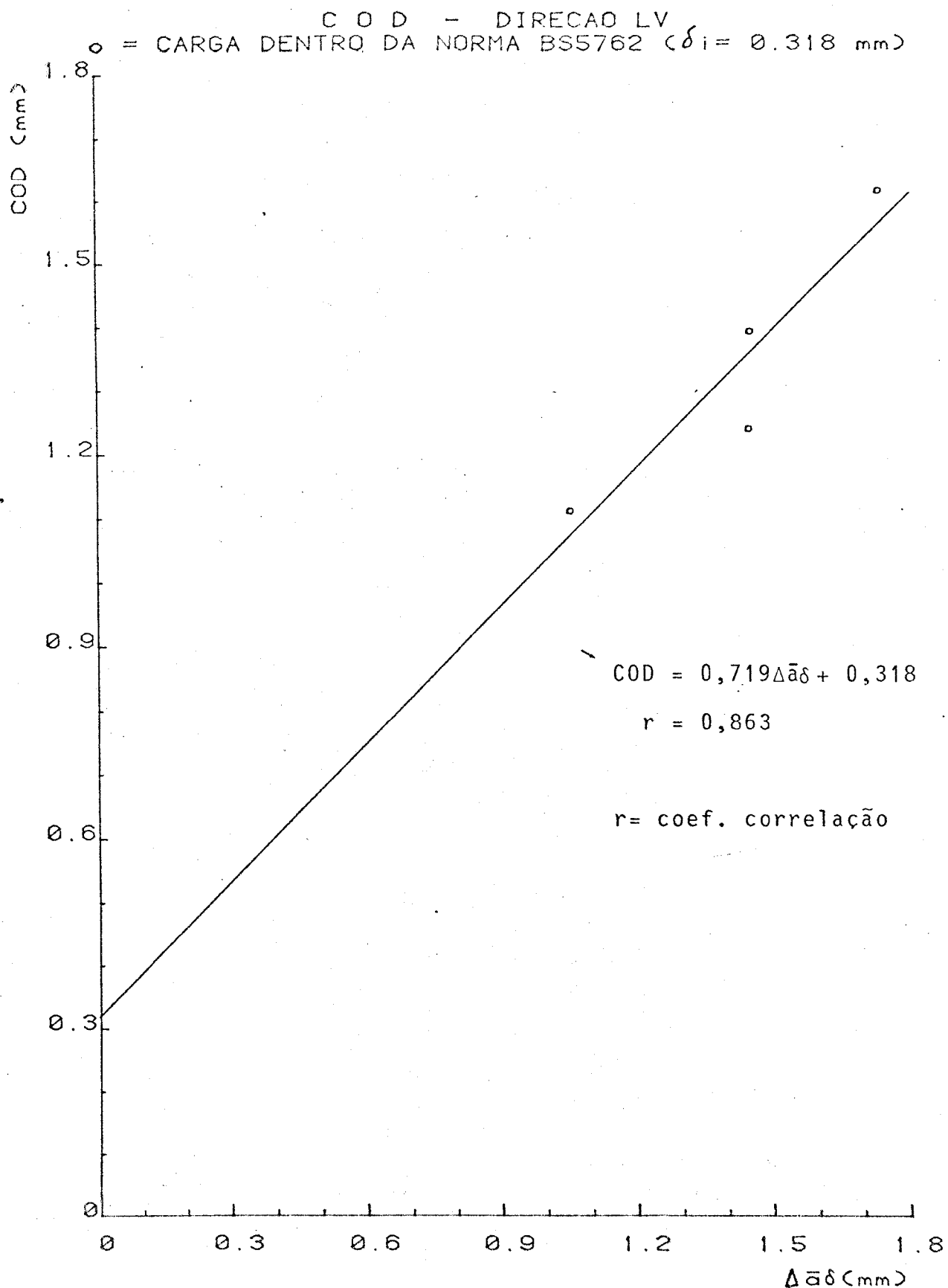


FIGURA 59 - Determinação dos valores do COD nos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ - Orientação LV

C O D - DIRECAO LV

= CARGA ACIMA DOS LIMITES DA NORMA BS5762 ($\delta_i = 0.267$ mm)

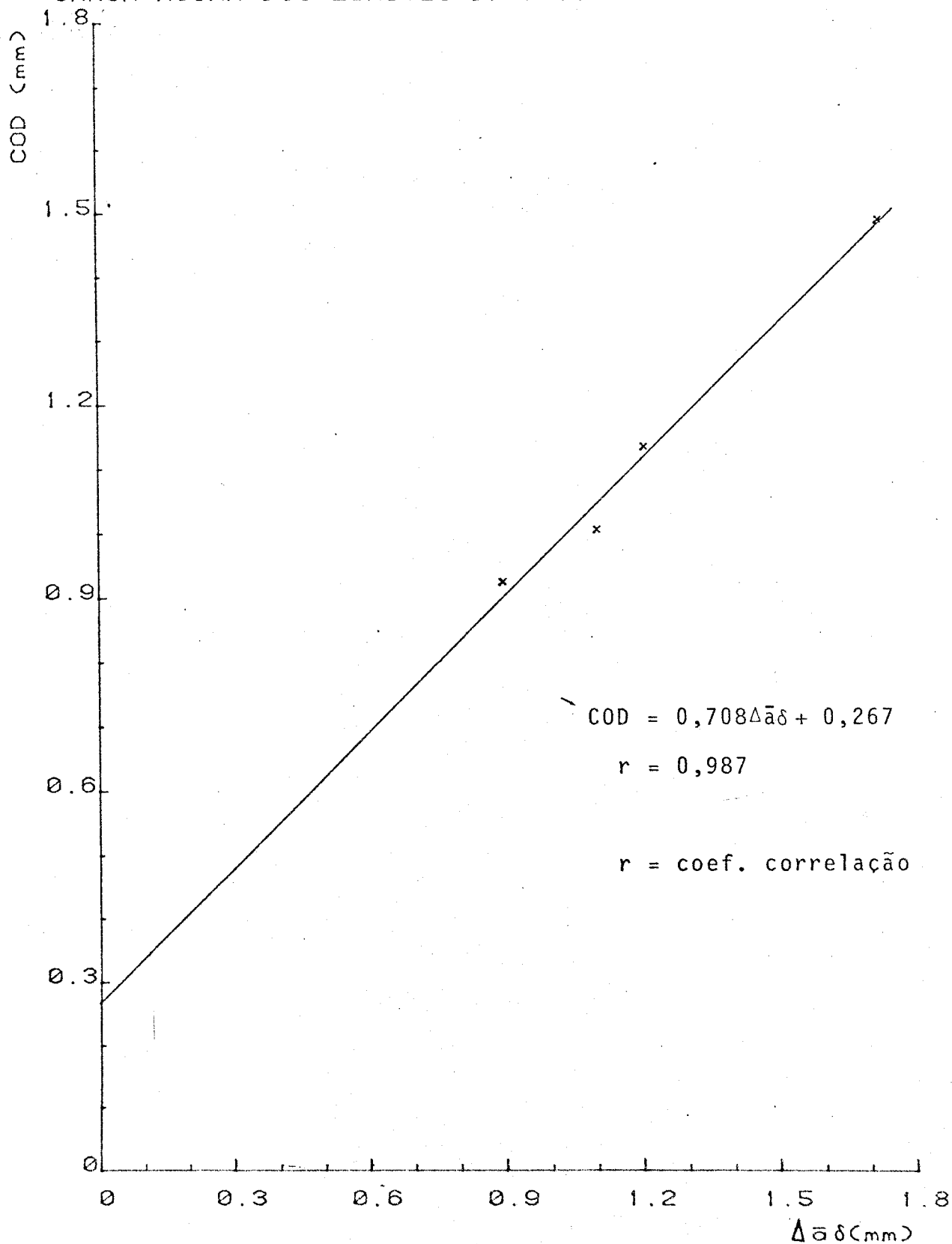


FIGURA 60 - Determina\~{c}\~{a}\~{o} dos valores do COD nos corpos-de-prova pr\~{e}-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ - Orienta\~{c}\~{a}\~{o} LV

C O D - DIRECAO LV

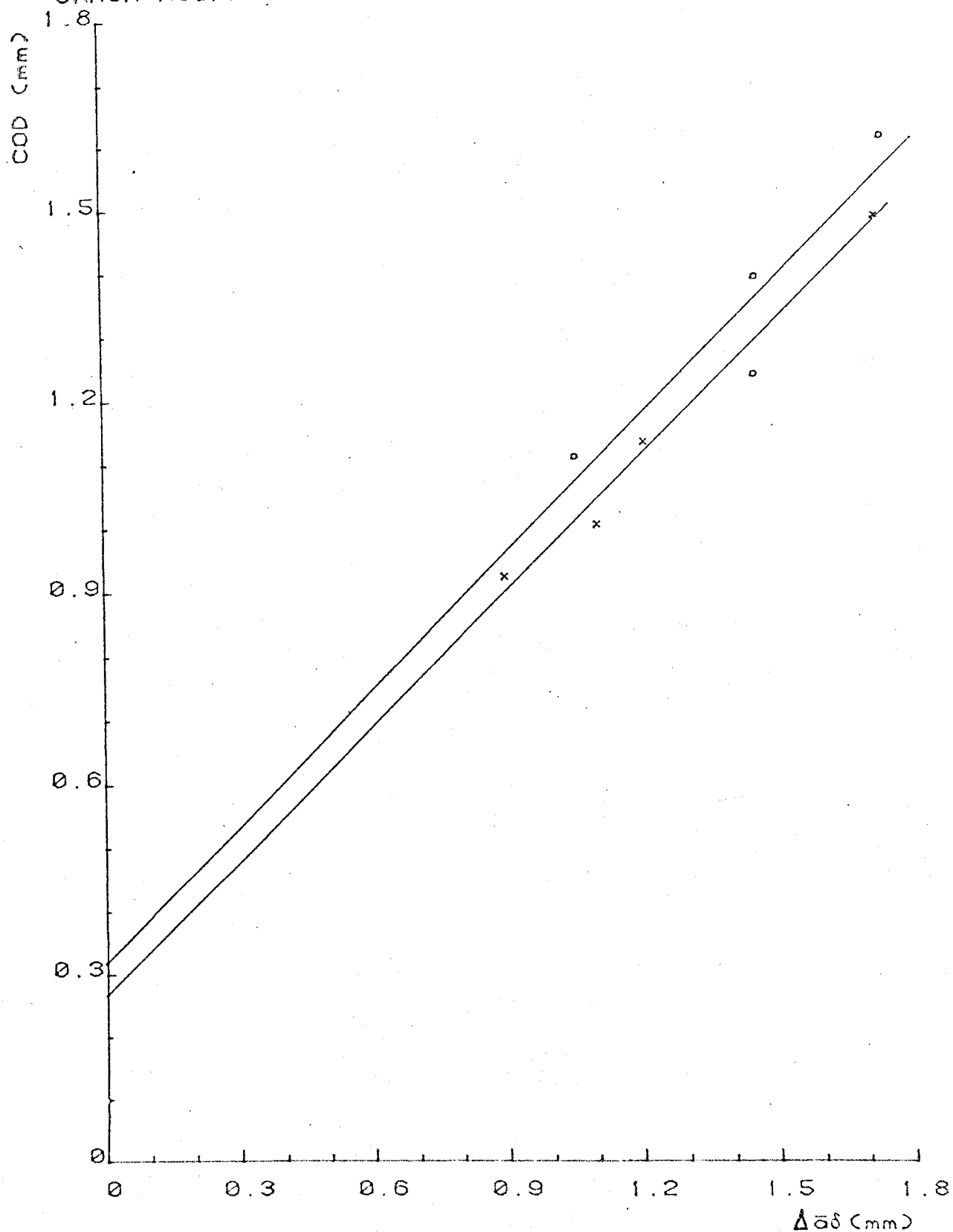
= CARGA DENTRO DA NORMA BS5762 ($\delta_i = 0.318$ mm)= CARGA ACIMA DOS LIMITES DA NORMA BS5762 ($\delta_i = 0.267$ mm)

FIGURA 61 - Comparação dos valores do COD obtidos nos corpos-de-prova pré-trincados nas duas faixas de fatores intensificadores de tensões - Orientação LV

C O D - DIRECAO TV

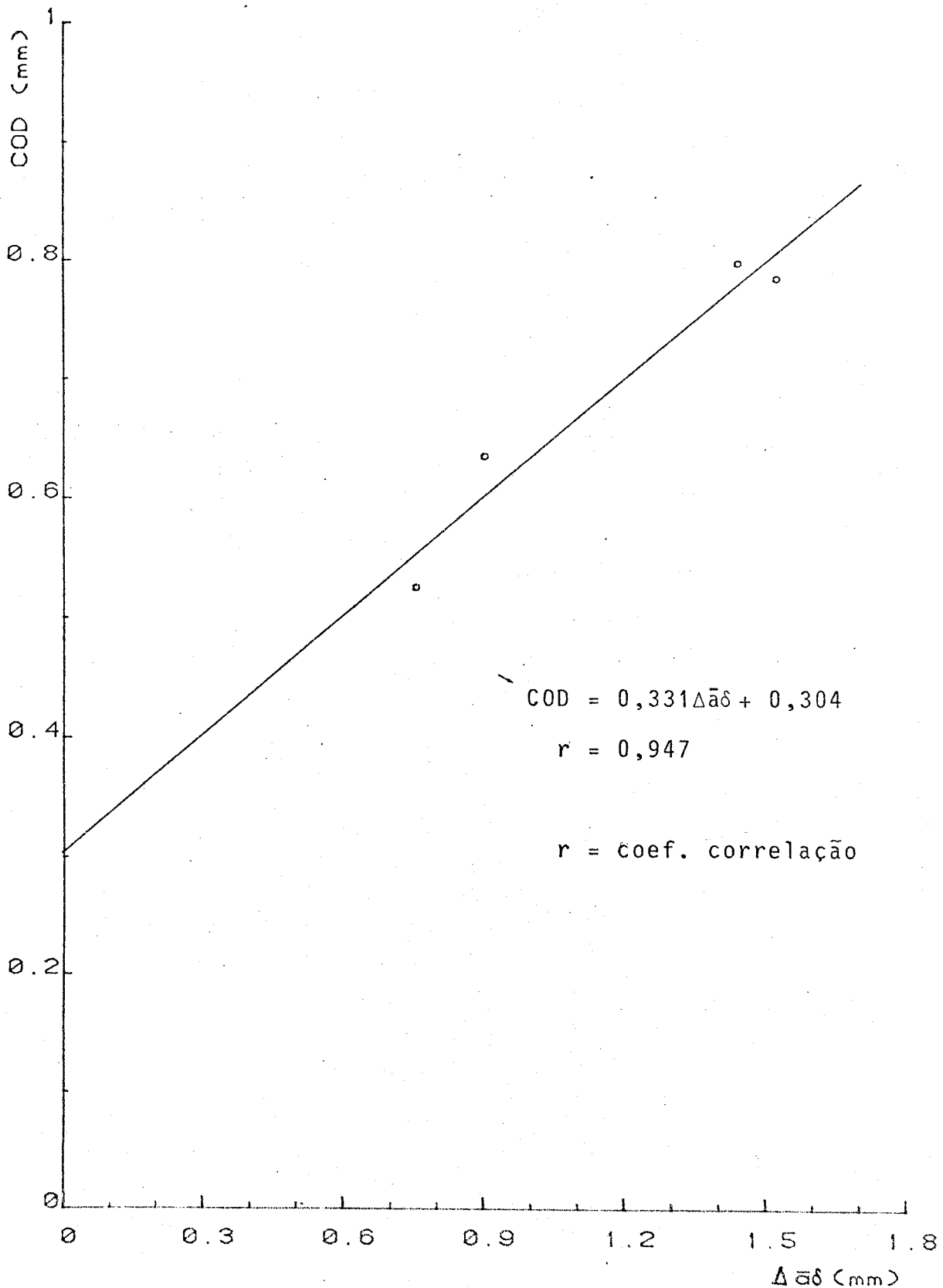
○ = CARGA DENTRO DA NORMA BS5762 ($\delta_i = 0.304$ mm)

FIGURA 62 - Determina\~{c}\~{a}\~{o} dos valores do COD nos corpos-de-prova pr\~{e}-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ - Orienta\~{c}\~{a}\~{o} TV

C O D - DIRECAO TV

x = CARGA ACIMA DOS LIMITES DA NORMA BS5762 ($\delta_i = 0.217$ mm)

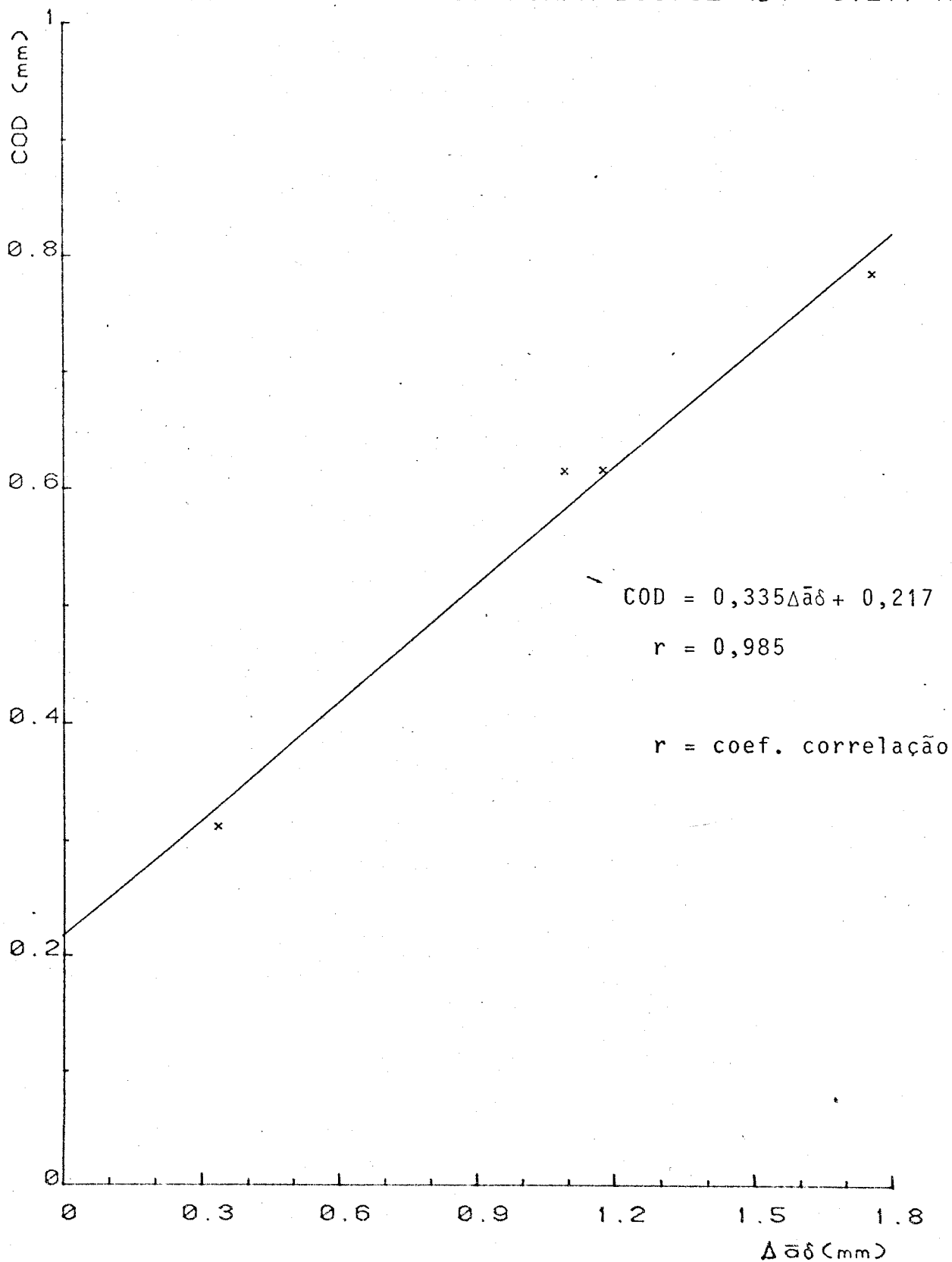


FIGURA 63 - Determina\~{c}\~{a}\~{o} dos valores do COD nos corpos-de-prova pr\u00e9-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ - Orienta\~{c}\~{a}\~{o} TV

C O D - DIRECAO TV

o = CARGA DENTRO DA NORMA BS5762 ($\delta_i = 0.304$ mm)

x = CARGA ACIMA DOS LIMITES DA NORMA BS5762 ($\delta_i = 0.217$ mm)

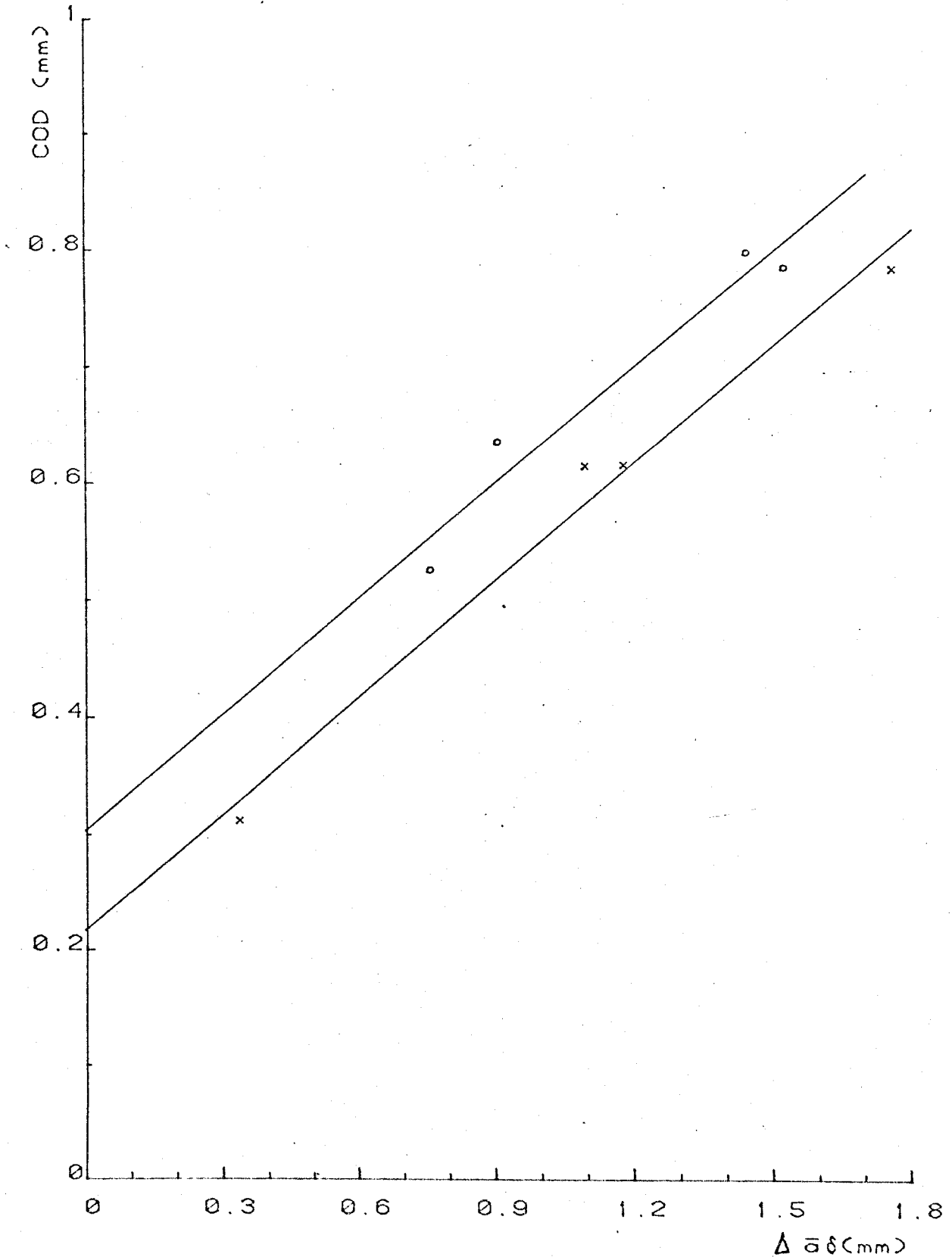


FIGURA 64 - Comparação dos valores do COD obtidos nos corpos-de-prova pré-trincados nas duas faixas de fatores intensificadores de tensões - Orientação TV

INTEGRAL J - DIRECAO LV
 ○ = CARGA DENTRO DA NORMA ASTM E-813 ($J = 478$ N/mm)

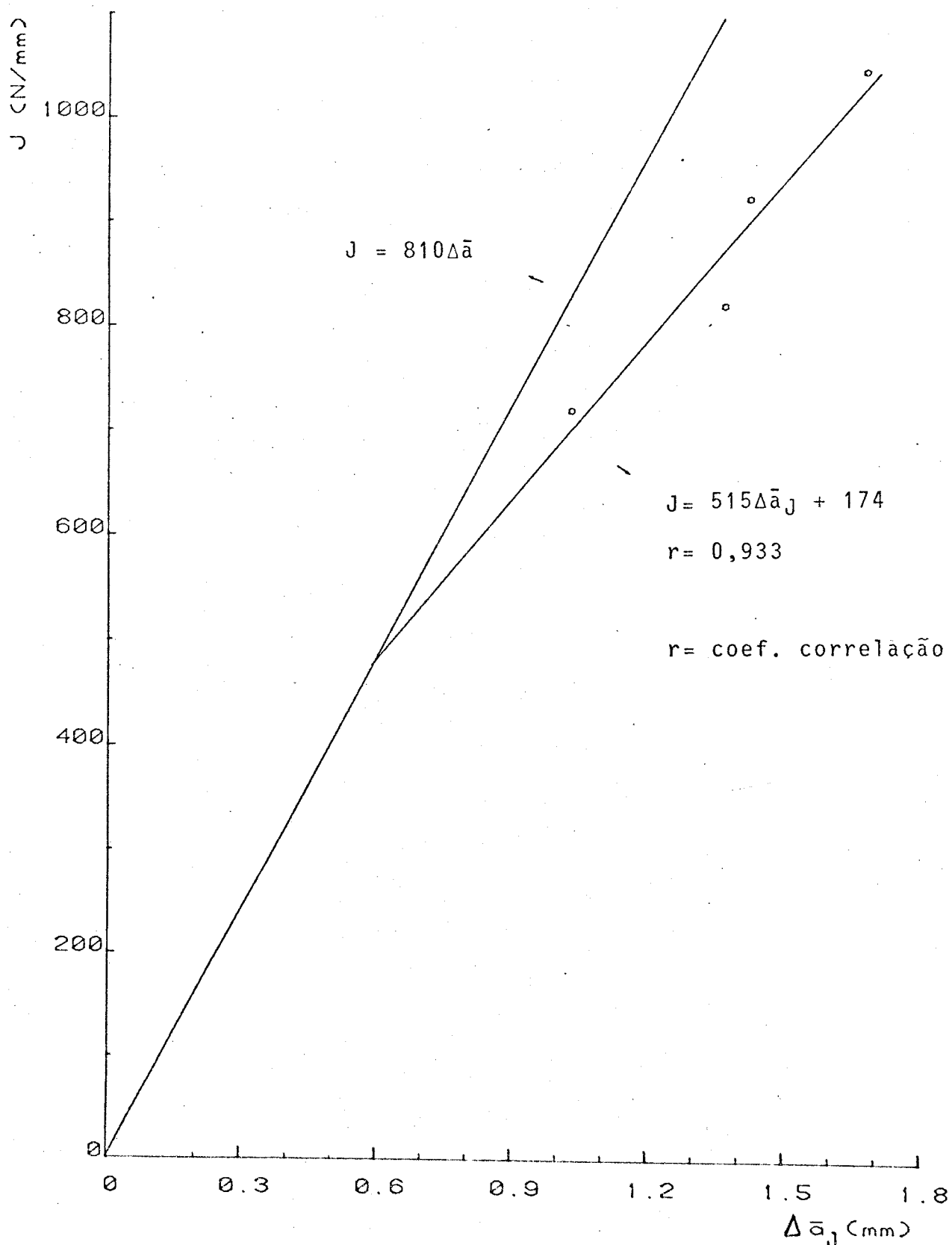


FIGURA 65 - Determinação dos valores de J nos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ - Orientação LV

INTEGRAL J - DIRECAO LV

x = CARGA ACIMA DA NORMA ASTM E-813 ($J_f = 453$ N/mm)

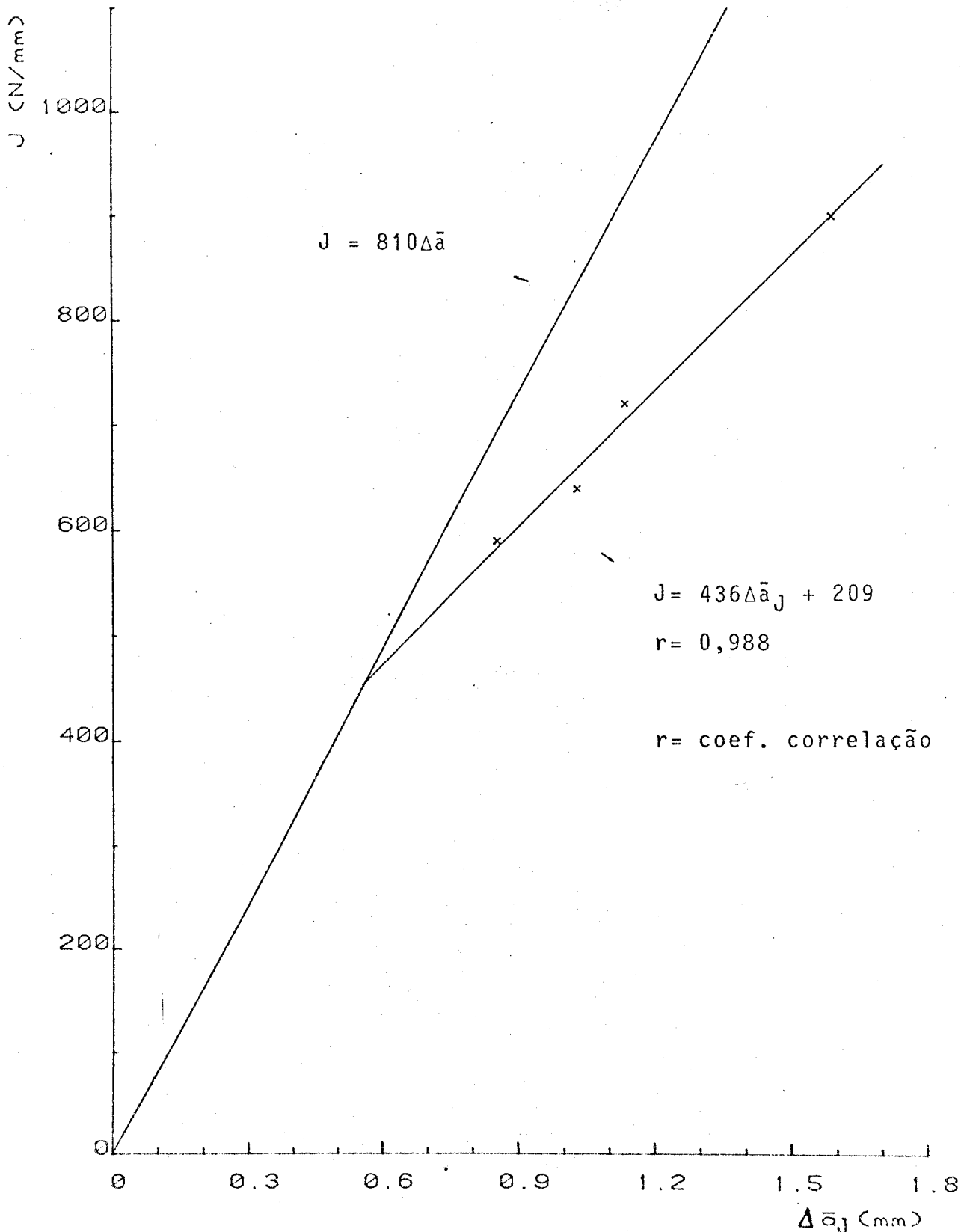


FIGURA 66 - Determinação dos valores de J nos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 52,7$ MN/m^{3/2} - Orientação LV

INTEGRAL J - DIRECAO LV

o = CARGA DENTRO DA NORMA ASTM E-813 ($J_c = 478$ N/mm)
 x = CARGA ACIMA DA NORMA ASTM E-813 ($J_c = 453$ N/mm)

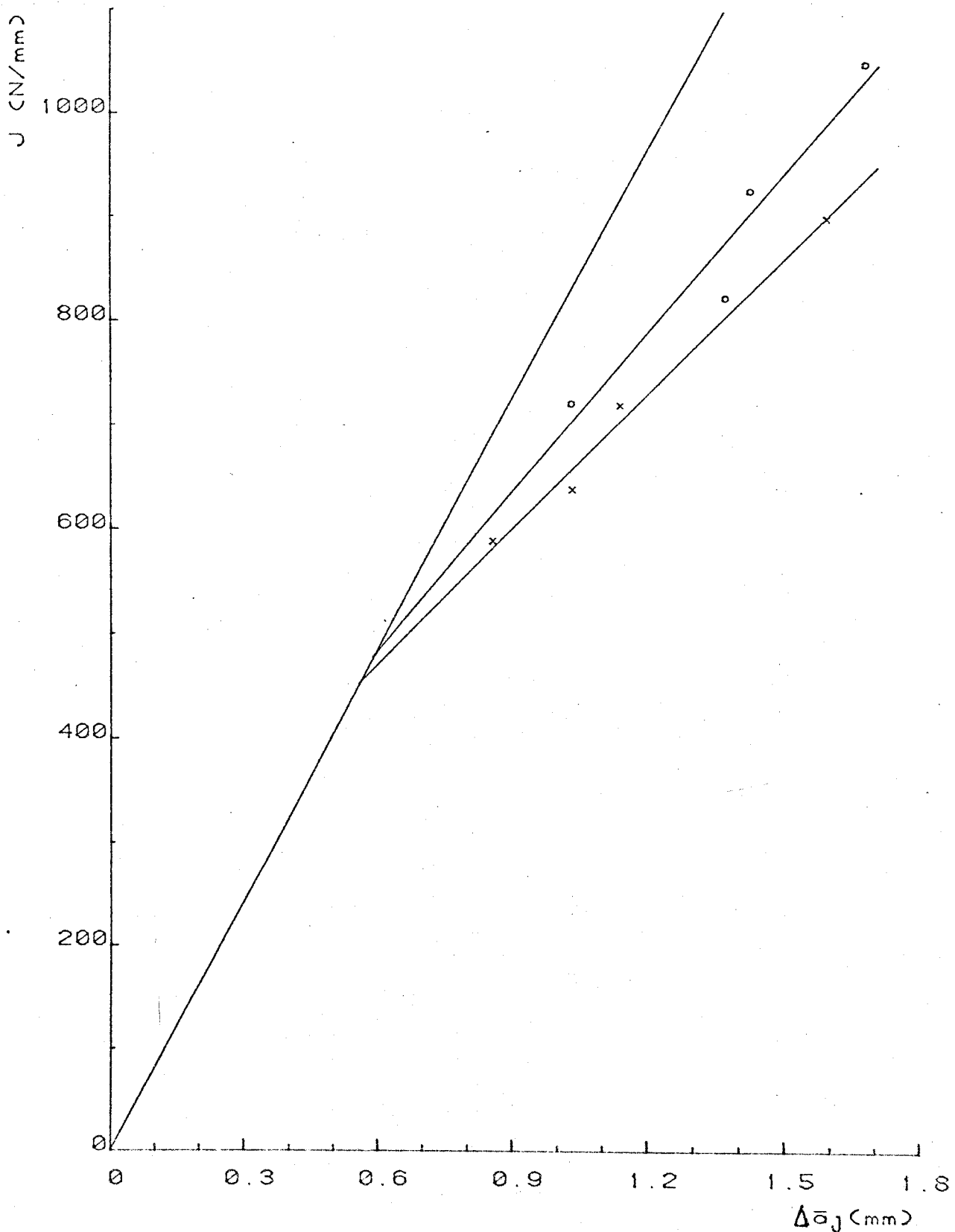


FIGURA 67 - Comparação dos valores de J obtidos nos corpos-de-prova pré-trin-
 cados nas duas faixas de fatores intensificadores de tensões
 Orientação LV

INTEGRAL J - DIRECAO TV

o = CARGA DENTRO DA NORMA ASTM E-813 ($J_f = 248$ N/mm)

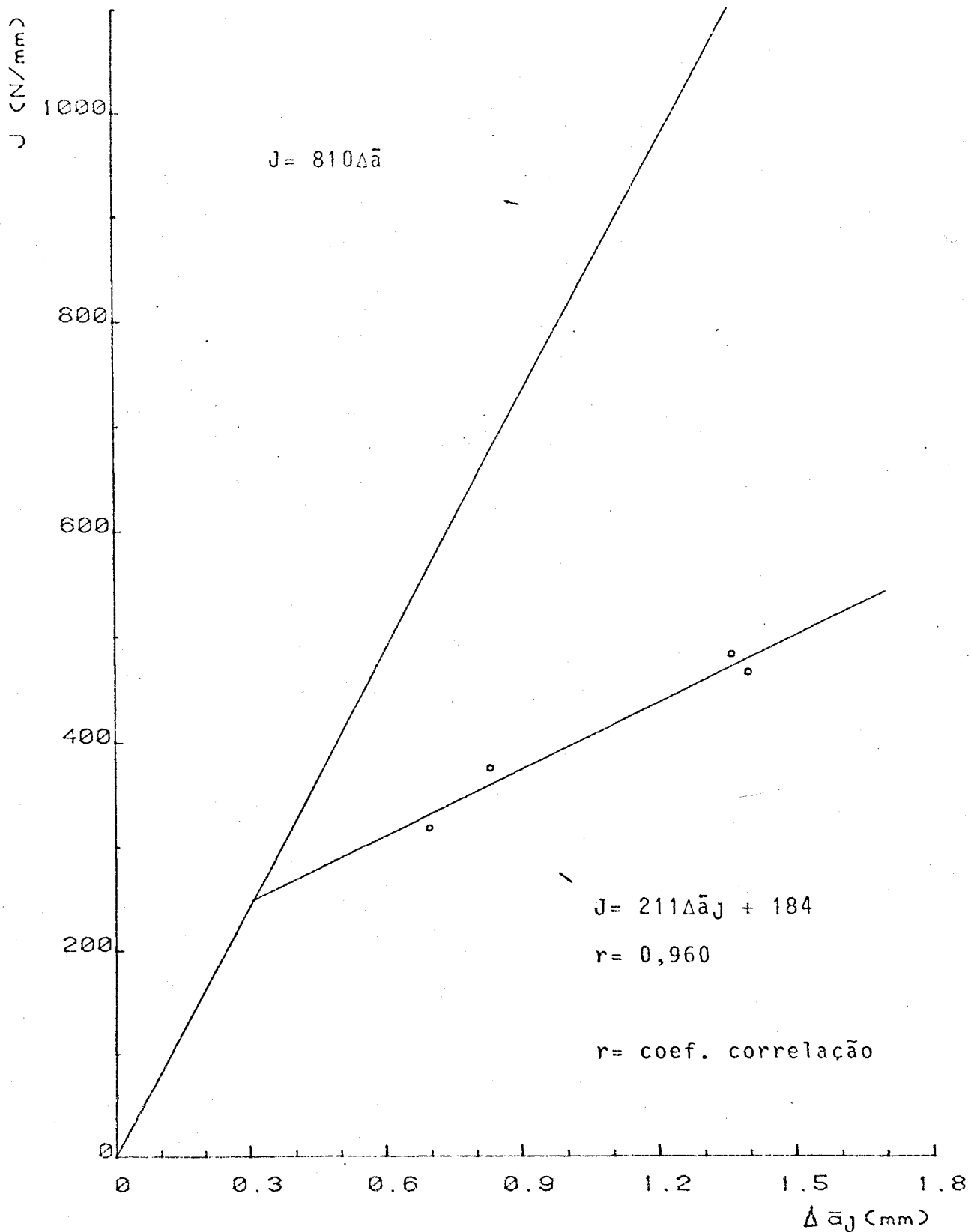


FIGURA 68 - Determinação dos valores de J nos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ - Orientação TV.

INTEGRAL J - DIRECAO TV

x = CARGA ACIMA DA NORMA ASTM E-813 ($J_f = 199$ N/mm)

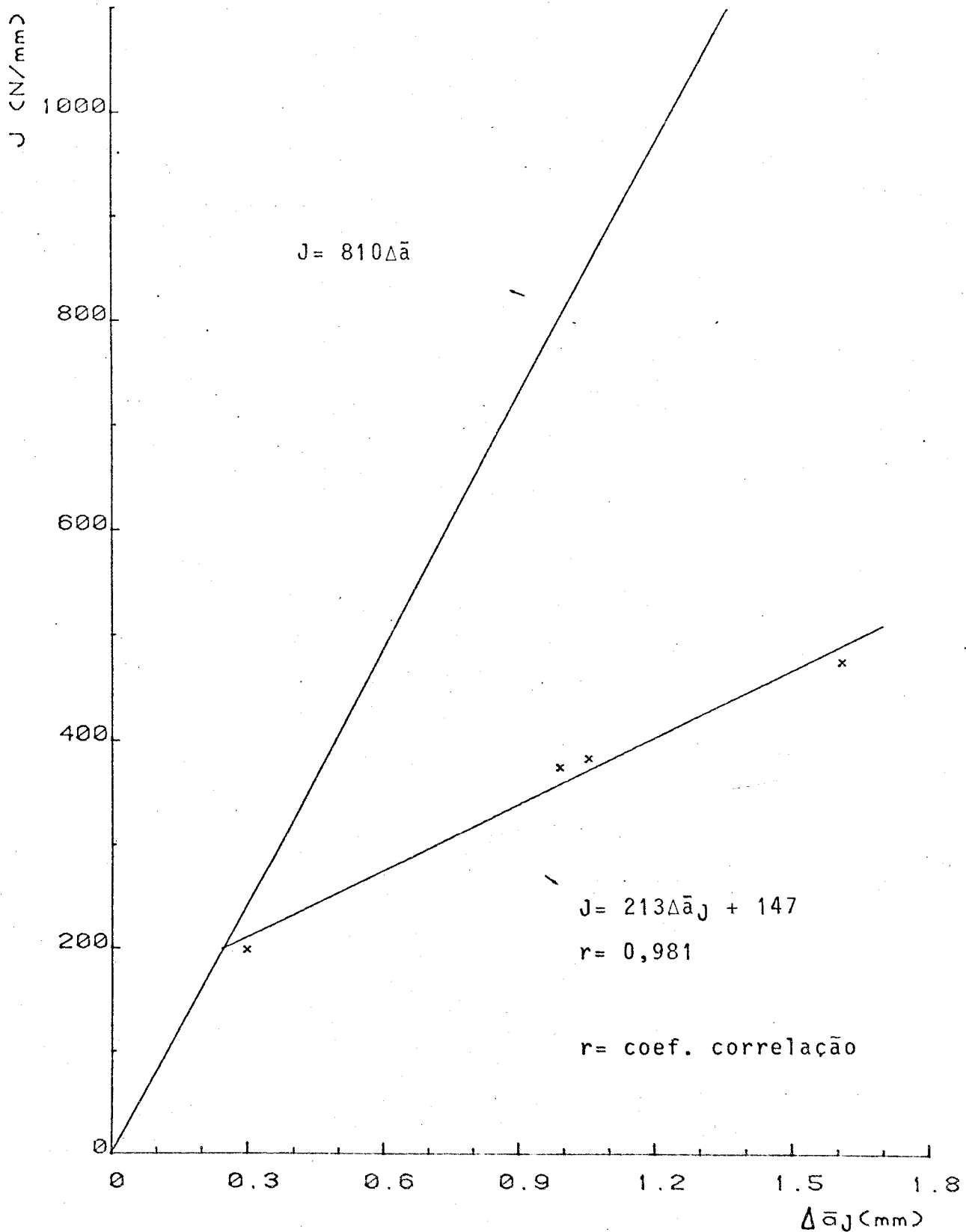


FIGURA 69 - Determinação dos valores de J nos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ - Orientação TV

INTEGRAL J - DIRECAO TV

o = CARGA DENTRO DA NORMA ASTM E-813 ($\sigma_f = 248$ N/mm)
 x = CARGA ACIMA DA NORMA ASTM E-813 ($\sigma_f = 199$ N/mm)

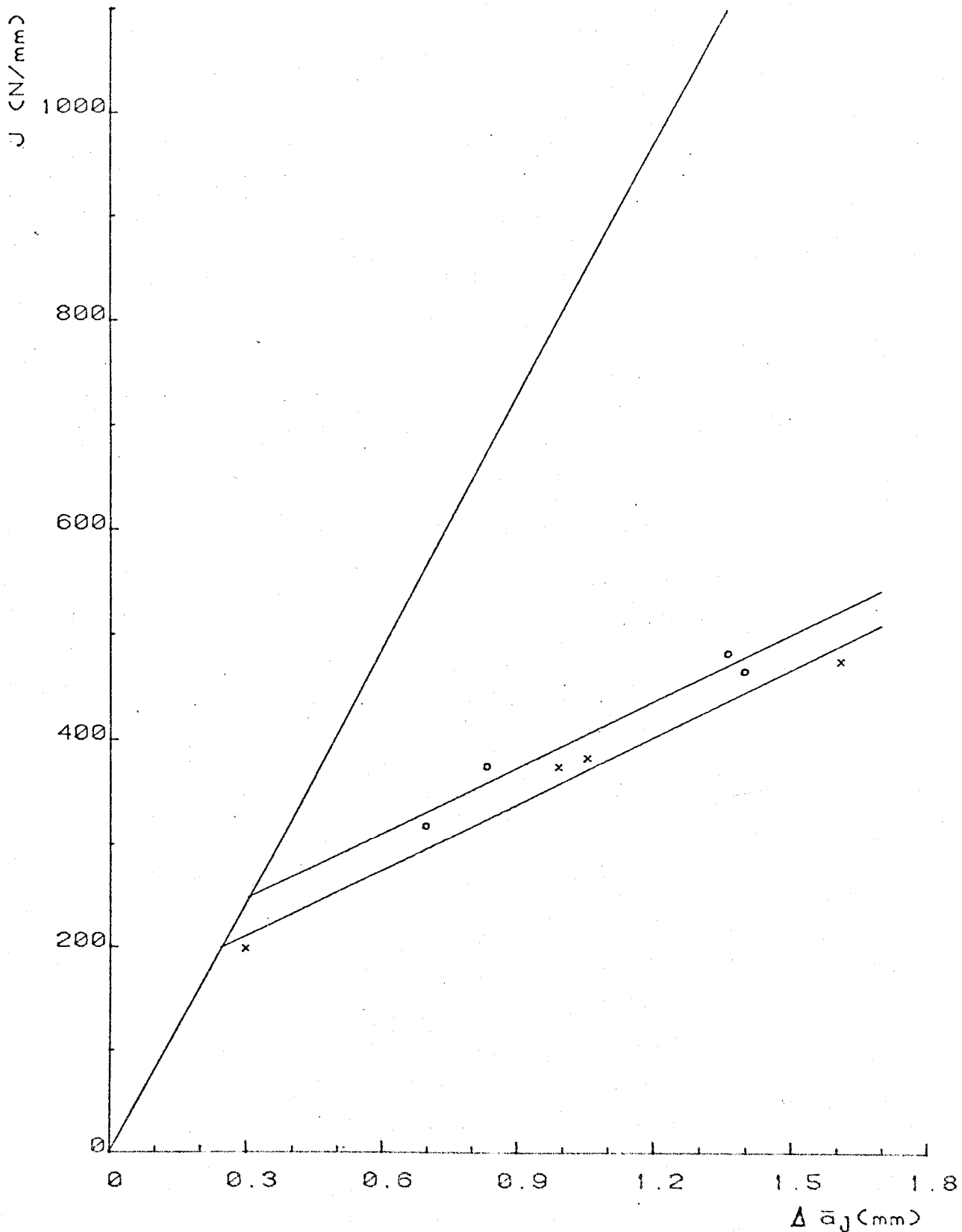


FIGURA 70 - Comparação dos valores de J obtidos nos corpos-de-prova pré-trinca-
 dos nas duas faixas de fatores intensificadores de tensões
 Orientação TV

5.2 Ensaio de Tração

A Tabela VIII apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados a temperatura ambiente, nas orientações LV e TV.

TABELA VIII - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

AÇO	ν	E (MPa)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)
ASTM-A516-GR65-N	0,28	$19,3 \times 10^4$	319	491

ν = Coeficiente de Poisson;

E = Módulo de Elasticidade;

σ_e = Limite de Escoamento;

σ_r = Limite de Resistência;

5.3 Ensaio de Impacto

As Tabelas IX e X apresentam os resultados juntamente com a média e desvio padrão dos Ensaio de Impacto Charpy com entalhe em "V", realizados no intervalo de temperatura de -85°C a $+24^{\circ}\text{C}$ nas orientações LV e TV.

As Figuras 71 e 72 apresentam as curvas de transição dúctil-frágil relativas à energia absorvida X temperatura, obtidas a partir dos dados das Tabelas IX e X, nas orientações LV e TV.

TABELA IX - Energia de Impacto Charpy (em joule) - Orientação LV.

T(°C) CP	-85	-60	-40	-35	-30	-25	-20	-15	-10	0	10	24
1	4,9	15,7	19,6	59,8	72,6	72,6	48,1	144,2	126,6	164,8	137,3	158,9
2	3,9	17,7	51,0	62,8	50,0	28,4	83,4	129,5	125,6	137,3	142,3	157,9
3	3,9	8,8	47,1	49,1	58,9	72,6	110,9	84,4	127,5	134,4	142,3	207,0
\bar{X}	4	14	39	57	60	58	81	119	127	146	141	175
s	1	5	17	7	11	25	31	31	1	17	3	29

 \bar{X} = média

s = desvio padrão

TABELA X - Energia de Impacto Charpy (em joule) - Orientação TV.

T(°C) CP	-85	-60	-50	-40	-35	-30	-25	-20	-15	-10	0	10	24
1	4,9	11,8	19,6	19,6	23,5	29,4	30,4	36,3	29,4	49,1	82,4	62,8	96,1
2	5,9	6,9	16,7	29,4	15,7	23,5	30,4	38,3	40,2	47,1	73,6	68,7	81,4
3	10,8	9,8	16,7	17,7	26,5	30,4	44,2	38,3	39,2	42,2	61,8	65,7	95,2
\bar{X}	7	9	18	22	22	28	35	38	36	46	73	66	91
s	3	2	2	6	6	4	8	1	6	4	10	3	8

\bar{X} = média

s = desvio padrão

ENERGIA DE IMPACTO CHARPY
DIRECAO LV

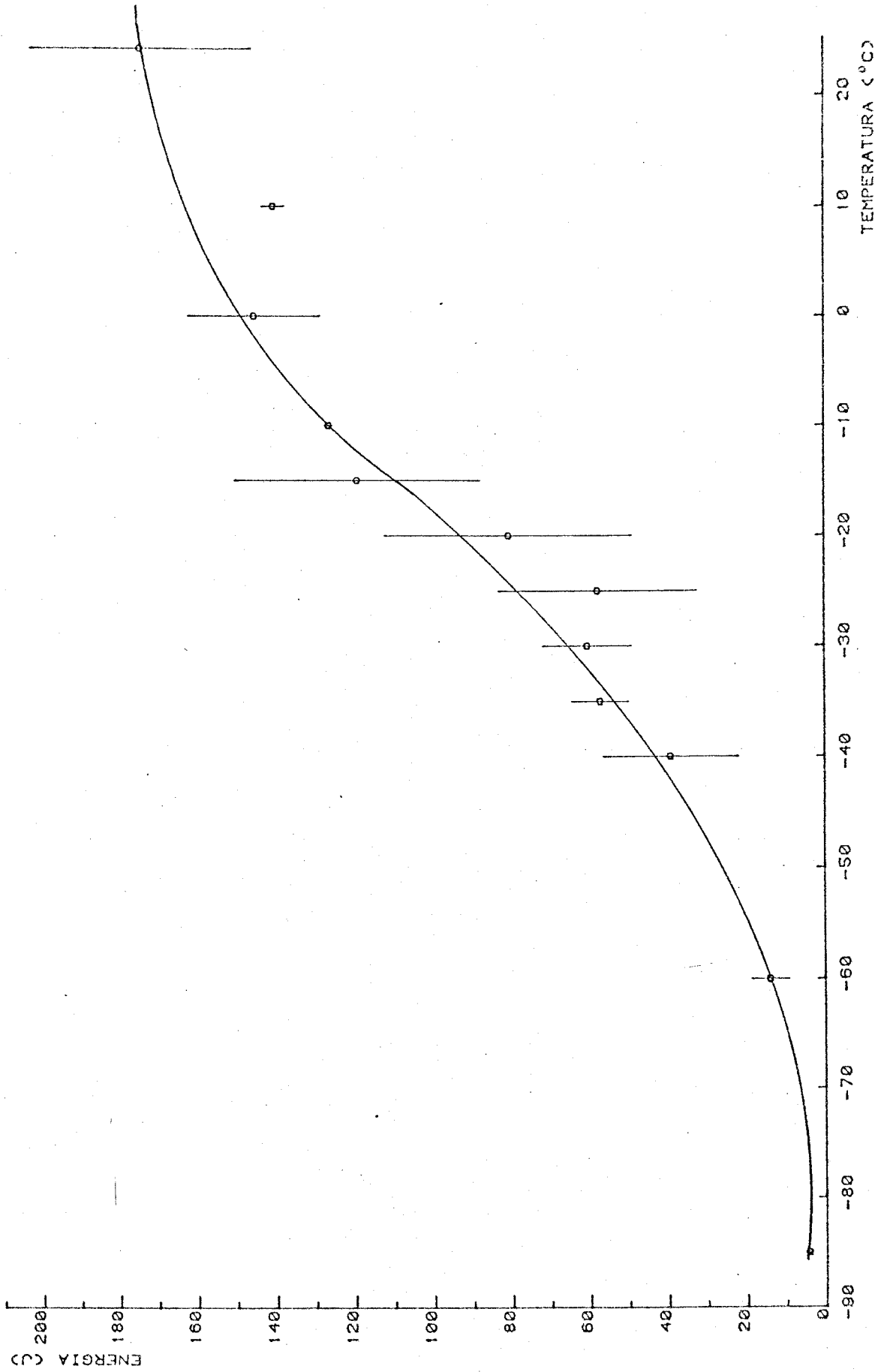


FIGURA 71 - Curva de transição dúctil-frágil - Orientação LV

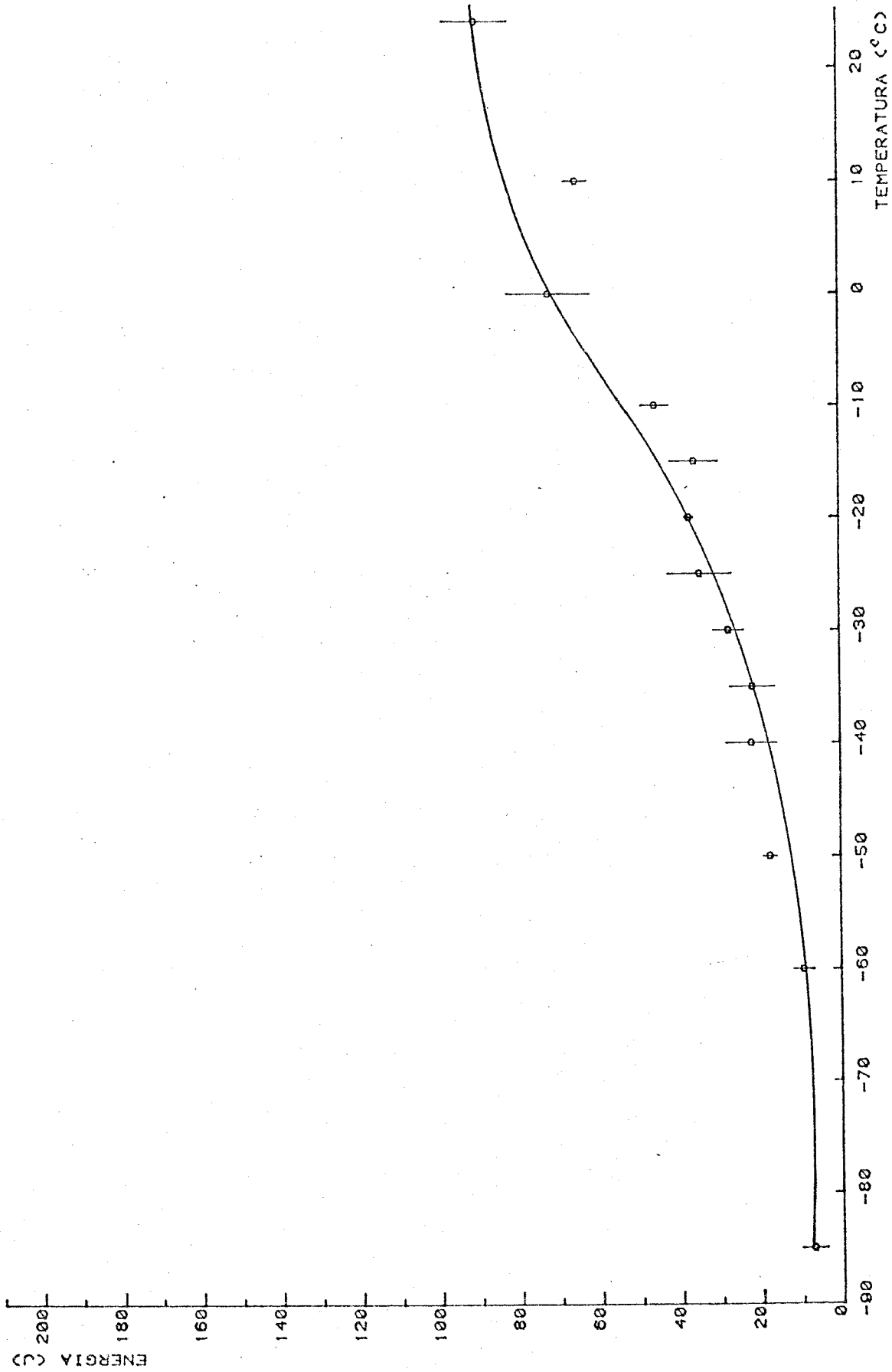


FIGURA 72 - Curva de transição dúctil-frágil - Orientação TV

5.4 Ensaaios de Microdureza

A Tabela XI apresenta os valores de microdureza Vickers obtidos linearmente sobre uma camada de ferrita adjacente à ponta da trinca por fadiga, em um corpo-de-prova pré-trincado com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$. Nesta Tabela, o primeiro valor de microdureza foi obtido em uma posição imediatamente adjacente à ponta da trinca por fadiga. A distância entre duas impressões foi de aproximadamente 0,05 mm.

A Figura 73 mostra a ponta da trinca por fadiga e oito impressões de microdureza realizadas durante o ensaio.

TABELA XI - Valores de microdureza Vickers, carga de 10 g, obtidos sobre uma camada de ferrita.

PONTOS	HV 0,01
1	131
2	97,4
3	102
4	105
5	108
6	108
7	102
8	110
9	106

PONTOS	HV 0,01
10	108
11	103
12	102
13	106
14	103
15	117
16	94,6
17	96,0
18	94,6
19	77,2

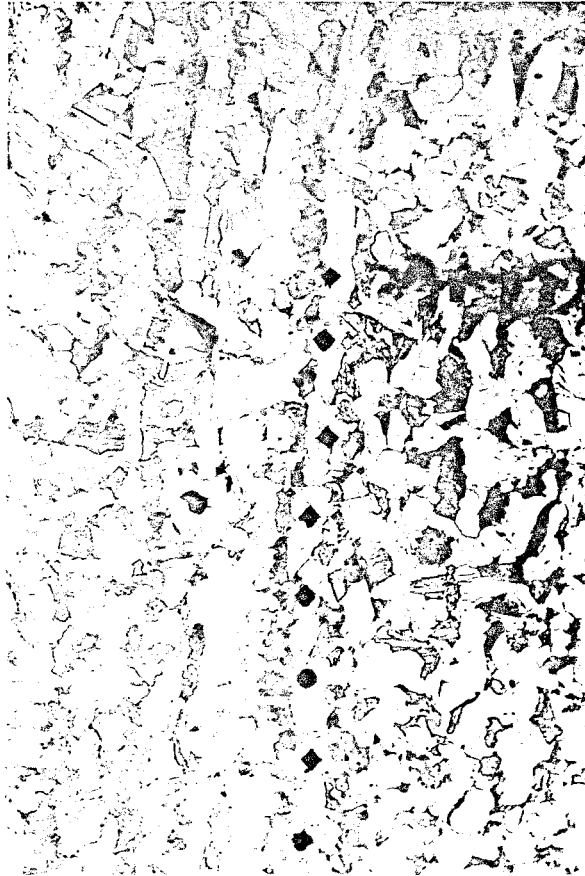


FIGURA 73 - Ponta da trinca por fadiga e impressões de microdureza. Aumento 200X

5.5 Análise Metalográfica

A análise metalográfica foi realizada segundo três orientações relativas à direção de laminação.

A Figura 74 mostra uma montagem fotomicrográfica da microestrutura nas três orientações.

As Figuras 75 a 77 mostram com maior ampliação a microestrutura das seções apresentadas na Figura 74.

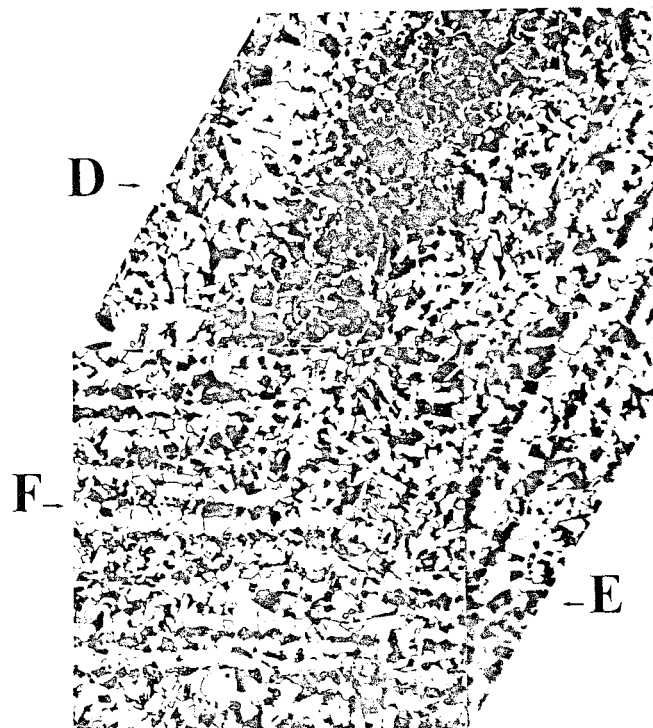


FIGURA 74 - Montagem fotomicrográfica mostrando a microestrutura nas três orientações
Ataque: Nital 2 %
Aumento: 100X

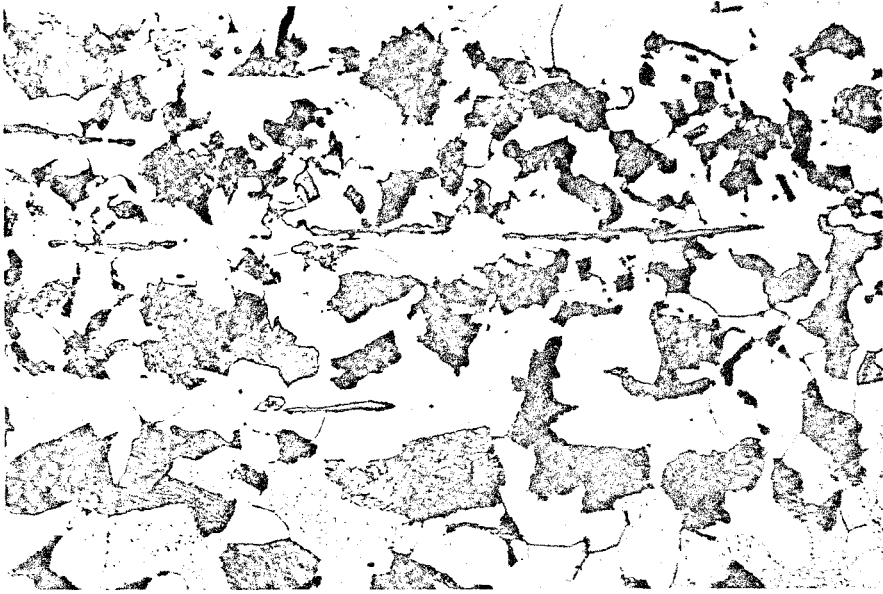


FIGURA 75 - Ampliação da orientação E, textura alinhada. Ferrita, perlita e inclusões de sulfeto de manganês
Ataque: Nital 2 %
Aumento: 500X

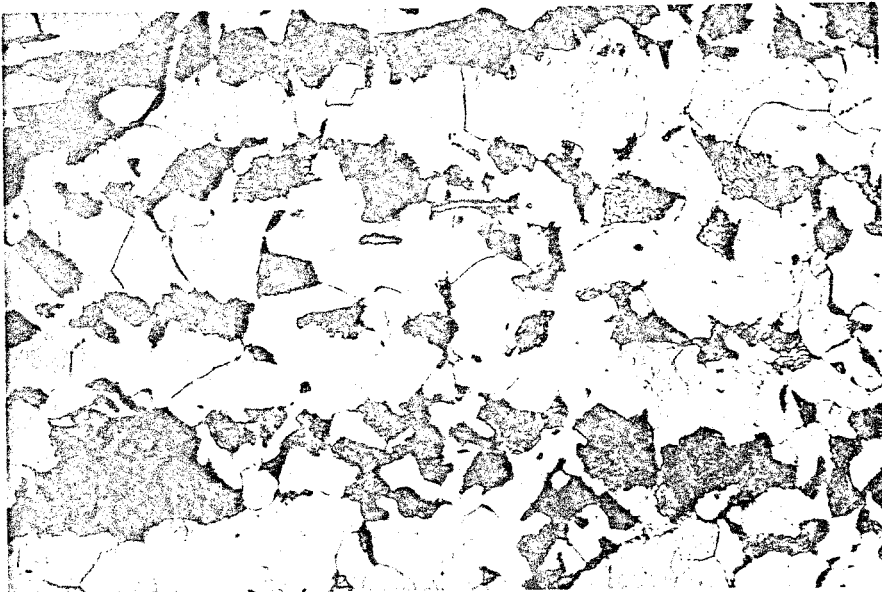


FIGURA 76 - Ampliação da orientação F, textura alinhada. Ferrita, perlita e inclusões de sulfeto de manganês
Ataque: Nital 2 %
Aumento: 500X

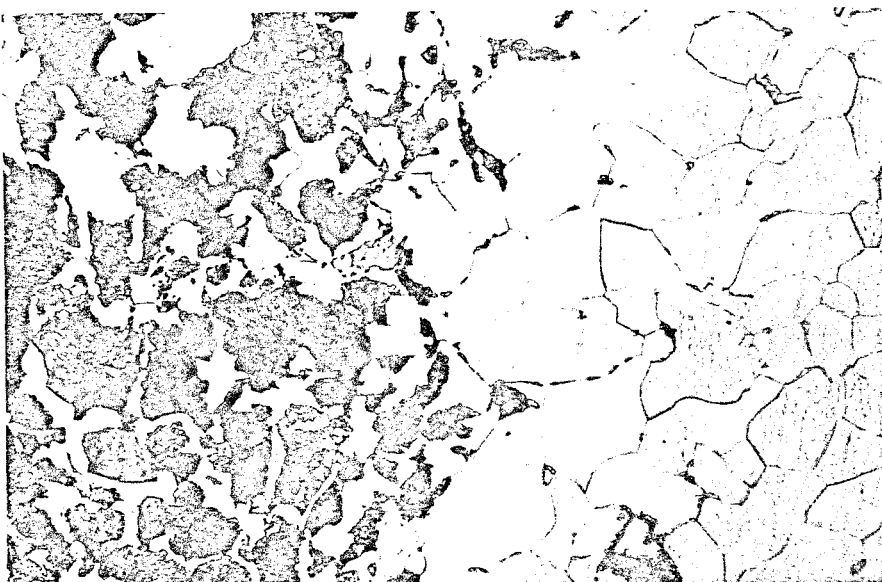


FIGURA 77 - Ampliação da orientação D. A ferrita e a perlita se dispõem em estrias mais largas
Ataque: Nital 2 %
Aumento: 500X

5.6 Análise Microfractográfica

As Figuras 78 a 86 apresentam as microfractografias obtidas em dois corpos-de-prova pertencentes às orientações LV e TV, pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final da propagação da trinca por fadiga.

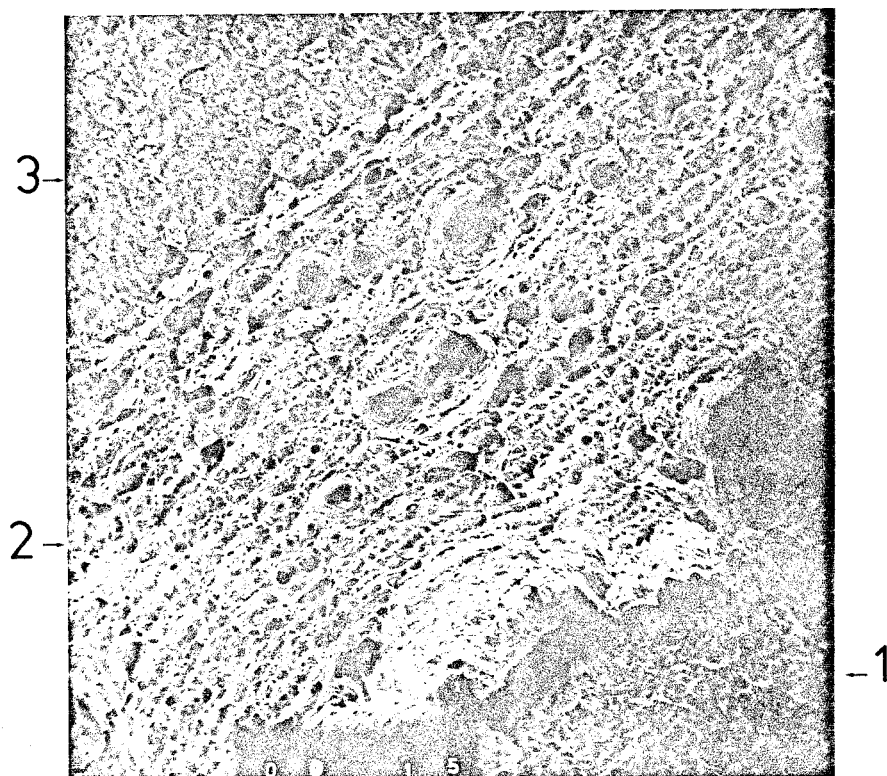


FIGURA 78 - Superfície de fratura mostrando as regiões de fadiga (Seta 1), crescimento estável (Seta 2) e ruptura final (Seta 3) de um corpo-de-prova na orientação LV
Aumento 50X

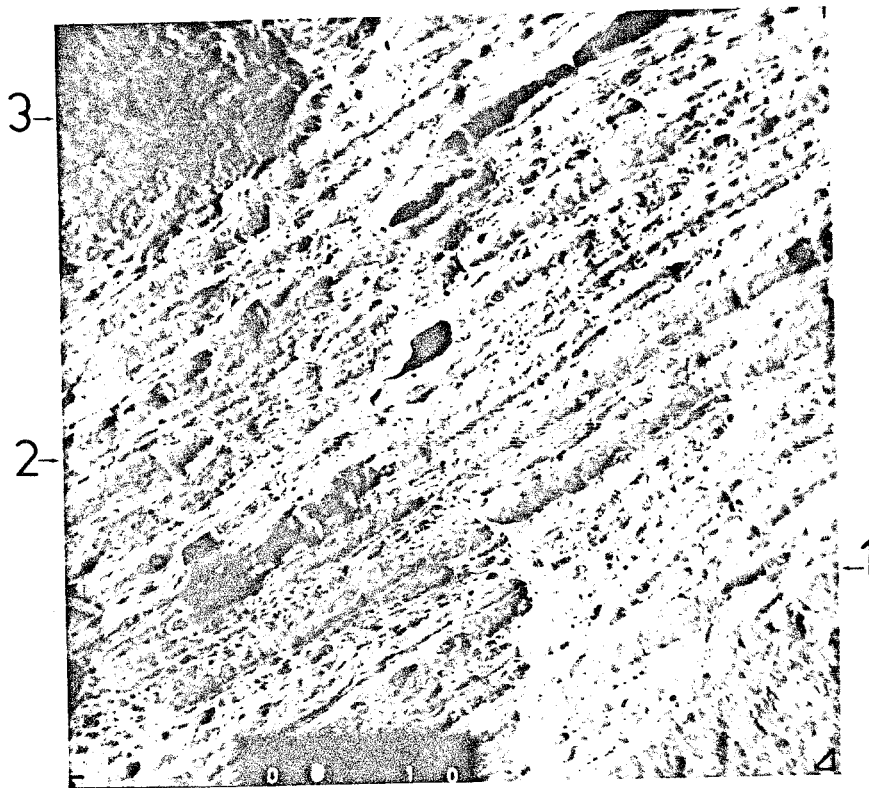


FIGURA 79 - Superfície de fratura mostrando as regiões de fadiga (Seta 1), crescimento estável (Seta 2) e ruptura final (Seta 3) de um corpo-de-prova na orientação TV
Aumento 50X

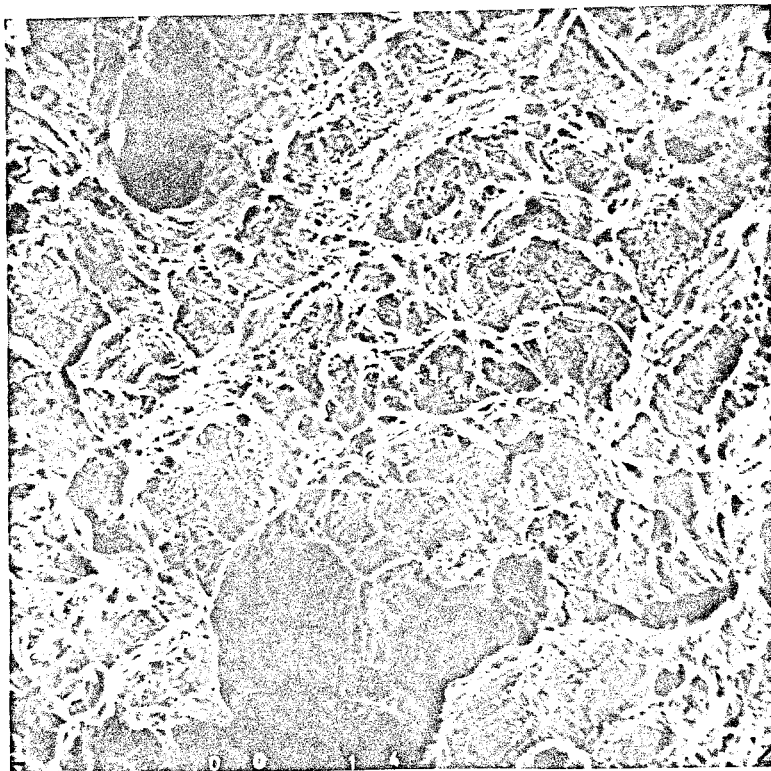


FIGURA 80 - Micromecanismo de fratura dúctil durante o crescimento estável da trinca - Orientação LV
Aumento 400X



FIGURA 81 - Micromecanismo de fratura dúctil mostrando presença de inclusões, durante o crescimento estável da trinca - Orientação TV
Aumento 400X

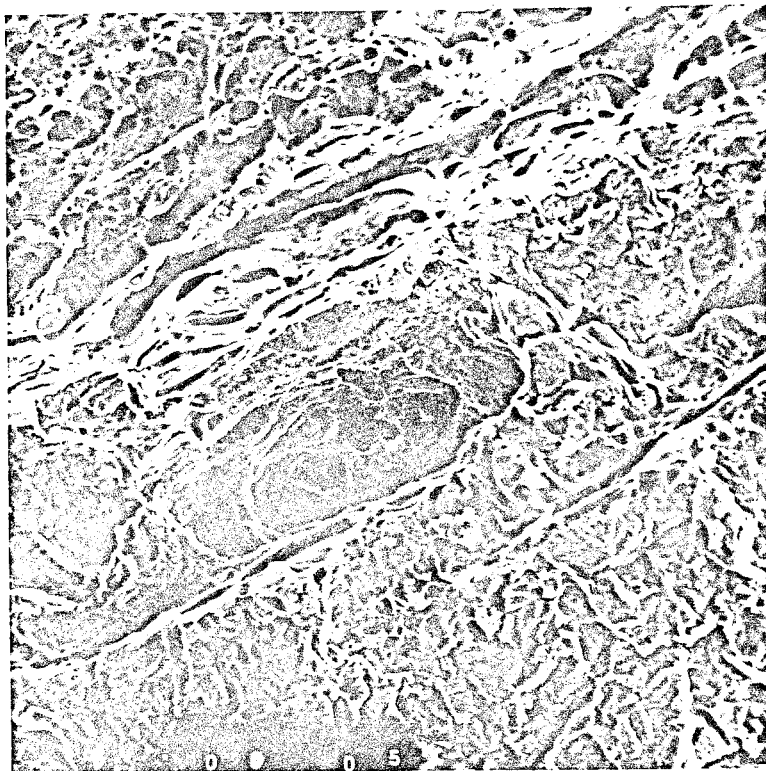


FIGURA 82 - Região de transição crescimento estável - fadiga
Orientação TV
Aumento 400X

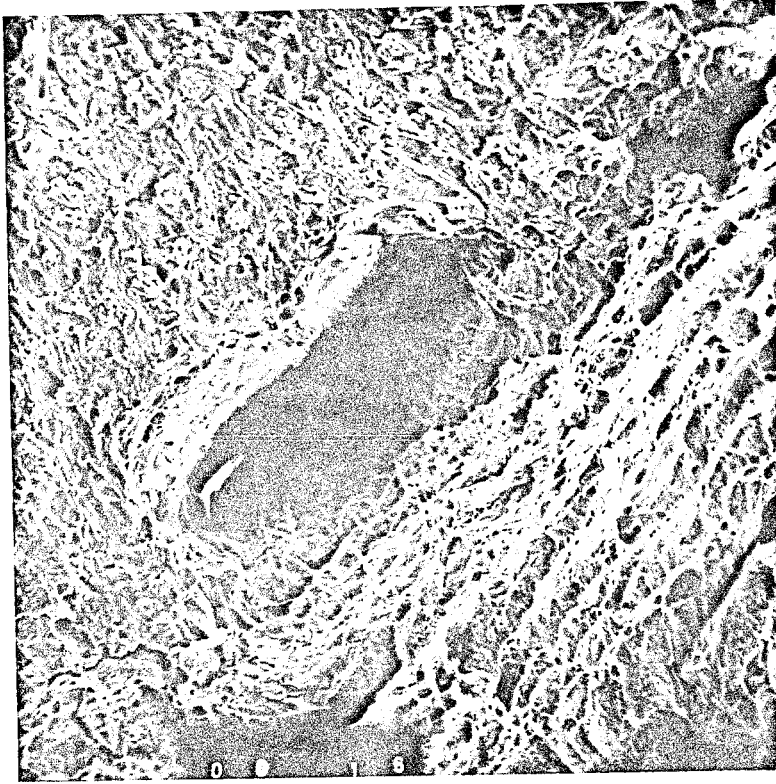


FIGURA 83 - Região de transição crescimento estável - fadiga,
mostrando a presença de vazio
Orientação LV
Aumento 150X

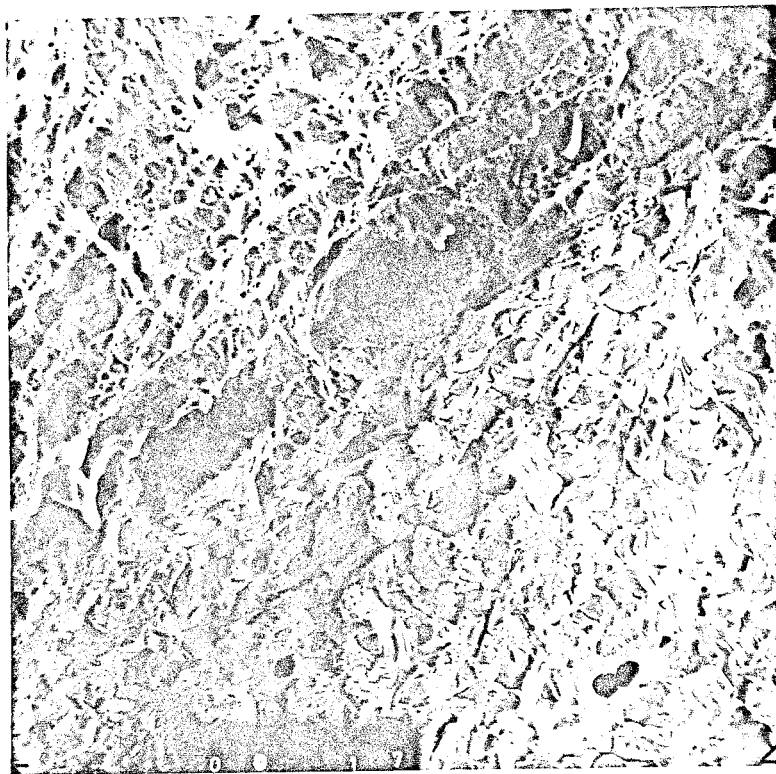


FIGURA 84 - Região de transição crescimento estável -
ruptura final. Notar a diferença dos micro
mecanismos de fratura
Orientação LV
Aumento 150X



FIGURA 85 - Ruptura final constituída inteiramente de
facetas de clivagem
Orientação TV
Aumento 300X

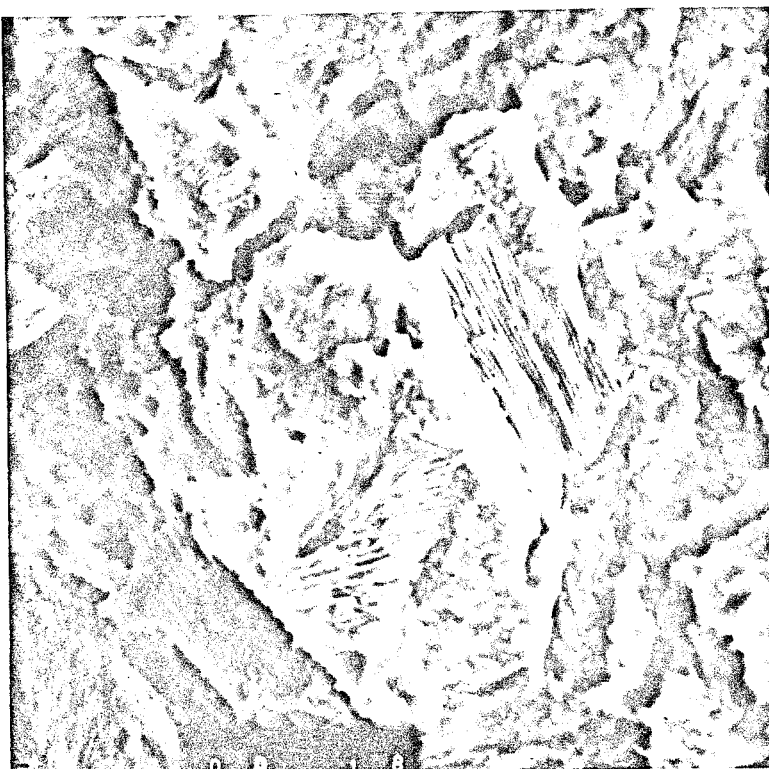


FIGURA 86 - Estrias de fadiga
Orientação LV
Aumento 2000X

6. DISCUSSÃO

Os valores de J_i e δ_i , obtidos a temperatura ambiente, para as duas faixas de fator intensificador de tensões no estágio final da propagação da trinca por fadiga, ΔK_f , (Figuras 59 a 70) foram:

$\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ (dentro dos limites especificados pelas normas BS 5762 e ASTM E 813).

ORIENTAÇÃO	J_i (N/mm)	δ_i (mm)
LV	478	0,318
TV	248	0,304

$\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ (fora dos limites especificados pelas normas BS 5762 e ASTM E 813).

ORIENTAÇÃO	J_i (N/mm)	δ_i (mm)
LV	453	0,267
TV	199	0,217

A partir da observação destes resultados verifica-se que:

a) Os valores de J_i e δ_i na orientação LV foram superiores aos seus respectivos valores na orientação TV, para as duas faixas de fator intensificador de tensões no estágio final da propagação da trinca por fadiga.

b) Os valores de J_i e δ_i obtidos a partir de corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ foram superiores aos seus respectivos valores oriundos de pré-trincamento com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$.

Através da análise das curvas de transição dúctil-frágil dos ensaios de impacto Charpy nas orientações LV e TV (Tabelas IX e X, Figuras 71 e 72), pode-se também constatar que as energias absorvidas na orientação LV foram sempre superiores relativamente à orientação TV, única exceção para temperatura de -85°C . A temperatura ambiente, o valor máximo da energia de impacto absorvida para orientação LV foi de 175,6 J e para orientação TV foi de 92,6 J.

Estas observações estão de acordo com os dados experimentais comumente observados na literatura para o caso de produto laminado. A razão entre os valores da energia de impacto, a temperatura ambiente, para as orientações LV e TV foi da ordem de 2.

Para o material em estudo, resultante do processo de laminação a quente, a anisotropia característica foi bastante e-

videnciada, como pode ser comprovado através da observação da foto micrografia da Figura 74. Através desta observação, é possível evidenciar que o material apresenta uma textura alinhada, com ferrita e perlita se dispondo em estrias contínuas, principalmente nas orientações D e E relativamente à orientação F. Esta anisotropia pode explicar a diferença dos valores obtidos para J_i , δ_i e energia de impacto Charpy nas orientações LV e TV.

Estes resultados são corroborados por Mora e Donoso[44], que correlacionaram entre si os valores de J_i obtidos nas orientações LT e TL (Figura 87) e fizeram também a correlação desses resultados com valores obtidos no ensaio de impacto Charpy, relativamente às orientações LT e TL, em uma chapa laminada a quente de aço ASTM A 516 GR 70. A conclusão a que chegaram é que para a orientação LT, os valores de J_i e energia de impacto Charpy são superiores aos seus respectivos valores na orientação TL, a temperatura ambiente. Os valores de J_i obtidos para as orientações LT e TL foram de 460 e 206 [N/mm] respectivamente, enquanto que a razão entre os valores da energia de impacto Charpy, a temperatura ambiente, para as orientações LT e TL foi da ordem de 2.

Além disso, sabe-se que para uma chapa grossa laminada a quente, as propriedades mecânicas obtidas nas orientações LT e TL são compatíveis com as obtidas nas orientações LV e TV respectivamente [37].

Segundo Knott [45], o valor de δ_i obtido na orientação perpendicular à direção de laminação é sempre superior ao δ_i obtido em qualquer outra orientação.

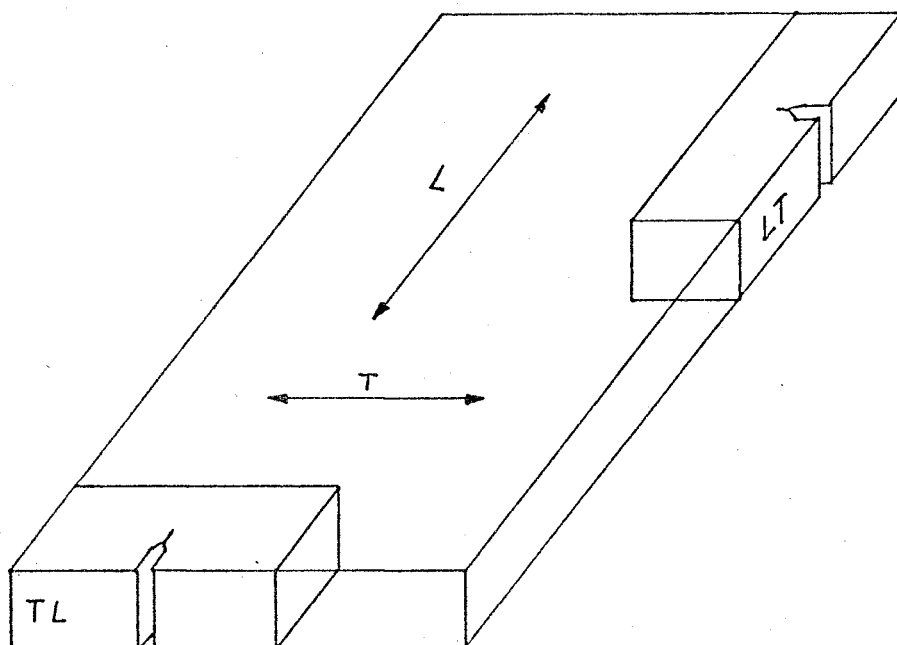


FIGURA 87 - Esquema de retirada dos corpos-de-prova LT e TL, utilizados no trabalho de Mora e Donoso [44]

Através da análise microfractográfica, realizada em amostras pré-trincadas com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final de propagação, pode-se observar que a propagação estável da trinca na orientação LV (Figura 78) se deu através de um micromecanismo dúctil, onde foi notado um nível de deformação mais acentuado, devido ao aspecto da superfície de fratura, com a presença de "dimples" maiores, quando comparado com o micromecanismo dúctil de propagação da orientação TV (Figura 79). Foi possível observar que os sítios primários para a formação de vazios iniciais foram maiores na orientação LV, com relação à TV (Figuras 80 e 81). Foram também evidenciadas (Figura 79) áreas distintas, onde o nível da superfície muda nitidamente ao longo de uma linha perpendicular à direção de propagação, causando com isto a formação de degraus. As bases destes degraus são usualmente arredondadas com "dimples" de cisalhamento (ou rasgamento) claramente definidos, contendo frequentemente grandes partículas de óxidos ou sulfetos (Figura 81). Sabe-se ainda que a medida em que decresce o comprimento destes degraus (isto é, distância em que a trinca se propaga antes de mudar de direção), a tenacidade à fratura tende a diminuir [46]. Analisando as Figuras 78 e 79, pode-se notar que o número de degraus na orientação TV é maior que na orientação LV. Na orientação TV, os degraus são mais alinhados comparativamente à orientação LV (Figuras 78 e 79). Isto sugere que houve uma mudança no micromecanismo de coesão por cisalhamento, em linhas de escorregamento espirais para retilíneas. Esta mudança de micromecanismo promove uma diminuição dos valores dos parâmetros δ_i e J_i .

Ficou caracterizado ainda que a maior parte do microme

canismo de crescimento estável da trinca se deu por "dimples" de rasgamento (Figuras 80 a 83), como era de se esperar, devido ao modo básico de carregamento da trinca (Modo I), através do qual todos os ensaios da MFEP foram realizados.

Baseando-se então no trabalho de Mora e Donoso [44] e nos resultados da análise microfractográfica, observa-se que os valores de J_i e δ_i , bem como da energia de impacto Charpy a temperatura ambiente, obtidos nas orientações LV e TV, estão dentro de limites esperados para um produto obtido pelo processo de laminação, onde existe a anisotropia natural, conforme já comentado.

A verificação (b) pode ser discutida baseando-se no modelo de Rice e Johnson [46], o qual supõe que para os metais os estágios microestruturais comumente observados no início de propagação de uma trinca, através de micromecanismo dúctil são:

i) Formação de uma superfície livre ao redor da partícula de segunda fase, através de decoesão da interface ou ruptura da partícula;

ii) Crescimento de um vazio ao redor da partícula, frequentemente sob influência de tensões hidrostáticas;

iii) Coalescimento do vazio em crescimento com a ponta da trinca.

Originalmente um vazio formado ao redor da partícula de segunda fase começa a crescer em um campo triaxial de tensões à frente da ponta da trinca. Nos primeiros estágios, a distribuição de deformação é muito pouco concentrada, relativamente a um material encruado, mas a altos níveis de deformação, a matriz perde a capacidade de qualquer encruamento adicional e o fluxo torna-se então localizado. A ponta da trinca neste estágio está arredondada e possui grosseiramente a forma de um entalhe circular. Neste ponto, ocorre, então, fratura local por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento, procedentes da ponta da trinca, as quais possuem a forma de espirais logarítmicas e irão promover o coalescimento do vazio com a ponta da mesma (mecanismo de estricção interna) (Figura 88).

Clayton e Knott [46] mostraram que à medida que se aumentam os níveis de pré-deformação (0 a 20 %) em aços de baixa liga, com baixa capacidade de encruamento, ocorre um decréscimo do valor do COD necessário para início de crescimento estável da trinca, δ_i . Estas observações levaram estes autores a concordarem com o modelo de Rice e Johnson somente para explicar o valor encontrado para o δ_i neste material sem pré-deformação, relativamente aos valores dos δ_i obtidos a medida que se aumentou o nível de pré-deformação. Clayton e Knott [46], conforme o modelo de Rice e Johnson, supuseram que o processo de decoesão por cisalhamento, o qual envolve movimento de deslocacões em bandas de escorregamento na zona de processo - região adjacente à ponta da trinca, que contém o avanço das separacões da abertura da ponta da

trinca e as deformações diretamente associadas com os mecanismos de separação local - poderia ocorrer, para o caso dos corpos-de-prova sem pré-deformação, ao longo de linha de escorregamento em espiral, que uniriam a ponta da trinca arredondada às partículas de segunda fase (ou inclusões) adjacentes a esta (Figura 89).

Para explicar os valores obtidos para δ_i , a medida que se aumentou o nível de pré-deformação, Clayton e Knott [46] supuseram que o processo de início de crescimento estável da trinca poderia ser através de decoesão por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento retilíneas, oriundas da ponta aguda da trinca e formando um determinado ângulo com esta, que uniriam a ponta da trinca às inclusões ou partículas de segunda fase adjacentes (Figura 90).

Assim, com base no acima discutido, pode-se dizer que o processo que descreve o início de crescimento estável da trinca no material com e sem pré-deformação, envolve os estágios seguintes.

a) Formação de um vazio ao redor de uma inclusão ou partícula de segunda fase à frente da ponta da trinca;

b) Cisalhamento localizado em uma banda que une a ponta da trinca ao vazio, possivelmente auxiliado tri-dimensionalmente pelo crescimento lateral do vazio (paralelo à frente da trinca);

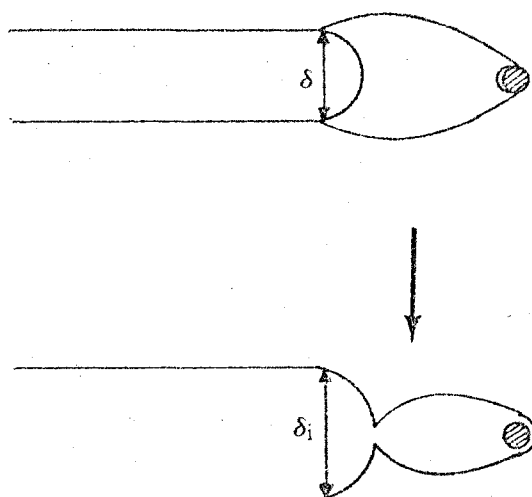


FIGURA 88 - Modelo de Rice e Johnson [46]

Decoesão por cisalhamento

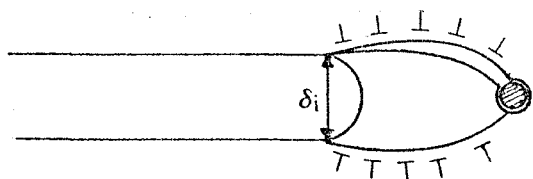


FIGURA 89 - Processo de decoesão por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento em espiral [46]

Decoesão por cisalhamento

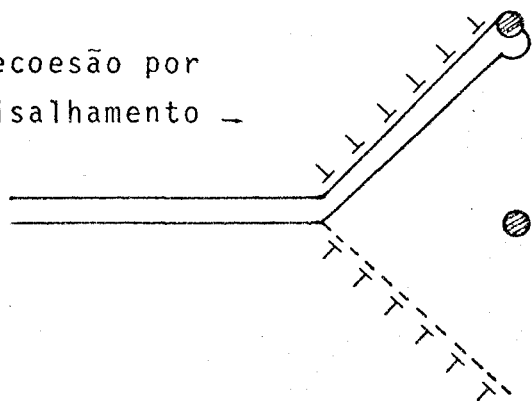


FIGURA 90 - Processo de decoesão por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento retilíneas [46]

c) Fratura por cisalhamento na banda de escorregamento (em espiral logarítmica ou em forma retilínea) a uma deformação por cisalhamento crítica entre a ponta da trinca e o vazio.

A limitação da ductilidade na ponta da trinca é consequentemente uma função das condições necessárias para produzir fratura por cisalhamento na banda de escorregamento entre a ponta da trinca e o vazio. Segundo Clayton e Knott [46] existirá então uma deformação crítica para a qual a interface irá decoedir-se, reduzindo assim a resistência ao fluxo e causando com isto, uma ligação instantânea de todas as partículas na banda de cisalhamento com a ponta da trinca; o que implica em fratura total a través desta banda.

Finalmente Clayton e Knott [46] concluem que o decréscimo de δ_i com a pré-deformação é devido simplesmente à maior habilidade de se concentrar deformação por cisalhamento a um dado nível do COD, quando a capacidade de encruamento da matriz é pequena.

Esta mudança do micromecanismo (Figuras 89 e 90), de vi da provavelmente ao aumento do encruamento da ponta da trinca no início do crescimento estável da mesma, pode explicar o valor su perior de δ_i para o caso dos corpos-de-prova sem pré-deformação, quando comparado com os outros valores de δ_i a níveis maiores de pré-deformação.

Baseando-se nesses micromecanismos, e nos resultados obtidos neste trabalho, para δ_i e J_i , pode-se supor que para o

caso dos corpos-de-prova prē-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ houve um certo grau de prē-deformação, que contribuiu para a provável mudança do micromecanismo de decoesão por cisalhamento em linhas de escorregamento espirais (caso dos corpos-de-prova prē-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$) para o micromecanismo de decoesão por cisalhamento em linhas de escorregamento retilíneas (caso dos corpos-de-prova prē-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$). Este raciocínio explica porque para os corpos-de-prova prē-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final de propagação, os valores dos parâmetros de iniciação J_i e δ_i foram sempre superiores, nas duas orientações LV e TV, quando comparados com os respectivos valores obtidos para os corpos-de-prova prē-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final de propagação.

Cálculos do tamanho da zona plástica podem também contribuir para a explicação na mudança do micromecanismo de decoesão, através do aumento do grau de encruamento à frente da trinca.

O raio da zona plástica cíclica, supondo que ela seja circular, na ponta da trinca por fadiga pode ser deduzido através da suposição de que a tensão de fluxo local é o dobro do limite de escoamento sob carregamento monotônico. Para o caso de estado plano de deformação tem-se [35]:

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

Logo, para

$$\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2} \Rightarrow r_f = \frac{(52,7)^2}{6\pi(2.319)^2} \times 10^3 [\text{mm}] \Rightarrow r_f = 0,362 \text{ mm}$$

e para

$$\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2} \Rightarrow r_f = \frac{(29,8)^2}{6\pi(2.319)^2} \times 10^3 [\text{mm}] \Rightarrow r_f = 0,116 \text{ mm}$$

Estes valores demonstram que os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$, no estágio final de propagação, introduziram uma deformação plástica três vezes maior na ponta da trinca por fadiga, relativamente aos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$, no estágio final de propagação.

Tem-se assim que para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ houve um maior grau de pré-deformação em relação aos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$.

Neste trabalho, houve também a tentativa de se determinar experimentalmente o tamanho da zona plástica na ponta da trinca por fadiga através de dois procedimentos:

- a) Ensaio de Microdureza;
- b) Ataque Metalográfico.

Analisando os dados da Tabela XI, verifica-se que excepto o primeiro valor, determinado em uma posição imediatamente adjacente à ponta da trinca por fadiga (131 HV 0,01), os outros valores não mostraram variações significativas da microdureza em re-

lação à matriz não deformada (pontos de 9 a 19 - Tabela XI).

Segundo Hahn, Hoagland e Rosenfield [24], a instabilidade de subestrutura de fadiga, a qual, segundo estes autores, consiste de pacotes celulares de deslocações ou em forma de veios compactos de deslocações, poderia ser relacionada com a aparente incapacidade de identificações de microdureza, registrar o encruamento na zona plástica cíclica na ponta da trinca por fadiga.

Através do segundo procedimento tentou-se a visualização da zona plástica na ponta da trinca por fadiga, através de polimento e ataque eletrolítico, utilizando-se o reagente de Morris [43]. Este procedimento também não foi satisfatório, visto que no trabalho realizado utilizando-se este reagente [24], onde foi possível fotografar a zona plástica na ponta da trinca por fadiga, o material utilizado foi do tipo aço-silício. Pode-se então supor que este reagente é específico, na visualização desta zona plástica, para materiais com altos teores de silício (>3 %).

Segundo Broek [37], embora muito progresso tenha sido realizado, o tamanho real e a forma da zona plástica na ponta da trinca por fadiga não foram determinados ainda com precisão, exceto quando se utiliza para um determinado material um reagente próprio, tornando-se um grande problema para a verificação experimental dos resultados analíticos.

De acordo com os resultados obtidos por Hahn e Rosensfield, demonstrando a existência da zona plástica através da utilização do reagente de Morris em aço-silício, nenhum tratamento teórico fornece uma descrição satisfatória para o formato da zona plástica na ponta da trinca por fadiga.

Através da análise microfractográfica realizada em dois corpos-de-prova nas orientações LV e TV, pré-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final de propagação, não foi possível visualizar alterações significativas nos micromecanismos de fratura, relativamente aos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final de propagação.

Clayton e Knott [46] também não visualizaram diferenças significativas nos micromecanismos de fratura, quando da análise das superfícies de fratura, utilizando MEV, nos corpos-de-prova sem pré-deformação e com pré-deformação de 20 %.

Para a correlação de J_i com K_{IC} , para as orientações LV e TV, é utilizada neste trabalho a equação 38 [8, 9, 13, 33, 35, 41], (ver seção 3.6). Assim, para $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ tem-se:

$$\begin{aligned} \text{Orientação LV} \quad J_i &= 478 \text{ N/mm} \\ \text{A partir da equação 38} \Rightarrow K_{IC} &= \left(\frac{J_i \cdot E}{(1-\nu^2)} \right)^{1/2} \\ &= \left(\frac{478 \times 19,3 \times 10^4}{(1-0,28^2)} \right)^{1/2} [\text{N/mm}^{3/2}] \Rightarrow \\ K_{IC} &= 10.004 \text{ N/mm}^{3/2} \text{ ou } K_{IC} = 316 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}} \end{aligned}$$

$$\text{Orientação TV } J_i = 248 \text{ N/mm}$$

$$K_{IC} = \left(\frac{248 \times 19,3 \times 10^4}{(1-0,28^2)} \right)^{1/2} [\text{N/mm}^{3/2}]$$

$$\Rightarrow K_{IC} = 7.216 \text{ N/mm}^{3/2} \text{ ou } K_{IC} = 228 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$$

Mora e Donoso [44] obtiveram também os valores de K_{IC} para a orientação LT e TL, em aço ASTM A-516 Gr 70, a partir dos valores determinados para J_i nas respectivas orientações. Os resultados obtidos foram $K_{IC} = 316 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para a orientação LT e $K_{IC} = 224 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para a orientação TL.

Comparando-se os resultados encontrados para o K_{IC} , neste trabalho, com os obtidos por esses autores, vê-se que os valores determinados para o K_{IC} nas orientações LV e TV, em aço ASTM A 516 Gr 65 N, estão em perfeito acordo.

A correlação experimental entre K_{IC} e energia de impacto Charpy, C_V , em aços de baixa resistência, no patamar superior, é melhor caracterizada pela relação de Barsom/Rolfe (equação 44) [42].

Baseando-se nos valores obtidos no patamar superior das curvas de transição dúctil-frágil do ensaio Charpy, tem-se para as orientações LV e TV:

Orientação LV: $C_V = 175,6 \text{ J}$

Orientação TV: $C_V = 92,6 \text{ J}$

Através da equação 44 $\Rightarrow \frac{K_{IC}^2}{E} = 0,222 (CV)^{3/2}$

\Rightarrow

Orientação LV

$K_{IC} = 9985 \text{ N/mm}^{3/2}$ ou $K_{IC} = 316 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$

Orientação TV

$K_{IC} = 6179 \text{ N/mm}^{3/2}$ ou $K_{IC} = 195 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$

Pode-se verificar então que a correlação experimental fornecida por Barsom/Rolfe permite obter valores para o K_{IC} que são bem compatíveis com os obtidos através de J_i .

Os valores do fator de constricção plástica, m , foram obtidos a partir da equação 40, encontrando-se:

$$\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$$

ORIENTAÇÃO	m
LV	1,28
TV	1,42

$$\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$$

ORIENTAÇÃO	m
LV	1,42
TV	1,40

Pode-se verificar que os valores de m encontrados para as orientações LV e TV estão de acordo com a faixa prevista para os mesmos, isto é, m varia de 1 a 3 para os aços.

Supondo que a razão entre as tensões atuantes e o limite de escoamento, em um componente ou estrutura construído com um material idêntico ao utilizado neste trabalho, seja da ordem de 0,8 pode-se, através da curva de projeto COD, calcular o tamanho crítico da trinca que torna esta estrutura ou componente suscetível à fratura (ver seção 3.9).

A partir de $\delta_i = 0,304 \text{ mm}$ (menor valor do COD, obtido neste trabalho, em corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$)

$$\Rightarrow \varepsilon_e = \frac{\sigma_e}{E} = \frac{319}{19,3 \times 10^4} [\%] = 0,17\%$$

O COD adimensional, obtido a partir da Figura 28, para este nível de tensões é: $\phi = 0,56$

Com base na equação 46 tem-se:

$$a = \frac{1}{2\pi \cdot 0,56} \left(\frac{0,304}{0,0017} \right) [\text{mm}] \Rightarrow a = 50,8 \text{ mm}$$

Utilizando-se um fator de segurança de 2, pode-se afirmar que o tamanho crítico para uma trinca superficial será da ordem de $a = 25,4 \text{ mm}$ e para uma trinca interna será da ordem de $2a = 50,8 \text{ mm}$.

A partir de $\delta_j = 0,217 \text{ mm}$ (menor valor do COD, obtido neste trabalho, em corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$)

$$\Rightarrow a = \frac{1}{2\pi \cdot 0,56} \left(\frac{0,217}{0,0017} \right) [\text{mm}] \Rightarrow a = 36,3 \text{ mm}$$

Utilizando-se o mesmo fator de segurança, pode-se afirmar que o tamanho crítico para uma trinca superficial será da ordem de $a = 18,1 \text{ mm}$ e para uma trinca interna será da ordem de $2a = 36,3 \text{ mm}$.

Comparando-se os tamanhos críticos das trincas para as duas faixas de fatores intensificadores de tensões no estágio final de propagação, observa-se que para $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ o tamanho crítico da trinca é conservativo, isto é, está a favor da segurança, para componentes ou estruturas em que se utiliza o material ASTM A 516 GR 65N.

Na abertura das pré-trincas por fadiga com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$, foi necessário um tempo de aproximadamente

1 hora para cada corpo-de-prova e, para $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ necessitou-se aproximadamente 3 horas para cada corpo-de-prova; isto implica em dizer que o custo operacional do equipamento é três vezes maior para o caso de abertura das pré-trincas por fadiga, dentro dos limites especificados pelas normas BS5762 e ASTM E 813.

Observou-se, entretanto, que o aumento de ΔK_f parece ter induzido um grau de encruamento extra na ponta da trinca e conseqüentemente, modificado ali a microestrutura de material, além de um valor mais real obtido quando se usa o valor de ΔK_f sugerido pelas normas BS5762 e ASTM E 813.

7. CONCLUSÕES

- Aplicando-se as técnicas da Mecânica da Fratura para estudo da tenacidade à fratura do aço ASTM A-516 GR 65N foram determinados os valores de J_i e δ_i para as orientações LV e TV em relação à direção de laminação.

- Os valores de J_i e δ_i , obtidos a partir de corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final de propagação, foram superiores aos seus respectivos valores oriundos de pré-trincamento em estágio final de propagação com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$.

Para $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$:

Orientação LV	$J_i = 478 \text{ N/mm}$
	$\delta_i = 0,318 \text{ mm}$

Orientação TV	$J_i = 248 \text{ N/mm}$
	$\delta_i = 0,304 \text{ mm}$

Para $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$:

Orientação LV	$J_i = 453 \text{ N/mm}$
	$\delta_i = 0,267 \text{ mm}$

Orientação TV	$J_i = 199 \text{ N/mm}$
	$\delta_i = 0,217 \text{ mm}$

- Comparando-se os valores de J_i e δ_i obtidos nas orientações LV e TV com $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$, com os obtidos com $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$, sugere-se que houve uma mudança do micromecanismo de decoesão por cisalhamento em linhas de escorregamento espirais para retas.

- A correlação experimental fornecida por Barsom/Rolfe permite obter valores para K_{Ic} , a partir da energia de impacto

C_v , que são bem compatíveis com os valores de K_{Ic} obtidos a partir de J_i .

- Os valores do fator de restrição plástica, m , obtidos para as orientações LV e TV, respectivamente 1,28 e 1,42 para $\Delta K_f=52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ e 1,42 e 1,40 para $\Delta K_f=29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$, estão dentro da faixa prevista para os aços.

BIBLIOGRAFIA

- [1] BURDEKIN, F.M. Crack opening displacement; a review of principles and methods. In: AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. Pressure vessels and piping: design and analysis. New York, ASME, 1972. v.1, p. 341-50.
- [2] CETLIN, P.R. & SILVA, P.S.P. da. Análise de fratura. São Paulo, ABM, 1978.
- [3] BASTIAN, F.L. & CAMINHA Jr., H.M. Significância dos ensaios Charpy e de abertura crítica da trinca (COD) na determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas. In: ENCONTRO NACIONAL DA TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 8, Rio de Janeiro, nov., 1982. Anais ..., São Paulo, ABM, 1982.
- [4] WELLS, A.A. Trans. Inst. Naval Arch, 96, 1956.
- [5] BURDEKIN, F.M. Welding Research Supplement, 1968. Supplement of Welding Journal, 47 (3):129-39s, Marc., 1968.
- [6] TERRY, P. The concept of COD in the fracture mechanics of yielding material. Mecanique Materiaux Eletricité, (328/329): 61-5, 1977.
- [7] RICHARDS, K.G. Brittle fracture of welded structures. Abington, Cambridge, The Welding Institute, 1971.
- [8] ISSLER, L.W. Curso de ensaios destrutivos. São José dos Campos, s.ed., 1979.
- [9] CESARI, F. Introduzione alla meccanica della fratura. Roma, CNEN, 1978.
- [10] B4 COMMITTEE ON MECHANICAL TESTING OF WELDS. Mechanical testing of welds: Part III - fracture toughness. Welding Journal, 60 (3): 37-40, Mar., 1981.

- [11] HARRISON, J.D. The "state-of-the-art" in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis - Part I. Metal Construction, 12 (9): 415-22, Sept., 1980.
- [12] FERNANDINO, R. & MARTINS, G. de P. Descrição de aspectos teóricos e práticos da mecânica da fratura. Belo Horizonte, Nuclebrás, Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (NUCLEBRÁS - Nota Técnica DETS.PD-003/83).
- [13] ISSLER, L.W. Curso de garantia da qualidade para componentes soldados de reatores a água pressurizada. s.n.t., 1983.
- [14] SOUZA, H.N. de. As dificuldades na aplicação da mecânica da fratura em problemas reais. In: SEMINÁRIO DE INSPEÇÃO DE EQUIPAMENTOS, 9, Rio de Janeiro, set., 1979. Anais ..., Rio de Janeiro, Petrobrás, 1979.
- [15] SOETE, W. & DENIS, R. Fracture toughness testing of welds. Revue de la Soudure, (1): 7-14, 1977.
- [16] TERRY, P. et alii. The measurement of COD and its application to defect significance. Metal Construction, 7 (12): 604-10, Dec., 1975.
- [17] TELELMAN, A.S. & Mc EVILY Jr., A.J. Fracture of structural materials. New York, John Wiley & Sons, 1967.
- [18] PARIS, P.C. & WEI, R.P. Fracture mechanics in fatigue. In: ASM SYMPOSIUM ON ENGINEERING ASPECTS OF FATIGUE-MATERIALS ENGINEERING CONGRESS, Philadelphia, Pa., Oct., 1969. Proceedings ..., Metals Park, ASM, s.d.
- [19] JOHNSON, R.E. Some observations of cyclic crack propagation from a fracture mechanics viewpoint. In: ASM SYMPOSIUM ON METALLURGICAL ASPECTS OF FATIGUE FRACTURE-MATERIALS ENGINEERING CONGRESS, Philadelphia, Pa., Oct., 1969. Proceedings ..., Metals Park, ASM, s.d.

- [20] CROOKER, T.W. & LANGE, E.A. The influence of yield strength and fracture toughness on fatigue design procedures for structural steels. Washington, DC., Naval Research Laboratory, 1970. (NRL-7036).
- [21] MEYERS, M.A. & CHAWLA, K.K. Princípios de metalurgia mecânica. São Paulo, Edgard Blücher, 1982.
- [22] BATHIAS, C. La rupture par fatigue. s.l., s.ed., 1977/78.
- [23] BATHIAS, C. & PELLOUX, R.M. Étude de la zone plastifiée à fond de fissure-application à la propagation des fissures de fatigue dans les aciers maraging et les aciers austénitiques. In: COLLOQUE DE METALLURGIE DE SACLAY, 15, Saclay, 1972. s.n.t.
- [24] HAHN, G.T.; HOAGLAND, R.G.; ROSENFELD, A.R. Local yielding attending fatigue crack growth. Metallurgical Transactions, 3 (5): 1189-1201, May., 1972.
- [25] AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding handbook. 7. ed. Miami, AWS, 1981, v.1.
- [26] MILNE, L. Failure analysis in the presence of ductile crack growth. Materials Science and Engineering, 39 (1): 65-79, July 1979.
- [27] DIETER, G.E. Metalurgia mecânica. 2.ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981.
- [28] MALKIN, J. Introduction à la mécanique de la rupture. Revue de Metallurgie, 67: 313-20, avr., 1970.
- [29] SCHWALBE, K.H. Test techniques for fracture mechanics. Geesthacht, GKSS - Forschungszentrum Geesthacht, 1980. (GKSS-81/E/59).

- [30] CHELL, G.G. Developments in fracture mechanics 1. London, Applied Science Publ., 1979.
- [31] CUNHA, P.C.R. & NOBREGA, A.F. da. Avaliação da tenacidade à fratura de juntas soldadas pelo ensaio COD. In: SEMINÁRIO SOBRE A GARANTIA DA QUALIDADE NA SOLDAGEM, São Paulo, out., 1981. Anais ..., São Paulo, ABS, 1981.
- [32] BRAMAT, N. & DOUCET, J.P. Aspects actuels de l'application de la mécanique de la rupture au cas des assemblages soudés. Soudage et Techniques Connexes, 31 (9/10): 331-51, sept./oct., 1977.
- [33] HOLLSTEIN, T. & BLAUDEL, J.G. On the characterization of elasto-plastic material behavior using the concepts of crack opening stretch and J integral. Nuclear Technology, 39: 297-310, Aug., 1978.
- [34] BASTIAN, F.L. & CAMINHA Jr., H.M. Determinação do fator rotacional em ensaios de abertura crítica da trinca, COD, em aços estruturais. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 4, Rio de Janeiro, dez., 1981. Anais ..., Rio de Janeiro, ABCM, 1981. p. 281-92.
- [35] KNOTT, J.F. Fundamentals of fracture mechanics. London, Butterworth & Co., 1973.
- [36] BRITISH STANDARDS INSTITUTION. Methods for crack opening displacement (COD) testing. London, 1979, (BS5762).
- [37] BROEK, D. Elementary engineering fracture mechanics s.1. Noordhoff International, 1975.
- [38] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test for J_{IC} - a measure of fracture toughness. In: — Annual book of ASTM standards, Philadelphia, Pa., 1981. pt. 10, (ASTM-E813).

- [39] IRWIN, G.R. & WIT, R. de. A summary of fracture mechanics concepts. Journal of Testing and Evaluation, 11 (1): 56-65, Jan., 1983.
- [40] TURNER, C.E. The ubiquitous n factor. In: NATIONAL SYMPOSIUM ON FRACTURE MECHANICS, 12, St. Louis, 21-23 May 1979. Proceedings ..., Philadelphia, ASTM, 1980. p. 314-37. (ASTM-STP-700).
- [41] LANDES, J.D. & BEGLEY, J.A. Recent developments in J_{IC} testing. In: SYMPOSIUM ON DEVELOPMENTS IN FRACTURE MECHANICS TEST METHODS STANDARDIZATION, St. Louis, 4 May 1976. Proceedings ..., Philadelphia, ASTM, 1977. p. 57-81.
- [42] MARANDET, B. & SANZ, G. Evaluation de la tenacité à partir d'essais mécaniques simples. s.n.t.
- [43] MORRIS, C.E. Electropolishing of steel in chrome-acetic acid electrolyte. Metal Progress, 56: 696-714, Nov., 1949.
- [44] MORA, C. & DONOSO, J. Evaluación de la tenacidad a la fractura de un acero ASTM A-516 Grado 70 - material base y estructura acicular de la zona afectada termicamente. In: CONGRESSO LATINO AMERICANO E ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM. São Paulo, out., 1981. Anais..., São Paulo, ABM, 1981.
- [45] KNOTT, J.F. Microscopic aspects of crack extension. In: LARSSON, L.H. ed. Advances in elasto-plastic fracture mechanics. London, Applied Science Publ. 1979. p. 21-41.
- [46] CLAYTON, J.Q. & KNOTT, J.F. Observations of fibrous fracture modes in a prestrained low-alloy steel. Metal Science, 10 (2): 63-71, Feb., 1976.

ERRATA

- Serão citadas as referências bibliográficas pertinentes aos autores não lidos, porém encontrados em referências pesquisadas.

- Página 46, entre os 4º e 5º parágrafos, colocar:

Para $\sigma \ll \sigma_e$, tem-se a partir de (19)

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

Substituindo a expressão anterior em (21) tem-se:

$$\delta = \frac{8 \sigma_e a}{\pi E} \cdot \frac{\pi \sigma^2}{8 \sigma_e^2} = \frac{\sigma^2 \pi a}{\sigma_e E} \quad (\text{para pequenos valores de } \frac{\sigma}{\sigma_e}) \quad (22)$$

- O ítem 4.3 passará a ser o ítem 4.4.
- O ítem 4.4 passará a ser o ítem 4.5.
- O ítem 4.5 passará a ser o ítem 4.3.