

UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

EFEITO DA DIREÇÃO E DA ESPESSURA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE
TRINCA POR FADIGA DE ALTO CICLO NOS AÇOS DA CLASSE
API 5L-X70 E ASTM A516-GR65

MARCONI ANDRADE FARIAS

CAMPINA GRANDE

SETEMBRO 1994



EFEITO DA DIREÇÃO E DA ESPESSURA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE
TRINCA POR FADIGA DE ALTO CICLO NOS AÇOS DA CLASSE
API 5L-X70 E ASTM A516-GR65

Dissertação Apresentada ao Curso de
Mestrado em Engenharia Mecânica da
Universidade Federal da Paraíba em
Cumprimento às Exigências Para
Obtenção do Grau de Mestre

Área de Concentração:
Sub-Área:
Orientador:

Projeto do Produto Mecânico
Materiais e Processos de Fabricação
Prof. Marco Antonio dos Santos (D. Sc.)

Campina Grande
Setembro 1994



F224e Farias, Marconi Andrade.
Efeito da direção e da espessura na taxa de propagação de trinca por fadiga de alto ciclo nos aços da classe API 5L-X70 e ASTM A516-GR65 / Marconi Andrade Farias. - Campina Grande, 1994.
181 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e Tecnologia, 1994.
Referências.
"Orientação : Prof. Dr. Marco Antônio dos Santos".

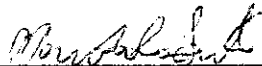
1. Defeito - Trinca - Fadiga. 2. Aço - API5L-X70. 3. Aço ASTM A516-GR65. 4. Dissertação - Engenharia Mecânica. I. Santos, Marco Antônio dos. II. Universidade Federal da Paraíba - Campina Grande (PB). III. Título

CDU 620.19(043)

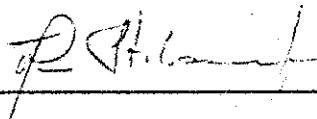
**EFEITO DA DIREÇÃO E DA ESPESSURA NA TAXA DE
PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA DE ALTO CICLO NOS
AÇOS DA CLASSE API 5L-X70 E ASTM A516-GR65**

MARCONI ANDRADE FARIAS

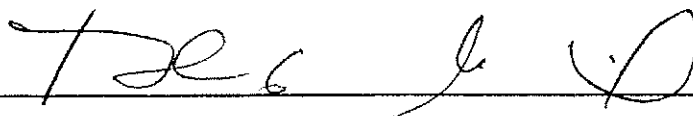
DISSERTAÇÃO APROVADA COM DISTINÇÃO EM 15 DE SETEMBRO DE 1994.



Prof. Marco Antonio dos Santos - D.Sc.



Prof. Telmo Roberto Strohaecker - D.Sc.



Prof. Theóphilo Moura Maciel - D.Sc.

CAMPINA GRANDE - PB - BRASIL

SETEMBRO - 1994.

AGRADECIMENTOS

- Ao Orientador D. Sc. Marco Antonio dos Santos, pelo exemplo de dedicação e respeito ao trabalho.

- Aos professores da Área de Materiais e Processos de Fabricação - A.M.P.F. - que em muitas ocasiões sobrecarregaram-se para me oportunizar maior dedicação ao Curso de Mestrado.

- À Coordenação de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nas pessoas do coordenador, prof. Natanael Victor de Oliveira e da secretária, Marcia Quirino, pelo apoio concedido.

- À Área de Materiais e Processos de Fabricação - AMPF - do Departamento de Engenharia Mecânica - DEM - do Centro de Ciências e Tecnologia - CCT - da Universidade Federal da Paraíba - UFPb., pelas facilidades concedidas através dos laboratórios de Ensaio Mecânicos, Metalografia e Metrologia / Usinagem.

- À Diretoria do Centro de Ciências e Tecnologia -CCT- pelo apoio que tem dado aos cursos de Pós-Graduação desta Instituição.

- Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais - PPGEMM / UFRGS - pela elaboração das fractografias de amostras ensaiadas, na pessoa do prof. Telmo Roberto Strohaecker.

AGRADECIMENTOS

-Ao CNPq, através do Programa RHAIE / CNPq, que tem financiado bolsistas de Iniciação Científica (IC). Neste trabalho, os bolsistas: Luciano Vieira de Souza e Rosana Villarim.

-Ao CNPq, pelo apoio à pesquisa.

- Aos funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica, especialmente aos da Oficina Mecânica: José Nilson Rodrigues, Renaldo Araújo e Nilson José Araújo Barbosa.

-A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a efetivação deste trabalho, o meu sincero agradecimento.

-À DEUS.... pois sem ELE nada é possível !!!

HOMENAGEM

À MINHA
FAMÍLIA

| Nº | DESCRIÇÃO | Pág |
|-------|---|-------|
| 1.0 | INTRODUÇÃO..... | -1.1 |
| 2.0 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | -2.1 |
| 2.1 | CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES..... | -2.1 |
| 2.2 | PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA - CARACTERÍSTICAS PRINCIPAIS DAS REGIÕES I, II, III..... | -2.9 |
| 2.2.1 | REGIÃO I DE PROPAGAÇÃO..... | -2.9 |
| 2.2.2 | REGIÃO II DE PROPAGAÇÃO..... | -2.15 |
| 2.2.3 | REGIÃO III DE PROPAGAÇÃO..... | -2.23 |
| 2.3 | OUTRAS CONSIDERAÇÕES SOBRE A INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DO CORPO DE PROVA E DA ORIENTAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO..... | -2.26 |
| 2.3.1 | EFEITO DA ESPESSURA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA..... | -2.26 |
| 2.3.2 | EFEITO DA DIREÇÃO DA TRINCA DE FADIGA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA..... | -2.30 |
| 3.0 | MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS..... | -3.1 |
| 3.1 | MATERIAIS..... | -3.1 |
| 3.2 | MÉTODOS EXPERIMENTAIS..... | -3.4 |
| 3.2.1 | FORMA E DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA..... | -3.4 |
| 3.2.2 | PRÉ-TRINCAMENTO/ FADIGA / PRÉ-TRINCA INICIAL..... | -3.9 |
| 3.2.3 | MONITORAMENTO DA TRINCA DE FADIGA..... | -3.11 |
| 3.2.4 | CURVA $da/dN \times \Delta K$ - CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO..... | -3.15 |
| 3.2.5 | AJUSTE DOS PARÂMETROS DA EQUAÇÃO DE PARIS POR APROXIMAÇÃO AOS VALORES EXPERIMENTAIS DA CURVA $a \times N$ OBTIDA..... | -3.19 |

| Nº | DESCRIÇÃO | Pág |
|-------|--|-------|
| | 3.2.6 - CURVA da/dN versus ΔK | -3.20 |
| 4.0 | - RESULTADOS EXPERIMENTAIS..... | -4.1 |
| 4.1 | - EFEITO DA ESPESSURA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA; TRINCA DE FADIGA ORIENTADA NA DIREÇÃO "TL" (NORMA ASTM E 616-81)..... | -4.1 |
| 4.2 | - EFEITO DA ESPESSURA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA; TRINCA DE FADIGA ORIENTADA NA DIREÇÃO "SL" (NORMA ASTM E 616-81)..... | -4.11 |
| 4.3 | - VISTA CONJUNTA DOS RESULTADOS, CONSIDERANDO: ESPESSURA DO CORPO DE PROVA, DIREÇÃO DE ORIENTAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA E OS AÇOS ESTUDADOS..... | -4.21 |
| 4.4 | - ASPECTO FRACTOGRÁFICO DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA ENSAIADOS..... | -4.37 |
| 5.0 | - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS..... | -5.1 |
| 5.1 | - CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES..... | -5.1 |
| 5.2 | - ANÁLISE DOS RESULTADOS..... | -5.3 |
| 5.2.1 | - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE LAMINAÇÃO CONTROLADA (API 5L-X70) COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A DIREÇÃO TL (ASTM E 616-81)..... | -5.3 |
| 5.2.2 | - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE LAMINAÇÃO CONTROLADA (API 5L-X70) COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A DIREÇÃO SL (ASTM E 616-81)..... | -5.6 |
| 5.2.3 | - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE ESPECIFICAÇÃO ASTM A516-GR65 COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A DIREÇÃO TL (ASTM E 616-81)..... | -5.9 |
| 5.2.4 | - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE ESPECIFICAÇÃO ASTM A516-GR65 COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A DIREÇÃO SL (ASTM E 616-81)..... | -510 |

| Nº | DESCRIÇÃO | Pág. |
|-----------|---|---------|
| 5.2.5 | - INFLUÊNCIA DA DIREÇÃO DE ORIENTAÇÃO DA TRINCA (SL -TL) NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA NOS AÇOS DA CLASSIFICAÇÃO API 5L-X70 E ASTM A516 GR65..... | -5.13 |
| 5.2.6 | - COMPARAÇÃO ENTRE OS DOIS AÇOS: TAXA DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA..... | -5.16 |
| 6.0 | - CONCLUSÕES E SUGESTÕES..... | -6.1 |
| 6.1 | - CONCLUSÕES..... | -6.1 |
| 6.2 | - SUGESTÕES..... | -6.2 |
| 7.0 | - BIBLIOGRAFIA..... | -7.1 |
| ANEXO I | - DETALHES DA CONFECÇÃO DO ENTALHE DO CORPO DE PROVA.. | -I.1 |
| ANEXO II | - CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O CONTROLO E DO PROCESSO DE SOLDAGEM DO "APÊNDICE" (Sandwich) DO CORPO DE PROVA DE DIREÇÃO SL, ASTM E 616-81 | -II.3 |
| ANEXO III | - PERFIL DA TRINCA DE FADIGA (COMPRIMENTO EFETIVO DA TRINCA) OBTIDO POR DUAS METODOLOGIAS - CONTROLE DIMENSIONAL DOS CORPOS DE PROVA..... | -III.12 |
| ANEXO IV | - PLANILHA PARA ACOMPANHAMENTO DOS ENSAIOS..... | -IV.18 |
| ANEXO V | - PROGRAMAS EM PASCAL PARA LEVANTAMENTO DOS DADOS PERTINENTES AOS GRÁFICOS $da/dN \times \Delta K$ | -V.21 |
| ANEXO VI | - GRÁFICOS DOS CORPOS DE PROVA DE SITUAÇÕES SIMILARES ÀS APRESENTADAS NO CORPO DO TRABALHO..... | -VI.28 |

| Nº | DESCRIÇÃO - (Capítulo 2) | Pág |
|------|--|-------|
| 2.1- | Modos Básicos de Carregamento - Princípios de deslocamentos das faces da trinca. | -2.2 |
| 2.2- | Sistema de coordenadas utilizados na ponta da trinca. | -2.3 |
| 2.3- | Dependência do valor da tenacidade à fratura " K_c " com a espessura "B" | -2.4 |
| 2.4- | Gráfico "a x N" - a tangente em cada ponto representa a taxa de crescimento da trinca (da/dN). | -2.6 |
| 2.5- | Representação esquemática da taxa de crescimento da trinca (em um meio não agressivo). | -2.7 |
| 2.6- | Crescimento de trinca no Regime I de propagação - Zona plástica correspondente. | -2.12 |
| 2.7- | Representação esquemática da influência da tensão média "R" nas curvas do gráfico da/dN x ΔK . | -2.13 |
| 2.8- | Modelo inicial sobre os mecanismos de propagação de trincas por fadiga, Forsyth e Ryder [39]. | -2.17 |
| 2.9- | Modelo envolvendo a formação de "subgrão" pelo acúmulo de discordâncias na ponta da trinca, para explicar o mecanismo de propagação de trincas de fadiga, Bowles e Broek [40]. | -2.17 |
| 2.10 | Modelo de "cegamento plástico" para explicar o mecanismo de propagação de trincas por fadiga, Laird [41]. | -2.19 |
| 2.11 | Influência da microestrutura na taxa de propagação de trincas por fadiga, Osgood [42]. | -2.20 |
| 2.12 | Representação esquemática do efeito da frequência na taxa de propagação de trincas por fadiga em ambientes inertes. | -2.22 |
| 2.13 | Representação esquemática do efeito da história do carregamento na propagação de trincas por fadiga. (a)- Diminuição da carga (b)- Elevação da carga. | -2.26 |
| 2.14 | Aspecto da superfície de fratura em função da espessura do corpo de prova (a) Estado plano de tensões (b) Estado plano de deformações. | -2.27 |
| 2.15 | Aspecto de fratura durante a transição do modo de fratura (Estado plano de tensão \Rightarrow Estado plano de deformação). | -2.28 |

| Nº | DESCRIÇÃO (Capítulos 2 e 3) | Pág |
|------|--|-------|
| 2.16 | Representação esquemática da influência da transição do modo de fratura no gráfico da/dN x ΔK, Maddox [46]. | -2.29 |
| 2.17 | Representação esquemática da influência da espessura na Região II de propagação de trinca por fadiga, Maddox [46] | -2.30 |
| 2.18 | Efeito da conformação por forja na redução de área longitudinal e transversal. Resistência mecânica 83 Kgf/mm ² [48]. | -2.31 |
| 3.1- | Distribuição de inclusões nos dois aços (a).- Aspecto da morfologia das inclusões no aço usado na fabricação de tubos (classe API 5L-X70); (b) - Aspecto da morfologia das inclusões no aço usado na fabricação de vasos de pressão (classe ASTM A516 - GR 65). ➔ Sem ataque, aumento: 200X. | -3.2 |
| 3.2- | Aspecto microestrutural dos dois aços.(a)- Aço de laminação controlada usado na fabricação de tubos (classe API 5L-X70). (b)- Aço usado na fabricação de vasos de pressão (classe ASTM A516-GR65). ➔ Com ataque, Aumento: 100x. | -3.3 |
| 3.3- | Corpo de prova do tipo Tração Compacta - "Compact Tension" - CT, para ensaios de taxa de propagação de trinca por fadiga conforme a norma ASTM E 647-81 [50]. | -3.5 |
| 3.4- | Posição dos corpos de prova ensaiados em relação à direção de laminação da chapa, conforme a norma ASTM E 616-81 [51]. | -3.5 |
| 3.5 | Confecção dos entalhes dos corpos de prova para os ensaios de fadiga. (a) - Obtido por serra de fita com aguçamento em eletroerosão. (b) - Obtido por disco de corte, seguido de aguçamento manual (serra manual). | -3.7 |
| 3.6- | Corpo de prova na direção SL, (ASTM E 616-81 [51]) - Extração e posição do apêndice. | -3.8 |
| 3.7 | Detalhes da confecção do corpo de prova na direção SL, Norma ASTM E 616 81 [51]. (a) - Cordão de solda (multipasses): Eletrodo AWS 7018 com diâmetro de 2,5x10 ⁻³ m (2,5 mm); corrente de soldagem entre 80 - 100A. (b) - Posição do furo para a colocação do termopar para o acompanhamento da temperatura durante a soldagem do apêndice. | -3.9 |
| 3.8 | Monitoramento de crescimento de trinca de fadiga através do método visual - técnica de iluminação "manual". | -3.12 |
| 3.9 | Máquina de ensaios mecânicos (MTS-810) e acessórios (tripé, "travel microscope" e spot de iluminação), utilizados nos ensaios de fadiga. | -3.12 |

| Nº | DESCRIÇÃO (Capítulos 3 e 4) | Pág |
|---------------------|--|--------------------|
| 3.10- | Testes de iluminação para o monitoramento da trinca de fadiga - iluminação fixa. | -3.13 |
| 3.11- | Testes de iluminação para o monitoramento da trinca de fadiga - iluminação fixa e uso de defletor de luz. | -3.13 |
| 3.12- | Pontos escolhidos ao longo do perfil da trinca de fadiga, durante um determinado ciclo de carregamento, usados na determinação do tamanho médio da trinca. | -3.15 |
| 3.13- | Requisitos para o dimensionamento de corpos de prova padronizados para ensaios de crescimento de trinca de fadiga, ASTM E 647-81 [50]. | -3.16 |
| 4.1 - a | Taxa de propagação, e propagação de trinca por fadiga. Aço de laminação controlada, usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70. Corpo de prova do tipo "Tração Compacta" nas espessuras respectivas de 15, 10, 7.5 e 4x10 ⁻³ m - direção de orientação da trinca "TL". | -4.2 à 4.5 |
| 4.5- a 4.9 | Taxa de propagação, e propagação de trinca por fadiga. Aço usado na fabricação de vasos de pressão, classificação ASTM A516-GR65. Corpos de prova do tipo "Tração Compacta" nas espessuras respectivas de 20, 15, 10, 7.5 e 4x10 ⁻³ m - direção de orientação da trinca "TL". | -4.6 à 4.10 |
| 4.10- a 4.13 | Taxa de propagação, e propagação de trinca por fadiga. Aço de laminação controlada, usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70. Corpo de prova do tipo "Tração Compacta" nas espessuras respectivas de 15, 10, 7.5 e 4x10 ⁻³ m - direção de orientação da trinca "SL". | -4.12 à 4.15 |
| 4.14 - a 4.18 | Taxa de propagação, e propagação de trinca por fadiga. Aço usado na fabricação de vasos de pressão, classificação ASTM A516-GR65. Corpos de prova do tipo "Tração Compacta" nas espessuras respectivas de 20, 15, 10, 7.5 e 4x10 ⁻³ m - direção de orientação da trinca "SL". | -4.16 à 4.20 |
| 4.19- a 4.24 | Influência da espessura e da direção de orientação da trinca de fadiga na taxa de propagação de trinca por fadiga para o aço usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70. | -4.22 à 4.25 |
| 4.25- | Gráfico da/dN x ΔK de todos os ensaios realizados com o aço de laminação controlada, usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70. Corpo de prova do tipo "Tração Compacta" nas espessuras respectivas de 15, 10, 7.5 e 4x10 ⁻³ m - direção de orientação da trinca "SL e TL". | -4.26 |

| Nº | DESCRIÇÃO - (Capítulos 4 e 5) | Pág. |
|-------|--|-------|
| 4.26- | Influência da espessura e da direção da orientação da trinca de fadiga na taxa | -4.27 |
| a | de propagação de trinca por fadiga para o aço usado na fabricação de vasos de | à |
| 4.32 | pressão. Classificação ASTM A516-GR65. | 4.31 |
| 4.33- | Gráficos da/dN x ΔK de todos os ensaios realizados com o aço usado na | -4.32 |
| | fabricação de vasos de pressão, classificação ASTM A516-GR65. Corpo de | |
| | prova do tipo "Tração Compacta" nas espessuras respectivas de 20,15, 10, 7.5 | |
| | e $4 \times 10^{-3}m$ - direção de orientação da trinca "SL e TL". | |
| 4.34- | Gráfico da/dN x ΔK de todos os ensaios realizados com o aço usado na | -4.33 |
| | fabricação de vasos de pressão, classificação ASTM A516-GR65 e com o aço | |
| | usado na fabricação de tubos da classificação API 5L-X70. Corpo de prova do | |
| | tipo "Tração Compacta", todas as espessuras pesquisadas na direção de | |
| | orientação da trinca "TL". | |
| 4.35- | Gráfico da/dN x ΔK de todos os ensaios realizados com o aço usado na | -4.34 |
| | fabricação de vasos de pressão, classificação ASTM A516-GR65 e com o aço | |
| | usado na fabricação de tubos da classificação API 5L-X70. Corpo de prova do | |
| | tipo "Tração Compacta", todas as espessuras pesquisadas na direção de | |
| | orientação da trinca "SL". | |
| 4.36- | Aspectos fractográficos das superfícies de fratura de corpos de prova | -4.38 |
| a | ensaiados, ao longo do percurso da trinca de fadiga. Microscopia Eletrônica | à |
| 4.45 | de Varredura - MEV. Aspectos Microfractográficos. | 4.49 |
| 4.46- | Aspectos fractográficos das superfícies de fratura de corpos de prova | -4.50 |
| a | ensaiados por fadiga. Aspectos Macrofractográficos. | à |
| 4.55 | | 4.53 |
| 5.1- | Efeito do processo de laminação no perfil e densidade de inclusões na seção | -5.15 |
| | transversal da chapa - Frente da trinca nas direções "SL" e "TL". | |

| Nº | DESCRIÇÃO (Anexos) | Pág |
|----|--|----------------------|
| 1- | Condições para confecção do entalhe e pré-trincamento no corpo de prova do tipo "Tensão Compacta" - CT- (Norma ASTM E 647-81) | -I.1 |
| 2- | Máquina para corte de amostras metalográficas, utilizada para a confecção do entalhe dos corpos de prova. | -I.2 |
| 1- | Aspecto da microestrutura do aço de laminação controlada usado na fabricação de tubos (classe API 5L-X70). Aquecido durante 1200s (20 min) a 673K (400 °C). ☞ Ataque: Nital 3% / Aumento: 100X | -II.4 |
| 2- | Aspecto da microestrutura do aço da especificação ASTM A516-GR65 usado na fabricação de vasos de pressão. Aquecido durante 1200s (20 min) a 673K (400 °C). ☞ Ataque: Nital 3% / Aumento: 100X | -II.5 |
| 3- | Aspecto metalográfico do CP. de direção "SL" / fronteira da ZTA. Aço da classificação API 5L-X70 ☞ Ataque: Nital 3% / Aumento: 50x | -II.6 |
| 4- | Aspecto metalográfico do CP. de direção "SL" / fronteira da ZTA. Aço da classificação ASTM A516-GR65 ☞ Ataque: Nital 3% / Aumento: 50x | -II.7 |
| 5- | Pontos estratégicos da face do corpo de prova de direção SL (ASTM E 616-81) onde foram obtidas as medições de dureza. | -II.8 |
| 1- | Perfil da trinca de fadiga ao longo da espessura do CP. - posições de leituras. | -III.13 |
| 1- | Taxa de propagação e propagação de trinca por fadiga no aço usado para a fabricação de tubos da classe API 5L-X70. Direção de orientação da trinca "TL" à e "SL". (ASTM E 616-81). | -VI.31 à VI.36 |
| | ☞ Estes ensaios são de situações análogas às apresentadas no corpo do trabalho. | |
| 8- | Taxa de propagação e propagação de trinca por fadiga no aço usado em vasos de pressão, classificação ASTM A516-GR65. Direção de orientação da trinca "TL" à e "SL". (ASTM E 616-81). | -VI.38 à VI.41 |
| 16 | ☞ Estes ensaios são de situações análogas às apresentadas no corpo do trabalho. | |
| 1- | Aspecto da superfície de um CP com separações ("delaminations"). Observa-se o efeito da separação na frente de propagação da trinca. | -VII.43 |
| 2- | Aspecto da superfície de fratura, analisada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de uma separação ("delamination"). Observa-se o caráter frágil da separação (clivagem e/ou quase clivagem). | -VII.44 |

RELAÇÃO DE TABELAS

| Nº | DESCRIÇÃO (Capítulos e Anexos) | Pág |
|------|---|-----------------------|
| 2.1- | Coeficientes "m" e "C" da Equação de Paris para três diferentes microestruturas. (da/dN ⇒ mm/ciclo e ΔK ⇒ Nmm ^{-3/2}). | -2.20 |
| 3.1- | Composição química dos aços (porcentagem em peso). | -3.1 |
| 3.2- | Propriedades mecânicas em tração dos dois aços. | -3.4 |
| 3.3- | Dimensões dos corpos de prova, segundo as recomendações da Norma / ASTM E 647-81 [50]. | -3.6 |
| 3.4- | Valores dos "ranges" de carga (ΔP), para cada espessura e material utilizados nos ensaios de fadiga. Onda senoidal, freq. 60 Hz / R=0.1. | -3.18 |
| 4.1- | Valores "m" e "C" da Equação de Paris - Equação (3.5). ☛ m,C - a partir da curva experimental log da/dN x log ΔK. ☛ m',C' - ajustamento da curva experimental - (qdo. necessário). Aço de laminação controlada usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70. | -4.35 |
| 4.2- | Valores "m" e "C" da Equação de Paris - Equação (3.5). ☛ m,C - a partir da curva experimental log da/dN x log ΔK. ☛ m',C' - ajustamento da curva experimental - (qdo. necessário). Aço usado na fabricação de vasos de pressão, classe ASTM A516-GR65. | -4.36 |
| 1- | Valores de dureza (HRB) de amostras dos dois aços estudados submetidos à temperaturas de 473, 573 e 673K (200, 300 e 400 °C). | -II.5 |
| 2- | Medições de dureza executada nas faces dos corpos de prova de direção SL (Norma ASTM E 616-81) nas posições indicadas na Figura 5,- para os dois aços pesquisados. | -II.8 a -II.11 |
| 1- | Determinação e comparação do comprimento efetivo da trinca de fadiga obtido através da média de cinco medidas tomadas no perfil da trinca (M5), e através das medidas obtidas nas faces do corpo de prova (M2). | -III.13 a II.15 |
| 11- | Controle dimensional dos corpos de prova do aço empregado em tubulações - classificação API 5L-X70. | -III.16 |
| 12- | Controle dimensional dos corpos de prova do aço empregado em vasos de pressão - classificação ASTM A516 GR65. | -III.17 |

NOMENCLATURA

- a \rightarrow Comprimento de trinca.
- σ , $\sigma_0 \rightarrow$ Tensão, Tensão Limite de Fadiga.
- σ_y , $\sigma_r \rightarrow$ Tensão de Escoamento, Tensão de Resistência.
- G \rightarrow Taxa de Liberação de Energia Elástica.
- K \rightarrow Fator de Intensidade de Tensão.
- K_t \rightarrow Fator de Concentração de Tensão
- K_{Ic} \rightarrow Tenacidade à Fratura (estado plano de tensão).
- K_{Ic} \rightarrow Tenacidade à Fratura (estado plano de deformação).
- K_I , K_{II} , K_{III} \rightarrow ... Fator de Intensidade de Tensão nos respectivos modos de carregamentos.
- K_{IEAC} \rightarrow Fator de Intensidade de Tensão Limite (ambientes agressivos).
- $K_{m\acute{a}x}$ \rightarrow Valor máximo do Fator de Intensidade de Tensão.
- $K'_{m\acute{a}x}$ \rightarrow Valor máximo do Fator de Intensidade de Tensão adotado na redução de cargas
..... durante o pré-trincamento.
- $K_{m\acute{a}xL}$ \rightarrow Valor máximo do Fator de Intensidade de Tensão adotado durante o ensaio de
..... fadiga.
- R ($K_{min}/K_{m\acute{a}x}$) \rightarrow Razão de Carregamento.
- ΔP \rightarrow Amplitude de Carregamento
- ΔK \rightarrow Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão.
- ΔK_{th} \rightarrow Valor limite máximo da Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão onde
..... não se verifica crescimento de trinca por fadiga até 10^7 ciclos.
- ΔK_o \rightarrow Valor de ΔK_{th} afetado por variáveis do processo.
- ΔK_{eff} \rightarrow Valor da Amplitude do Fator de Intensidade de Tensão Efetivo.
- X, Y, Z, r, $\theta \rightarrow$... Sistemas de coordenadas utilizados na ponta da trinca.
-

NOMENCLATURA

- Y, C \Rightarrow Parâmetro adimensional função da geometria do corpo de prova.
- B \Rightarrow Espessura do corpo de prova.
- W \Rightarrow Comprimento útil para o desenvolvimento da trinca no corpo de prova.
- W-a \Rightarrow Ligamento no corpo de prova (seção remanescente após o desenvolvimento da trinca de fadiga).
- $\alpha = a/W$ \Rightarrow Razão adotada para dimensionamento dos corpos de prova e condições de carregamentos (Norma ASTM E 647-81 [50] - Figura 3.13).
- m, C \Rightarrow Parâmetros da Equação de Paris.
- m', C' \Rightarrow Parâmetros da Equação de Paris corrigidos.
- HBR \Rightarrow Dureza em Rockwell "B".
- ARBL \Rightarrow Aços de Alta Resistência e Baixa Liga.
- AWS \Rightarrow American Welding Society.
- ASTM \Rightarrow American Society for Testing and Materials.
- AISI \Rightarrow American National Standards Construction.
- MFLE \Rightarrow Mecânica da Fratura Linear Elástica.
- MFEP \Rightarrow Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.
-

➤ RESUMO ◀

Neste trabalho foi estudada a influência da espessura e da direção de orientação da trinca ("TL" e "SL"), no comportamento à fadiga dos aços das classes API 5L-X70 e ASTM A516-GR65.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em corpos de prova do tipo Tração Compacta ("Compact Tension"). A propagação da trinca de fadiga foi acompanhada pelo método visual com um microscópio de deslocamento ("Travel Microscope").

Para os dois aços estudados, quando a trinca se propaga na direção longitudinal em um plano paralelo ao de laminação da chapa ("SL"), a espessura do corpo de prova tende a afetar a taxa de propagação da trinca de fadiga.

O comportamento à fadiga do dois aços foi comparado e as diferenças discutidas.

➤ ABSTRACT ◀

In This work the effect of thickness and crack orientation ("TL" and "SL") on fatigue behaviour of steels class API 5L-X70 and ASTM A516-GR65 was investigated.

The tests were conducted at ambient temperature and compact tension tests specimens was used. Fatigue crack propagation was attended with a travell microscope.

When the crack propagate in the longitudinal direction in a parallel plane to lamination plane of the plate ("SL"), the test specimen thickness tend to effect the fatigue crack propagation.

Fatigue behaviour of the steels was confronted and the differences discussed.

CAPÍTULO 1

1.0 - INTRODUÇÃO :

A observação e a experiência sempre foram requisitos essenciais em obras de engenharia, no entanto, devem estar associadas ao conhecimento técnico e científico.

Tradicionalmente, o projeto de estruturas, componentes e/ou elementos de máquinas, limitava-se à determinação de uma seção crítica e que carga esta poderia suportar com segurança. Em essência este trabalho resumia-se a determinação das tensões atuantes na seção crítica. Esta deveria estar abaixo da tensão de escoamento do material e, em alguns casos, entre a tensão de escoamento e a tensão de resistência do material.

O coeficiente de segurança, basicamente apoiava-se na "experiência", esta, fortemente marcada por ocorrências trágicas ou por estruturas super dimensionadas.

Simplificações desta natureza faziam com que os projetos não fossem respaldados por uma base real, pois, na prática, podemos encontrar situações bastante diversificadas, influenciadas por fatores como: características microestruturais, processos de fabricação, concentradores de tensões, tensões residuais, modo de aplicação de carga, meio ambiente e temperatura, entre outros.

Decididamente, o sucesso da simplificação anterior está diretamente relacionado ao valor altamente conservativo do coeficiente de segurança.

Com o desenvolvimento das máquinas, estruturas e equipamentos, tornou-se imperioso o conhecimento do comportamento dos materiais nas mais diversas situações de trabalho. Projetos cada vez mais sofisticados exigiam a otimização de componentes, buscando-se funcionabilidade, segurança e economia.

Os componentes mecânicos e estruturas, normalmente apresentam algum tipo de descontinuidade. Trincas e outros defeitos concentram tensões nas suas vizinhanças que podem criar condições para a fratura catastrófica, principalmente em equipamentos ou componentes estruturais construídos com materiais de alta resistência mecânica, Branco [1].

Um avanço significativo na elucidação do efeito de trincas e defeitos na fratura de componentes e estruturas resultou do desenvolvimento da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

As bases da mecânica de fratura começaram a ser estabelecidas a partir do trabalho de Griffith [2], que postulou: "uma trinca só irá propagar-se, de modo instável, quando o decréscimo de energia elástica com a propagação da trinca for ao menos igual à energia necessária para criar as novas superfícies de trinca".

Irwin [3], em 1949, Orowan [4], em 1950, estudaram a aplicabilidade do modelo de Griffith [2] para materiais que apresentavam deformação plástica na ponta da trinca. A diferença entre os enfoques de Orowan [4] e Irwin [3] é que, enquanto Orowan procurava determinar a energia consumida no processo de fratura, separando-a em duas componentes, ou seja, uma envolvida na criação das superfícies de fratura (γ_s) e outra correspondendo à energia absorvida no processo de deformação plástica (γ_p), Irwin [3] preocupava-se com a energia elástica total liberada, isto é, a fonte de energia para que a fratura ocorresse.

Com a definição do fator de intensidade de tensão (K) por Irwin [3], a partir da análise das equações de Westergaard para a distribuição de tensões nas proximidades da ponta de uma trinca aguda, passante, de comprimento $2a$, em uma chapa infinita de um material com comportamento elástico linear, a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) toma corpo e passa a ser largamente utilizada na solução de problemas envolvendo fraturas catastróficas.

A preocupação com os materiais de comportamento elasto-plástico e / ou plástico, deu origem a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) e as duas metodologias mais empregadas, atualmente, são: a Integral J e o método do deslocamento da abertura da ponta da trinca, ("Crack Tip Opening Displacement"), CTOD. A primeira metodologia deve-se a Rice [5] enquanto que a segunda aos trabalhos pioneiros e independentes de Wells [6], Cottrell [7], Buderkim e Stone [8].

Wöhler em meados do século XIX foi pioneiro nos estudos de quebras de componentes mecânico submetidos a carregamentos sub-críticos e cíclicos, quando observou quebras em eixos de trem, mesmo que estivessem solicitados a níveis de carregamento muito abaixo da capacidade nominal da carga estimada em projeto.

Ensaio de tração, realizados nos próprios elementos que falharam, revelavam um comportamento surpreendente: não mais quebravam quando submetidos ao nível de tensão anterior e apresentavam a mesma resistência e ductilidade original, mostrando que as suas propriedades não se alteravam, o que tornava o fenômeno totalmente incompreensível para os especialistas da época.

Wöhler notou que a natureza das cargas que levavam o componente à fratura, não era a mesma das cargas aplicadas em laboratório, ou seja, cargas que variam de intensidade, repetidamente, podem levar uma estrutura à fratura, mesmo quando os níveis destas cargas são inferiores à suportada pelo material em carregamentos estáticos. Este processo progressivo de falha que conduz o componente à fratura, ficou conhecido como FADIGA DOS MATERIAIS.

Sem as bases da Mecânica da Fratura, Wöhler procurou reproduzir situações reais em laboratório e a partir daí, manipular as variáveis que lhe permitissem entender e controlar o fenômeno.

A experiência pioneira consistia em ensaiar corpos de prova lisos, sem entalhe, a diversos níveis de carregamentos cíclicos e observar, para cada um desses níveis, que número de ciclos eram necessários para ocorrer a nucleação e o

crescimento de trinca. Com isto, descobriu-se níveis de tensão relativamente baixos, para os quais as trincas não nucleavam, mesmo que submetidos a grande número de ciclos (superior a 10^7 ciclos). Estes ensaios originaram as famosas "curvas S-N". Mais tarde as equações de Goodman * e na década de 30 a famosa equação de Soldeberg *, (* citado por Juvinall [9]).

O emprego desta técnica obteve grande aceitação e êxito, na maioria das aplicações, embora permeada por alguns acidentes sem uma aparente explicação.

Com o advento da Mecânica da Fratura, as falhas por fadiga dos materiais passaram a ser tratadas sob uma nova metodologia, ou seja, a da Mecânica da Fratura aplicada à Fadiga.

Na abordagem tradicional, o efeito das falhas pré-existentes na vida de um componente não ficava evidenciado, visto que, em corpos de prova lisos, a fase de nucleação podia absorver até mais de 90% da vida cíclica do mesmo.

Os conceitos da Mecânica da Fratura, hoje largamente empregados no estudo da fadiga, veio propiciar bases seguras para a interpretação e avaliação do comportamento de diversos materiais, notadamente quando contendo descontinuidades. Desta forma, estabeleceram-se relações claras entre o tamanho do defeito, natureza do carregamento e as propriedades mecânicas do material.

Começa então, a segunda fase do estudo sistemático da fadiga, onde, primeiramente buscou-se compreender os mecanismos que envolviam os carregamentos que não causavam deformação plástica significativa, isto é, não invalidavam a aplicação da Mecânica da Fratura Linear Elástica. Portanto, caracterizando a Fadiga de Alto Ciclo. Mais tarde, as pesquisas dirigiram-se para a aplicação dos conceitos da Mecânica da Fratura na Fadiga de Baixo Ciclo.

A importância do trabalho de Wöhler não se restringe apenas ao pioneirismo, pois além de se constituir ponto de referência para os estudos de fadiga

é ainda hoje uma ferramenta importante na solução dos problemas de fadiga de baixo ciclo.

Atualmente existem duas metodologias de projetos em fadiga, Hoepfner [10]: uma baseada na duração garantida ("SAFE LIFE") que supõe que o material não tem defeito ou está submetido a uma tensão baixa demais para provocar a propagação de trincas pré-existentes e a outra na ruptura controlada ("FAIL SAFE") que supõe que a estrutura contém um defeito, mas que precisa continuar em serviço sem perturbar o sistema. É o que se caracteriza por uma propagação controlada.

A filosofia ("FAIL SAFE") é atualmente a mais usada, pois permite um projeto com funcionalidade e segurança.

Entretanto, em virtude de particularidades de determinadas áreas de projeto, existem "tentativas" de normalização do procedimento a ser adotado. Quando as aplicações envolvem risco de vidas, como por exemplo, na indústria aeronáutica, AGARD AG176 [11]. A ASME [12] (American Society of Mechanical Engineers) normalizou as aplicações em vasos de pressão. Cowan [13] propôs normas de procedimentos para a análise e significância de defeitos em vasos de pressão.

A possibilidade de combinação de fatores que influem no comportamento em fadiga dos materiais é consideravelmente alta, exigindo levantamentos específicos, o que torna qualquer generalização perigosa.

No presente trabalho estudaremos a influência da espessura e da direção de propagação da trinca no comportamento à fadiga de dois aços: o primeiro aço de laminação controlada, alta resistência e baixa liga (ARBL), usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70; o segundo aço, usado na fabricação de vasos de pressão, atende a especificação ASTM A516-GR65.

O efeito da espessura sobre o comportamento à fadiga tem dado margem a resultados controversos. Jack e Price [14], em 1972, notando esta ambigüidade testou corpos de prova de aço carbono com espessuras variando entre 0,05 e 0,9

polegadas. Chegaram a conclusão de que a velocidade de propagação diminuía com o aumento da espessura, relacionando, este comportamento, ao estado de tensões atuante.

Uma explicação satisfatória só veio com Richards e Lindley [15] que notaram a influência de um outro fator, até então não investigado, ou seja, o nível de tensões atuantes. Este influiu diretamente nos mecanismos de propagação, e, quando o principal mecanismo atuante era o de estriações, propiciado basicamente por baixas tensões (cerca de $0,7 \cdot \sigma_{ys}$), notava-se uma pequena influência da espessura. Para tensões elevadas, onde não predominavam os mecanismos de estriações, observaram uma marcante influência da espessura.

Não obstante os resultados encontrados na literatura técnica, há sempre a possibilidade de outros fatores estarem concomitantemente somando e/ou subtraindo influências, o que abre perspectivas de novas descobertas.

Para alguns materiais a direção de aplicação de cargas é de fundamental importância na resposta mecânica, por exemplo, a madeira, que apresenta forte anisotropia no sentido transversal às fibras.

Os aços apresentam um efeito anisotrópico menor. Entretanto este é um comportamento generalizado, pois, quando observamos aços (amostras) de poucos grãos ou monogranulares (monocristalino) vemos que as propriedades mecânicas também serão função da direção. Este efeito é significativamente atenuado com o aumento do número de grãos.

O processo de fabricação do material pode também provocar ou intensificar a anisotropia existente. A laminação induz tensões internas; provoca alinhamento de segregações, impurezas e imperfeições e cria discordâncias e desarranjos nos contornos dos grãos.

CAPÍTULO 2

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES

Com as bases lançadas pela "Mecânica da Fratura" na explicitação dos conceitos de "concentração de tensões" e mecanismos de propagação de trincas, mesmo que causadas por cargas estáticas, ofereceu-se meios para grandes elucidações no trato dos mecanismos de fadiga.

O principal conceito, advindo especificamente da "Mecânica da Fratura Linear Elástica", é o do Fator de Intensidade de Tensão ("K") que descreve o campo de tensões na ponta da trinca. Este é universalmente aceito e empregado nas soluções dos problemas de fadiga de alto ciclo.

O conceito da Mecânica da Fratura Elasto Plástica tem sido pouco utilizado, normalmente pelas dificuldades que oferece, pela falta de resultados comparativos e, principalmente, em vista de que a maioria dos aplicativos dos mecanismos de fadiga são de alto ciclo, envolvendo apenas pequenas deformações plásticas. Em geral é, então, viável a solução por conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica.

O Fator de Intensidade de Tensão ("K") compatibiliza-se com às aplicações conceituais de fadiga de alto ciclo, que envolvem pequenas deformações plásticas na ponta da trinca, concordando portanto com as restrições teóricas da definição de "K".

Basicamente existem três modos de crescimento de trinca , em função dos carregamentos, Figura 2.1:

- Modo I - Carregamento em tração na direção "Y" - deslocamentos das faces da trinca perpendicularmente à tensão de tração. Modo de abertura de trinca.
- Modo II - Cisalhamento puro - deslocamento das faces da trinca paralelamente à força principal e perpendicularmente à frente de propagação.
- Modo III - Cisalhamento fora do plano - deslocamento das faces da trinca paralelamente a si mesmas. Modo de cisalhamento frontal.

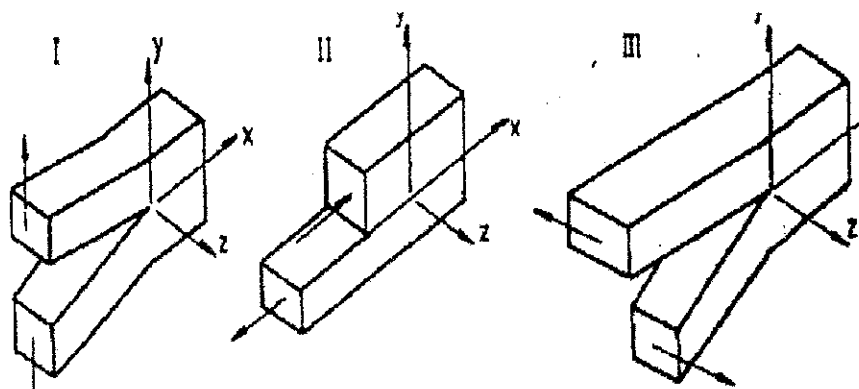


Figura 2.1 - Modos básicos de carregamento. Princípio de deslocamento das faces da trinca.

Na Figura 2.2 temos o sistema de coordenadas utilizado na parametrização da distribuição de tensões na frente da trinca.

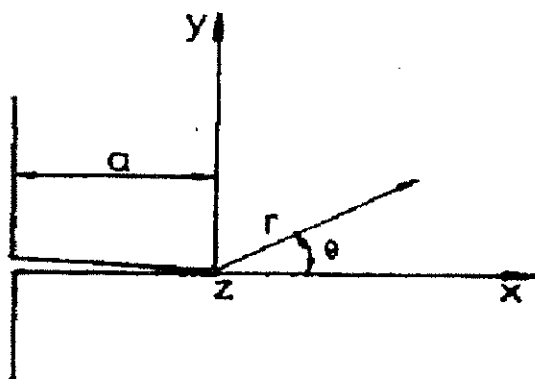


Figura 2.2 - Sistema de coordenadas utilizado na ponta da trinca.

O Fator de Intensidade de Tensão ("K") não depende das variáveis r e θ . Fisicamente, "K" descreve o campo de tensões num corpo devido a introdução de um defeito, Branco [16].

Na prática o Modo I de carregamento é o mais importante, embora os demais tipos de carregamentos possam também ocorrer. No Modo I encontramos duas situações limites para o estado de tensões: Na primeira situação temos o Estado Plano de Tensão - EPT -, onde só existem tensões em duas direções. Esta situação está associada à condição de "chapas finas". Na segunda situação temos o Estado Plano de Deformação - EPD -, existindo tensões em três direções. A deformação só ocorre em duas direções, sendo esta situação associada à condição de "chapa grossa".

Portanto, temos K como uma função de parâmetros dimensionais do corpo de prova (tamanho de trinca e geometria), da posição da trinca e das condições de carregamento.

Para o Modo I, Frost et al [17], no caso mais geral, temos:

$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a}$$

Equação (2.1)

onde:

σ = tensão nominal perpendicular ao plano da trinca

a = comprimento da trinca

Y = Parâmetro adimensional função da geometria do corpo de prova e da distribuição de carga. Vários casos práticos estão relacionados em Juvinall [9].

A Figura 2.3 ilustra o efeito da espessura no valor da tenacidade à fratura " K_{Ic} ".

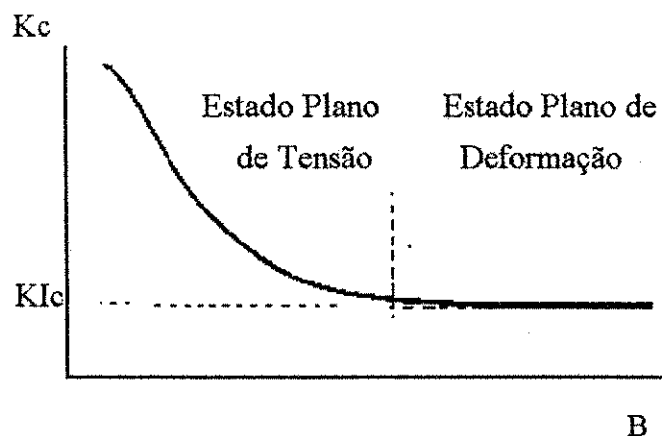


Figura 2.3 - Dependência do valor da tenacidade à fratura " K_{Ic} " com a espessura " B ".

Wöhler, pioneiro nas elucidações dos processos de fratura que envolviam quebras por fadiga, enfatizou seus esforços na descoberta dos mecanismos e causas que propiciavam a nucleação de trincas.

Os resultados das investigações indicavam valores bastantes conservadores, que na prática não se confirmavam.

As pesquisas de Wöhler baseavam-se em peças sem defeitos, sem concentradores de tensões, fazendo com que cerca de 90% da vida do material fosse

atrelada ao processo de nucleação de trincas. Entretanto, nos diversos casos levantados de peças que falharam, notou-se a presença de concentradores de tensões, e que estes defeitos, geralmente entalhes de grande acuidade, propiciavam rápida nucleação e propagação de trincas por fadiga.

A partir desta observação, passou-se a conceber que, praticamente, todas as peças possuíam concentradores de tensões, fossem eles de natureza geométrica (mudanças da seção, entalhe etc.), ou provenientes do próprio processo de fabricação ou de produção do material.

A segunda fase do estudo sistemático de fadiga tem início com a aplicação dos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica, ficando as curvas de Wöhler como um ponto referencial.

Com a análise pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), ficou evidente que a presença de "defeitos" causam o desenvolvimento de trincas, quando submetidos a carregamentos cíclicos, mesmo que com níveis de tensão abaixo da tensão de escoamento do material. Estes defeitos aumentam lentamente, e podem alcançar proporções em que se tornam "críticos", nesta situação temos $K = K_{IC}$ ou $K = K_C$.

O processo de fadiga caracteriza-se pela variação do carregamento, fazendo surgir uma nova variável, a amplitude do fator de intensidade de tensão, ΔK , que governará o processo de propagação da trinca de fadiga.

O carregamento cíclico com deformação plástica e incremento de trinca deixa, em alguns materiais, marcas, que são denominadas "estrias".

Os dados de incremento de trinca são anotados contra o número de ciclos, possibilitando a montagem do gráfico $a \times N$, Figura 2.4. Com estes dados obtém-se a taxa de crescimento de trinca (da/dN), que nada mais é do que a tangente da curva em cada ponto.

Com os valores de carregamento, comprimento de trinca e parâmetros geométricos, obtém-se o valor de ΔK . Especificamente, para a nossa configuração geométrica (corpo de prova do tipo Tração Compacta), ΔK foi determinado através da Equação (3.1)

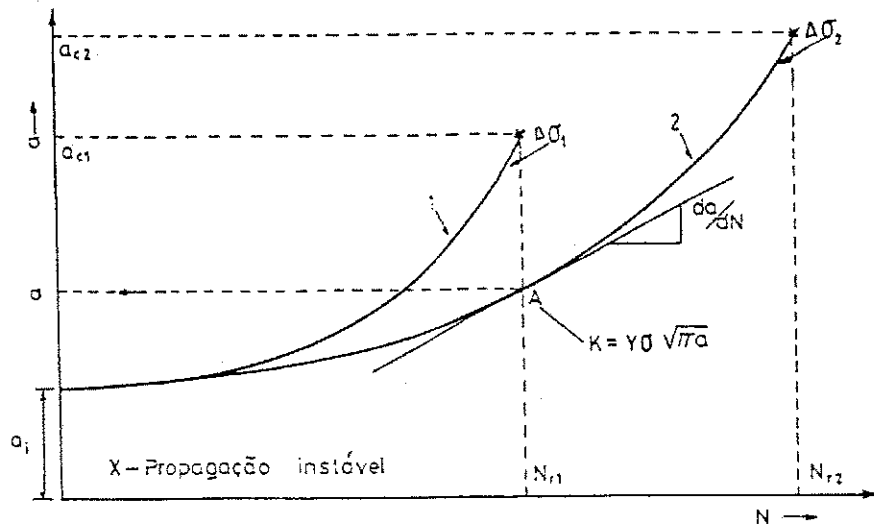


Figura 2.4 - Gráfico $a \times N$ - a tangente em cada ponto representa a taxa de crescimento de trinca da/dN - Curvas características de dois carregamentos diferentes onde: $\Delta\sigma_1 > \Delta\sigma_2$.

Paris e Erdogan [17], estudando a propagação de trincas em corpos de prova submetidos à carregamentos cíclicos, determinaram a relação existente entre a taxa de crescimento de trinca (da/dN) e a amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK). Esta relação plotada em escala log-log, Figura 2.5, apresenta um comportamento linear na Região II de propagação. Esta linearidade é regida matematicamente pela Equação de Paris, Equação (2.2).

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad \text{Equação (2.2)}$$

onde:

$n \Rightarrow$ é a inclinação da reta

$C \Rightarrow$ constante obtida no prolongamento da linha de regressão linear até $\Delta K = 1 \text{MPa}\sqrt{m}$

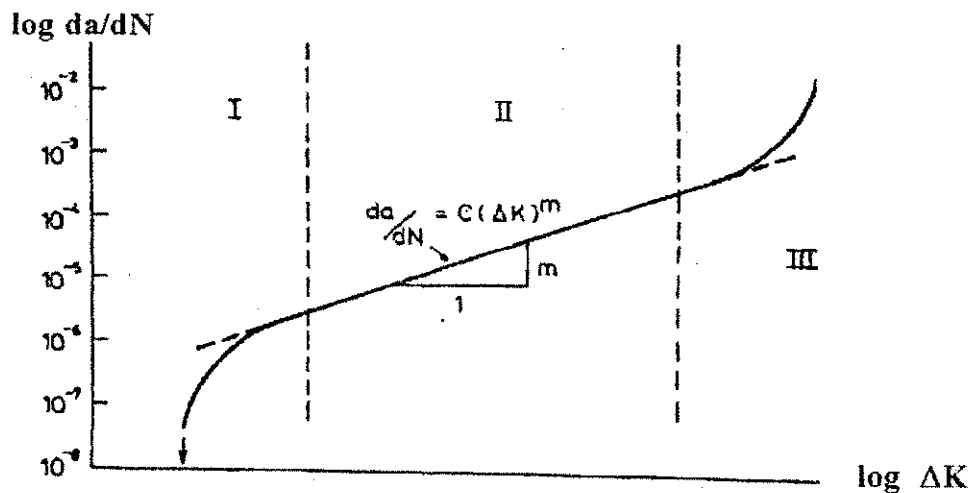


Figura 2.5 - Representação esquemática da taxa de crescimento de trinca de fadiga (em um meio não agressivo).

Neste gráfico, Figura 2.5, notamos três regiões distintas a serem consideradas:

- Região I - Região em torno e anterior ao valor de ΔK_{th} , onde para valores de ΔK dessa ordem, o crescimento de trincas ocorre a taxas muito baixas, e, para valores de $\Delta K < \Delta K_{th}$, não se verifica crescimento de trinca.
- Região II - Revela a principal característica deste gráfico plotado em escala log-log, ou seja, a linearidade da relação $da/dN \times \Delta K$. Este comportamento é regido pela lei de Paris e Erdogan [17] - Equação (2.2).

Região III- Região de elevada taxa de propagação de trinca de fadiga, de curta duração e antecedendo o colapso da estrutura (material, CP, etc.). Esta fase é regida basicamente pela tenacidade à fratura do material, (K_{Ic} , K_{Ic}). Apresenta pouca importância do ponto de vista do estudo dos mecanismos de fadiga. A importância maior está no conhecimento de onde começa esta fase e, então, evitá-la.

Plumbridge [18], estudou o comportamento de trincas de fadiga, desde a nucleação, propondo quatro estágios para a fenomenologia:

Estágio 1: Está relacionado ao processo de desenvolvimento de microtrincas, que ainda são possíveis de remoção através de processos que possibilitam a organização estrutural, por exemplo: tratamentos térmicos.

Estágio 2: Nesta fase a trinca se movimenta em "bandas de deslizamento" causadas pelo aprofundamento da trinca inicial do Estágio 1. Estas trincas se desenvolvem nos planos de alta tensão cisalhante (no gráfico da Figura. 2.5, corresponderia à Região I de propagação.)

Estágio 3: Com o desenvolvimento da trinca originada na(s) fase(s) anterior(es) ou pela pré-existência da mesma, esta adquire tamanho macroscópico, que, associado ao nível de tensões atuante, desenvolver-se-á em planos de alta tensão de tração, cuja direção tende a ser normal à tensão de tração. No gráfico da Figura. 2.5, esta situação está caracterizada pela Região II.

Estágio 4: Com o crescimento da trinca as condições de carregamento tornam-se significativamente severas, a taxa de propagação da/dN aumenta rapidamente e o Fator de Intensidade de Tensão "K" aproxima-se de "K_c". No gráfico da Figura 2.5, esta situação está caracterizada pela Região III.

2.2 - PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA:

CARACTERÍSTICAS PRINCIPAIS DAS REGIÕES I, II, III.

2.2.1 - REGIÃO I DE PROPAGAÇÃO.

Esta região é caracterizada por um valor limite de ΔK , abaixo do qual não se verifica crescimento de trinca, ou este crescimento ocorre a taxas inferiores a 10^{-10} m/ciclo. Este valor de ΔK - ΔK_{th} - é definido como o máximo valor de amplitude de tensão em que não há crescimento detectável de trinca até 10^7 ciclos.

O valor de ΔK_{th} pode ser determinado através de várias técnicas experimentais, Ritchie [19].

É importante não confundir o valor limite ΔK_{th} com o valor limite ΔK_o , ou seja:

ΔK_{th} - "Amplitude de Intensidade de Tensão"- É o valor limite de ΔK abaixo do qual não há crescimento detectável de trinca. Valor de ΔK igual ou superior propicia crescimento de trinca a uma taxa (da/dN) muito baixa. É uma propriedade do material.

ΔK_0 - Em determinadas situações a influência de diversos fatores como a microestrutura, meio ambiente, rugosidade superficial induzida, óxidos, etc, podem dar origem a mecanismos que provocam o fechamento de trinca, alterando o valor nominal de ΔK_{th} , Liaw [20]. Este novo valor é denominado de ΔK_0 .

Os equipamentos de monitoração, para acompanhamento de propagação de trinca, usualmente apresentam resolução na ordem de $10^{-4}m$ (0,1mm). Num ensaio de 10^7 ciclos, isto representaria uma taxa - da/dN - inferior à $10^{-11}m / ciclo$, Lindley [21], Ritchie [22], portanto não sendo possível detectar crescimento de trinca para valores de ΔK em torno de ΔK_{th} .

Neste nível de ΔK , a zona plástica na frente da trinca aproxima-se da escala microestrutural e as taxas de propagação tendem a se tornarem menores que o espaçamento interatômico. O crescimento na frente da trinca passa a ser localizado, o que dificulta a propagação, induzindo que estamos próximos ao valor limite de ΔK , ou seja, ΔK_{th} - Ritchie [22].

Em corpos de prova lisos, onde não existe a presença de concentradores de tensões, pelo menos os geométricos, esta fase pode ocupar praticamente toda a vida útil do material ou componente. Na presença de concentradores de tensões (descontinuidades geométricas, entalhes, trincas de grande acuidade, etc), as condições de carregamento podem se tornar críticas, e o Regime I de propagação não ocorrer, isto é, a propagação iniciar-se já com as taxas (da/dN) características do Regime II.

O Regime I é especialmente estudado pela filosofia de projeto "SAFE LIFE", onde as aplicações envolvem condições muito severas, Ritchie [22], Lindley e

Richards [23], como é o caso de eixos e palhetas de turbinas que devido a alta frequência do regime de trabalho, o Regime II de propagação representaria uma vida útil curtíssima.

Na Região I nota-se a influência significativa da microestrutura. O mecanismo de propagação é descontínuo. Sendo inicialmente transgranular dúctil e passando a transgranular dúctil mais intergranular. A zona de deformação plástica é consideravelmente menor que a dimensão do grão. Na transição do Regime I para II, o tamanho da mesma é em média inferior a cinco vezes a dimensão do grão, Branco [1].

A zona plástica por ser tão pequena torna os mecanismos sensíveis as propriedades locais dos grãos, fazendo com que a microestrutura influencie as taxas de propagação.

Suzuki [24] tratou termicamente amostras de aço AISI 1018 obtendo duas microestruturas diferentes: uma com martensita envolvida por uma rede de ferrita, e, a outra mostrando uma rede contínua de martensita envolvendo grãos de ferrita. Os ensaios demonstraram que o valor de ΔK_{th} é influenciado pela microestrutura, indicando uma variação que tende a acompanhar a tensão de escoamento do material. Entretanto este efeito pode ser mascarado e, em geral, quando o material se torna mais dúctil, o processo de fadiga no Estágio I passa a sofrer influência dos mecanismos de fechamento de trinca, Liaw et al [25], diminuindo o ΔK efetivo. Isto faz com que se tenha um ΔK_{th} aparente (ΔK_o) com valores mais elevados, retardando o início de propagação da trinca.

Em materiais menos dúcteis (tensão de escoamento maior), a influência dos mecanismos de fechamento de trinca passa a ser menor, fazendo com que o ΔK aplicado seja próximo ou igual ao ΔK efetivo (ΔK_{eff}) e, então, o ΔK_{th} aparente (ΔK_o) tende para o valor real de ΔK_{th} (ΔK_{th} aumenta com a tensão de escoamento, Suzuki [24] e Liaw [16]).

A influência do tamanho de grão na resistência ao início de propagação de uma trinca de fadiga tem sido bastante pesquisada, Masounave [26], Robinson [27] e Irving [28]. Em geral, a resistência ao início de propagação da trinca de fadiga aumenta com o tamanho de grão.

Aparentemente notamos um paradoxo nesta afirmação, pois a tensão limite de resistência à fadiga convencional, aumenta com o refino de grão. A explicação pode advir do fato de que a frente de trinca tende a seguir uma orientação cristalográfica preferencial, a mais propícia aos sistemas de escorregamentos, e que com a diminuição do número de grãos, probabilisticamente, torna-se-ia mais difícil de ser conseguida, Figura 2.6.

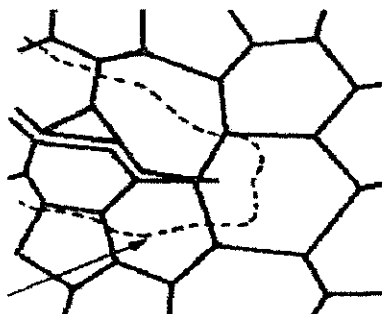


Figura 2.6 - Crescimento de trinca no Regime I de propagação, zona plástica correspondente.(Região I)

A influência da tensão média ($R = K_{\text{mín}} / K_{\text{máx}}$) na Região I ocorre sobre os valores de ΔK_0 , já que " ΔK_{th} " é uma propriedade do material. É de consenso entre os pesquisadores que o ΔK_0 decresce com o aumento do valor de "R". Esta influência (R sobre ΔK_0) torna-se gradativamente menor com a elevação de "R", Otha e Sasaki [29], Broek [30].

A influência de "R" nos valores de ΔK_0 apresenta uma forte dependência do meio ambiente.

Ensaaios realizados em atmosferas inertes, para um aço temperado e revenido, e para uma liga de titânio - alumínio - vanádio, Irving [31] e Cooke et al [32], mostraram que o ΔK_0 era completamente independente de "R". Isto fazia crer que a dependência de ΔK_0 com relação a tensão média só existiria em conjunto com a influência do meio ambiente, ou seja, com a agressividade deste. Entretanto, Lindley e Richards [23], trabalhando com aços inoxidáveis e McEvelly e Wei [33] com ligas de titânio-alumínio, mostraram que ainda existe a dependência de ΔK_0 , para com "R", mesmo em atmosferas inertes, embora que em escala bem mais reduzida do que quando na presença de ambientes "comuns" ou agressivos.

Ritchie e Suresh [34] mostraram que a tensão média altera a posição das curvas $da/dN \times \Delta K$, mesmo em ambientes relativamente inertes, provocando o deslocamento das curvas, Figura 2.7.

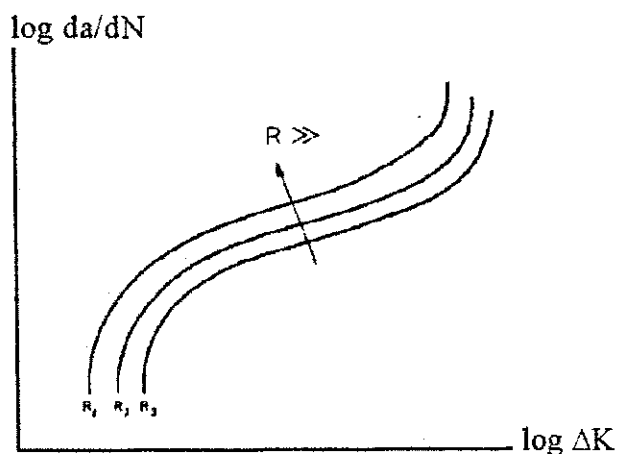


Figura 2.7 - Representação esquemática da influência da tensão média "R" nas curvas do gráfico $\log da/dN \times \log \Delta K$.

Para a melhor compreensão da influência do meio ambiente nos mecanismos de fadiga, faz-se necessário o entendimento prévio do fenômeno de corrosão sob tensão, pois este desempenha um importante papel no processo de "Corrosão-Fadiga", e, ainda serve de referencial para o levantamento das hipóteses de estudo.

O processo tem início com a nucleação de sítios de "corrosão localizada" que originam pontos de concentração de tensões. A trinca inicia-se e propaga-se a partir dos concentradores de tensões (pontos de corrosão localizada) de maior intensidade.

A previsão do comportamento de propagação de trincas por fadiga de um material sob " Corrosão-Fadiga" é muito difícil, pois depende da interação de múltiplas variáveis.

De maneira geral, o ambiente quando se torna agressivo, antecipa o processo de desenvolvimento da trinca (diminui ΔK_0) e potencializa o efeito de várias outras variáveis, como: frequência, forma de onda, variáveis metalúrgicas, temperatura e tensão média, Branco [1].

Na Região I variáveis como a frequência, espessura, temperatura e o carregamento (forma da onda), não assumem importância relevante. As frequências habituais verificadas nos processos de fratura por fadiga e as utilizadas em ensaios de laboratório (10Hz à 150Hz) têm influência irrelevante, Branco [1]. Entretanto, quando há a interação com o meio ambiente, os efeitos destas variáveis podem ser significativos, Lindley e Richards [23] e Randon [35].

Em ambientes inertes a influência da frequência dentro da Região I de propagação de trinca é pequena e, geralmente age no sentido de deslocar o ΔK_0 para valores menores, Broek [30].

A espessura , pelo efeito que provoca no estado de tensões na ponta da trinca , pode afetar o modo de propagação desta, Branco [1]. Para espessuras inferiores a $4 \times 10^{-3} \text{m}$ (4,0mm), a trinca tende a crescer sob estado de tensão plana,

com a frente de propagação inclinada (em geral de 45°) em relação à tensão de tração principal, Branco [1] e Broek [30]. Na Região I, normalmente isto não ocorre, porque os valores de ΔK são pequenos, Branco [1] e Broek [30].

A forma da onda de carregamento em geral não tem um efeito significativo em ensaios realizados à temperatura ambiente. Em ambientes agressivos, em conjunto com variáveis como temperatura e frequência, o tipo de onda de carregamento pode ser bastante importante, Randon [35].

2.2.2 - REGIÃO II DE PROPAGAÇÃO.

Esta é a região mais importante no estudo de propagação de trincas por fadiga, envolvendo taxas de 10^{-8} à 10^{-6} m/ciclo.

Grande parte das pesquisas procuram revelar o comportamento dos materiais nesta etapa de crescimento da trinca. Esta região representa uma parcela significativa na vida da peça e, portanto, é de grande interesse.

A filosofia de projeto "FAIL SAFE", atualmente a mais utilizada na maioria das aplicações, concentra suas atenções no comportamento da taxa de propagação da trinca de fadiga na Região II.

Na Região II a trinca cresce sob uma ampla gama de valores de ΔK . A faixa de abrangência de ΔK estende-se desde as proximidades de ΔK_{th} a valores próximos do Fator de Intensidade de Tensão Crítico do material (K_c , K_{Ic}). Quando o $K_{m\acute{a}x}$ aplicado atinge o valor crítico (K_c , K_{Ic}), na Região III, o corpo de prova entra em instabilidade.

Na Região II, a superfície de fratura apresenta um aspecto superficial formado por rugas ou estrias, onde cada estria representa um incremento de trinca gerado num ciclo de carregamento, Forsyth e Worden [36]. Não necessariamente cada ciclo de carregamento produz uma estria.

Entretanto, esta particularidade nem sempre é esperada. Materiais de alta resistência mecânica, principalmente em ambientes agressivos, costumam não revelar esta característica, Randon [35].

Forysth e Stubbington [37] explicaram a nucleação de trincas de fadiga pelo mecanismo de intrusões e extrusões. Wood [38], por outro lado, propôs um mecanismo de deformações sucessivas, onde pequenos desalinhamentos levariam à formação da trinca de fadiga.

Com o decorrer do tempo, estes pequenos defeitos originariam as "microtrincas" que passariam à "macrotrincas", que por sua vez apresentam mecanismos próprios de crescimento, já podendo estar inseridos na Região II de propagação, Broek [30].

As estriações dúcteis, em geral, caracterizam o processo de crescimento de trinca por fadiga dentro da Região II. Contudo, nem sempre as estrias podem ser identificadas, mas a sua observação assegura a ocorrência dos mecanismos de fadiga.

As explicações para os mecanismos de propagação de trinca na Região II, sempre buscaram elucidar a formação das estriações. As primeiras hipóteses sugeriam a ocorrência de fratura por clivagem à frente da trinca, Forsyth e Ryder [39]. O perfil das estriações formava-se durante o escoamento do material remanescente entre a ponta da trinca e a frente de clivagem, Figura 2.8. Portanto o espaçamento entre as estriações passaria a ser regido pela distância entre as partículas frágeis.

Embora precipitados frágeis possam ocorrer à frente da trinca, isto não constitui a regra geral. Na realidade, o espaçamento entre as estriações é governado pela amplitude do Fator de Intensidade de Tensões, Broek [30].

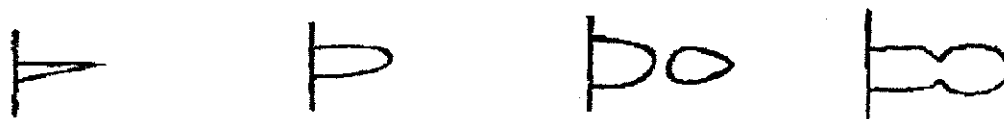


Figura 2.8 - Modelo inicial sobre os mecanismos de propagação de trincas por fadiga, Forsyth e Ryder [39]

Bowles e Broek [40] sugeriram que: quando a densidade de discordâncias na ponta da trinca (para materiais cristalinos) exceder um determinado valor crítico, há a formação de um sub-grão que é capaz de retirar energia do sistema e imobilizar a trinca. Portanto, o incremento de crescimento da trinca seria igual ao diâmetro do sub-grão, Figura 2.9.

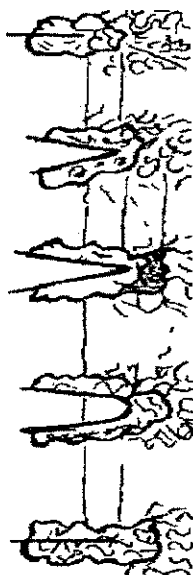


Figura 2.9 - Modelo envolvendo a formação de um "Subgrão" pelo acúmulo de discordâncias na ponta da trinca, para explicar o mecanismo de propagação de trincas de fadiga, Bowles e Broek [40].

Existe um número considerável de teorias que procuram explicar os conceitos da mecânica da propagação de trinças por fadiga na região intermediária de crescimento. Atualmente, uma das mais aceitas foi proposta por Laird e Smith que posteriormente foi aperfeiçoada por Laird [41].

De acordo com Laird [41], a propagação de trinca ocorre por um processo plástico que torna a ponta da trinca rombuda, Figura 2.10. No início do carregamento a ponta da trinca, ainda aguda, Figura 2.10(a), é tracionada propiciando a formação de um pequeno entalhe duplo, Figura 2.10(b), concentrando deslizamentos ao longo dos planos que fazem 45° com o plano da trinca. Com a continuidade do carregamento ocorre o cegamento da trinca, ou seja, a ponta da trinca torna-se rombuda, Figura 2.10 (c).

Quando a carga de tração vai sendo aliviada, inicia-se o fechamento da trinca. Começa a surgir cargas de compressão originadas pela deformação plástica ocorrida no tracionamento. As direções de deslizamento nas extremidades da trinca são invertidas, ocorrendo a compactação das faces da trinca e o surgimento de uma nova superfície de trinca, Figuras 2.10(d) e (e).

A nova superfície, que se originou no tracionamento, é forçada para o plano da trinca, Figura 2.10(e), onde é parcialmente dobrada por flambagem, formando novamente uma ponta de trinca aguda e iniciando um novo ciclo, Figura 2.10(e) e (f).

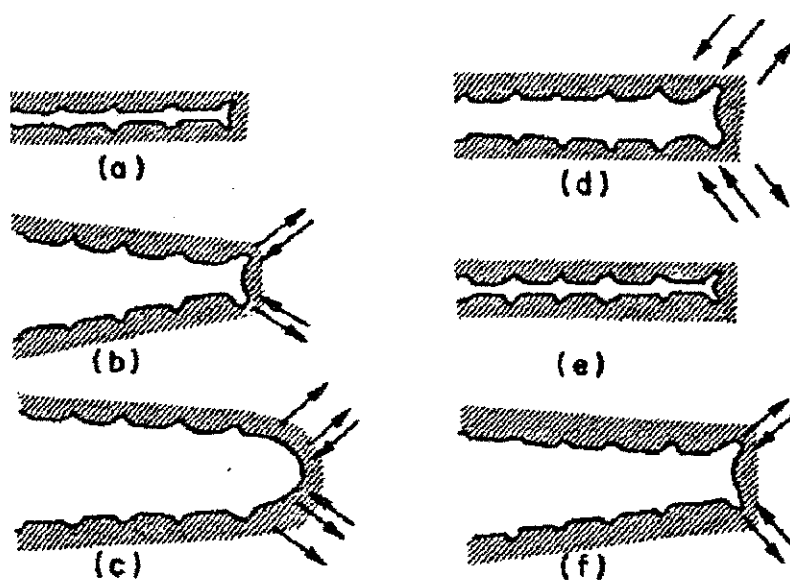


Figura 2.10 - "Modelo de Cegamento Plástico" para explicar o mecanismo de propagação de trincas por fadiga, Laird [41].

Na Região II a taxa de propagação de trinca de fadiga é muito pouco afetada pela resistência mecânica do material.

Ritchie [34] compilou uma série de dados experimentais e verificou que a taxa de propagação pode variar no máximo de um fator de 2 ou 3, para uma ampla gama de valores de resistência mecânica.

Em ligas de alumínio e, em geral, materiais não ferrosos, quando submetidos a tratamentos térmicos que modificam a microestrutura, a taxa de propagação da trinca de fadiga é pouco afetada, Branco [1]

Numerosas compilações de dados realizados por Osgood [42] revelaram que a taxa de propagação de trincas em aços, dentro da Região II, não sofre grandes alterações com a mudança da microestrutura, mesmo que ocorra uma significativa variação nas propriedades mecânicas,

Osgood [42] compilou numerosos resultados de curvas $da/dN \times \Delta K$ de uma grande variedade de aços, com três diferentes microestruturas, caracterizadas por

uma significativa diferença nas tensões de escoamento e resistência, obtendo os seguintes valores limites (superiores) para os coeficientes "m" e "C" da Equação de Paris, Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Coeficientes "m" e "C" da Equação de Paris para três diferentes microestruturas. ($da/dN \Rightarrow$ mm/ciclo e $\Delta K \Rightarrow$ $Nmm^{-3/2}$)

| MICROESTRUTURA | C | m |
|---------------------|-----------------------|------|
| Austenítica | $5,59 \times 10^{-9}$ | 3,25 |
| Ferrítico-Perlítica | $6,87 \times 10^{-9}$ | 3,00 |
| Martensítica | $1,35 \times 10^{-9}$ | 2,25 |

Plotando-se os dados no gráfico $da/dN \times \Delta K$ (escala bi-log) visualiza-se melhor o pequeno efeito da microestrutura no comportamento dos aços na Região II de propagação, Figura 2.11.

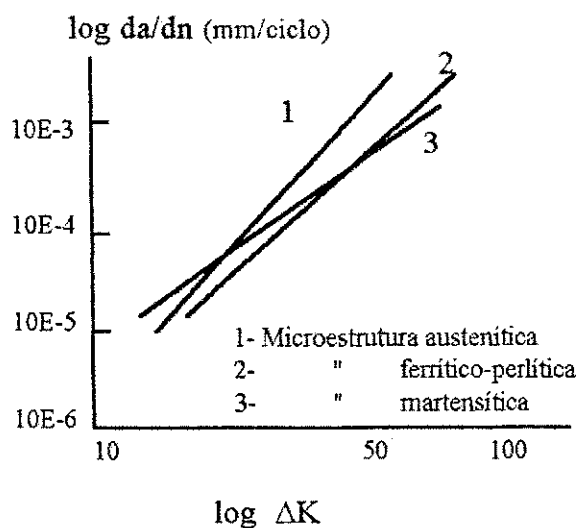


Fig. 2.11 - Influência da microestrutura na taxa de propagação de trincas por fadiga em aços, Osgood [42].

Observa-se que uma estrutura de alta resistência mecânica como a martensítica não induz uma melhora significativa na resistência à propagação de trincas por fadiga. Logo, não devemos esperar diferenças significativas nas taxas de propagação de trincas por fadiga, nos aços, quando verificarmos pequenas mudanças nas propriedades mecânicas ou na microestrutura dos mesmos.

Ritchie e Knott [43] observaram que em aços suscetíveis à fragilidade ao revenido há um aumento na taxa de propagação de trincas por fadiga.

Em materiais de menor tenacidade à fratura existe a possibilidade de que outros mecanismos, além dos de estriação dúctil, venham a ocorrer durante o crescimento da trinca de fadiga na Região II, Ritchie e Knott [43].

Suresh [44] observou que em não havendo o predomínio de outros mecanismos sobre o de estriação dúctil, a microestrutura tem pequeníssima influência na taxa de propagação de trinca de fadiga na Região II. Suresh [44] cita ainda trabalhos de Irvirng e Beevers (1974); Lindigkeit, Terlind, Gysler e Lutjering, (1979), em ligas de alumínio, e Masounave e Bailon (1976), Ritchie (1979), Taira, Tanaka e hoshina (1979), Gray, Williams e Thompson (1983), em ligas de ferro; que ratificam sua afirmativa.

Os efeitos de variáveis como a tensão média ($R = K_{\text{mín}} / K_{\text{máx}}$) e o meio ambiente, na Região II, têm sido objeto de diversos trabalhos, Ritchie [19,22].

As considerações sobre a influência da tensão média na Região I de propagação são, em geral, válidas para a Região II. Entretanto, a sensibilidade a esta variável é significativamente menor do que na Região I e III, Figura 2.7.

Na Região II o efeito de meios agressivos sobre a taxa de propagação de trincas de fadiga tende a ser mais significativo do que na Região I, Randon [35]. Valores de ΔK maiores, em geral, facilitam o efeito agressivo do meio ambiente sobre o comportamento à fadiga, Mc Evely [33] e Randon [35].

A frequência normalmente tem um efeito pouco significativo nesta Região. Quando associada a ambientes agressivos e/ou a temperaturas elevadas pode ser bastante importante, Randon [35]. Por outro lado existem materiais que são sensíveis a variação da frequência de aplicação de carga, mesmo em ambientes não agressivos, Branco [1]. Em materiais sensíveis a taxa de deformação verificou-se que a taxa de propagação de trinca de fadiga aumenta quando a frequência diminui, Musuva et al [45], Figura 2.12.

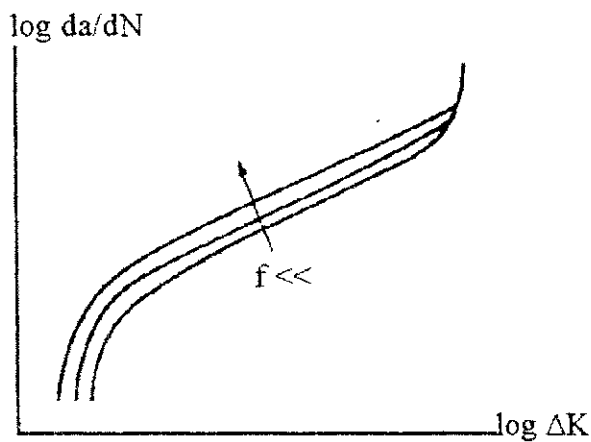


Figura 2.12 - Representação esquemática do efeito da frequência na taxa de propagação de trincas por fadiga em ambientes inertes.

O efeito da frequência de carregamento, em ambientes inertes, ocorre de acordo com o comportamento do material, em relação à taxa de deformação, enquadrando-se em três categorias, Randon [35]:

- 1ª- Materiais não sensíveis à velocidade de deformação, onde a taxa de propagação de trinca não depende da frequência.
- 2ª- Materiais sensíveis à taxa de deformação, com comportamento semelhante ao da Figura 2.12.
- 3ª- Materiais sensíveis a taxa de deformação, que apresentam uma frequência de transição em que são suscetíveis ao efeito da frequência de carregamento.

A espessura, principal variável geométrica, tem apresentado um efeito pouco significativo quando as condições de carregamento são moderadas. Por outro lado, este efeito, mesmo que pequeno, caracteriza-se por ter comportamento típico de acordo com o intervalo de espessura considerado, Branco [1] e Maddox [46].

2.2.3 - REGIÃO III DE PROPAGAÇÃO:

Predecessora de uma propagação de trinca instável, é a região que apresenta menor interesse do ponto de vista técnico e científico no entendimento dos mecanismos que a governam.

Num processo de desenvolvimento normal de trinca, uma situação que anteriormente era estável e previsível muda totalmente de panorama.

Nesta etapa os valores de ΔK são elevados e o $K_{m\acute{a}x}$ tende para o K_C do material. Há a interação de outros mecanismos de fratura que, gradativamente, irão superando os de estriações dúcteis. Isto passa a ocorrer quando o valor de $K_{m\acute{a}x}$ ultrapassa 70% do K_C do material, Richards e Lindley [15].

Devido ao carregamento elevado, além do cisalhamento que há na ponta da trinca, surgem vazios e quebra de partículas, fazendo com que haja "saltos" de ruptura entre a ponta da trinca e os nucleadores de novas trincas localizadas à frente.

Nesta Região, o modo de propagação de trinca é caracterizado pela interação dos mecanismos de fadiga, estriações com as rupturas elásticas, ocorrendo clivagem ou fratura dúctil (coalescimento de microcavidades) de acordo com o material.

A presença de partículas intermetálicas é um fator preponderante no comportamento da trinca neste Região, Broek [48]. Acentuam-se os mecanismos estáticos de fratura, dentro do processo de fadiga, abreviando-se ainda mais esta etapa do desenvolvimento da trinca.

O comportamento à fadiga aços ferríticos-perlíticos, com perlita lamelar e esferoidizada, foi estudado por Heald et al [49]. A microestrutura esferoidizada apresentou uma resistência à propagação de trincas de fadiga, na Região III, maior.

Portanto, na Região III, a taxa de propagação de trinca por fadiga é muito sensível ao efeito da microestrutura do material.

O efeito da granulometria do material na taxa de propagação de trinca de fadiga, na Região III, está relacionada à tenacidade do material, ou seja: com o aumento do tamanho de grão verifica-se uma queda na tenacidade e, como a Região III de propagação é controlada basicamente pela tenacidade à fratura, a taxa de propagação da trinca de fadiga cresce, Heald et al [49].

O efeito da tensão média ($R=K_{\text{mín}}/K_{\text{máx}}$) para os aços na Região III, em ambientes relativamente inertes pode ser visto na Figura 2.7, Ritchie e Suresh [34]. Em geral, os materiais não ferrosos têm um comportamento semelhante, Randon [35].

O aumento da tensão média provoca o aumento da taxa de propagação de trinca, ou seja, antecipa a Região III. Este deslocamento está diretamente relacionado à aproximação de $K_{\text{máx}}$ para com o valor do Fator de Intensidade de Tensão crítico do material (K_C, K_{IC}).

Na Região III o meio ambiente tem um efeito pequeno no comportamento do crescimento da trinca de fadiga. A interação com o meio agressivo exige tempo e como na Região III a vida em fadiga é curta, explica-se a pouca influência do meio ambiente na mesma.

Variáveis como a frequência e a forma da onda de carregamento, associadas à ambientes agressivos, da mesma forma têm um influência pequena na Região III. A maior influência destas variáveis, notadamente o meio ambiente, ou da combinação delas, está na medida em que influem na Região II, podendo causar a antecipação da Região III.

Concluindo, em nenhuma das Regiões analisadas discutimos a influência da história do carregamento por acreditarmos tratar-se de um capítulo a parte no estudo de problemas de fadiga de materiais. Na verdade, para sermos mais corretos, o mesmo raciocínio é válido para os problemas envolvendo fadiga associada à altas temperaturas e, ou, fadiga associada a meios agressivos. Entretanto, para fins ilustrativos, apresentamos a Figura 2.13 onde, em geral, o efeito da história do carregamento pode-se apresentar sob dois aspectos:

1º - Quando a amplitude do ciclo de tensões decresce: Na Região I e II podemos ter uma paralisação da trinca, devido ao tamanho da zona plástica desenvolvida no carregamento anterior. Na Região III o efeito é menor, pois o ΔK aplicado é suficientemente alto para garantir a propagação de trinca.

2º - Quando a amplitude do ciclo de tensões cresce: Neste caso, o efeito é praticamente o mesmo em todas as três Regiões. Teremos um aumento na taxa de propagação de trinca de fadiga, já que a zona plástica gerada pelo carregamento anterior, menor, será superada pelo carregamento que se segue, maior.

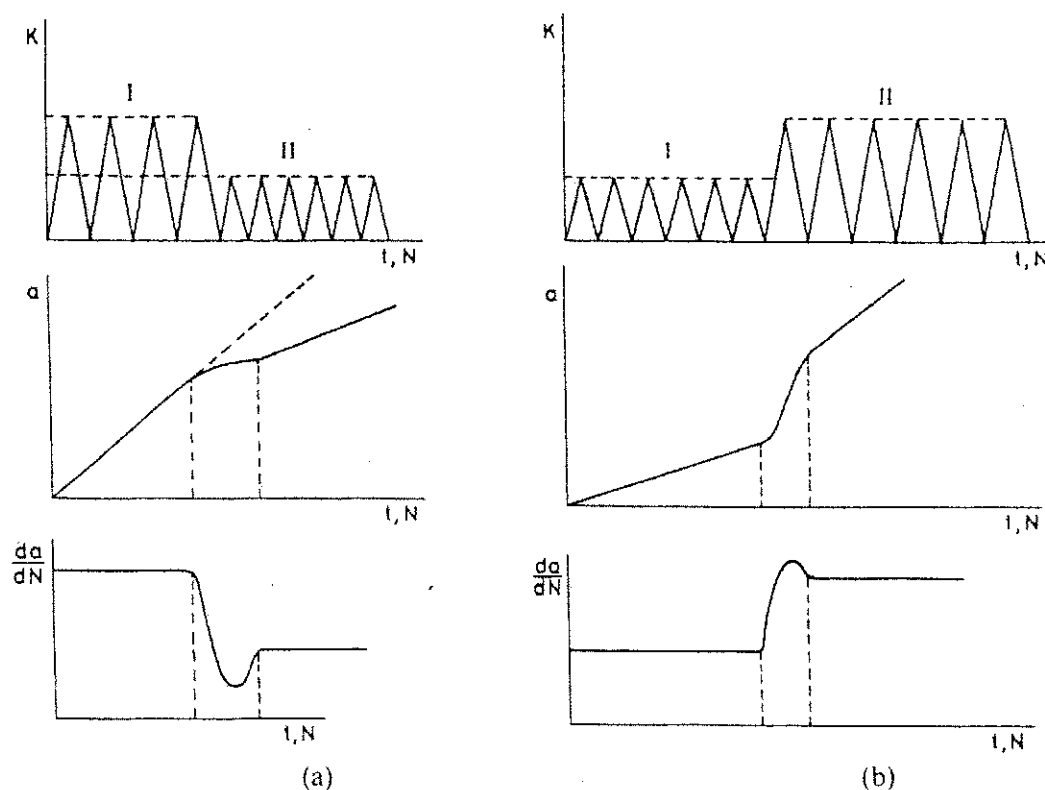


Figura 2.13 - Representação esquemática do efeito da história do carregamento na propagação de trincas por fadiga. (a) - diminuição da carga. (b) - elevação da carga.

2.3 - OUTRAS CONSIDERAÇÕES SOBRE A INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DO CORPO DE PROVA E DA ORIENTAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO.

2.3.1 - EFEITO DA ESPESSURA NA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA.

A influência da espessura na taxa de propagação de trincas de fadiga está relacionada com a maior ou menor restrição plástica associada à ponta da trinca, que é maior em espessuras maiores. Uma restrição plástica maior, característica de espessuras maiores, favorece a ocorrência de mecanismos estáticos de propagação e, portanto,

tende a aumentar a taxa de crescimento da trinca de fadiga, Richards e Lindley [15]. Este efeito ocorre até que a restrição plástica seja máxima. Normalmente a restrição máxima ocorre para espessuras superiores a $25 \times 10^{-3} \text{m}$, Branco [1].

O aspecto da fratura depende do estado de tensões atuante na ponta da trinca, portanto da espessura do material. Sob estado plano de tensões, temos uma fratura que tende a inclinar-se de 45° em relação ao eixo da tensão trativa principal (tensão uniaxial). Para o estado plano de deformações, temos uma fratura plana perpendicular ao eixo da tensão trativa principal (tensão uniaxial). O aspecto da superfície de fratura em função da espessura do corpo de prova pode ser observado na Figura 2.14.

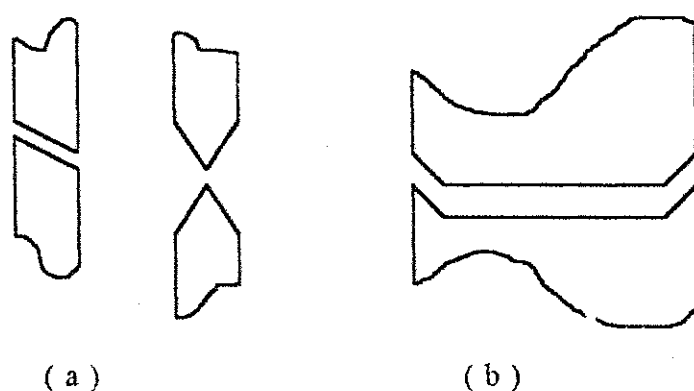
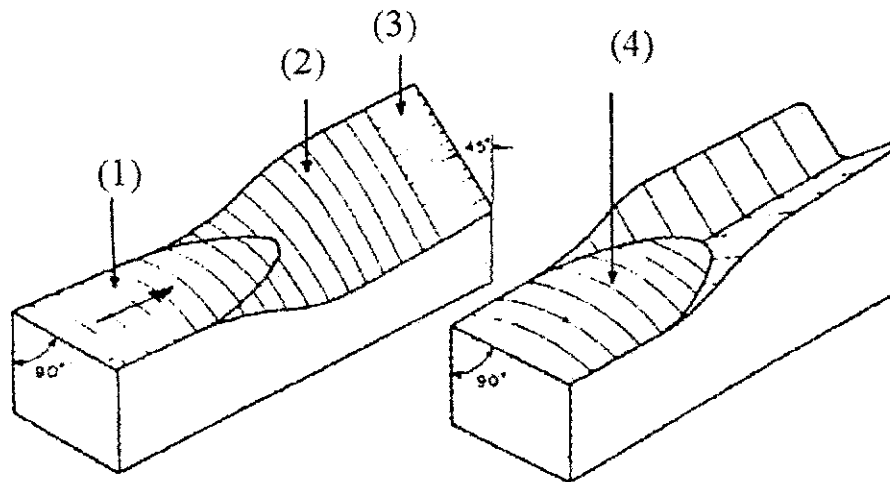


Figura 2.14 - Aspecto da superfície de fratura em função da espessura do corpo de prova. (a)- Estado plano de tensões.
(b)- Estado plano de deformações.

Durante a propagação de trincas por fadiga, em corpos de prova de espessuras intermediárias (geralmente entre 4×10^{-3} a $25 \times 10^{-3} \text{m}$), pode ocorrer que o modo de fratura sofra uma transição do estado plano de deformação para o estado plano de tensão, fazendo com que a superfície de fratura passe a inclinar-se em relação ao eixo da tensão principal, Figura 2.15.



- (1) - Superfície de fratura em estado plano de deformação
- (2) - Superfície de fratura em estado plano de tensão
- (3) - Superfície de fratura da região de ligamento mínimo.
- (4) - Propagação de trinca preferencialmente pelo centro do corpo de prova
(efeito "tunneling").

Figura 2.15 - Aspecto da superfície de fratura durante a transição do modo de fratura
(Estado plano de deformação \Rightarrow Estado plano de tensão).

A mudança no modo de fratura pode ser sentida no gráfico $da/dN \times \Delta K$, Maddox [46]. A fratura sob tensão plana, normalmente confere menores taxas de propagação de trinca, Maddox [46], Figura. 2.16.

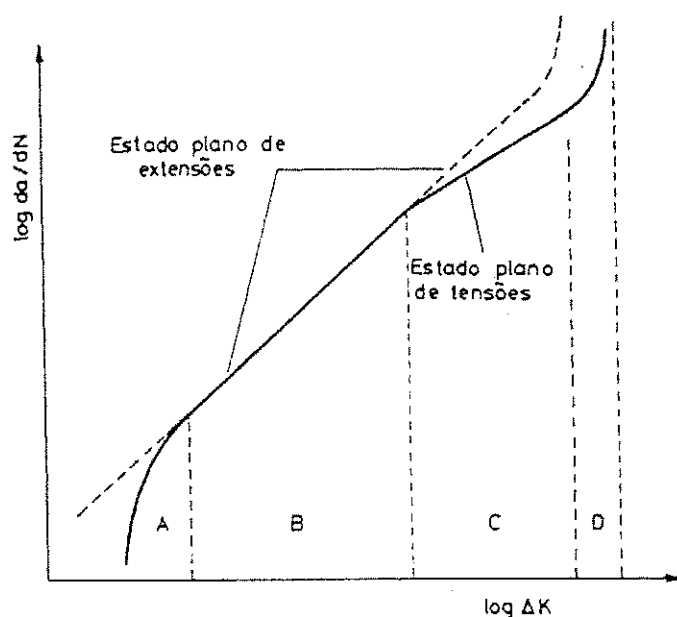


Figura 2.16 - Representação esquemática da influência da transição do modo de fratura no gráfico $da/dN \times \Delta K$, Maddox [46].

Para espessuras menores que $4 \times 10^{-3} \text{m}$, há a predominância do estado plano de tensões, desde o início da Região I de propagação. Neste caso a transição do modo de fratura não ocorre ou, então, se dá para valores demasiadamente baixos de ΔK , Branco [1]. Para espessuras superiores à $25 \times 10^{-3} \text{m}$, a fratura nas três regiões de propagação ocorre sob deformação plana.

Na Região I de propagação, para valores de ΔK baixos, a fratura ocorre sob deformação plana. Entretanto, para espessuras demasiadamente pequenas, pode ocorrer a transição do modo de fratura ainda nesta Região, Grosskreutz [47].

A Região III de propagação é governada pela tenacidade à fratura do material (K_{Ic} ou K_{Ic}). A fratura será plana se ocorrer sob deformação plana. Inclinada se ocorrer sob tensão plana. Daí podemos verificar que a espessura tem um papel importante no resultado final do aspecto da fratura.

Na Figura 2.17, temos uma representação esquemática do efeito da espessura na Região II de propagação de trinca de fadiga, Maddox [46].

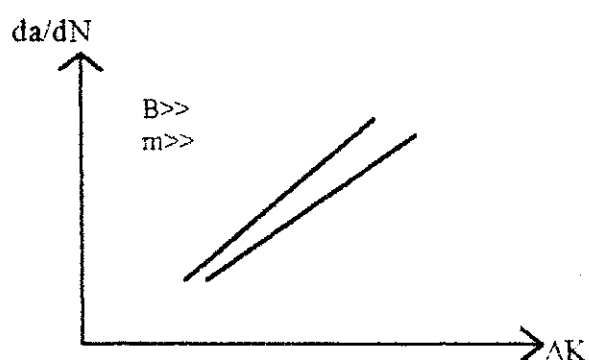


Figura 2.17 - Representação esquemática da influência da espessura na Região II de propagação de trinca por fadiga, Maddox [46].

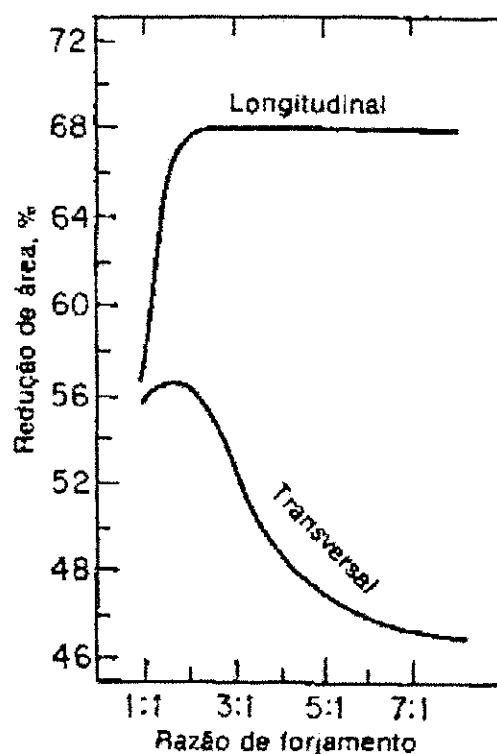
2.3.2 - EFEITO DA DIREÇÃO DE ORIENTAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO.

As propriedades mecânicas dos materiais dependem da direção em que eles são solicitados. A ANISOTROPIA nos metais podem ser classificadas em dois tipos: a "Cristalográfica" e a de "Fibramento Mecânico".

A Anisotropia Cristalográfica está relacionada com a orientação preferencial dos grãos. Grãos submetidos a uma intensa deformação plástica, sofrem uma forte orientação cristalográfica, e o metal, policristalino, comporta-se de forma semelhante a um monocristalino. Isto significa que o mesmo torna-se altamente anisotrópico.

O alinhamento de descontinuidades estruturais, como: inclusões, vazios e segregações, caracteriza a anisotropia denominada de "Fibramento Mecânico".

A técnica de "Redução de Área" é utilizada para quantificar a influência da anisotropia. A Redução da Área Transversal (RAT) é um bom índice de qualidade do aço nesta orientação, Dieter [52]. Quando comparamos a redução de área na direção longitudinal com a redução na direção transversal, notamos claramente o efeito anisotrópico destas direções. Na Figura 2.18 pode-se observar o efeito anisotrópico destas direções, tendo-se por base de referência a Razão de Forjamento, Dieter [52].



↳ Razão de Forjamento: Razão entre a área da seção reta transversal original e final da peça forjada.

Figura 2.18 - Efeito da conformação por forja na redução da área longitudinal e transversal - Resistência mecânica 83Kgf/mm² -[48]

Spinelli [53] estudou a influência da direção de orientação da trinca de fadiga na taxa de propagação.

Para aços da classe "ARBL" (API 5L-X70) não só as propriedades mecânicas convencionais (σ_{ys} , σ_r , ϵ , φ) como também a taxa de propagação da trinca de fadiga foram fortemente afetadas pela anisotropia apresentada pelo aço.

Enquanto as tensões de escoamento e resistência foram menores na direção transversal, a taxa de propagação da trinca de fadiga aumentou quando a direção de orientação passou de "LT" para "TL", Spinelli [53].

Neste trabalho, para os dois aços escolhidos, estudaremos o efeito da direção de orientação da trinca de fadiga, TL e SL, Norma ASTM E 616-81 [51], no comportamento à fadiga. Enfocaremos a Região II de propagação de trinca.

CAPÍTULO 3

3 - MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.1 - MATERIAIS

Neste trabalho estudamos dois aços: um obtido por laminação controlada em laminador de chapas grossas com controle de morfologia de inclusões, usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70, e outro que atende as especificações da Norma ASTM A516-GR65, usado na fabricação de vasos de pressão. A composição química dos dois aços (fornecida pelo fabricante) pode ser vista na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química dos aços (porcentagem em peso).

| % | C | Mn | Si | P | S | Al | Cu | Ni | Cr | Nb | V | Mo |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|--------|
| API | 0.11 | 1.51 | 0.329 | 0.016 | 0.002 | 0.037 | ≤ 0.01 | 0.016 | 0.155 | 0.044 | 0.064 | ≤ 0.01 |
| ASTM | 0.25 | 0.92 | 0.20 | 0.002 | 0.006 | | | | | | | |

Nas Figuras 3.1(a) e 3.1(b) pode-se observar a distribuição de inclusões nos dois aços. No aço usado para a fabricação de tubos (classe API 5L-X70), as inclusões são pequenas e não alongadas, devido ao tratamento de globulização que sofreram. Isto não ocorre com o aço que atende as especificações da Norma ASTM A516-GR65.

(a)

(b)

Figura 3.1 - Distribuição de inclusões nos dois aços.(a)- Aspecto da morfologia das inclusões no aço usado na fabricação de tubos (classe API 5L-X70); (b)- Aspecto da morfologia das inclusões no aço usado na fabricação de vasos de pressão (ASTM A516-GR65).

☉ Sem ataque; Aumento: 200x

Na Figura 3.2(a) pode-se observar a microestrutura do aço que atende a especificação API, processado sob laminação controlada, usado na fabricação de tubos. A microestrutura é constituída de bandas de ferrita e perlita. Na Figura 3.2(b) observa-se o aspecto microestrutural do aço que atende as especificações da Norma ASTM A516-GR65, largamente utilizado na confecção de vasos de pressão. A microestrutura é semelhante, embora com granulação mais grosseira.

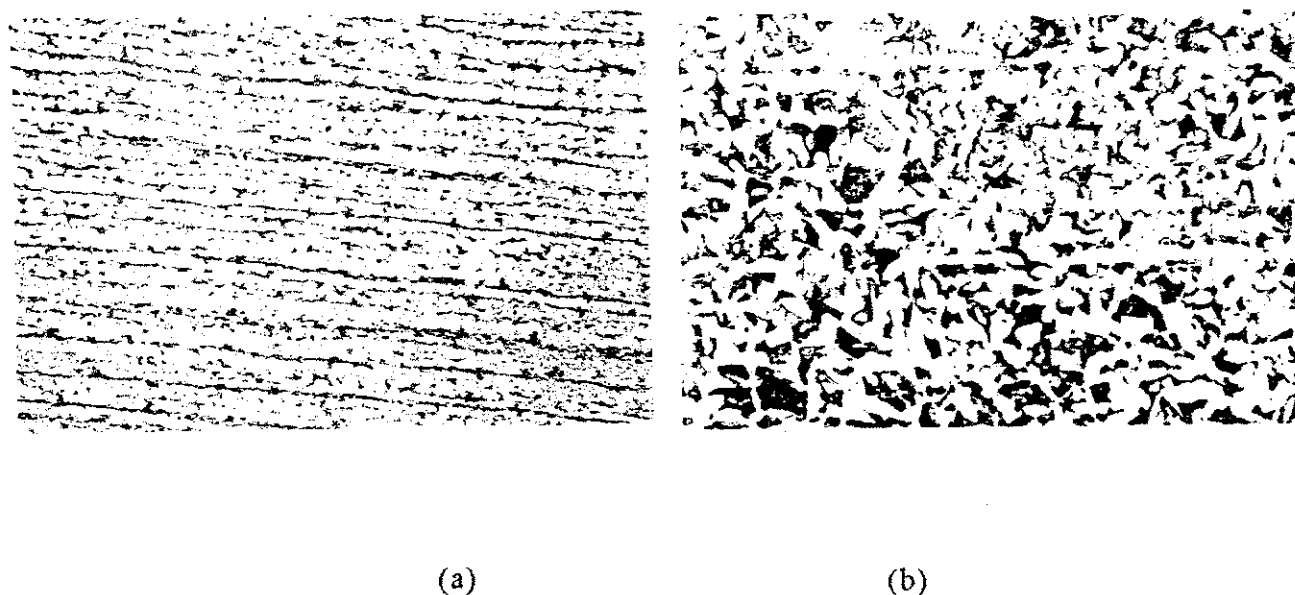


Figura 3.2 - Aspecto microestrutural dos dois aços. (a)- Aço de laminação controlada usado na fabricação de tubos (classe API 5L-X70). (b)- Aço usado na fabricação de vasos de pressão (ASTM A516-GR65).

☛ Ataque: Nital 3% ; Aumento: 100x

As propriedades de tração dos dois aços estudados podem ser vistas na Tabela 3.2. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina servo-hidráulica, MTS 810, sob controle de deslocamento, com velocidade de deslocamento do travessão de $3,33 \times 10^{-6}$ m/s (0,2 mm/min), equivalente a uma taxa de deformação de $8,97 \times 10^{-5} s^{-1}$.

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas em tração dos dois aços.

| Propriedades Mecânicas ⇒ Classe ↓ | Tensão de Escoamento (MPa) | Tensão de Resistência (MPa) | Elongação (%) | Estricção (%) |
|---|----------------------------------|-----------------------------------|--------------------|--------------------|
| API5L-X70 | 532,3 (1) | 628,0 | 28,20 (3) | 72,80 |
| ASTM A516- GR65 | 323,4 (2) | 528,5 | 19,0 (3) | 44,4 |
| (1) - Escoamento definido (σ_{vs}) (2) - Escoamento definido ($\sigma_{0,2}$) (3) - Elongação $37 \times 10^{-3}m$ | | | | |

3.2 - MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.2.1 - FORMA E DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA.

Corpos de prova do tipo Tração Compacta -"Compact Tension"-, CT, Figura 3.3, foram utilizados. Posicionados segundo as orientações TL e SL, Norma ASTM E 616-81 [51] em relação à direção de laminação da chapa, Figura 3.4.

Os corpos de prova foram dimensionados de acordo com a Norma ASTM E 647-81 [50], Tabela 3.3. Detalhes do entalhe podem ser vistos no Anexo I, Figura 1.

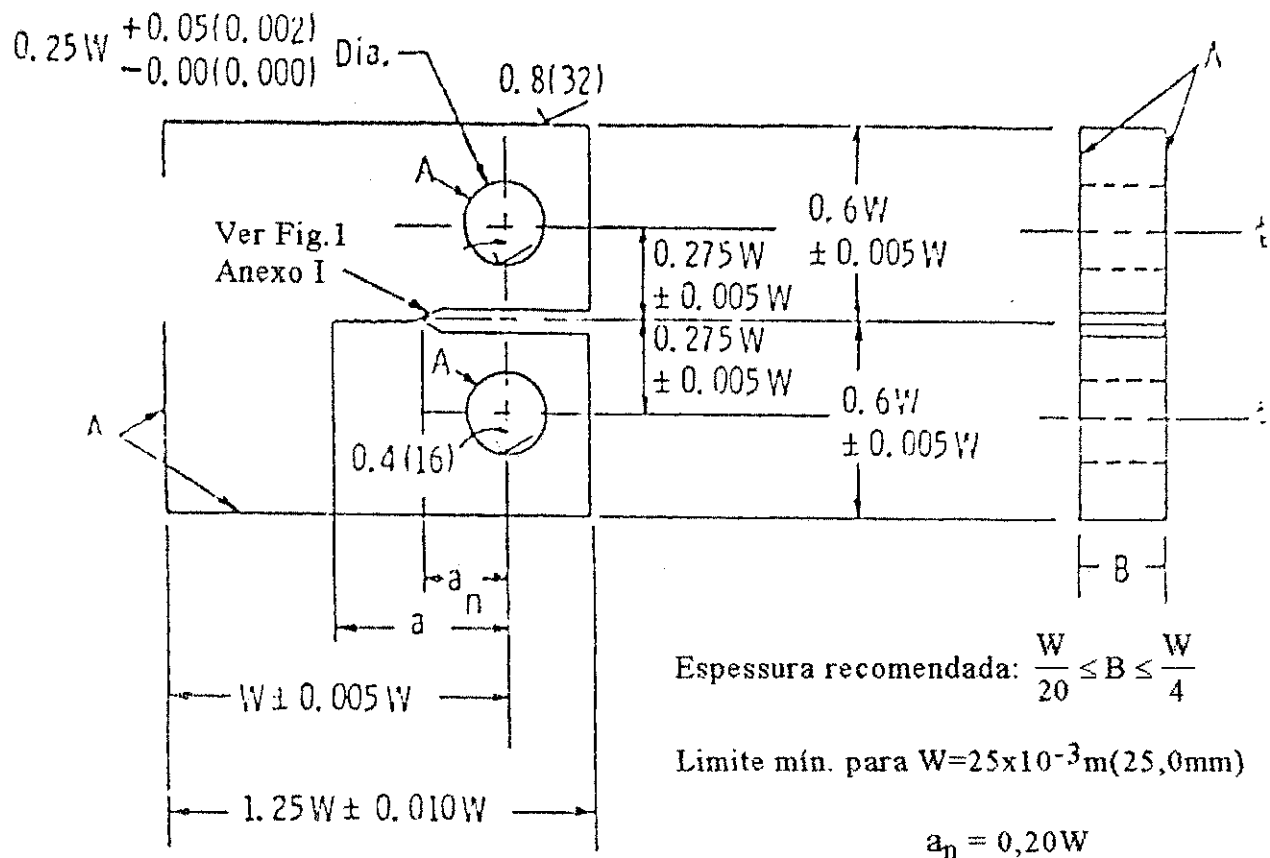


Figura 3.3 - Corpo de Prova Tração Compacta - "Compact Tension"- CT p/ ensaios de propagação de trinca por fadiga, ASTM E 647-81 [50].

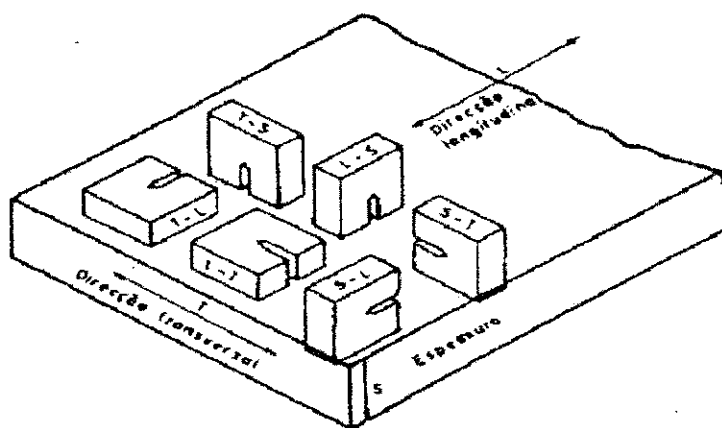


Figura 3.4 - Posição dos corpos de prova ensaiados em relação à direção de laminação, Norma ASTM E 616-81 [51].

Tabela 3.3 - Dimensões dos corpos de prova segundo as recomendações da Norma ASTM E 647-81 [50].

☞ Ver Figura 3.3 para a identificação das medidas.

| B (x10 ⁻³ m) | W (x10 ⁻³ m) | A (x10 ⁻³ m) | a (x10 ⁻³ m) | a _n (x10 ⁻³ m) |
|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|--|
| 4 | 60 | 0,12 | 12,4 | 12 |
| 7,5 | 60 | 0,12 | 12,75 | 12 |
| 10 | 60 | 0,12 | 13,0 | 12 |
| 15 | 60 | 0,12 | 13,5 | 12 |
| 20 | 80 | 0,16 | 17,6 | 16 |
| OBS: Valores nominais | | | | |

Corpos de prova com diferentes espessuras foram estudados: 4; 7,5; 10; 15 e 20 x 10⁻³ m (4,0; 7,5; 10,0; 15,0 e 20,0mm). Para estes valores de espessuras (B), cinco intervalos de W (comprimento) são possíveis. Norma ASTM E 647-81 [50]:

$$B = 4 \times 10^{-3} \text{ m} \rightarrow W: 16 - 80 \times 10^{-3} \text{ m}$$

$$B = 7,5 \times 10^{-3} \text{ m} \rightarrow W: 30 - 150 \times 10^{-3} \text{ m}$$

$$B = 10 \times 10^{-3} \text{ m} \rightarrow W: 40 - 200 \times 10^{-3} \text{ m}$$

$$B = 15 \times 10^{-3} \text{ m} \rightarrow W: 60 - 300 \times 10^{-3} \text{ m}$$

$$B = 20 \times 10^{-3} \text{ m} \rightarrow W: 80 - 400 \times 10^{-3} \text{ m}$$

Como a disponibilidade de material para a confecção dos corpos de prova era pequena, resolvemos adotar o menor "W" que fosse comum aos quatros primeiros intervalos, ou seja $W = 60 \times 10^{-3} \text{ m}$ (60mm), Tabela 3.3.

Os entalhes dos corpos de prova foram confeccionados de duas maneiras: (1ª) - com serra de fita até 4/5 do tamanho final e o restante por eletro-erosão - aguçamento- Figura 3.5(a); (2ª) - com disco de corte, em máquina para corte de amostras metalográficas (sob intensa refrigeração), Anexo I, Figura 2. O aguçamento final do entalhe foi realizado manualmente com serra manual, Figura 3.5(b).

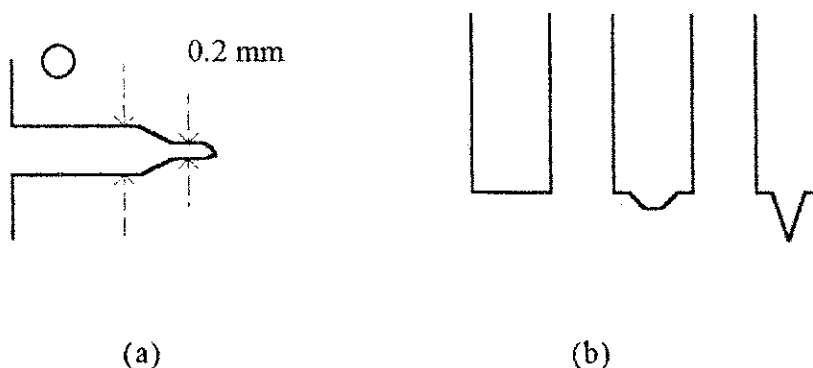


Figura 3.5 - Confeção dos entalhes dos corpos de prova para os ensaios de fadiga.

(a)- Obtido por serra de fita com aguçamento em eletro-erosão.

(b)- Obtido por disco de corte, e aguçamento manual (serra manual).

Os corpos de prova na direção SL, Norma ASTM E 616-81 [51], Figura 3.4, por necessidades geométricas foram complementados com um apêndice, Figura 3.6. Este apêndice foi soldado ao corpo de prova pelo processo de soldagem elétrica por eletrodo revestido de baixa amperagem (eletrodo AWS E 7018), Figura 3.7. Maiores detalhes ver o Anexo II.

A temperatura durante a soldagem do apêndice foi controlado por um termopar do tipo Cromel-Alumel, inserido num furo de $1,5 \times 10^{-3} \text{m}$ (1,5 mm) de diâmetro, distanciado de $2 \times 10^{-3} \text{m}$ (2,0 mm) do centro do corpo de prova (caminho

da trinca de fadiga), Figura 3.7. Com isto procuramos evitar a mudança das propriedades do material no caminho da trinca de fadiga

O corpo de prova confeccionado desta forma só era considerado apto para o ensaio de fadiga se: isento de defeitos grosseiros no cordão de solda e, se a temperatura atingida na posição indicada na Figura 3.7 fosse inferior a 673 K (400 °C). O limite máximo de 673 K (400 °C) foi estabelecido de acordo com o Anexo II.

As tolerâncias dimensionais adotadas para a confecção dos corpos de prova foram estabelecidos pela Norma ASTM E 647-81 [50].

O controle dimensional dos corpos de provas é apresentado no Anexo III

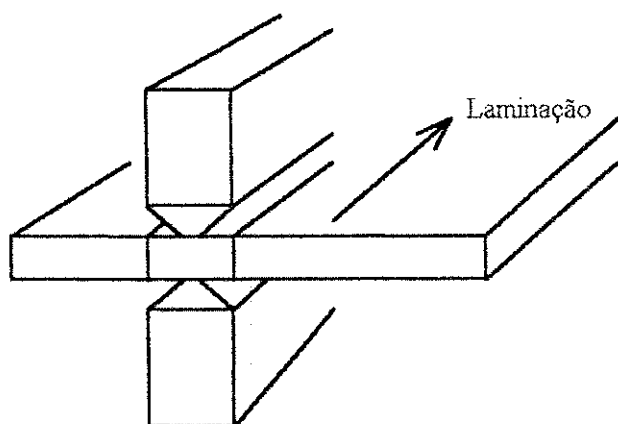


Figura 3.6 - Corpo de prova na direção "SL". Extração e posição do apêndice.

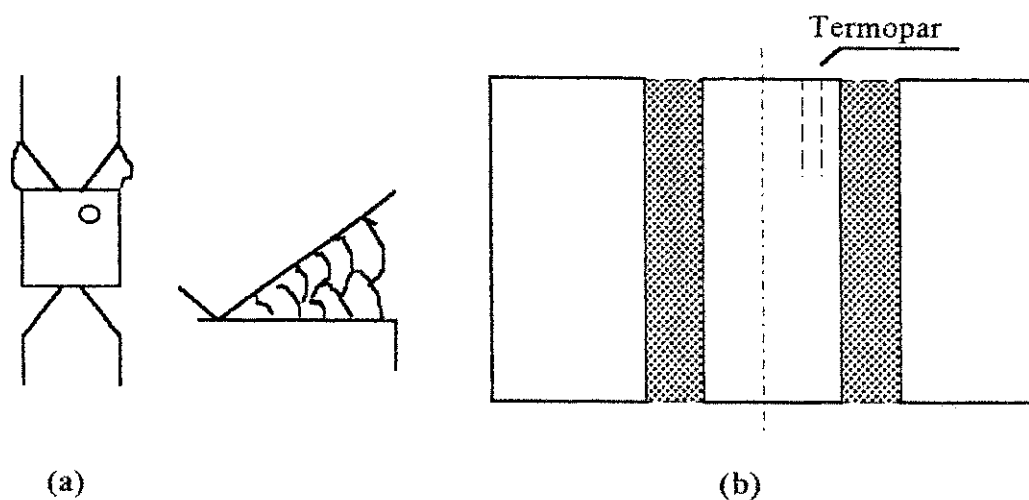


Figura 3.7 - Detalhes da confecção do corpo de prova na direção "SL", Norma ASTM E 616-81[51]. (a)- Cordão de Solda (multi-passes): Eletrodo AWS E 7018, diâmetro de $2,5 \times 10^{-3} \text{ m}$ (2,5 mm); corrente de soldagem entre 80-100A. (b)- Posição do furo para a colocação do termopar para o acompanhamento da temperatura durante a soldagem do apêndice.

3.2.2 - PRÉ-TRINCAMENTO / FADIGA / PRÉ-TRINCA INICIAL.

Considerando as propriedades mecânicas de cada um dos aços, a pré-trinca de fadiga foi desenvolvida em quatro etapas.

Para o aço de laminação controlada, usado na fabricação de tubos (classe API 5L-X70), adotamos a seguinte ordenação:

1ª Etapa - Crescimento inicial de $\Delta a = 0,5 \times 10^{-3} \text{ m}$ (0,5 mm),
com $K_{\text{máx}} = 24,20 \text{ MPa m}^{1/2}$.

2ª Etapa - Crescimento de $\Delta a = 0,5 \times 10^{-3} \text{ m}$ (0,5 mm),
com $K_{\text{máx}} = 19,36 \text{ MPa m}^{1/2}$

3ª Etapa - Crescimento de $\Delta a = 0,5 \times 10^{-3} \text{ m}$ (0,5 mm),
com $K_{\text{máx}} = 15,51 \text{ MPa m}^{1/2}$.

4ª Etapa - Crescimento final de $\Delta a = 0,5 \times 10^{-3}$ m (0,5 mm),
com $K_{\text{máx}} = 12,41$ MPa $m^{1/2}$ - etapa final.

Em geral a trinca inicial "-a"- atingiu o valor total de: 14×10^{-3} m (14,0 mm) a 16×10^{-3} m (16,0 mm), para os corpos de prova de 4 a 15×10^{-3} m de espessura, ($W=60 \times 10^{-3}$ m), ou seja, a/W entre 0,23 e 0,27 de acordo com a Norma ASTM E 647-81 [50].

O máximo valor de $K_{\text{máx}}$ durante o pré-trincamento foi 24,20 MPa $m^{1/2}$, que está de acordo com a Norma ASTM E 647-81 [50].

Para o aço que atende as especificações da ASTM A516-GR65 usado na fabricação de vasos de pressão, adotamos a seguinte ordenação:

1ª Etapa - Crescimento inicial de $\Delta a = 1,0 \times 10^{-3}$ m (1,0 mm),
com $K_{\text{máx}} = 15,50$ MPa $m^{1/2}$.

2ª Etapa - Crescimento de $\Delta a = 1,0 \times 10^{-3}$ m (1,0 mm),
com $K_{\text{máx}} = 12,40$ MPa $m^{1/2}$.

3ª Etapa - Crescimento de $\Delta a = 1,0 \times 10^{-3}$ m (1,0 mm),
com $K_{\text{máx}} = 9,90$ MPa $m^{1/2}$.

4ª Etapa - Crescimento final de $\Delta a = 1,0 \times 10^{-3}$ m (1,0 mm),
com $K_{\text{máx}} = 7,90$ MPa $m^{1/2}$ - etapa final.

Em geral, a trinca inicial "-a"- atingiu o valor total de: 14×10^{-3} m (14,0 mm) a 16×10^{-3} m (16,0 mm), para os corpos de prova de 4 a 15×10^{-3} m de espessura ($W=60 \times 10^{-3}$ m) e 18 a $21,6 \times 10^{-3}$ m para os corpos de prova de 20×10^{-3} m de espessura ($W=80 \times 10^{-3}$ m), ou seja, a/W entre 0,23 e 0,27 de acordo com a Norma ASTM E 647-81 [50].

No primeiro ciclo de carregamento de pré-trincamento (maiores cargas), o valor de $K_{m\acute{a}x}$ chegou a 15,50 MPa $m^{1/2}$, que está de acordo com a Norma ASTM E 647-81 [50].

A trinca inicial, em todos os corpos de prova,  a média dos valores medidos nas duas faces do corpo de prova do tipo Traço Compacta (CT).

3.2.3 - MONITORAMENTO DA TRINCA DE FADIGA.

O monitoramento da trinca de fadiga foi realizado pelo método visual, com o auxílio de um sistema tico monocular dotado de movimento longitudinal e transversal - "Travel Microscope" -, Figuras 3.8 e 3.9.

Com este método, o crescimento da trinca de fadiga, foi acompanhado durante todos os ensaios. As medidas foram realizadas com aumento de 50x e precisão de 0,1mm.

Ao sistema tico foi adaptado um tripé com a inteno de obter-se maior estabilidade durante as medidas, Figura 3.9.

Nas Figuras 3.10 e 3.11 são apresentados testes de otimizao do processo de iluminao do corpo de prova durante o monitoramento da trinca de fadiga. A iluminao manual ofereceu melhor contraste em todos tamanhos de trinca, sendo a adotada, Figuras 3.8 e 3.9.

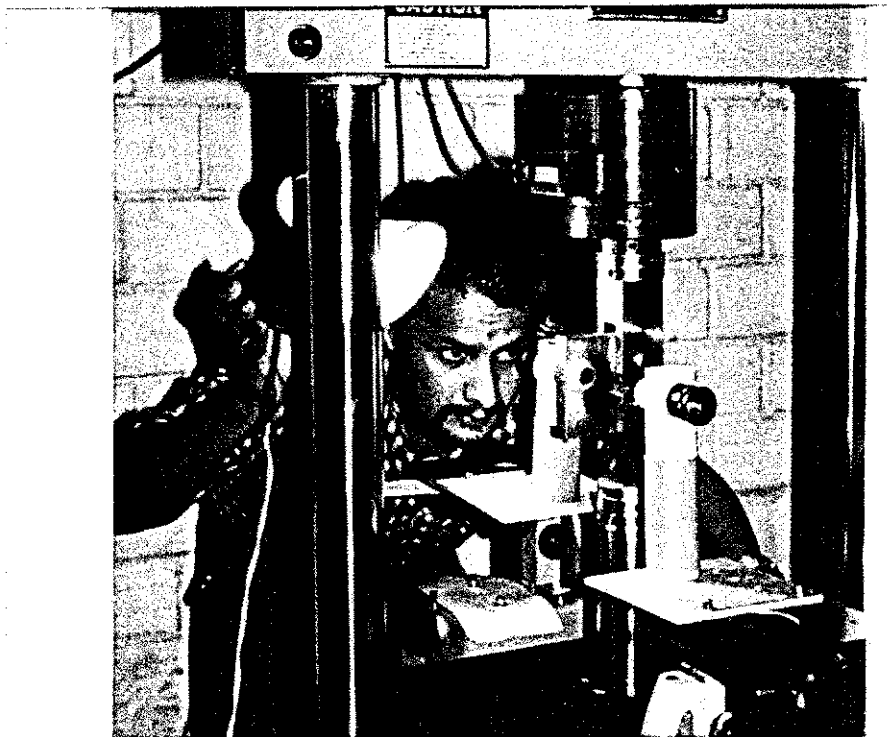


Figura 3.8 - Monitoramento do crescimento de trinca de fadiga através do método visual - técnica de iluminação "manual".

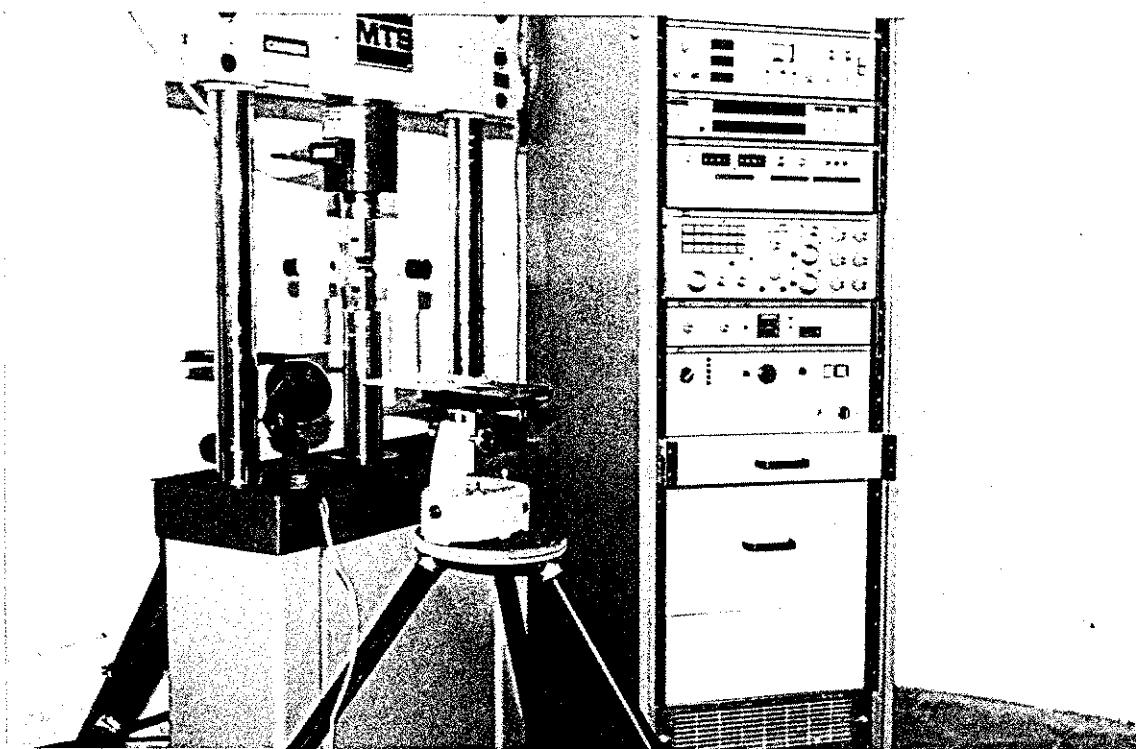


Figura 3.9 - Máquina de ensaios mecânicos (MTS-810) e acessórios (tripé, "travel microscope" e spot de iluminação), utilizados nos ensaios de fadiga.

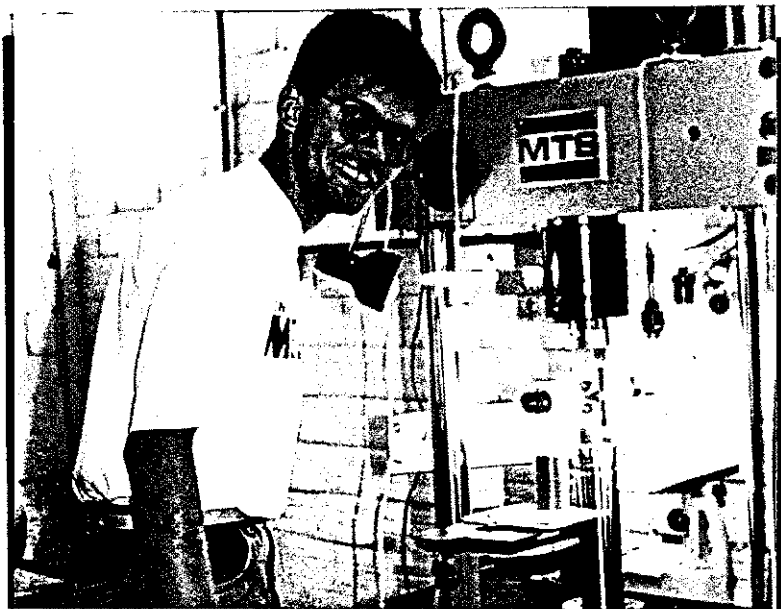


Figura 3.10 - Testes de iluminação para o monitoramento da trinca de fadiga.
- Iluminação fixa.

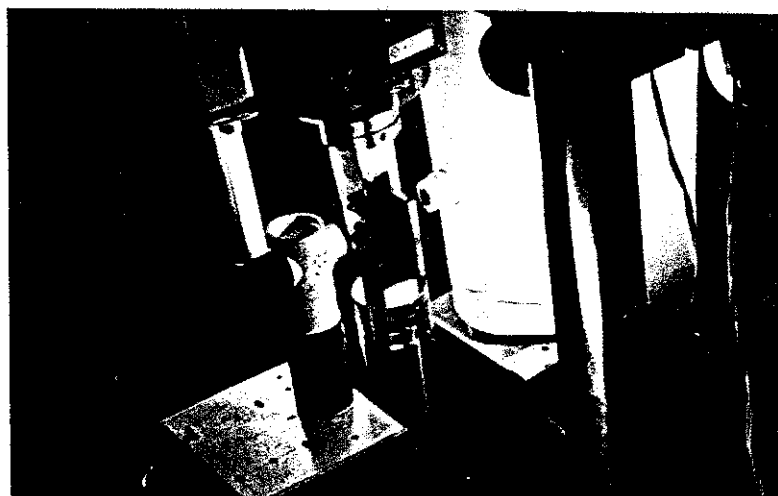


Figura 3.11 - Testes de iluminação para o monitoramento da trinca de fadiga.
- Iluminação fixa e uso de defletor de luz.

O tamanho efetivo da trinca de fadiga (M_2) para cada ciclo de carregamento foi determinado considerando-se a média dos valores encontrados nas duas faces do corpo de prova de tração compacta, CT.

Considerando-se a possibilidade do efeito túnel - "Tunneling" -, durante a propagação da trinca de fadiga, corpos de prova foram carregados com amplitude de carga variável até a ruptura final e o comprimento médio da trinca de fadiga, para cada amplitude de carga (ΔP e/ou $\Delta\sigma$), foi medido ao longo do perfil da superfície de fratura (efeito "tunneling", ver Figura 2.15 do Capítulo 2.).

A mudança na amplitude de carga demarca perfeitamente o perfil da trinca. Com isto, o comprimento médio da trinca é determinado tomando-se a cada quarto de espessura uma medida e mais uma em cada superfície lateral do corpo de prova (média M_5), Figura 3.12 e Anexo III.

Este valor médio é comparado com aquele determinado pelas duas medidas realizadas nas superfícies laterais do corpo de prova (M_2). A diferença máxima entre os dois valores médios (M_2 e M_5) de ficar em torno de 5%, Norma ASTM E 647-81 [50].

Para todas as espessuras consideradas (corpos de prova ensaiados) a máxima diferença entre as médias "M5" e "M2" foi de mais ou menos 3%. Esta variação está dentro da tolerância estabelecida pela norma ASTM E 647-81 [50] e, portanto, não requerendo correções, com relação ao perfil, no tamanho da trinca de fadiga durante o crescimento.

Concluindo, o sistema de monitoramento da trinca de fadiga, pelo método visual, foi usado neste trabalho, já que se mostrou perfeitamente adequado nos levantamentos de dados de todos os corpos de prova ensaiados.

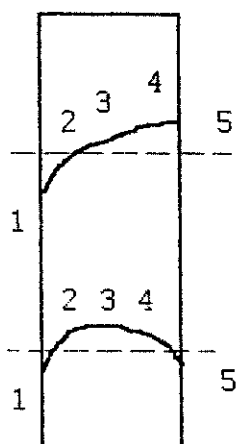


Figura 3.12 - Pontos escolhidos ao longo do perfil da trinca de fadiga, durante um determinado ciclo de carregamento, usados na determinação do tamanho médio da trinca.

No Anexo IV pode-se observar a planilha para a coleta de dados de propagação de trinca de fadiga.

3.2.4 - CURVA $da/dN \times \Delta K$ - CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO.

O levantamento da curva $da/dN \times \Delta K$ realizou-se de acordo com a Norma ASTM E 647-81 [50]. A escolha dos carregamentos, conforme as tensões de escoamento dos aços estudados, baseou-se no gráfico da Figura 3.13 da citada Norma. As dimensões e tolerâncias dimensionais dos corpos de prova também se apoiaram na mesma Norma, Figura 3.3.

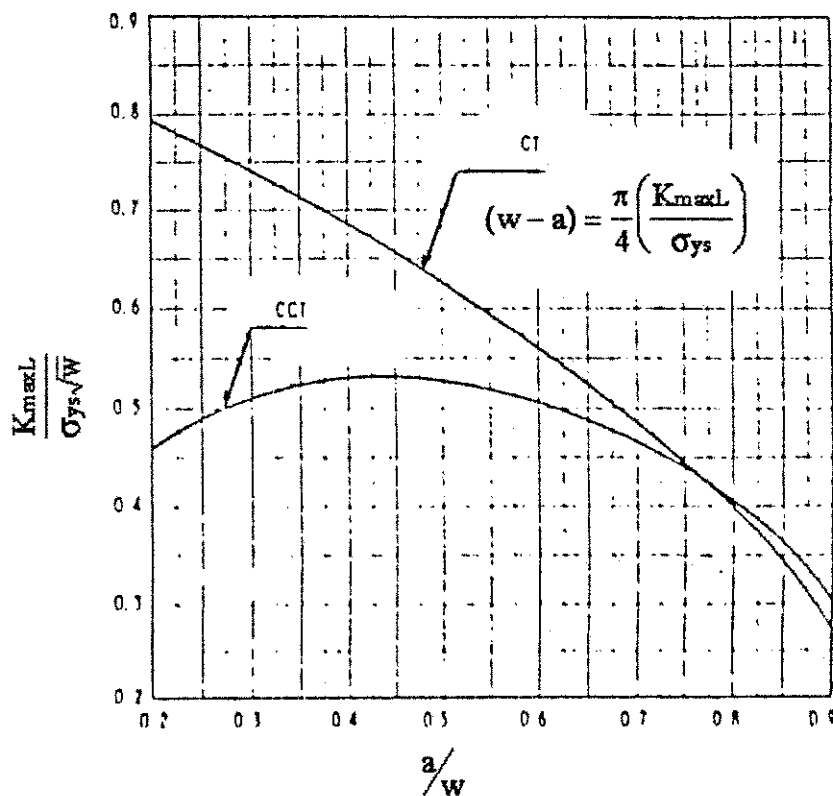


Figura 3.13 - Requisitos para o dimensionamento de corpos de prova padronizados para ensaios de crescimento de trinca de fadiga, ASTM E 647-81 [50].

Os valores de $K_{\text{máxL}}$ para os dois aços estudados foram determinados com o auxílio do gráfico da Figura 3.13.

Para o aço usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70, temos:

$$p/ \alpha(a/W) = 0,65 \Rightarrow Y\left(\frac{K_{\text{máxL}}}{\sigma_{\text{sys}}\sqrt{W}}\right) = 0,525$$

Portanto:

$$K_{\text{máxL}} = 68,56 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \Rightarrow \text{valor obtido no gráfico.}$$

$$K_{\text{máxL}} = 53,0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \Rightarrow \text{valor adotado.}$$

Por segurança adotamos um valor para $K_{\text{máxL}}$ mais conservador, com isto evitamos que algum pequeno problema fizesse com que as condições de ensaio não

fossem as estipuladas pela Norma ASTM E 647-81 [50], visto que o valor calculado pelo gráfico localiza-se na fronteira (valor máximo admissível).

O ligamento mínimo permitido durante os ensaios de propagação de trincas por fadiga foi de $21 \times 10^{-3} \text{m}$ (21,0mm).

Para cada espessura de corpo de prova ensaiado, considerando-se o $K_{\text{máxL}}$ adotado, a carga máxima durante o ensaio foi determinada pela Equação 3.1,

$$\Delta K = \left(\frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \right) \cdot \left(\frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} \right) \cdot X \quad \text{Equação (3.1)}$$

onde:

$$0,2 < \alpha \leq 0,9$$

$$X = 0,886 + 4,64 \alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,60\alpha^4 \quad \text{Equação (3.2)}$$

Para o aço que segue a especificação do ASTM A516-GR65, temos:

$$\alpha (a/W) = 0,65$$

$$\text{Razão Y } (K_{\text{máxL}}/\sigma_{\text{ys}} \sqrt{W}) = 0,535$$

Portanto:

$$K_{\text{máxL}} = 41,59 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}} \quad \Rightarrow \text{ valor obtido no gráfico}$$

$$K_{\text{máx}} = 33 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}} \quad \Rightarrow \text{ valor adotado}$$

Da mesma forma que para o aço da classificação API, para o aço da classificação ASTM também adotamos um valor de $K_{\text{máxL}}$ mais conservador.

Como antes, o ligamento mínimo permitido (W-a) durante os ensaios foi de $21 \times 10^{-3} \text{m}$ (21,0 mm).

Para cada espessura de corpo de prova ensaiado, considerando-se o $K_{\text{máxL}}$

Em todos os ensaios a razão de tensão ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) adotada foi de 0,1. Na Tabela 3.4 podemos observar os "ranges" de cargas usados em todos os ensaios.

Tabela 3.4 - Valores dos "ranges" de carga (ΔP), para cada espessura e material, utilizados nos ensaios de fadiga. Onda senoidal, com frequência de 60 Hz. e $R=0,1$

| ASTM | ESPESSURA (B) DO CORPO DE PROVA ($\times 10^{-3}m$) | | | | |
|--|---|------|------|-------|------|
| A516 - GR 65 | 4 | 7,5 | 10 | 15 | 20 |
| ΔP (N) | 1695 | 3179 | 4238 | 6357 | 9476 |
| P_{\max} (N) | 1883 | 3532 | 4709 | 7063 | 9418 |
| $P_{\text{méd}}$ (N) | 1036 | 1942 | 2590 | 5180 | 5180 |
| $K_{\max L}$ (MPam $^{1/2}$) = 33 $\Delta K_{\min/\max}$ (MPam $^{1/2}$) = 7,1 - 29,7 | | | | | |
| API | ESPESSURA (B) DO CORPO DE PROVA ($\times 10^{-3}m$) | | | | |
| 5L-X70 | 4 | 7,5 | 10 | 15 | |
| ΔP (N) | 2737 | 5121 | 6798 | 10242 | |
| P_{\max} (N) | 3041 | 5690 | 7554 | 11380 | |
| $P_{\text{méd}}$ (N) | 1673 | 3129 | 4154 | 6259 | |
| $K_{\max L}$ (MPam $^{1/2}$) = 53 $\Delta K_{\min/\max}$ (MPam $^{1/2}$) = 10,5 - 47,7 | | | | | |

Para cada ensaio realizado e de acordo com as condições pré-estabelecidas - Tabela 3.4 -, o crescimento de trinca para cada ciclo de carregamento foi registrado numa ficha de dados - Anexo IV - para posterior levantamento do gráfico "a x N".

A partir do gráfico a x N a taxa de propagação de trinca, por ciclo de carregamento (da/dN), foi determinada pelo Método da Secante, Norma ASTM E 647-81 [50], Equação (3.3).

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad \text{Equação (3.3)}$$

Para cada da/dN o valor de ΔK correspondente foi determinado pela Equação (3.1). O comprimento de trinca considerado para obter a razão α (a/W) foi o valor médio ($a_{méd}$) entre o número de ciclos N_{i+1} e N_i , Equação (3.4).

$$a_{méd} = \frac{a_{i+1} + a_i}{2} \quad \text{Equação (3.4)}$$

Desta forma se obtém os pares ordenados ($da/dN, \Delta K$) que são representados graficamente em escalas logarítmicas.

Por se tratar de cálculos que exigem muito tempo e cuidados, um programa em linguagem PASCAL foi elaborado, Anexo V (Programa 1), para determinar o par de coordenadas $da/dN \times \Delta K$ de acordo com os intervalos considerados.

A partir do gráfico $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$ ($\log da/dN \times \log \Delta K$), os parâmetros da Equação de Paris (" m ", " C "),- Equação (3.5), Região II, foram determinados pelo método de regressão linear por mínimos quadrados.

$$da/dN = C \Delta K^m \quad \text{Equação (3.5)}$$

3.2.5 - AJUSTE DOS PARÂMETROS DA EQUAÇÃO DE PARIS POR APROXIMAÇÃO AOS VALORES EXPERIMENTAIS DA CURVA $a \times N$ OBTIDA.

Uma vez obtida a Equação de Paris, Equação (3.5), a fidelidade de seus parâmetros foi confrontada levantando-se a partir dela, uma nova curva $a \times N$ e, então, comparando-se esta com aquela obtida diretamente a partir dos dados

experimentais monitorados durante o ensaio de taxa de propagação de trinca por fadiga, Broek [30]. Para facilitar este trabalho um outro programa em linguagem PASCAL foi desenvolvido, Anexo V (Programa 2).

Segundo Broek [30], a curva $a \times N$ originada da Equação de Paris -Equação (3.5)- pode ser ajustada à curva experimental quando a diferença entre as duas for pequena. Em geral, basta corrigir o coeficiente "C" da Equação de Paris- Equação (3.5)-, embora, também, às vezes seja necessário corrigir-se o valor de "m".

Neste trabalho, portanto, quando as duas curvas se afastavam de modo perceptível uma da outra, os parâmetros da Equação de Paris- Equação (3.5)- eram ajustados, obtendo-se desta forma uma maior coincidência entre ambas. Com isto, a Equação de Paris, obtida com os parâmetros ajustados, passou a representar com maior fidelidade os resultados experimentais da taxa de propagação de trinca por fadiga durante os ensaios realizados, Figuras 4.1 a 4.18 do Capítulo 4.

3.2.6 - CURVA da/dN versus ΔK .

Os resultados da taxa de propagação de trinca por fadiga versus amplitude do Fator de Intensidade de Tensão ($da/dN \times \Delta K$) foram também representados através de um gráfico não log-log. A finalidade desta forma de apresentação foi auxiliar na interpretação dos resultados das curvas $\log da/dN \times \log \Delta K$, resultantes dos ensaios realizados. Gráficos do item "C" das Figuras 4.1 à 4.18, Capítulo 4.

CAPÍTULO 4

4 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS.

4.1 - EFEITO DA ESPESSURA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA; TRINCA DE FADIGA ORIENTADA NA DIREÇÃO TL (NORMA ASTM E 616-81-[51]).

O efeito da espessura no comportamento à fadiga, para os dois aços estudados, pode ser observado nas Figuras 4.1 a 4.9. Nestas figuras foram plotadas as curvas $\log da/dN \times \log \Delta K$, $a \times N$ e $da/dN \times \Delta K$.

Em busca de uma maior confiança nos resultados, pelo menos dois corpos de prova foram ensaiados para cada condição estabelecida. Diante da semelhança dos resultados, as curvas correspondentes a estes ensaios foram inseridas no Anexo VI.

No gráfico $a \times N$ podemos ter duas ou três curvas. Uma foi obtida diretamente dos dados experimentais e deu origem ao gráfico $\log da/dN \times \log \Delta K$. Outra foi traçada a partir da Equação de Paris - Equação (3.5)-, obtida com os dados da curva $\log da/dN \times \log \Delta K$. A terceira foi traçada, quando necessário, a partir da Equação de Paris - Equação (3.5) -, corrigindo-se a constante "C" e/ou coeficiente "m" desta equação, Broek [30].

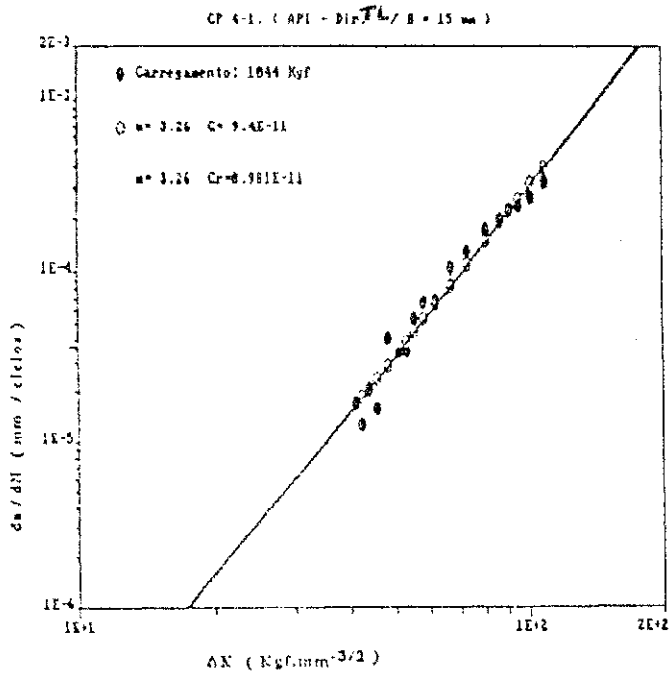


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.000E+01) + (7.260E+00) X$
 THE VARIANCE - 7.687E-05

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -
 $(-1.000E+01) + (7.260E+00) X$
 THE VARIANCE - 4.422E-09

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 3 -
 $(-1.000E+01) + (7.260E+00) X$
 THE VARIANCE - 8.405E-09

Fig B: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

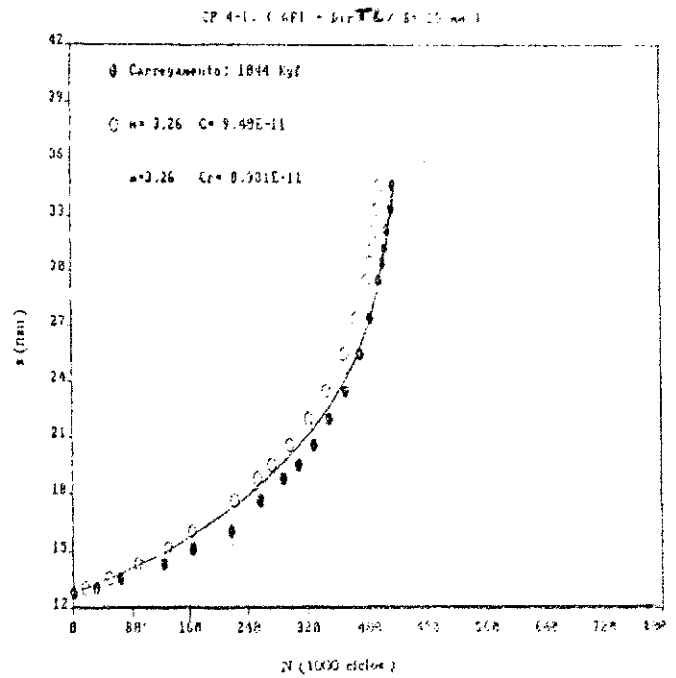


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

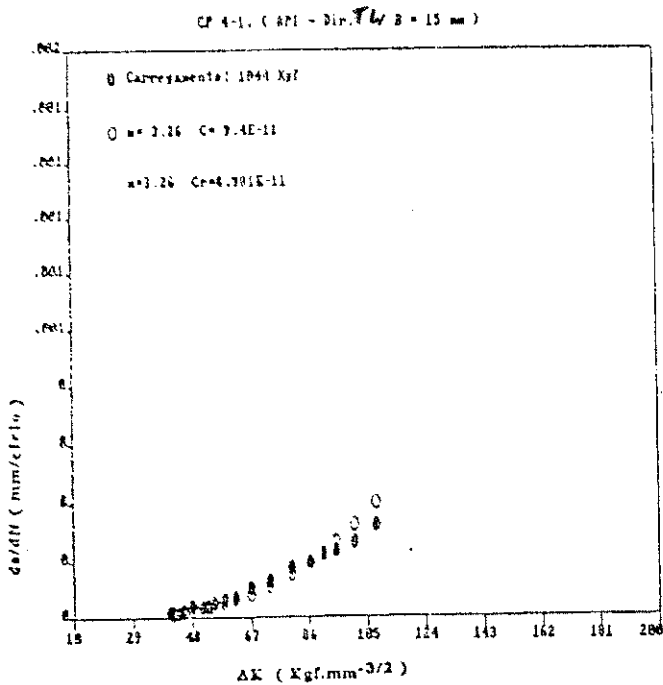
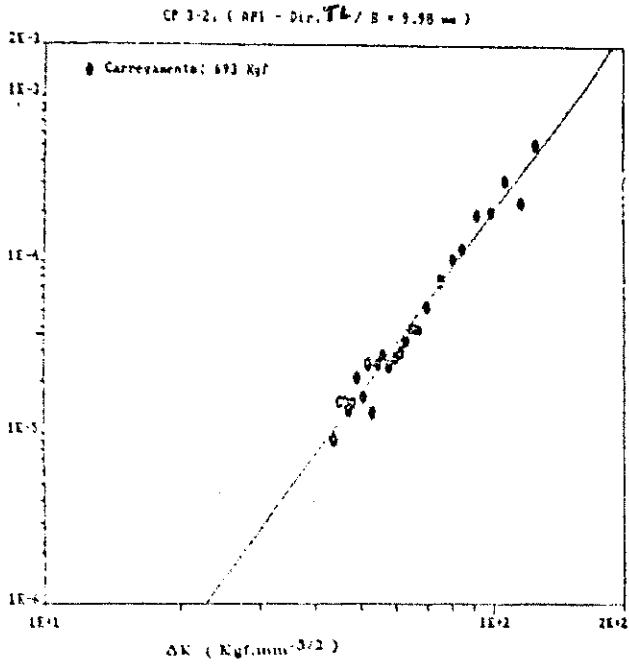


Figura 4.1 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura 15×10^{-3} m - Dir "TL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
 Regressão Linear
 escala: bi-log.

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE L -
 $(-1.000E+01) + (3.597E+01) /$
 THE VARIANCE = 7.05E-03

FigB: $a \times N$
 Curva experimental, teórica
 e ajustada.

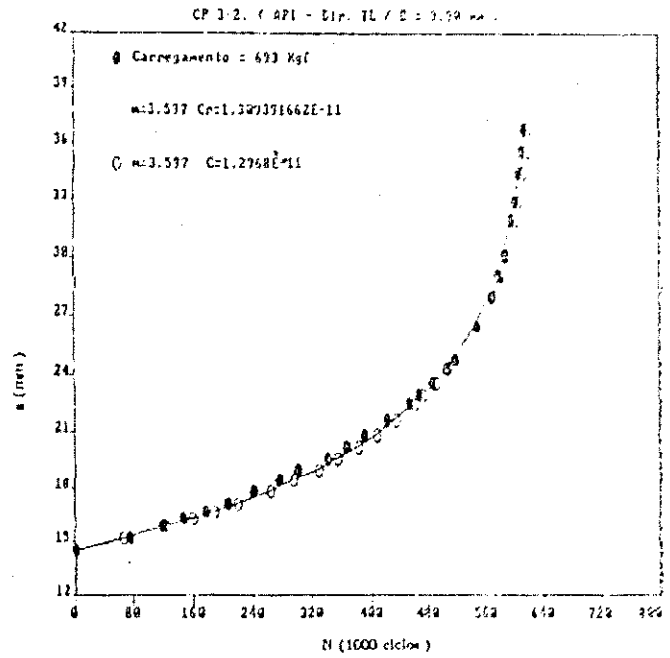


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
 escala: linear

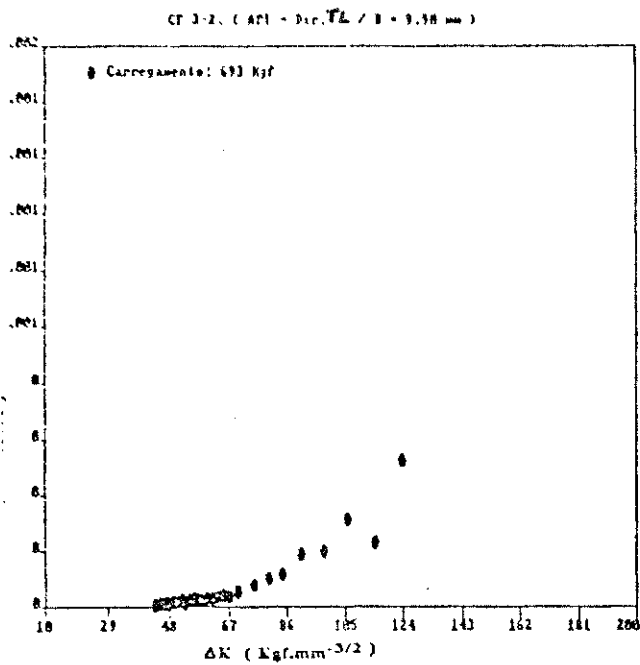
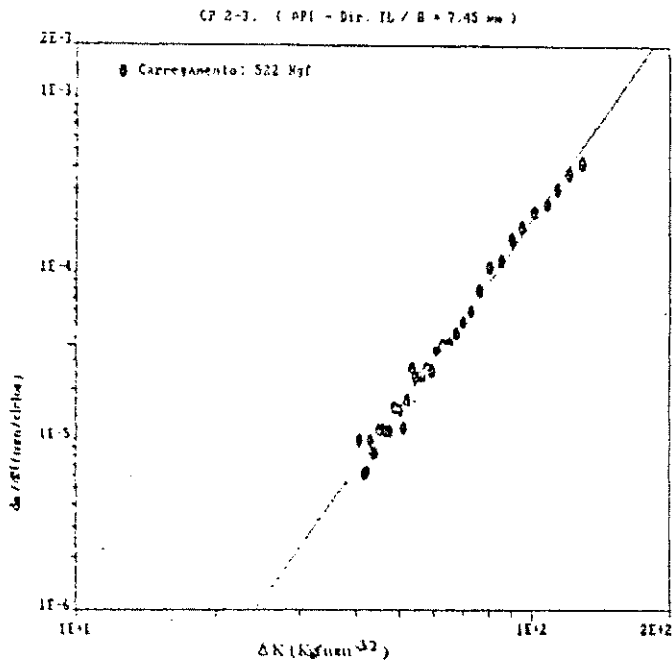


Figura 4.2 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $10 \times 10^{-3}m$ - Dir. "TL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION EQUATION OF THE LINE IS:
 $Y = 1.14E-05 X^{0.717}$
 THE VARIANCE = 0.207E-07

FigB: $a \times N$
Curva experimental e teórica

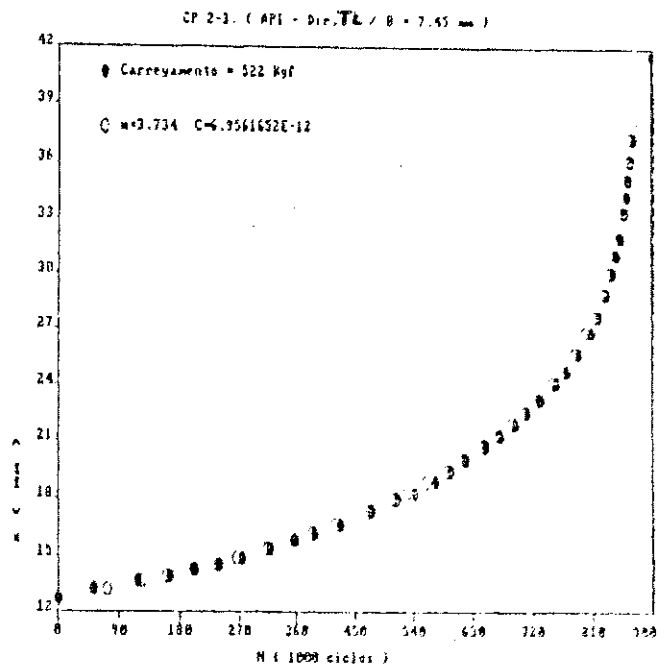


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

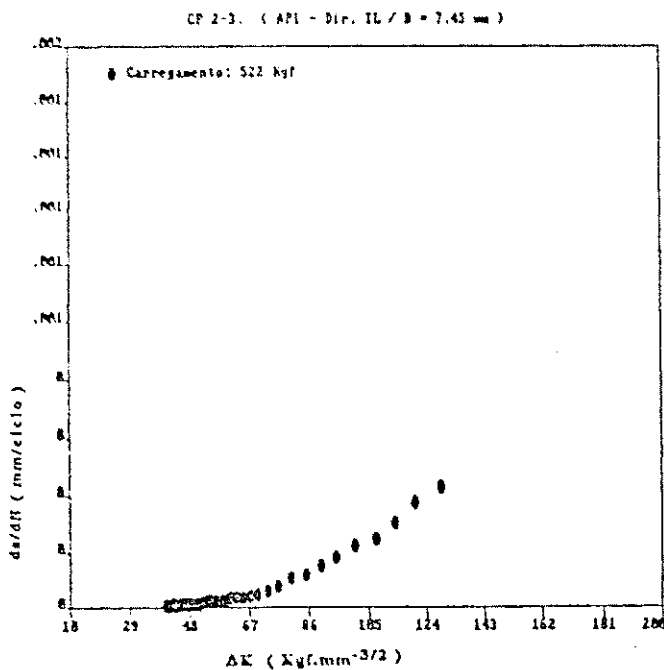
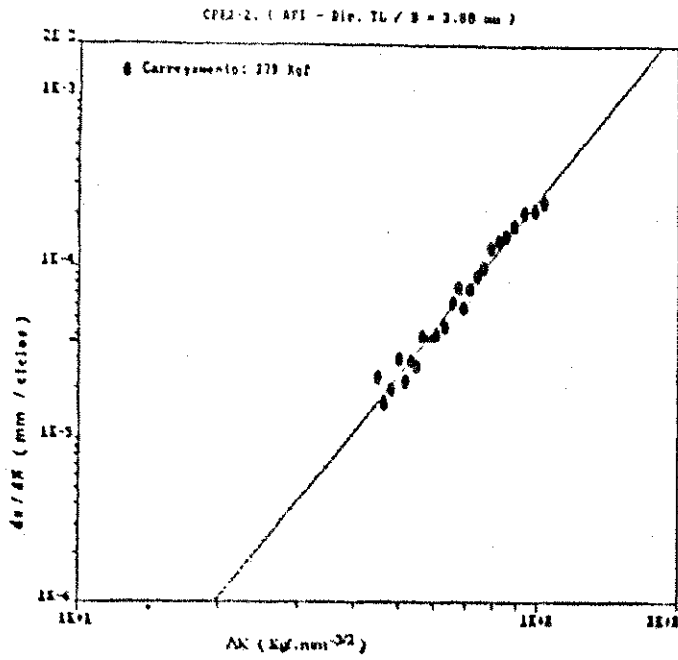


Figura 4.3 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $7,5 \times 10^{-3}$ m - Dir. "TL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
 Regressão Linear
 escala: bl-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.040E+01) + (3.398E+00)X$
 THE VARIANCE = $3.005E-05$

FigB: $a \times N$
 Curva experimental, teórica
 ajustada.

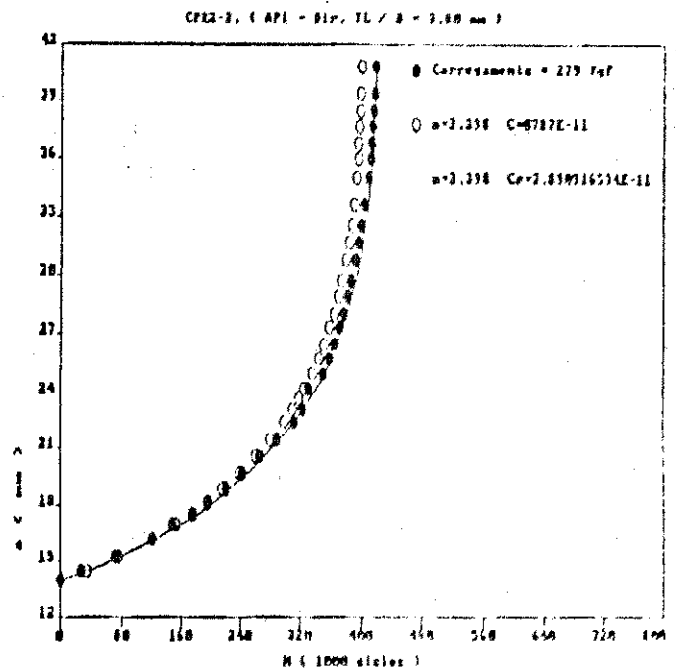


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
 escala: linear

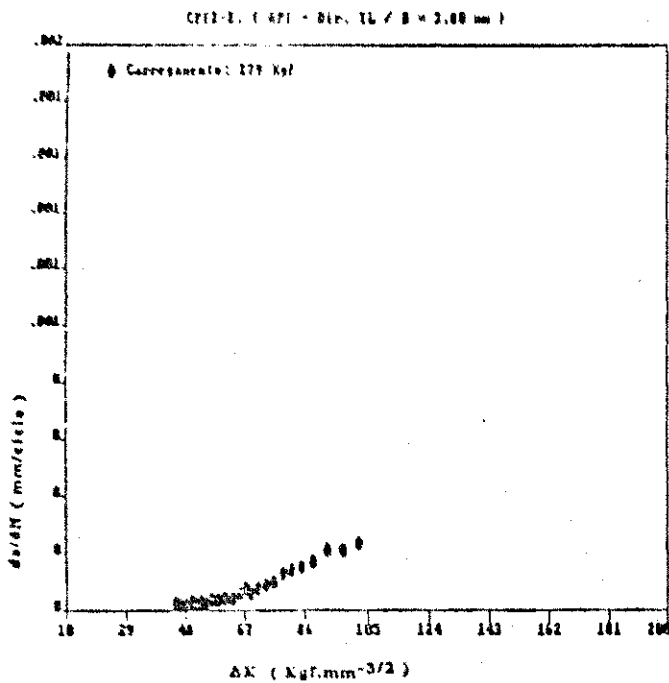


Figura 4.4 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $4,0 \times 10^{-3}m$ - Dir. "TL"

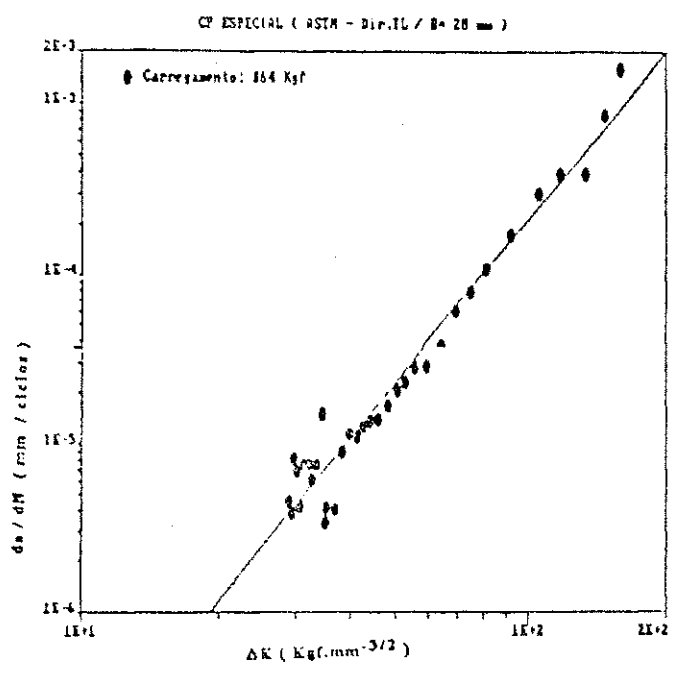


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log.

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.016E+011 + (3.241E+09) * x)$
 THE VARIANCE = 2.167E-02

Fig B: $a \times N$
Curva experimental e teórica

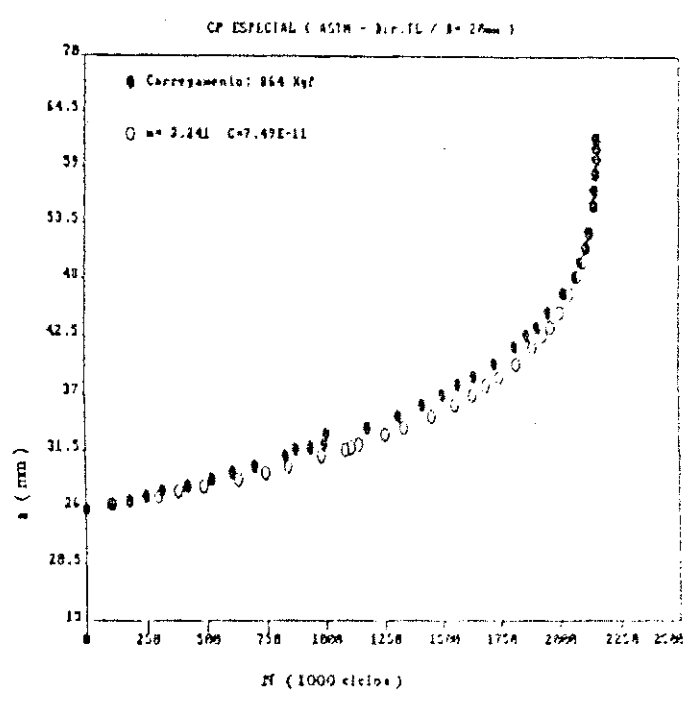


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

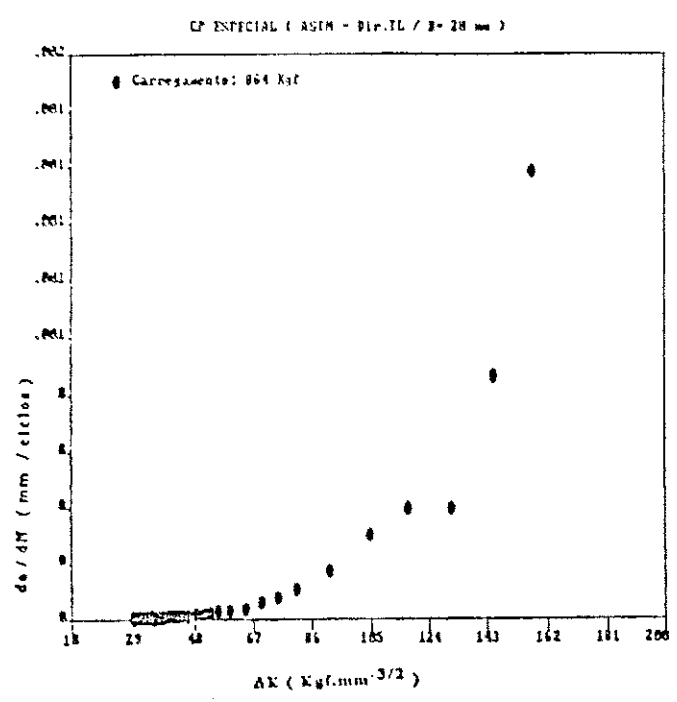


Figura 4.5 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$), - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $2.0 \times 10^{-3}m$ - Dir. "TL"

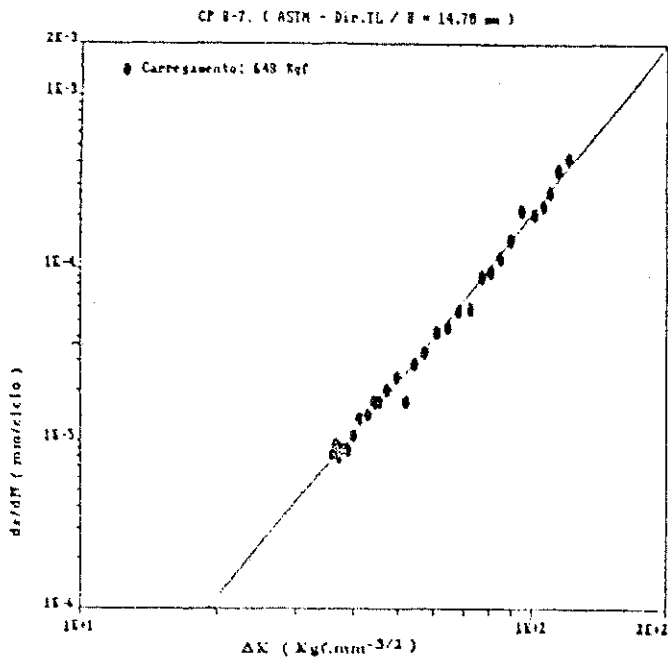


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.012E+01) + (3.215E-09) * X$
 THE VARIANCE = 2.696E-03

Fig B: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

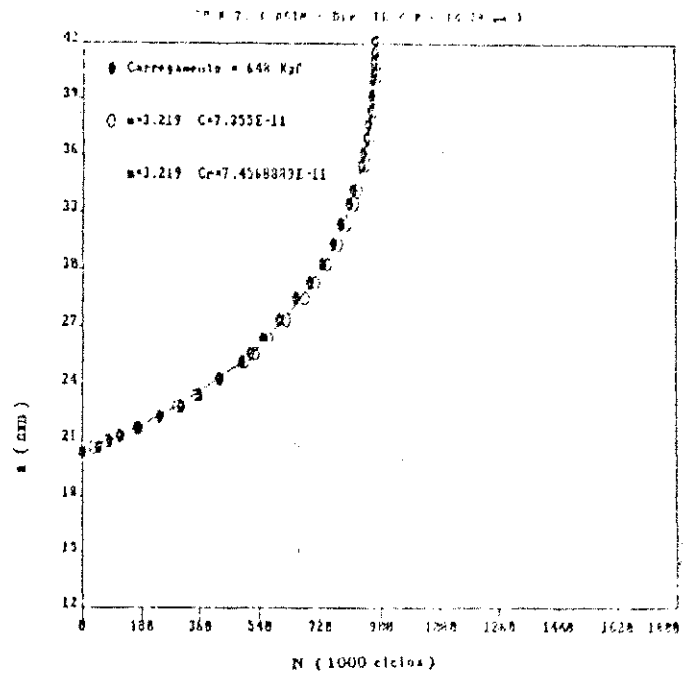


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

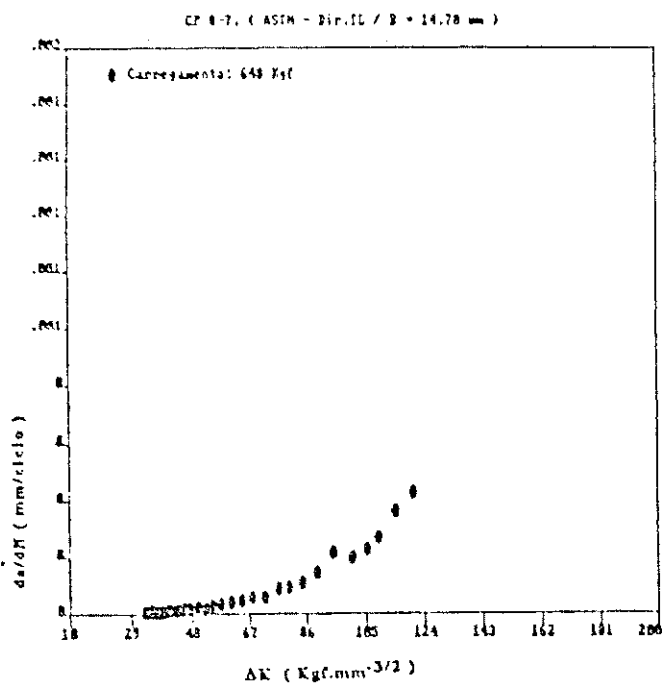
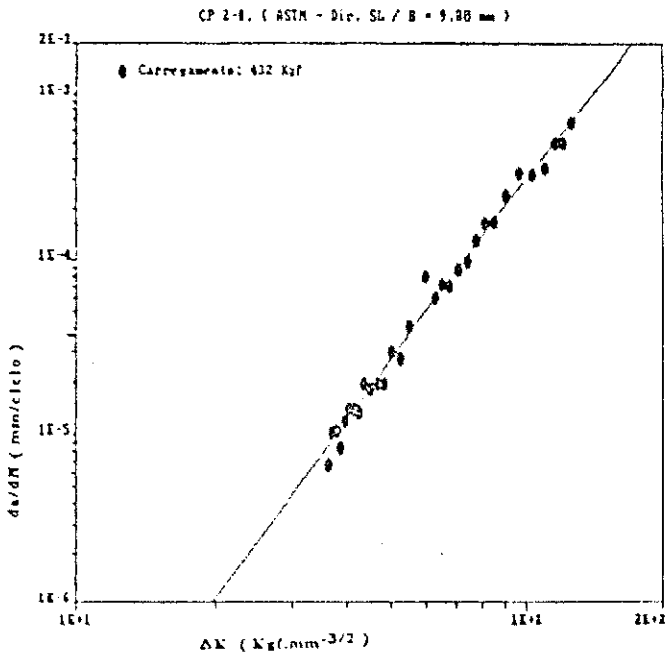


Figura 4.6 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $15 \times 10^{-3} m$ - Dir. "TL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bl-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.054E+01) + (3.314E+01)x$
 THE VARIANCE = 3.761E-02

FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

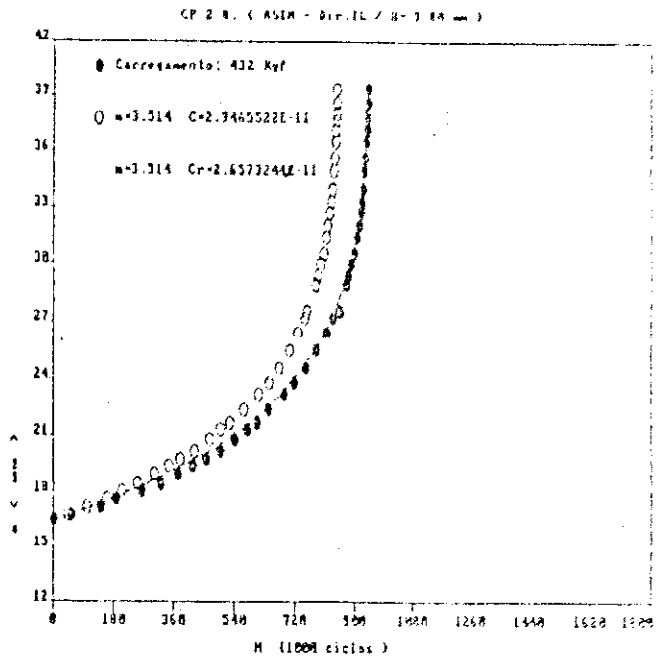


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

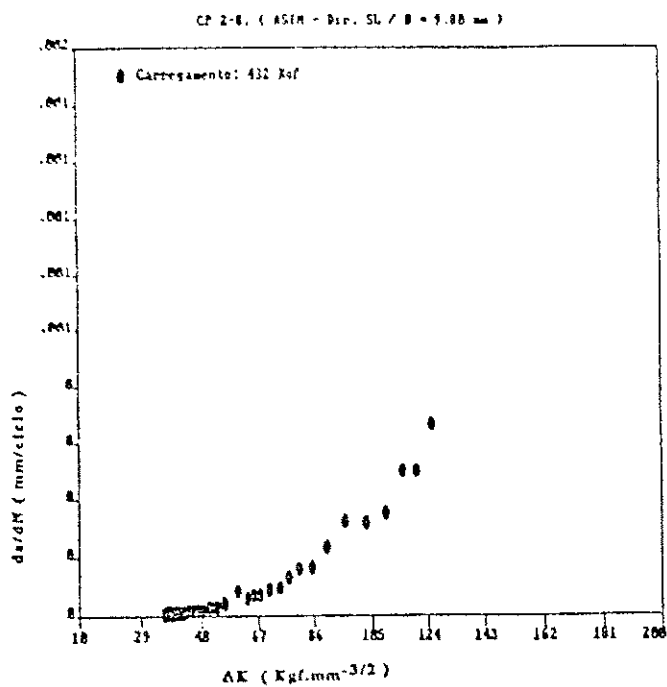


Figura 4.7 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $10 \times 10^{-3} m$ - Dir. "TL"

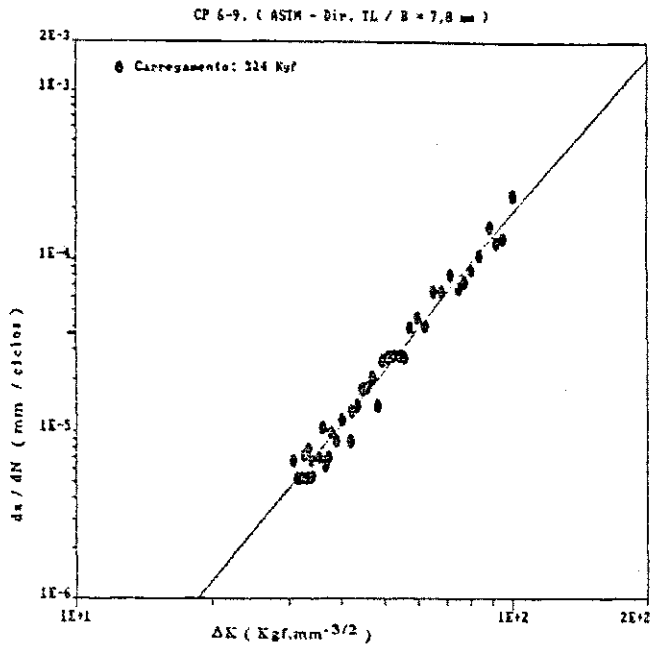


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
(-9.954E+00) + (3.117E+00)*X
THE VARIANCE - 5.578E-03

Fig B: $a \times N$
Curva experimental e teórica

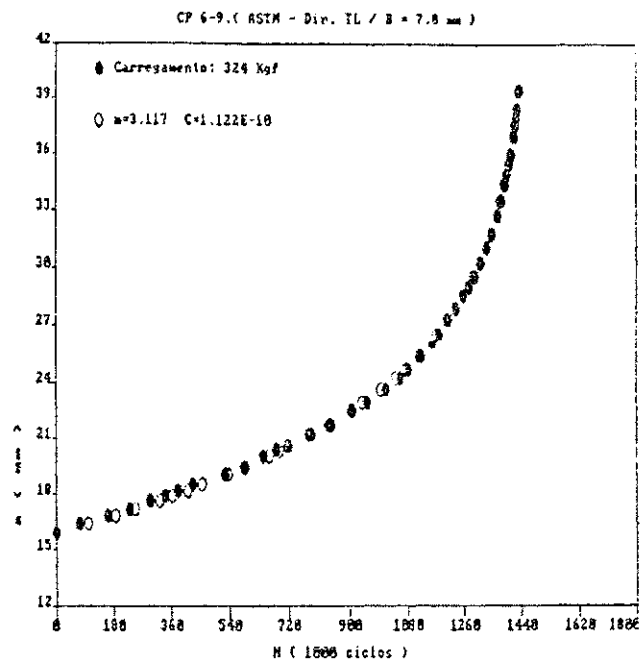


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

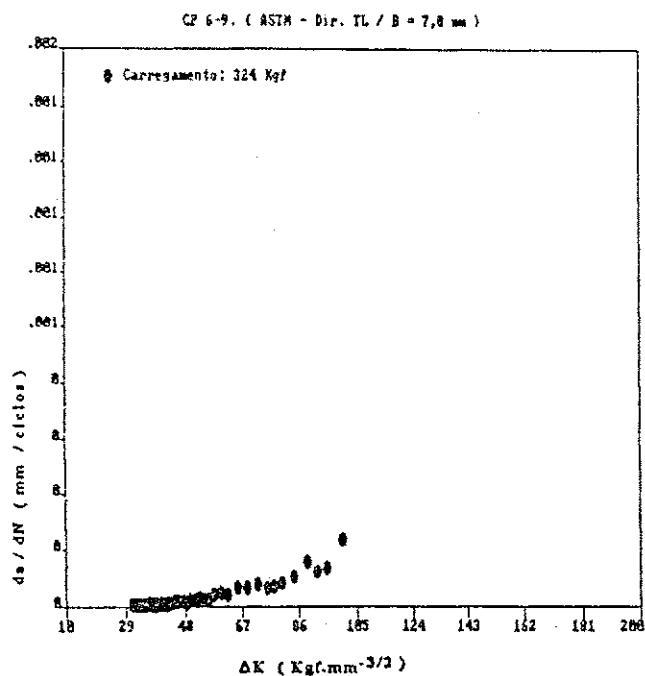


Figura 4.8 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $7,5 \times 10^{-3}$ m - Dir. "TL"

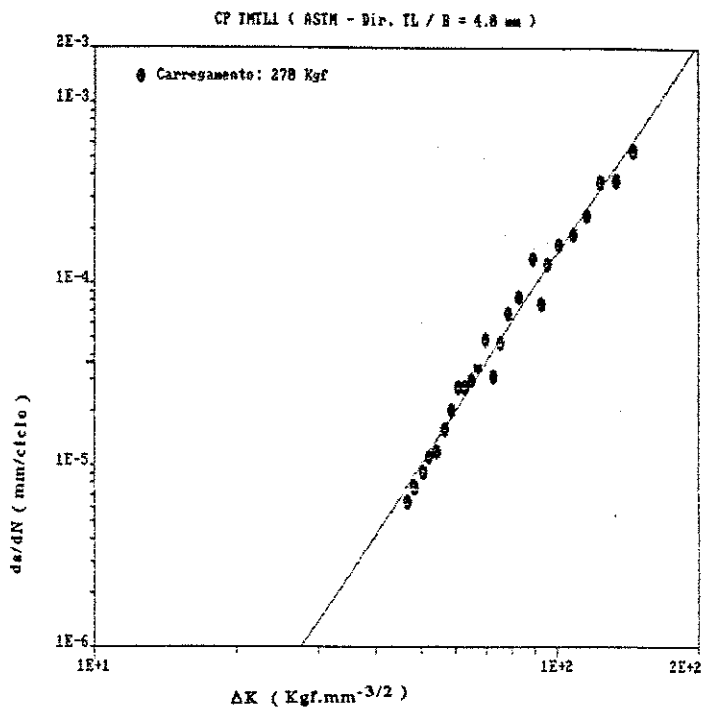


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log.

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.156E+01) + (3.845E+00)*X$
 THE VARIANCE - 6.200E-03

FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica e ajustada.

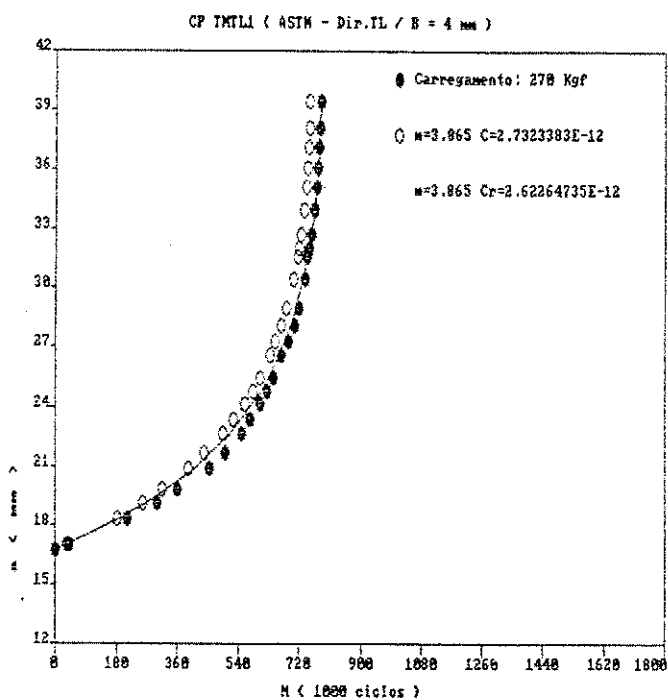


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

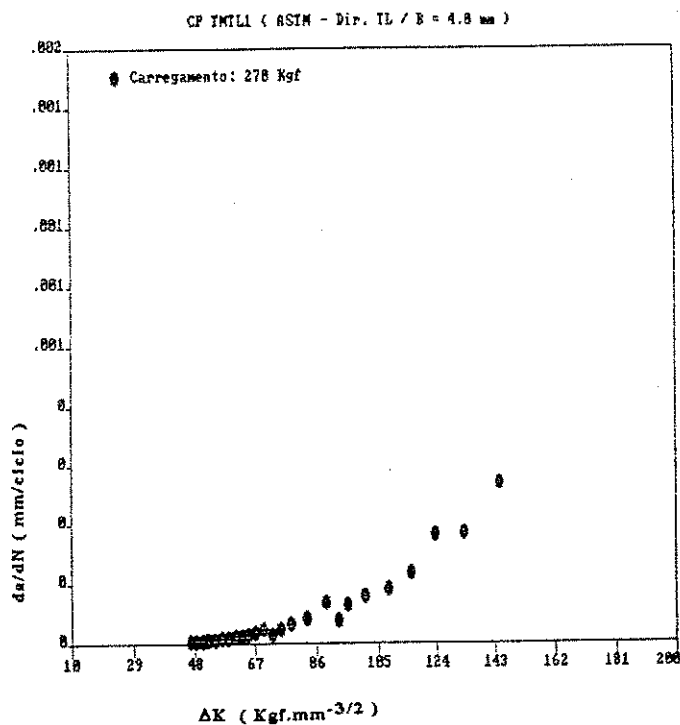


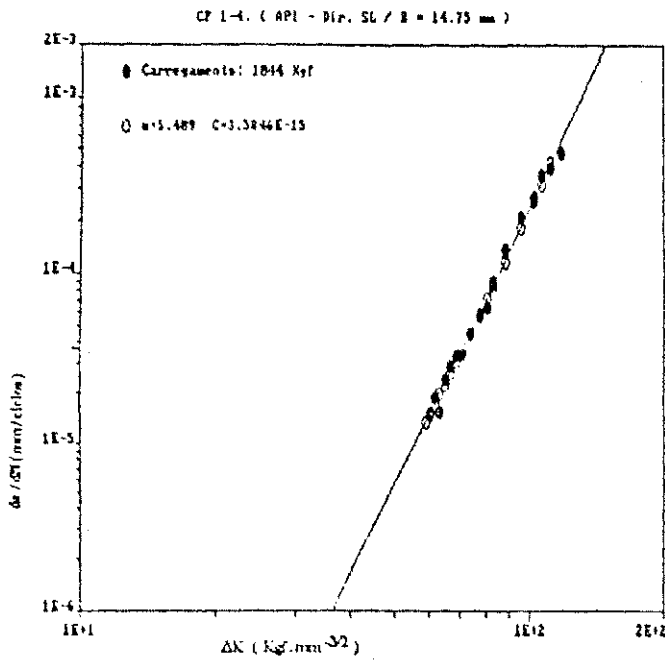
Figura 4.9 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional. - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $4,0 \times 10^{-3} m$ - Dir. "TL"

4.2 - EFEITO DA ESPESSURA NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: TRINCA DE FADIGA ORIENTADA NA DIREÇÃO SL (NORMA ASTM E 616-81- [51]).

Como no Sub-item 4.1, o efeito da espessura no comportamento à fadiga, para os dois aços estudados (trinca de fadiga orientada na direção SL), Norma ASTM e 616-81-[51]), pode ser observado nas Figuras 4.10 a 4.18. Nas figuras foram plotadas as curvas $\log da/dN \times \log \Delta K$, $a \times N$ e $da/dN \times \Delta K$.

Como antes, no mínimo, dois corpos de prova foram ensaiados para cada condição estabelecida. Diante da semelhança dos resultados, as curvas correspondentes a estes ensaios foram inseridas no Anexo VI.

Como no Sub-item 4.1, no gráfico $a \times N$ podemos ter duas ou três curvas. Ver a descrição no Sub-item 4.1.



FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -

$$(-1.444E+01) + (5.489E+00) * X$$

THE VARIANCE - 2.142E-03

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -

$$(-1.445E+01) + (5.489E+00) * X$$

THE VARIANCE - 8.054E-03

FigB: $a \times N$
Curva experimental e teórica

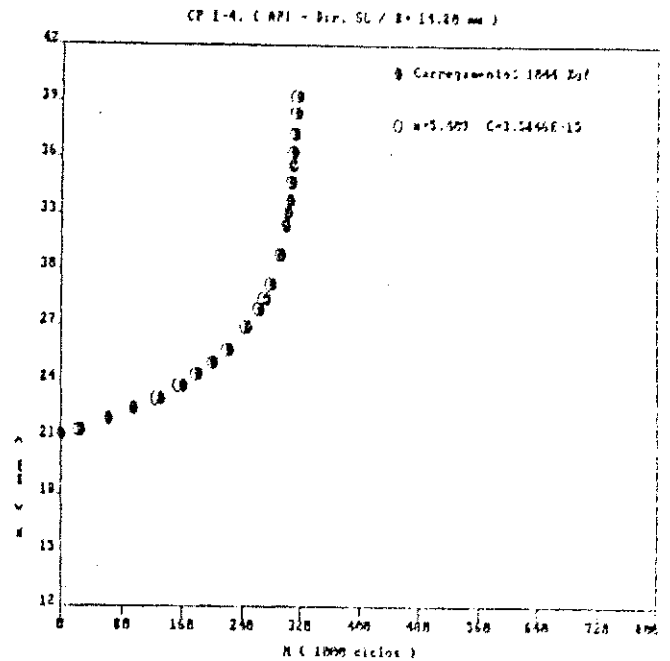


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

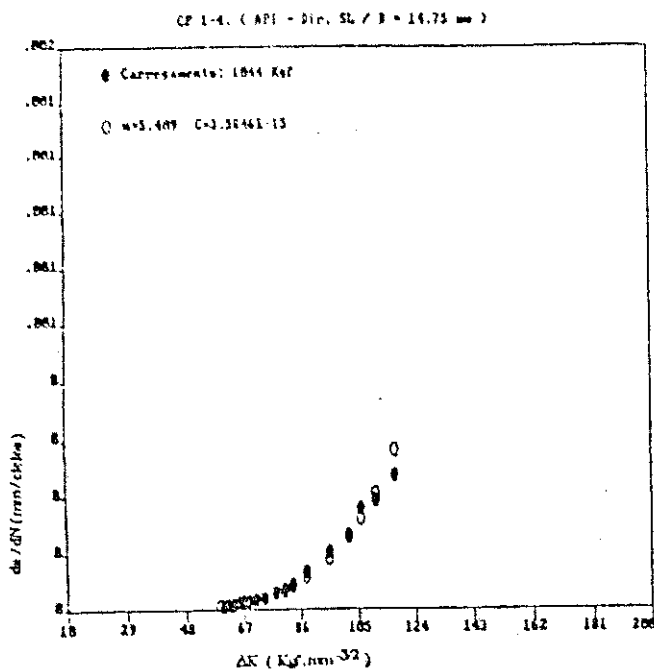
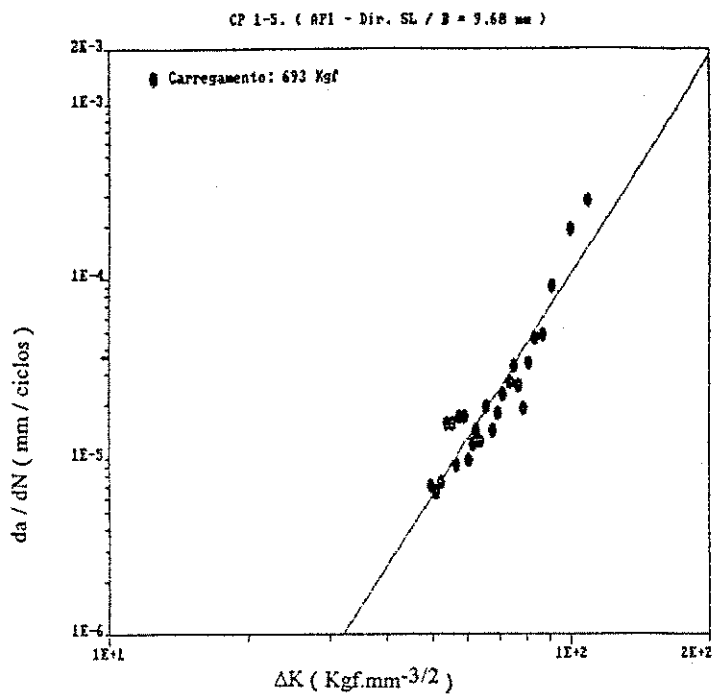


Figura 4.10 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $15 \times 10^{-3} m$ - Dir. "SL"



EXPRESSION POLYNOMIAL OF LINE
 (-1.220E+01) + (4.115E+00)*X
 THE VARIANCE = 2.277E-02

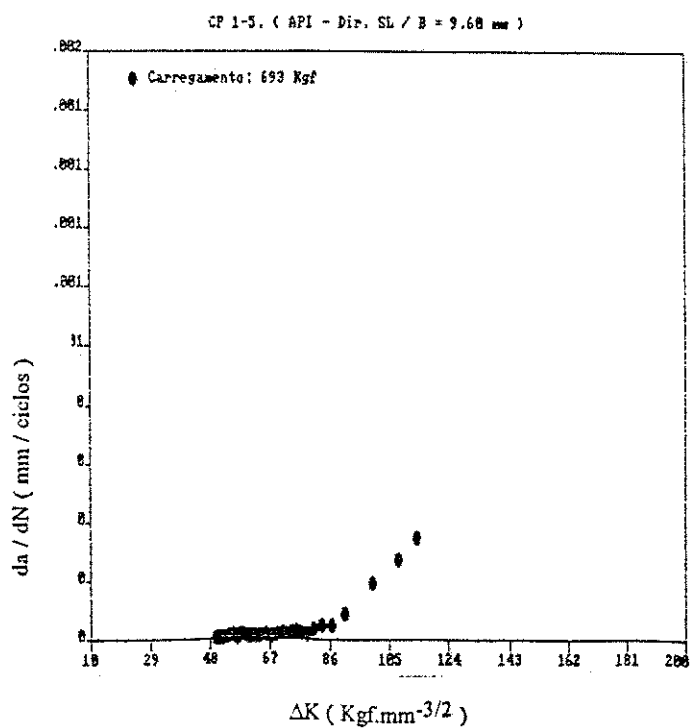
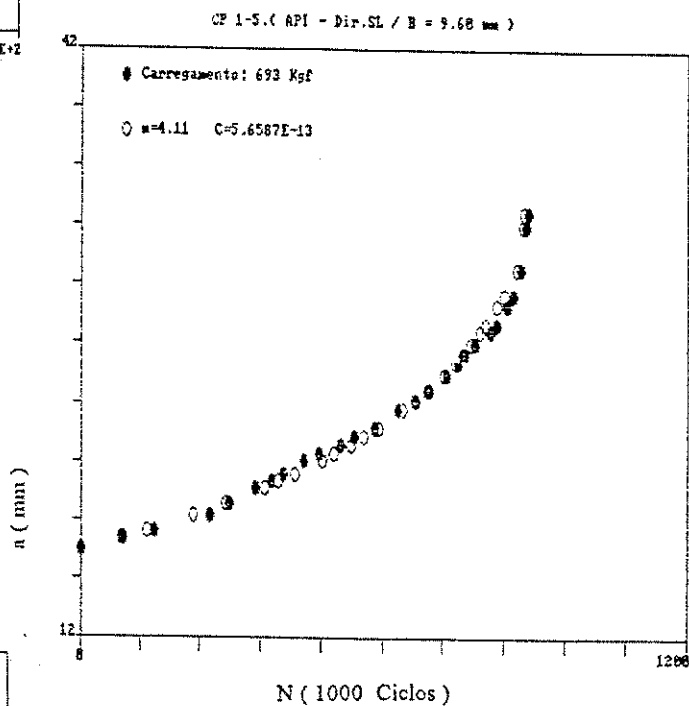


Figura 4.11 - Taxa de propagação (da/dN x ΔK) e propagação de trinca por fadiga (a x N). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura 10x10⁻³m -4 Dir. "SL"

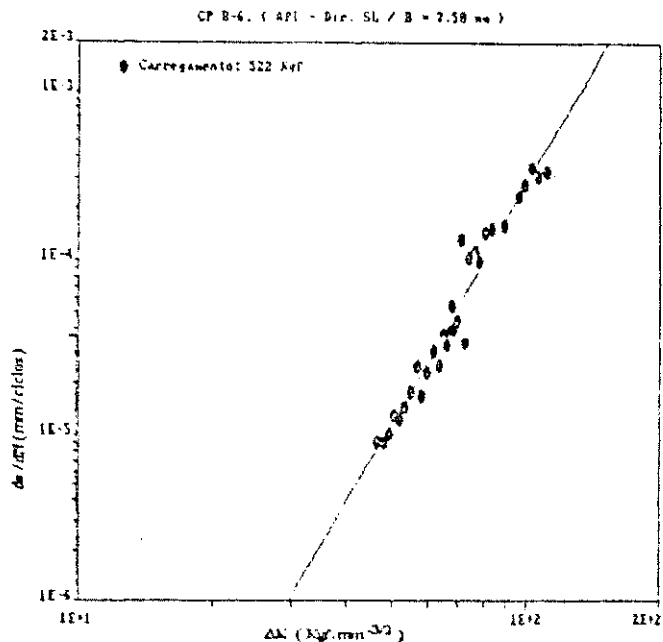


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
(- 1.290E+01) + (4.687E+00) X
THE VARIANCE = 1.253E-02

Fig B: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

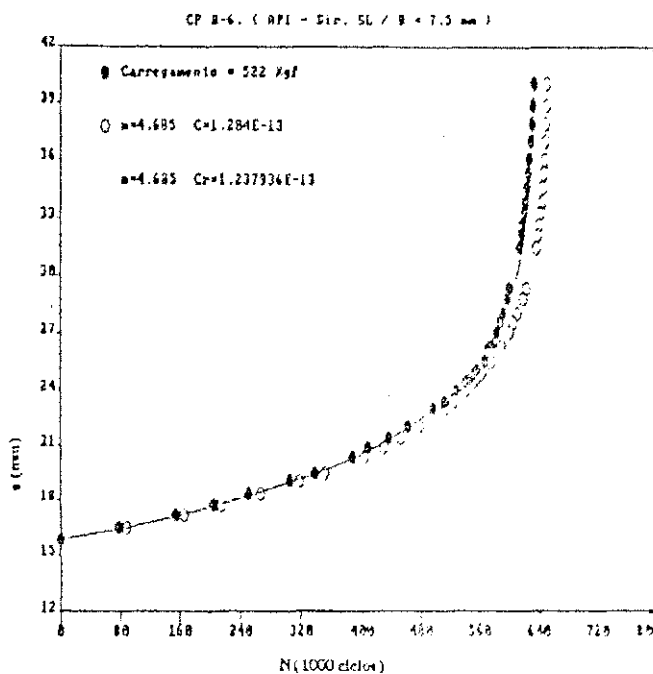


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

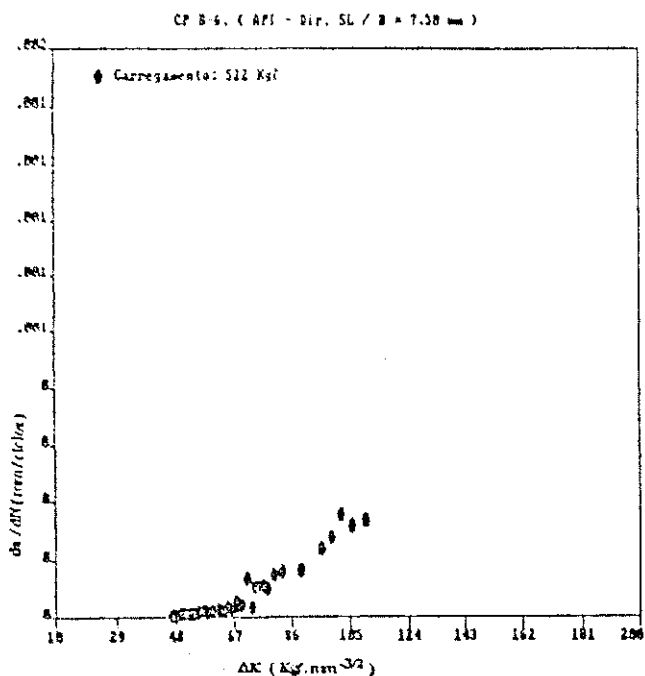


Figura 4.12 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $7,5 \times 10^{-3} m$ - Dir. "SL"

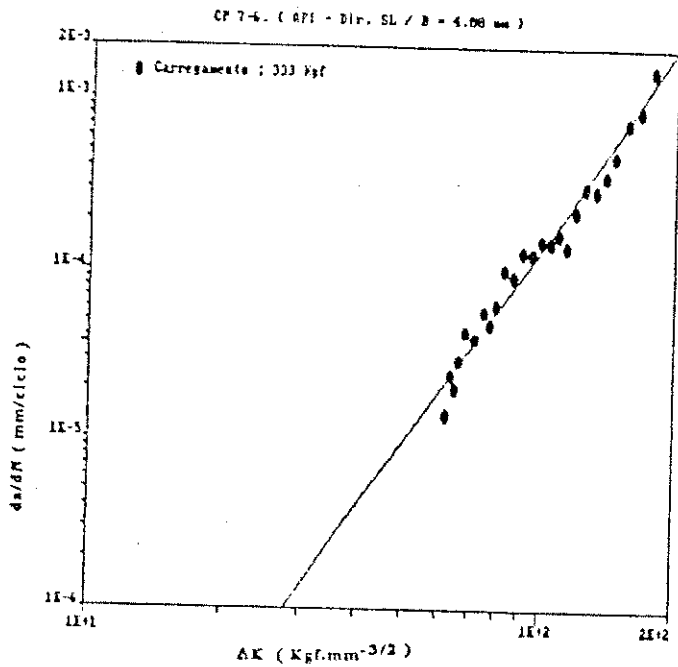


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.157E+01) + (3.867E+00) \times X$
 THE VARIANCE - 9.184E-05

Fig B: $a \times N$
Curva experimental e teórica

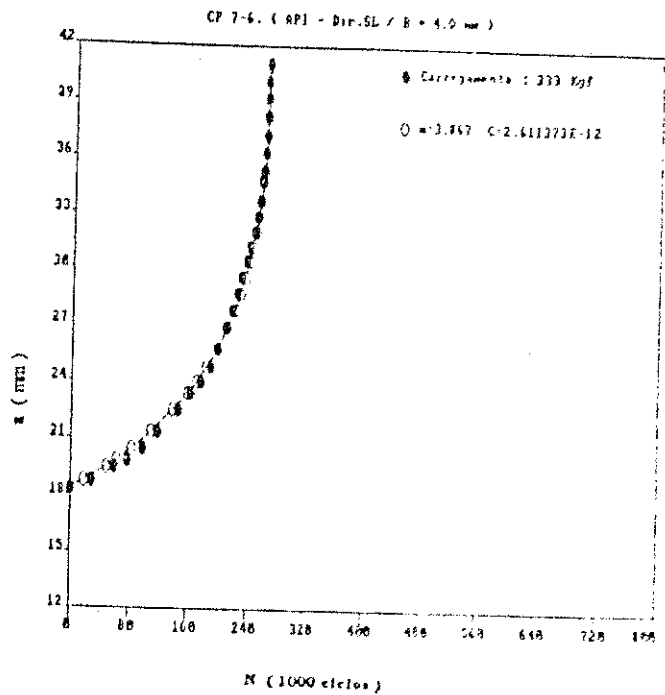


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

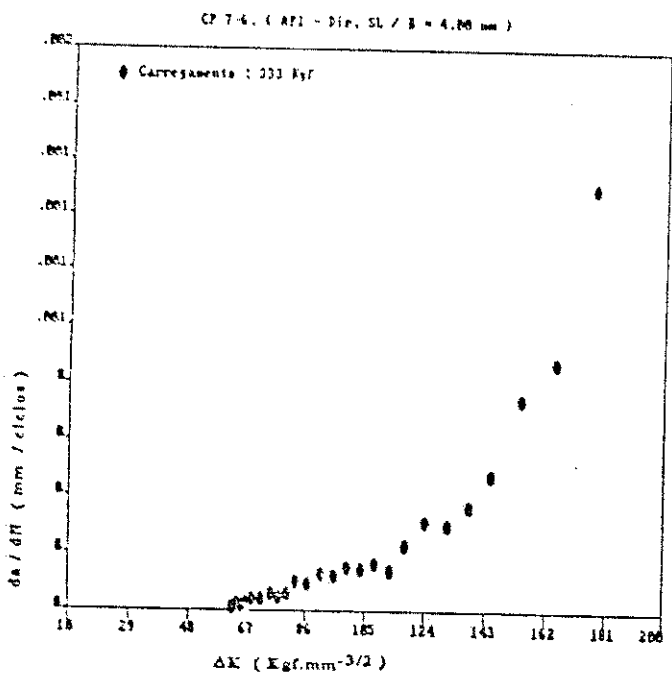


Figura 4.13 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $4,0 \times 10^{-3}m$ - Dir. "SL"

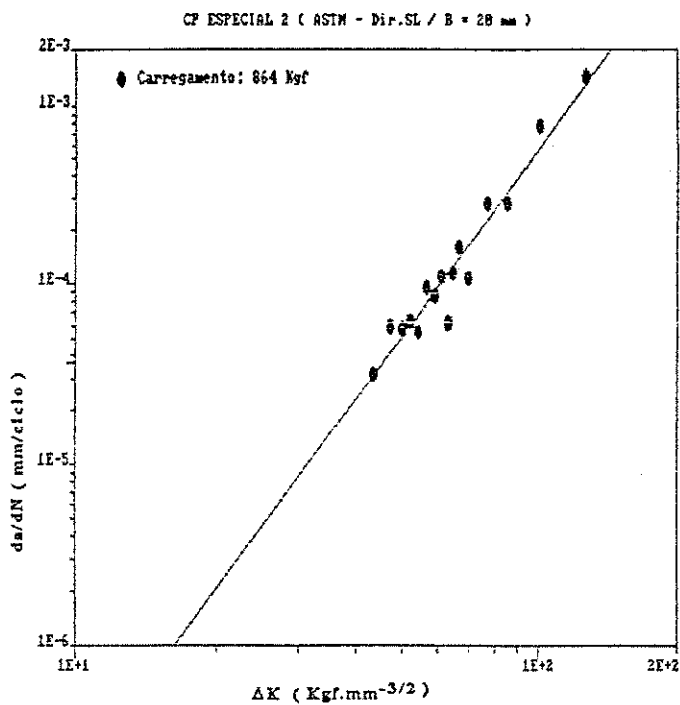


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.027E+01) + (3.496E+00)*X$
THE VARIANCE - 1.152E-02

FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica e ajustada.

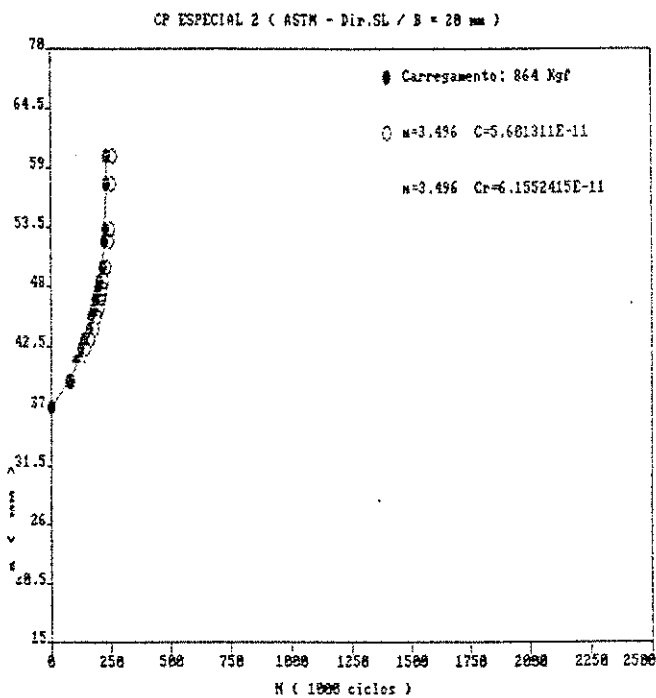
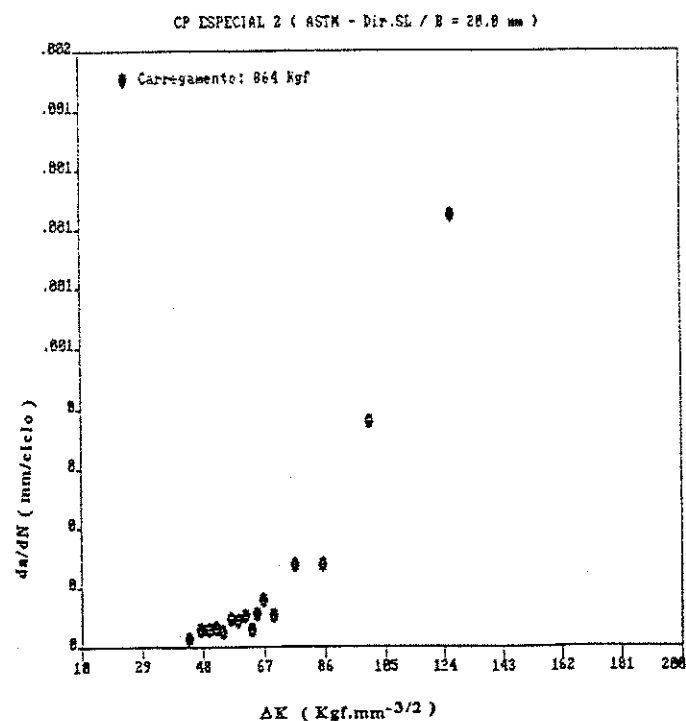


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

Figura 4.14 - Taxa de propagação e propagação de trinca por fadiga. Aço usado na fabricação de vasos de pressão — ASTM A516-65. C.P. do tipo tração compacta - espessura 20×10^{-3} m.

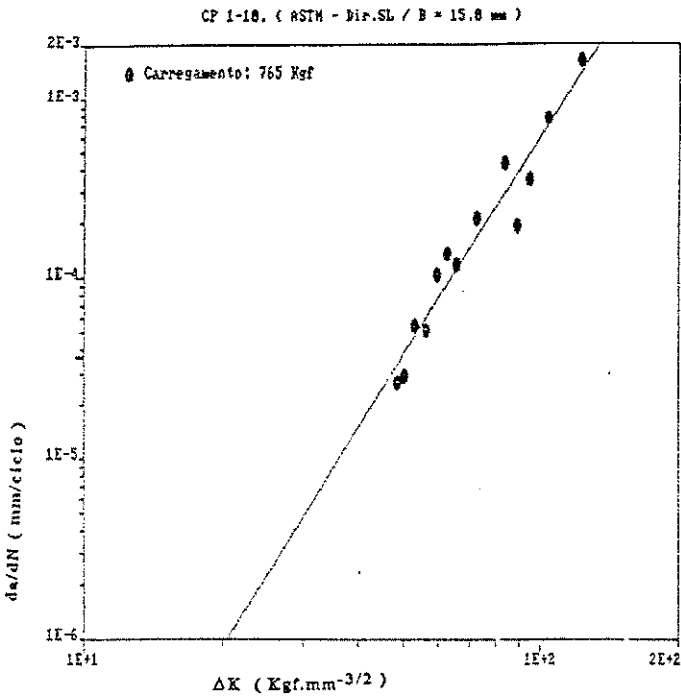


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.131E+01) + (4.052E+00)*X$
THE VARIANCE - 1.775E-02

Fig B: $a \times N$
Curva experimental, teórica e
ajustada.

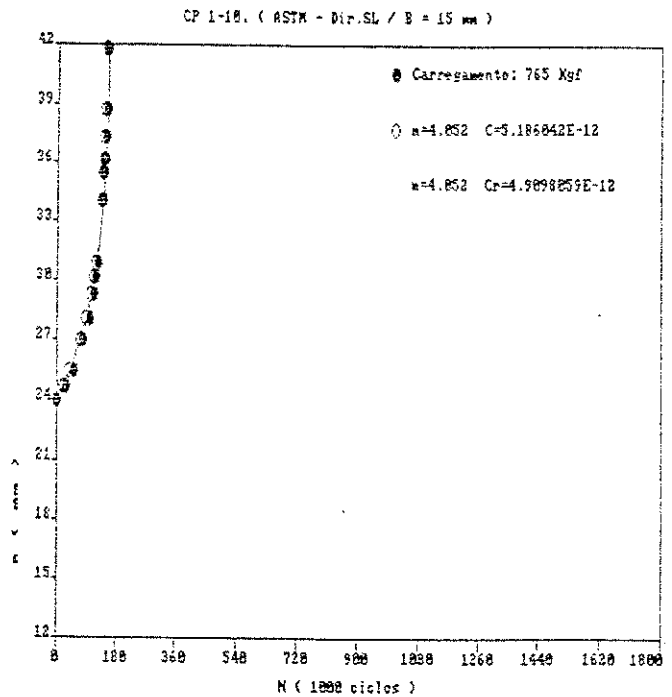


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

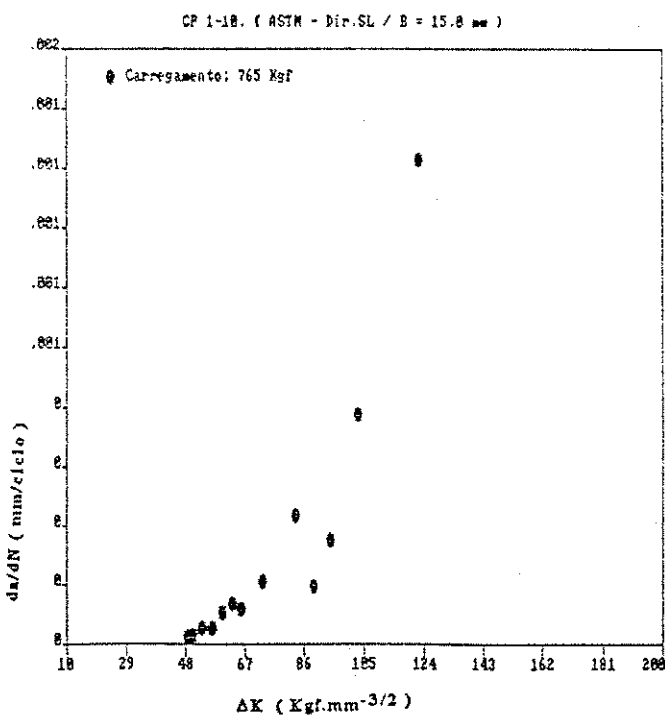


Figura 15 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $15 \times 10^{-3}m$ - Dir. "SL"

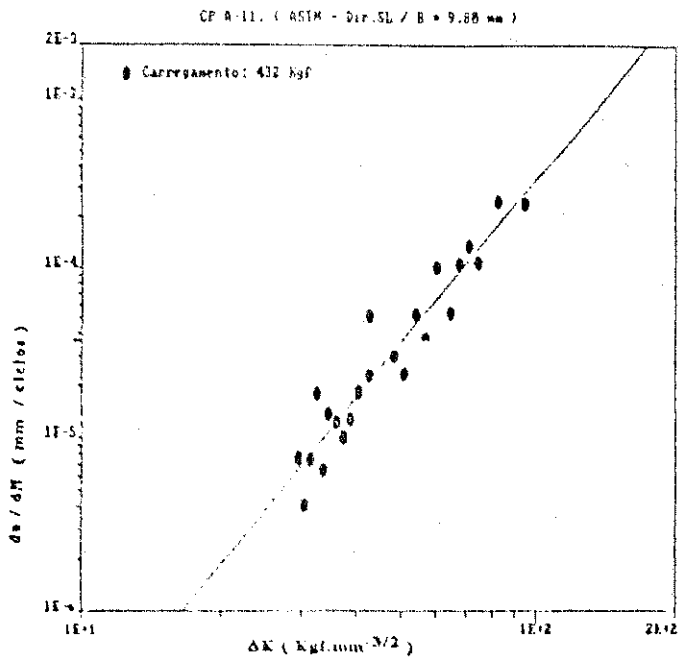


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
 Regressão Linear
 escala: bi-log

THE REGRESSION EQUATION OF FIG. 1 IS
 $(-9,2966 \times 10^{-6}) \times (-3,2721 \times 10^{-4}) \times$
 THE VARIABLE = $2,1223 \times 10^2$

Fig B: $a \times N$
 Curva experimental, teórica
 e ajustada.

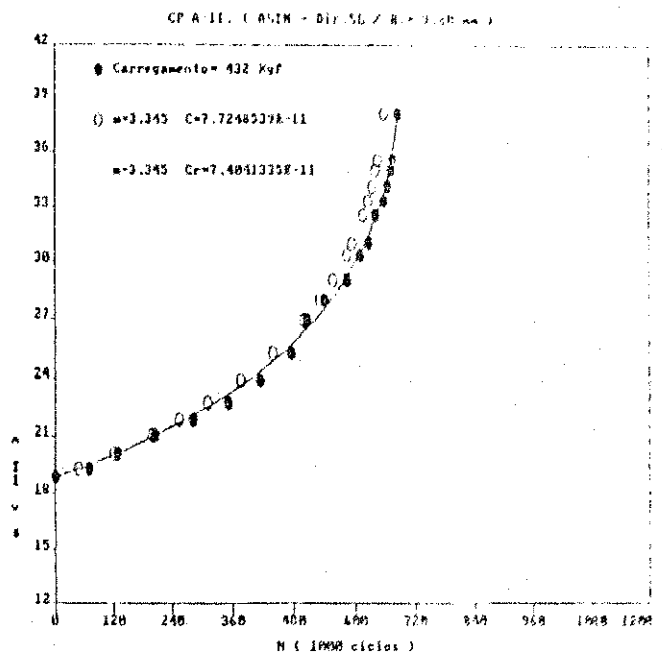


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
 escala: linear

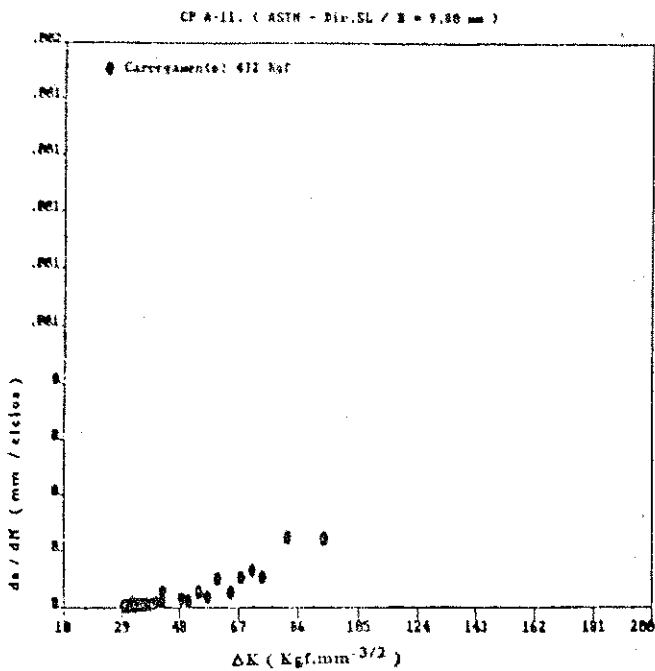


Figura 4.16 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $10 \times 10^{-3} m$ - Dir. "SL"

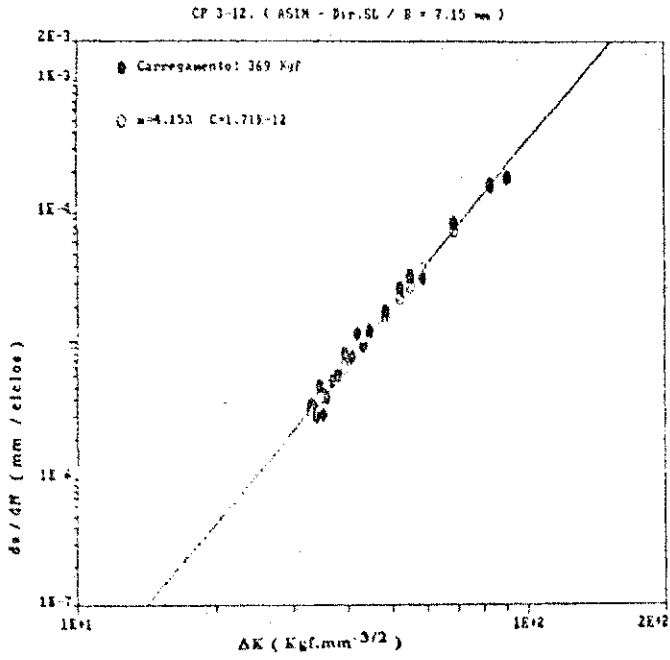


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -

$$(-1.127E+01) * (4.153E+00) * X$$

THE VARIABLE = 1.179E+01

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -

$$(-1.126E+01) * (4.153E+00) * X$$

THE VARIABLE = 5.270E+01

Fig B: $a \times N$
Curva experimental e teórica

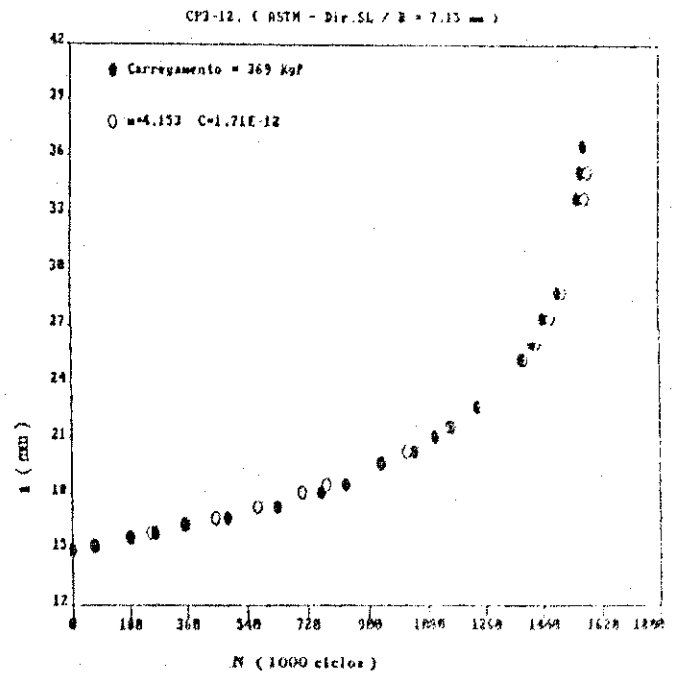


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

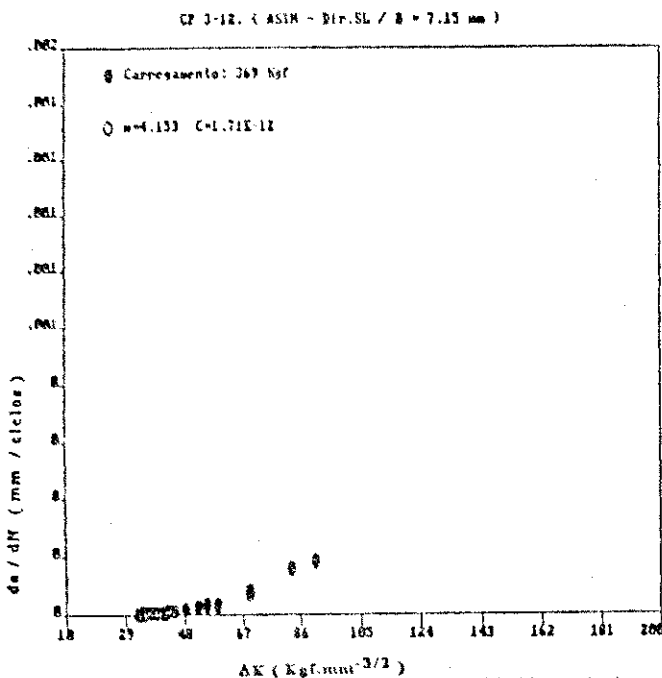


Figura 4.17 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $7,5 \times 10^{-3}$ m - Dir. "SL"

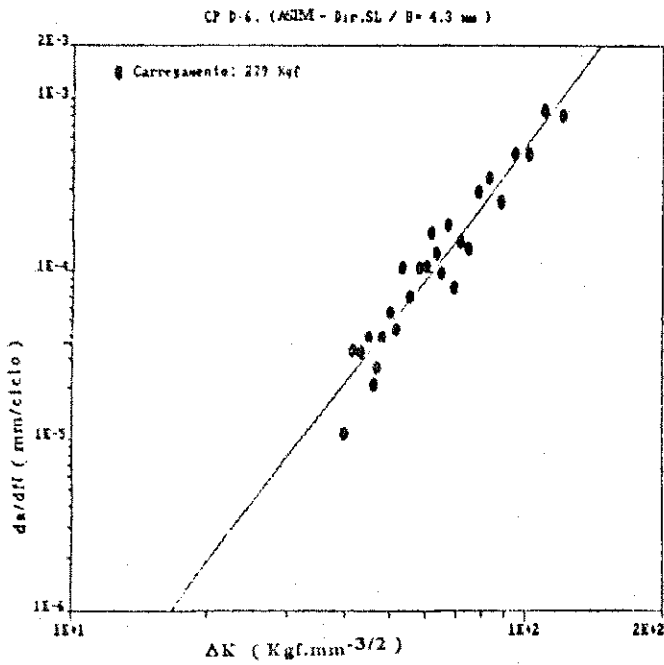


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
(-1.027E+01) + (3.511E+00) X X
THE VARIANCE = 1.905E-02

Fig B: $a \times N$
Curva experimental e teórica

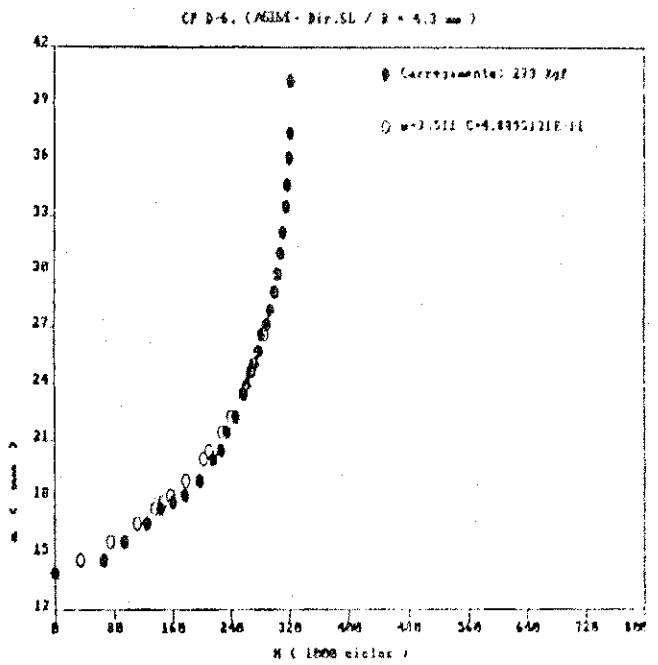


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

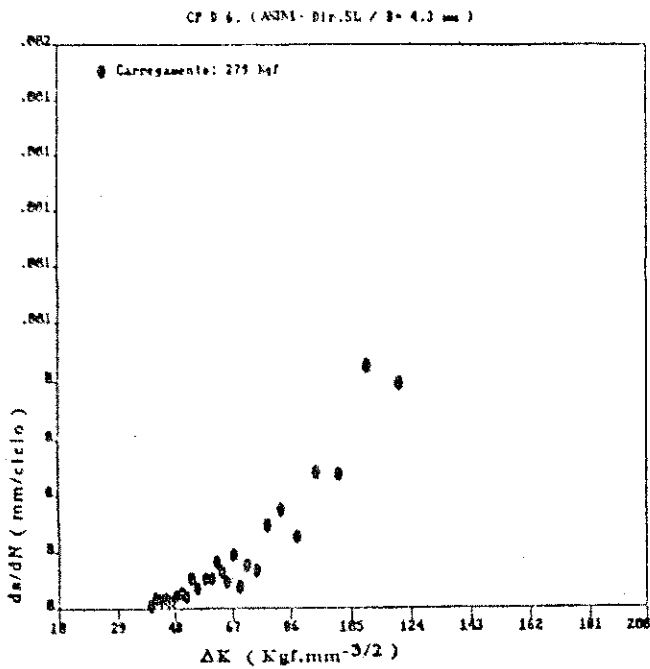


Figura 4.18 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$), - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $4,0 \times 10^{-3}m$ - Dir. "SL"

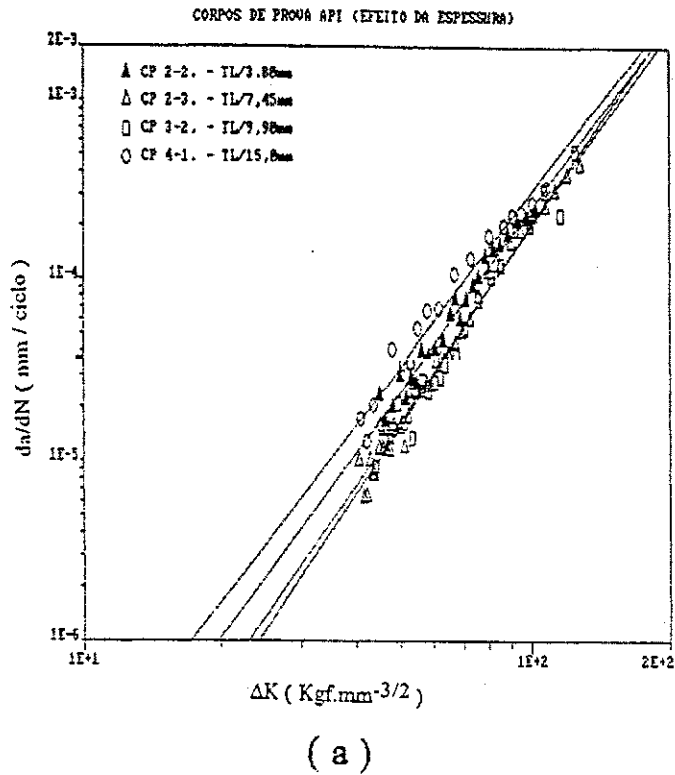
4.3 - VISTA CONJUNTA DOS RESULTADOS CONSIDERANDO: ESPESSURA DO CORPO DE PROVA, DIREÇÃO DE ORIENTAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA E OS AÇOS ESTUDADOS.

Nas Figuras 4.19 a 4.24 podemos observar a influência da espessura e da direção de orientação da trinca de fadiga na taxa de propagação de trinca por fadiga para o aço de laminação controlada usado na fabricação de tubos da classe API 5L - X70. Na Figura 4.25 podemos observar o conjunto de todos os resultados dos ensaios realizados com este aço de laminação controlada.

Nas Figuras 4.26 a 4.32 podemos observar a influência da espessura e da direção de orientação da trinca de fadiga na taxa de propagação de trinca por fadiga para o aço usado na fabricação de vasos de pressão, que segue a especificação ASTM A516-GR 65. Na Figura 4.33 podemos observar o conjunto de todos os resultados dos ensaios realizados com o aço de especificação ASTM A516-GR 65.

Com o objetivo de uma comparação mais direta entre os dois aços estudados, considerando o comportamento à fadiga, os resultados para todos os ensaios realizados, de acordo com as variáveis examinadas, foram também apresentados na forma das Figuras 4.34 e 4.35.

Nas Tabelas 4.1 e 4.2 podemos observar os parâmetros da Equação de Paris - Equação (3.5)- encontrados para os ensaios realizados. Valores a partir da curva experimental $\log da/dN$ x $\log \Delta K$ (m, C) e valores ajustados (m' e C') quando necessário, conforme o Sub-ítem 3.2.5. e Broek [30].



$$\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 4,079 \times 10^{-11} \Delta K^{3,398}$$

$$\triangle \Rightarrow da/dN = 6,956 \times 10^{-12} \Delta K^{3,734}$$

$$\square \Rightarrow da/dN = 1,297 \times 10^{-11} \Delta K^{3,597}$$

$$\circ \Rightarrow da/dN = 9,400 \times 10^{-11} \Delta K^{3,26}$$

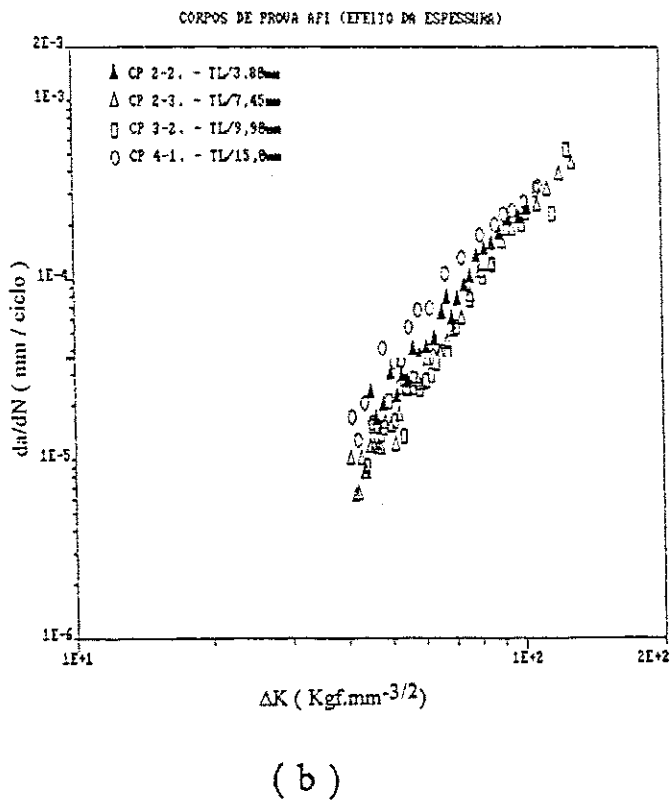
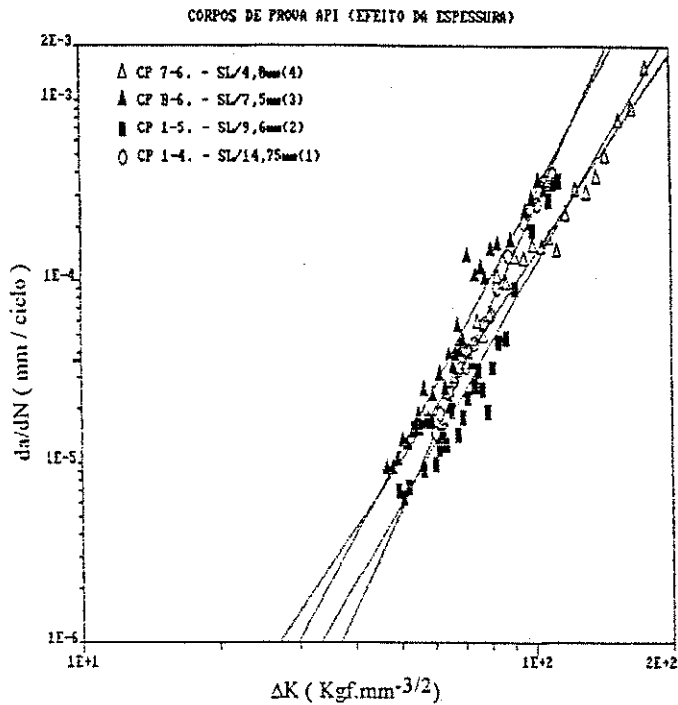
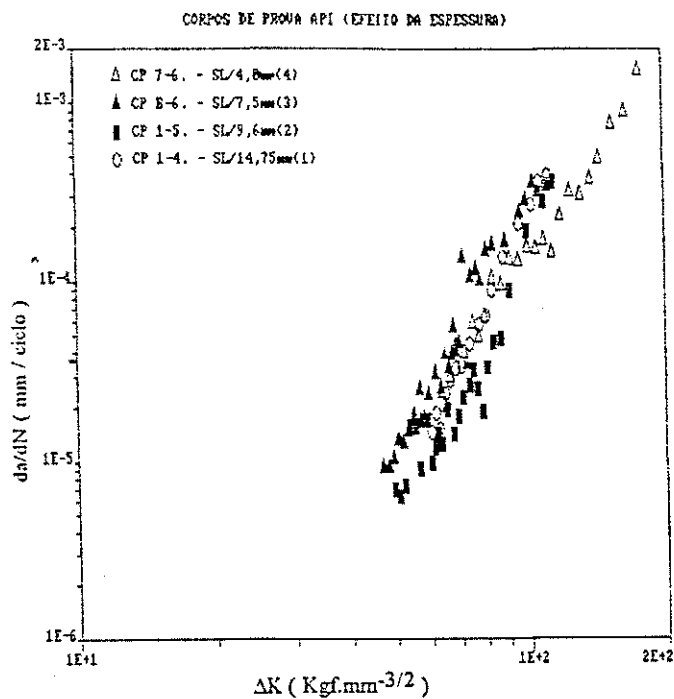


Fig. 4.19 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), aço de laminação controlada (Classe API 5L - X70). Influência da espessura. (a)- Incluída a linha de regressão linear. (b)- Não incluída a linha de regressão linear. - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL (ASTM E 616-81).

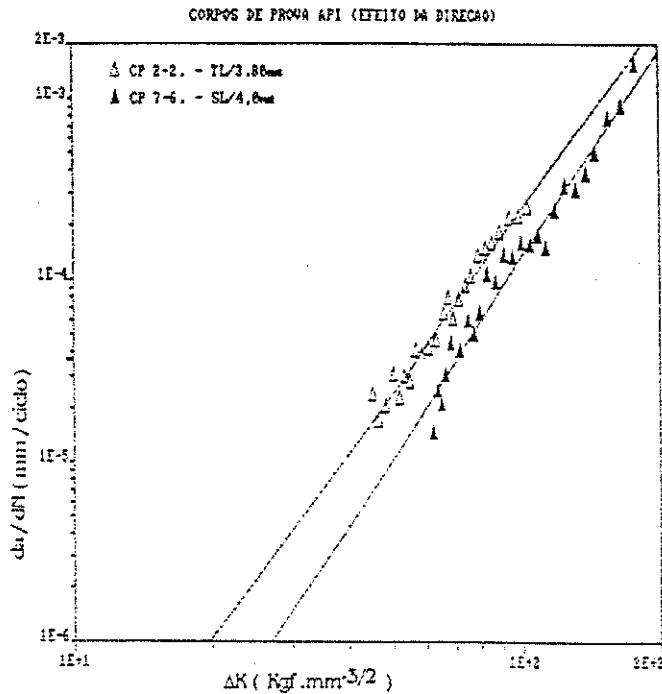


(a)



(b)

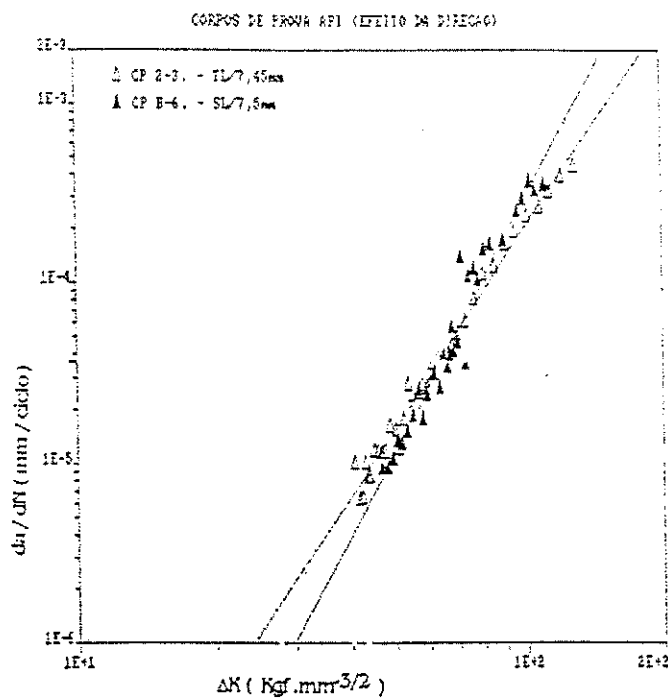
Fig. 4.20 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), aço de laminação controlada (Classe API 5L - X70). Influência da espessura. (a)- Inclusa a linha de regressão linear. (b)- Não inclusa a linha de regressão linear. - Direção de orientação da trinca de fadiga, SL (ASTM E 616-81).



$$\triangle \Rightarrow da/dN = 4,079 \times 10^{-11} \Delta K^{3,398}$$

$$\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 2,611 \times 10^{-12} \Delta K^{3,867}$$

Fig. 4.21 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), aço de laminação controlada (Classe API 5L - X70). Influência da direção - Espessura de referência $4 \times 10^{-3} \text{m}$ (4,0mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga TL, versus SL (ASTM E 616-81).



$$\triangle \Rightarrow da/dN = 6,956 \times 10^{-12} \Delta K^{3,734}$$

$$\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 1,204 \times 10^{-13} \Delta K^{4,685}$$

Fig. 4.22 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), aço de laminação controlada (Classe API 5L - X70). Influência da direção - Espessura de referência $7,3 \times 10^{-3} \text{m}$ (7,5mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL versus SL (ASTM E 616-81).

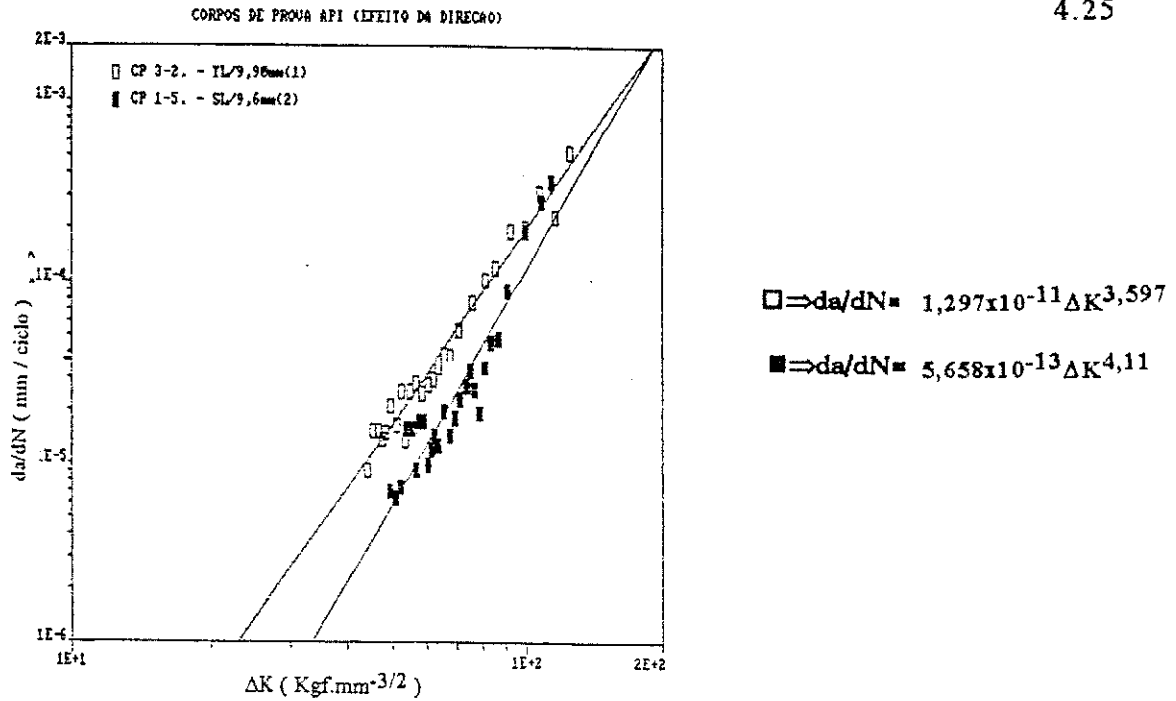


Fig. 4.23 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), aço de laminação controlada (Classe API 5L - X70). Influência da direção - Espessura de referência $10 \times 10^{-3} \text{m}$ (10,0mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL versus SL (ASTM E 616-81).

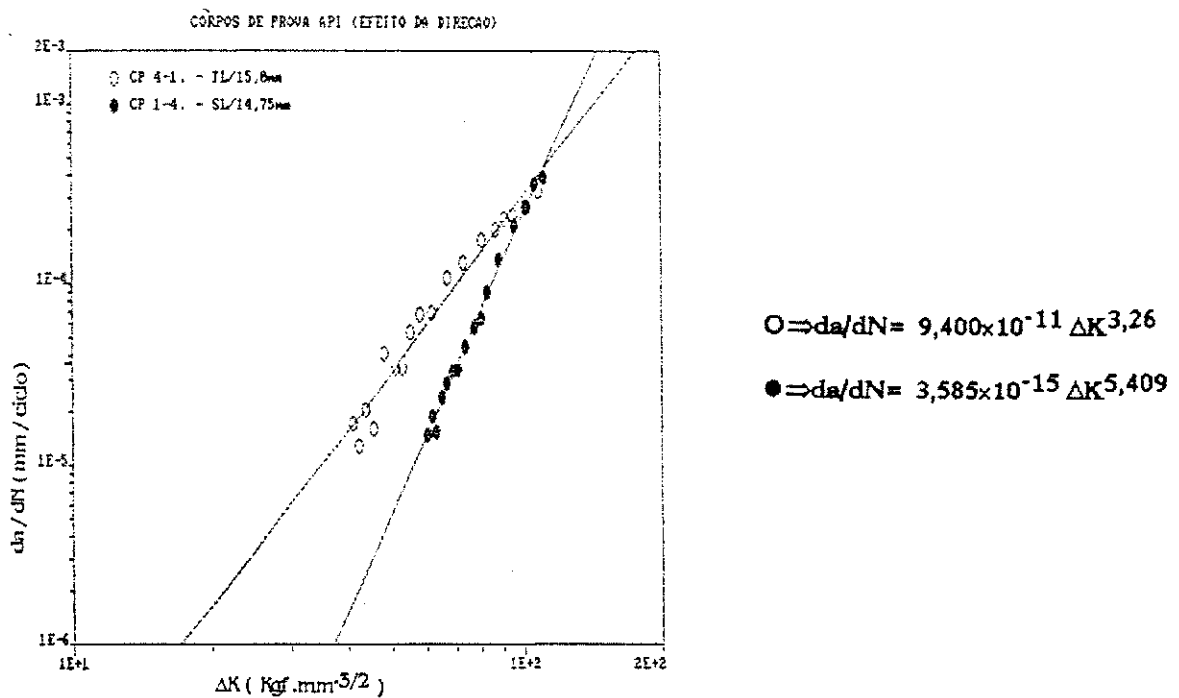
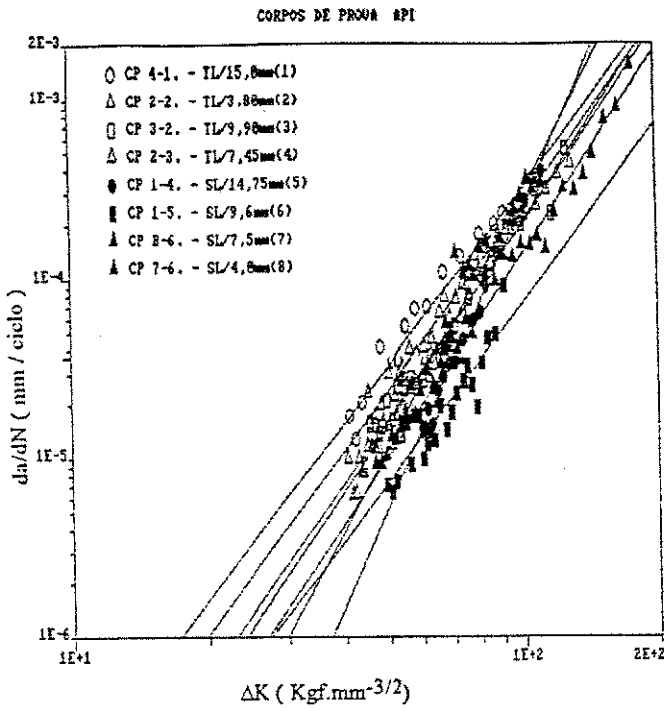


Fig. 4.24 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), aço de laminação controlada (Classe API 5L - X70). Influência da direção - Espessura de referência $15 \times 10^{-3} \text{m}$ (15,0mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL versus SL (ASTM E 616-81).



- ⇒ da/dN = 9,400 × 10⁻¹¹ ΔK^{3,26}
- △ ⇒ da/dN = 4,079 × 10⁻¹¹ ΔK^{3,398}
- ⇒ da/dN = 1,297 × 10⁻¹¹ ΔK^{3,597}
- △ ⇒ da/dN = 6,956 × 10⁻¹² ΔK^{3,734}
- ⇒ da/dN = 3,585 × 10⁻¹⁵ ΔK^{5,409}
- ⇒ da/dN = 2,439 × 10⁻¹¹ ΔK^{4,831}
- ▲ ⇒ da/dN = 1,204 × 10⁻¹³ ΔK^{4,685}
- ▲ ⇒ da/dN = 2,611 × 10⁻¹² ΔK^{3,867}

↑ (a)

(b) ⇒

↓ (c)

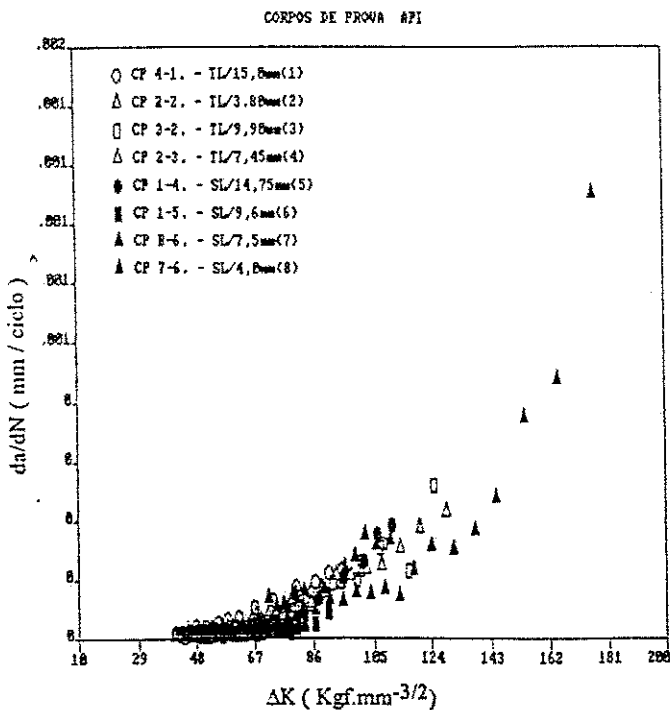
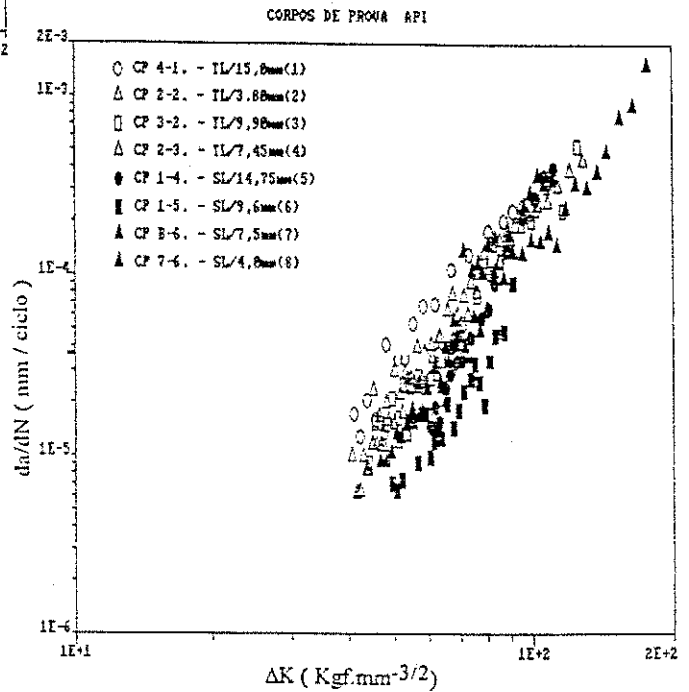
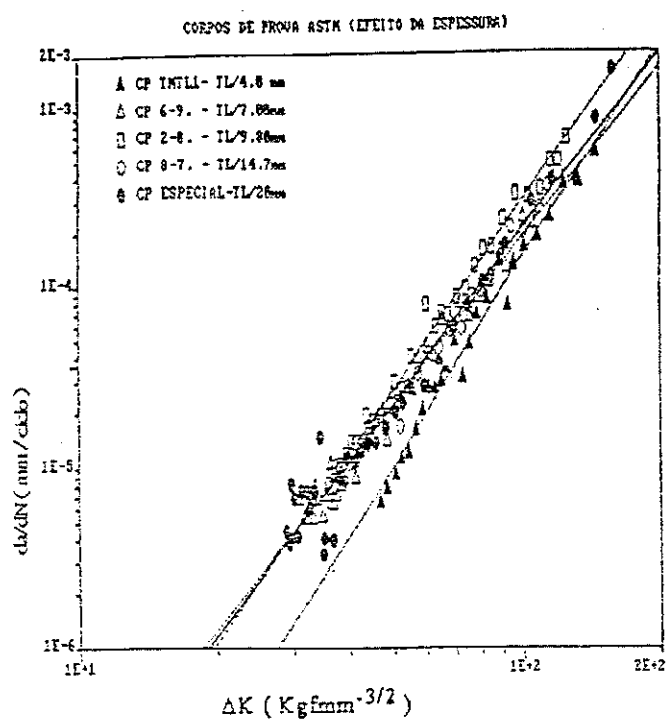
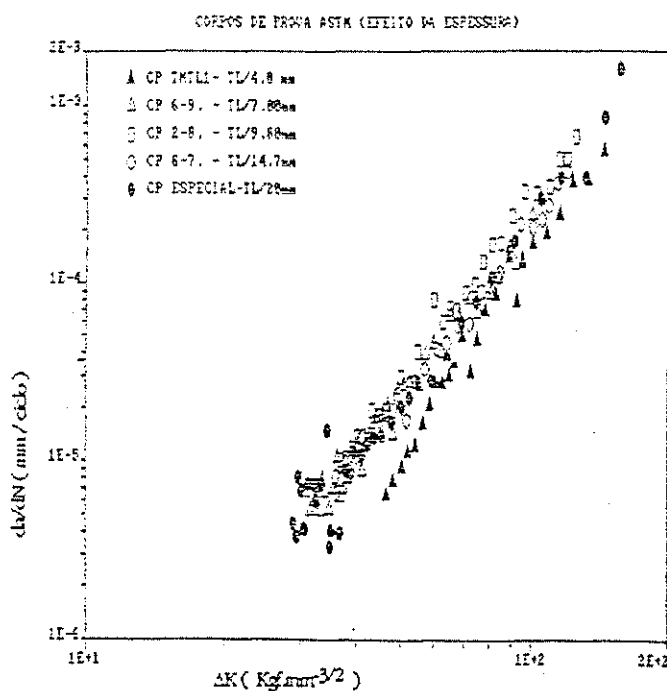


Fig. 4.25 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), aço de laminação controlada (Classe API 5L - X70). Visão conjunta dos ensaios (Influência da direção).

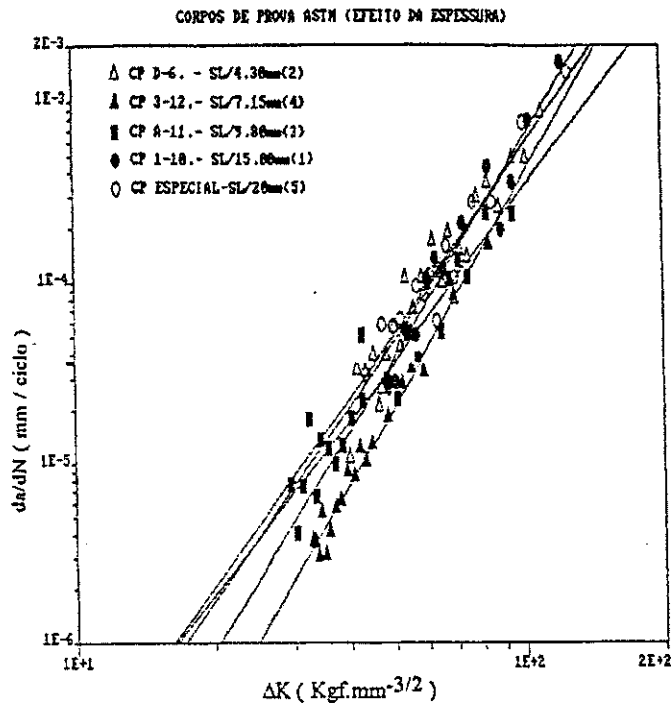


(a)



(b)

Fig. 4.26 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe — ASTM A516/GR65. Influência da espessura. (a) - Includa a linha de regressão linear. (b) - Não includa a linha de regressão linear. - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL (ASTM E 616-81).



$$\Delta \Rightarrow da/dN = 4,889 \times 10^{-11} \Delta K^{3,511}$$

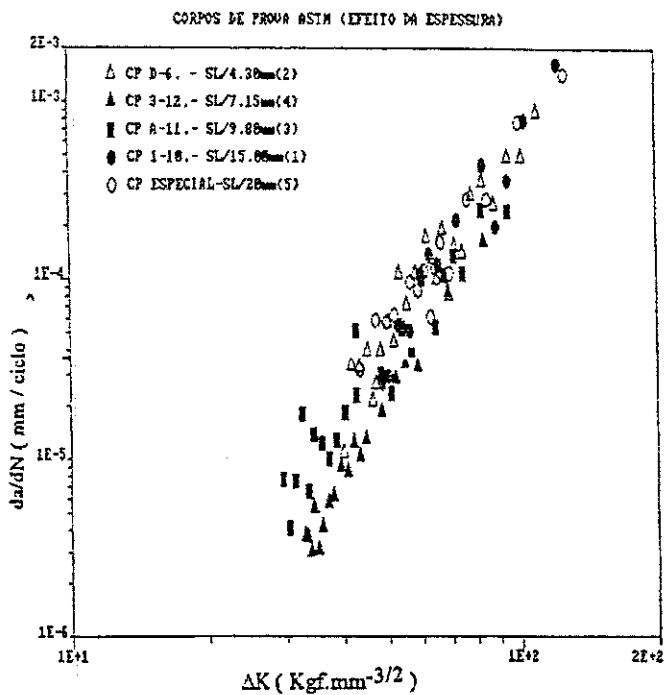
$$\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 1,710 \times 10^{-12} \Delta K^{4,153}$$

$$\blacksquare \Rightarrow da/dN = 7,725 \times 10^{-11} \Delta K^{3,237}$$

$$\bullet \Rightarrow da/dN = 5,186 \times 10^{-12} \Delta K^{4,05}$$

$$\circ \Rightarrow da/dN = 5,601 \times 10^{-11} \Delta K^{3,496}$$

(a)



(b)

Fig. 4.27 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe . — ASTM A516GR65. Influência da espessura. (a) - Inclusive a linha de regressão linear. (b) - Não inclusa a linha de regressão linear. - Direção de orientação da trinca de fadiga SL (ASTM E 616-81).

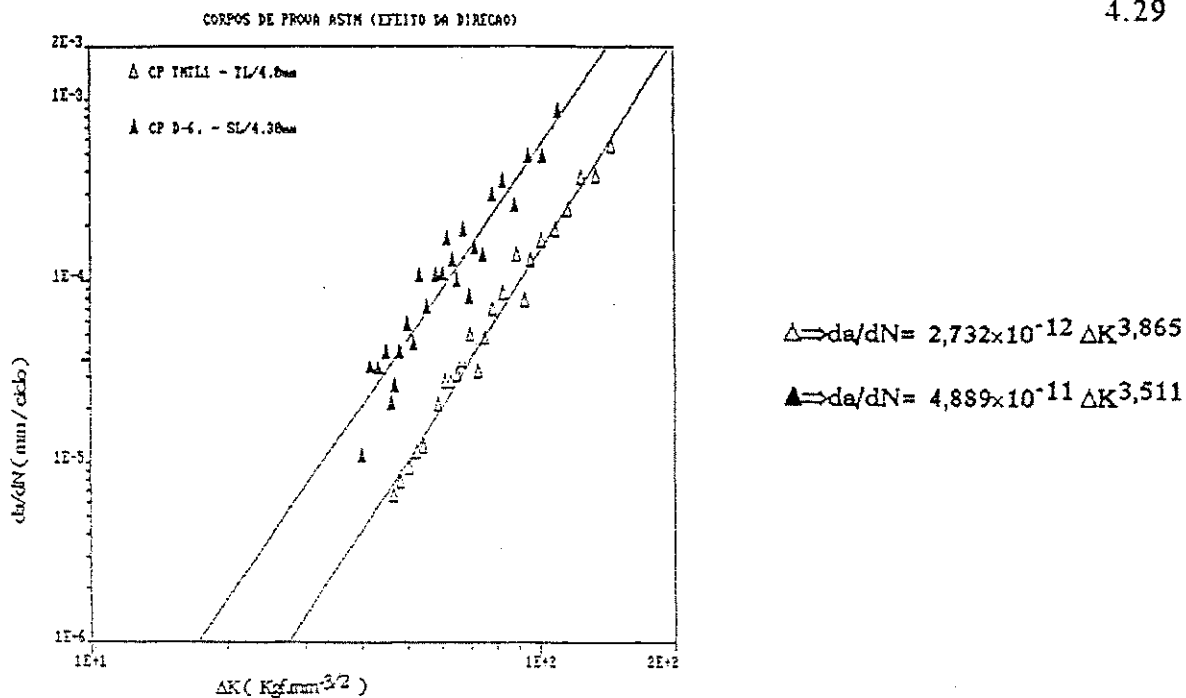


Fig. 4.28 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe AWS/ASTM A516\GR65. Influência da direção - Espessura de referência 4×10^{-3} m (4,0mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL versus SL (ASTM E 616-81).

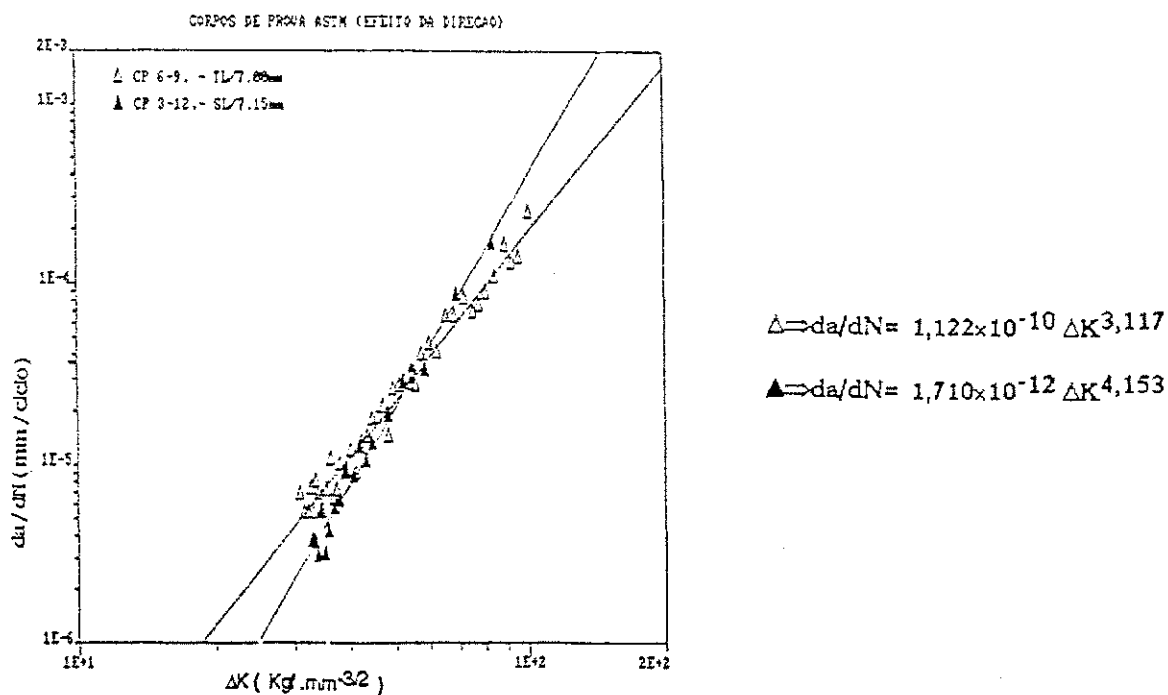


Fig. 4.29 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe — ASTM A516\GR65. Influência da direção - Espessura de referência $7,5 \times 10^{-3}$ m (7,5mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL versus SL (ASTM E 616-81).

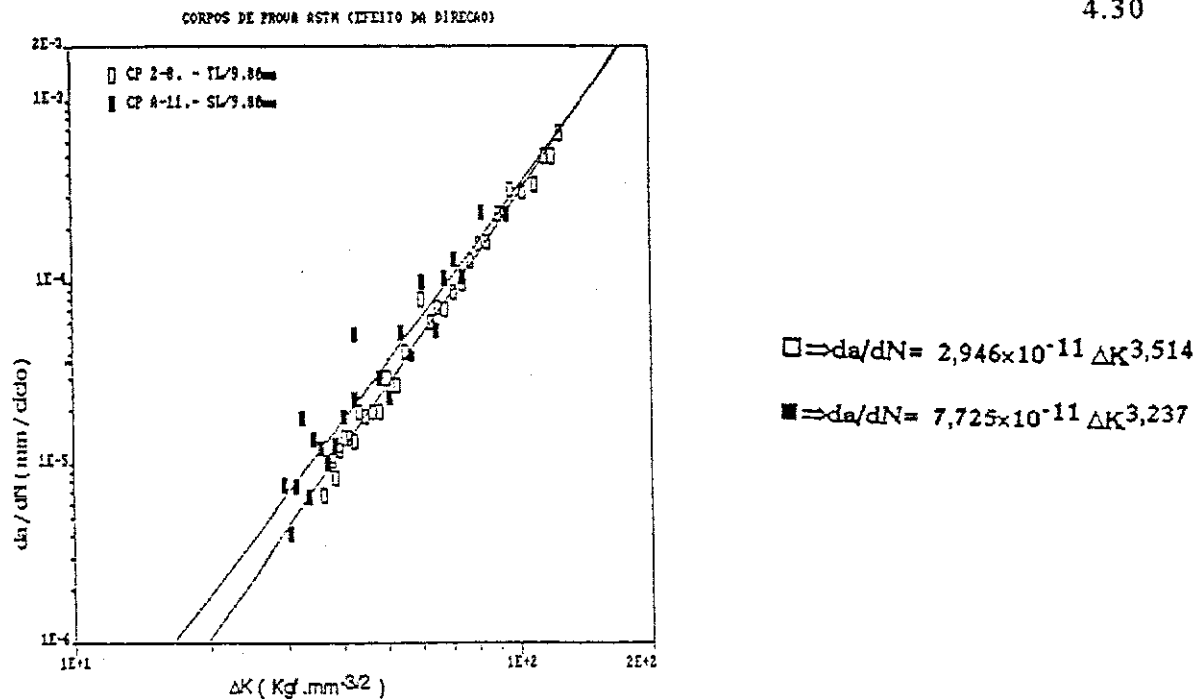


Fig. 4.30 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe AWS/ASTM A516\GR65. Influência da direção - Espessura de referência 10×10^{-3} m (10mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL versus SL (ASTM E 616-81).

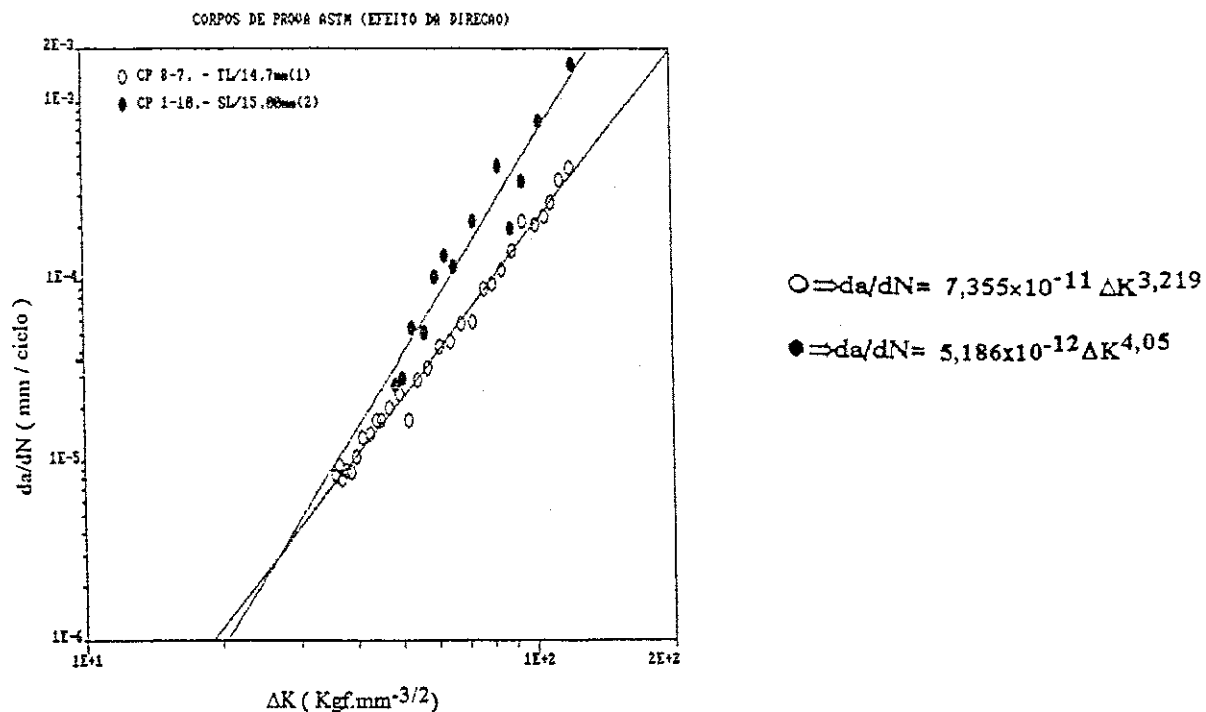


Fig. 4.31 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe — ASTM A516\GR65. Influência da direção - Espessura de referência 15×10^{-3} m (15mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga, TL versus SL (ASTM E 616-81).

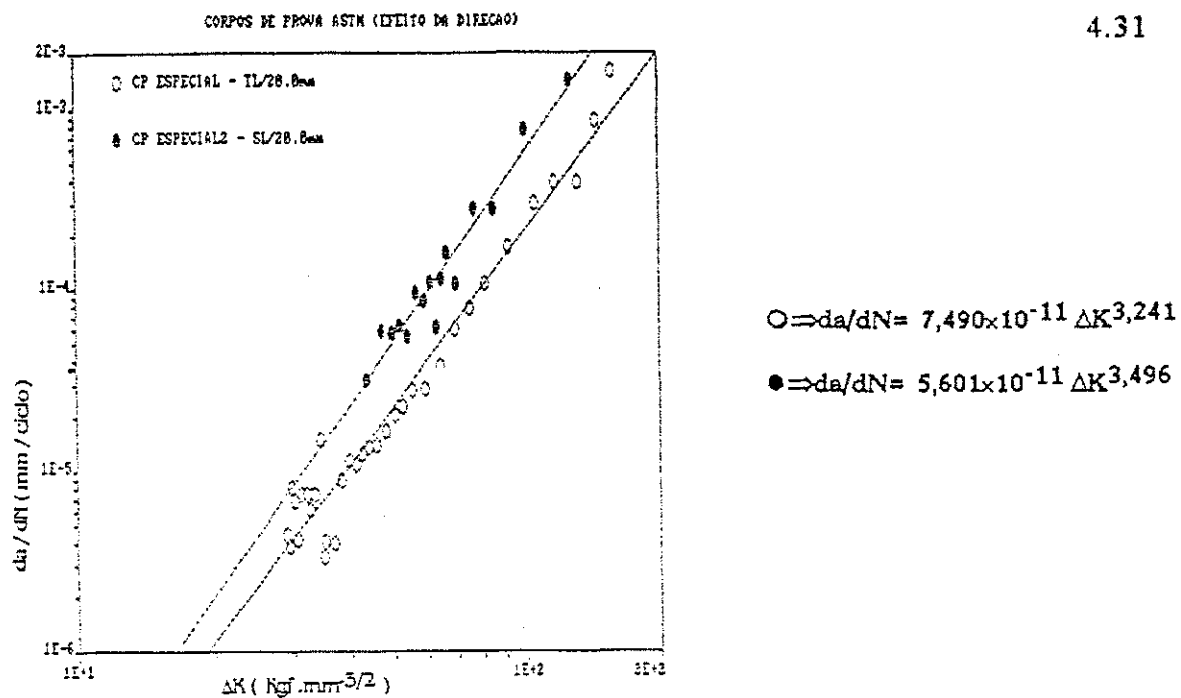
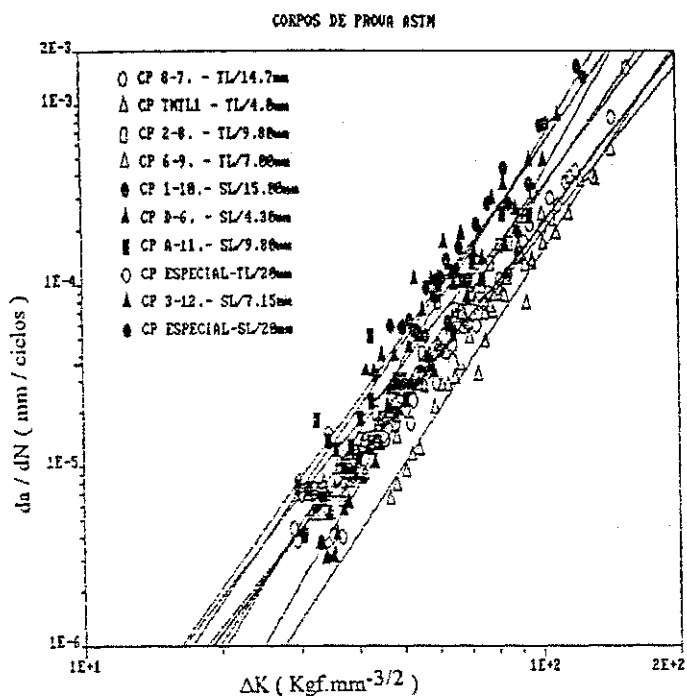


Fig. 4.32 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe — ASTM A516\GR65. Influência da direção - Espessura de referência $20 \times 10^{-3} \text{m}$ (20mm) - Direção de orientação da trinca de fadiga TL versus SL (ASTM E 616-81).



- ⇒ $da/dN = 7,355 \times 10^{-11} \Delta K^{3,219}$
- △ ⇒ $da/dN = 2,732 \times 10^{-12} \Delta K^{3,865}$
- ⇒ $da/dN = 2,946 \times 10^{-11} \Delta K^{3,514}$
- △ ⇒ $da/dN = 1,122 \times 10^{-10} \Delta K^{3,117}$
- ⇒ $da/dN = 5,186 \times 10^{-12} \Delta K^{4,05}$
- ▲ ⇒ $da/dN = 4,889 \times 10^{-11} \Delta K^{3,511}$
- ⇒ $da/dN = 7,725 \times 10^{-11} \Delta K^{3,237}$
- ⇒ $da/dN = 7,490 \times 10^{-11} \Delta K^{3,241}$
- ▲ ⇒ $da/dN = 1,710 \times 10^{-12} \Delta K^{4,153}$
- ⇒ $da/dN = 5,601 \times 10^{-11} \Delta K^{3,496}$

↑ (a)

(b) ⇒

↓ (c)

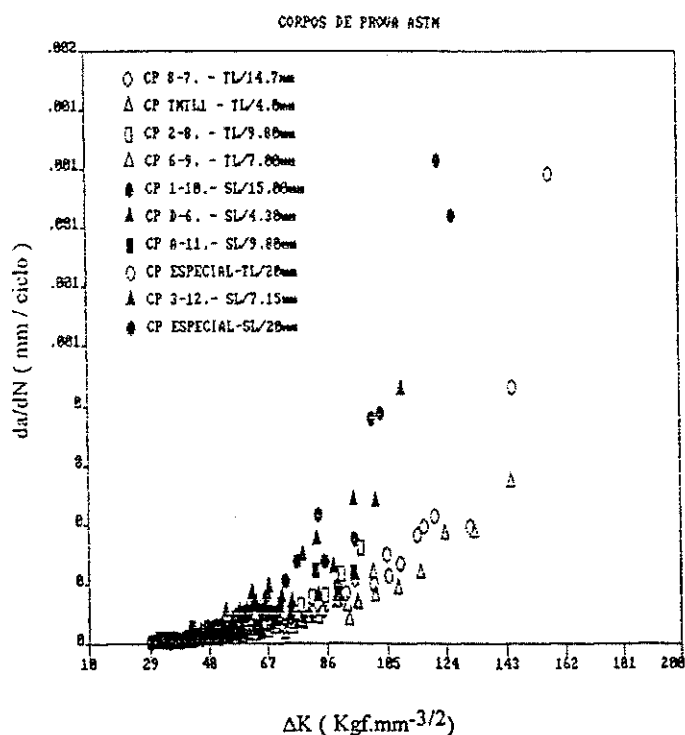
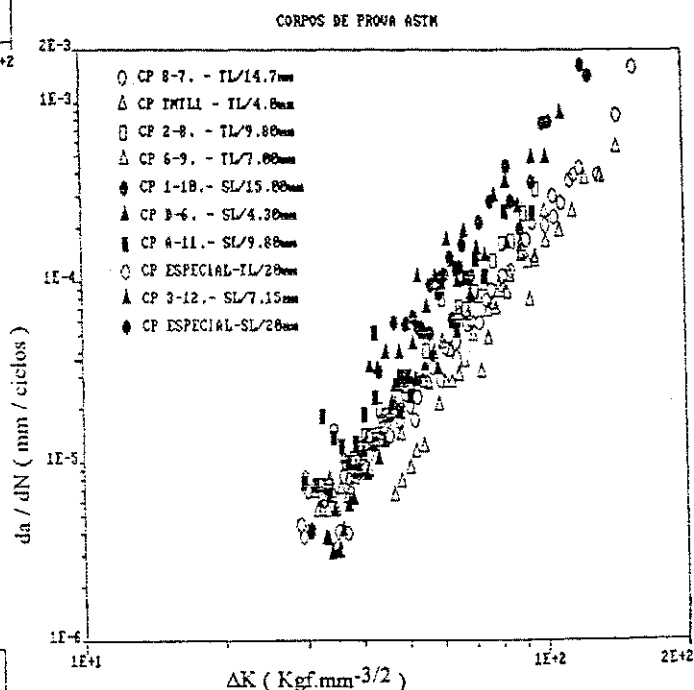
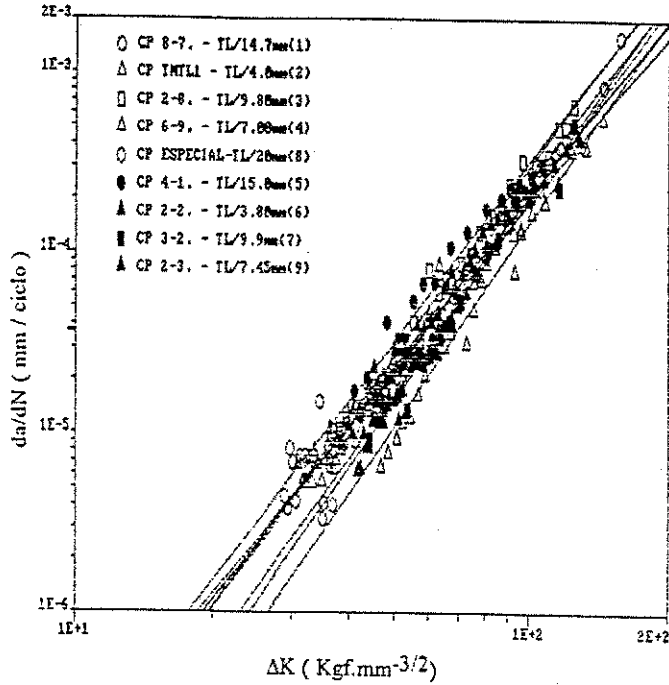
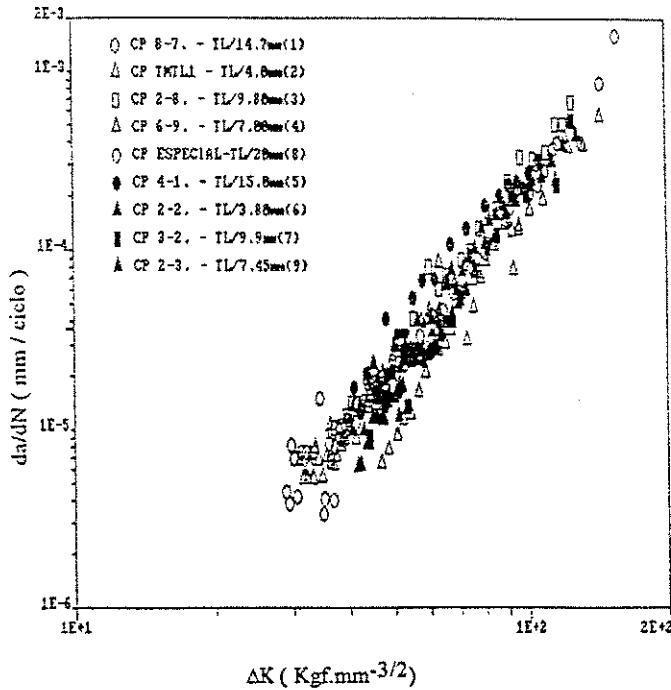


Fig. 4.33 Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN). Aço da classe — ASTM A516GR65. Visão conjunta dos ensaios (influência da direção).



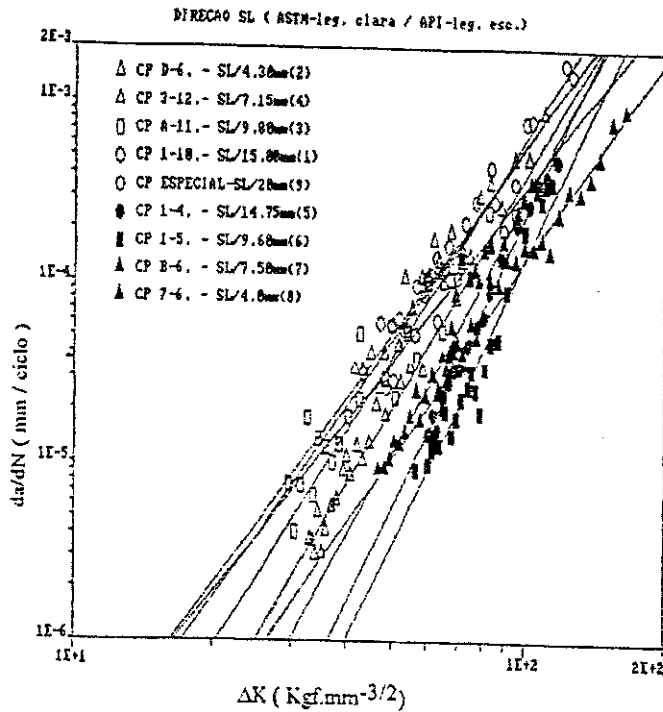
(a)

- $\circ \Rightarrow da/dN = 7,355 \times 10^{-11} \Delta K^{3,219}$
- $\triangle \Rightarrow da/dN = 2,732 \times 10^{-12} \Delta K^{3,865}$
- $\square \Rightarrow da/dN = 2,946 \times 10^{-11} \Delta K^{3,514}$
- $\triangle \Rightarrow da/dN = 1,122 \times 10^{-10} \Delta K^{3,117}$
- $\circ \Rightarrow da/dN = 7,490 \times 10^{-11} \Delta K^{3,241}$
- $\bullet \Rightarrow da/dN = 9,400 \times 10^{-11} \Delta K^{3,260}$
- $\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 4,079 \times 10^{-11} \Delta K^{3,398}$
- $\blacksquare \Rightarrow da/dN = 1,297 \times 10^{-11} \Delta K^{3,597}$
- $\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 6,956 \times 10^{-12} \Delta K^{3,734}$



(b)

Fig. 4.34 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), visão conjunta dos ensaios dos dois aços na direção de orientação TL. (ASTME 616-81) - Influência do material.



4.34

- $\Delta \Rightarrow da/dN = 4,889 \times 10^{-11} \Delta K^{3,511}$
- $\Delta \Rightarrow da/dN = 1,710 \times 10^{-12} \Delta K^{4,153}$
- $\square \Rightarrow da/dN = 7,725 \times 10^{-11} \Delta K^{3,237}$
- $\circ \Rightarrow da/dN = 5,186 \times 10^{-12} \Delta K^{4,05}$
- $\circ \Rightarrow da/dN = 5,601 \times 10^{-11} \Delta K^{3,496}$
- $\bullet \Rightarrow da/dN = 3,585 \times 10^{-15} \Delta K^{5,409}$
- $\blacksquare \Rightarrow da/dN = 5,658 \times 10^{-13} \Delta K^{4,11}$
- $\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 1,204 \times 10^{-13} \Delta K^{4,685}$
- $\blacktriangle \Rightarrow da/dN = 2,611 \times 10^{-12} \Delta K^{3,867}$

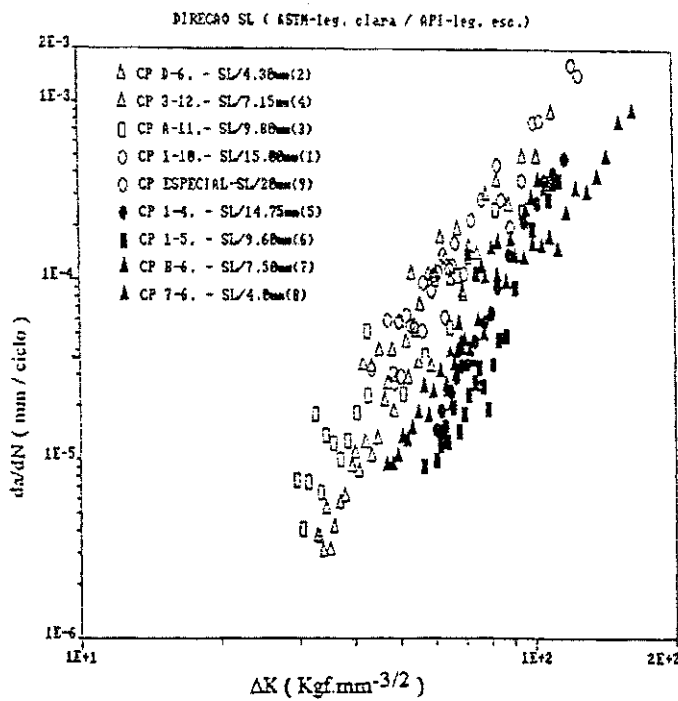


Fig. 4.35 - Taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN), visão conjunta dos ensaios dos dois aços na direção de orientação SL. (ASTM E 616-81) - Influência do material,

TABELA 4.1 - Valores "m" e "c" da Equação de Paris - Equação (3.5)

☉ m, C - a partir da curva experimental $\log da/dN \times \log \Delta K$

☉ m', C' - ajustamento da curva experimental - (quando necessário)

Aço de laminação controlada usado na fabricação de tubos da classe API 5L-X70.

| / EXPERIMENTAL / TEÓRICO-AJUSTADO | | | | | | | |
|-----------------------------------|-----|------------------------|------------------------|-------|-------------------------|-------|-------------------------|
| CP | DIR | B(x10 ⁻³ m) | σ | m | c | m' | c' |
| 4-1. | TL | 15,0 | 7,68.10 ⁻³ | 3,260 | 9,400.10 ⁻¹¹ | 3,260 | 8,981.10 ⁻¹¹ |
| 3-1.* | TL | 15,0 | 8,79.10 ⁻³ | 3,613 | 2,196.10 ⁻¹¹ | | |
| 4-2. | TL | 10,0 | 7,95.10 ⁻³ | 3,658 | 1,266.10 ⁻¹¹ | 3,658 | 1,065.10 ⁻¹¹ |
| 3-2. | TL | 10,0 | 7,05.10 ⁻³ | 3,597 | 1,297.10 ⁻¹¹ | 3,597 | 1,297.10 ⁻¹¹ |
| 2-3. | TL | 7,5 | 3,95.10 ⁻³ | 3,734 | 6,956.10 ⁻¹² | ok! | ok! |
| 3-3. | TL | 7,5 | 8,37.10 ⁻³ | 3,402 | 4,553.10 ⁻¹¹ | 3,402 | 4,441.10 ⁻¹¹ |
| 2-2. | TL | 4,0 | 3,38.10 ⁻³ | 3,398 | 4,079.10 ⁻¹¹ | 3,398 | 3,891.10 ⁻¹¹ |
| 3-4. | SL | 15,0 | 4,58.10 ⁻³ | 3,086 | 3,965.10 ⁻¹⁰ | 3,086 | 3,662.10 ⁻¹⁰ |
| 1-4. | SL | 15,0 | 2,14.10 ⁻³ | 3,409 | 3,585.10 ⁻¹³ | ok! | ok! |
| 2-4. | SL | 15,0 | 15,4.10 ⁻³ | 3,850 | 2,929.10 ⁻¹² | 3,850 | 3,097.10 ⁻¹² |
| 1-5. | SL | 10,0 | 11,59.10 ⁻³ | 4,11 | 5,658.10 ⁻¹³ | ok! | ok! |
| A-6. | SL | 7,5 | 5,71.10 ⁻³ | 3,322 | 6,847.10 ⁻¹¹ | 3,322 | 6,617.10 ⁻¹¹ |
| B-6. | SL | 7,5 | 12,33.10 ⁻³ | 4,685 | 1,204.10 ⁻¹³ | 4,685 | 1,238.10 ⁻¹³ |
| 7-6. | SL | 4,0 | 9,18.10 ⁻³ | 3,867 | 2,611.10 ⁻¹² | ok! | ok! |

σ ⇒ Variância.

* ⇒ Neste CP. os resultados estão apresentados por face, sendo estes valores, a média das faces.

Ok! ⇒ A curva axN , a partir da Equação de Paris, coincidiu com a curva axN exp., não sendo necessário o ajustamento.

TABELA 4.2 - Valores "m" e "c" da Equação de Paris - Equação (3.5)

⇒ m,C - a partir da curva experimental $\log da/dN \times \log \Delta K$

⇒ m',C' - ajustamento da curva experimental - (quando necessário)

- Aço usado na fabricação de vasos de pressão-classe ASTM A516-GR64.

/ EXPERIMENTAL / TEÓRICO-AJUSTADO

| CP | DIR | B($\times 10^{-3}m$) | σ | m | c | m' | c' |
|-----------|-----|------------------------|-----------------------|-------|------------------------|-------|------------------------|
| ESPECIAL | TL | 20,0 | $21,67 \cdot 10^{-3}$ | 3,241 | $7,490 \cdot 10^{-11}$ | ok! | ok! |
| 7-7. | TL | 15,0 | $3,36 \cdot 10^{-3}$ | 2,365 | $1,330 \cdot 10^{-11}$ | 2,365 | $8,981 \cdot 10^{-11}$ |
| 8-7. | TL | 15,0 | $2,69 \cdot 10^{-3}$ | 3,219 | $7,355 \cdot 10^{-11}$ | 3,219 | $7,457 \cdot 10^{-11}$ |
| 2-8. | TL | 10,0 | $3,96 \cdot 10^{-3}$ | 3,514 | $2,946 \cdot 10^{-11}$ | 3,514 | $2,657 \cdot 10^{-11}$ |
| 4-9. | TL | 7,5 | $3,90 \cdot 10^{-3}$ | 2,873 | $3,440 \cdot 10^{-10}$ | ok! | ok! |
| 6-9. | TL | 7,5 | $5,58 \cdot 10^{-3}$ | 3,117 | $1,122 \cdot 10^{-10}$ | ok! | ok! |
| 1-8. | TL | 4,0 | $9,70 \cdot 10^{-3}$ | 4,812 | $3,496 \cdot 10^{-14}$ | 4,812 | $3,448 \cdot 10^{-11}$ |
| TMTL1 | TL | 4,0 | $6,2 \cdot 10^{-3}$ | 3,865 | $2,732 \cdot 10^{-12}$ | 3,865 | $2,632 \cdot 10^{-12}$ |
| ESPECIAL2 | SL | 20,0 | $11,53 \cdot 10^{-3}$ | 3,496 | $5,601 \cdot 10^{-11}$ | 3,496 | $6,155 \cdot 10^{-11}$ |
| 2-10. | SL | 15,0 | $10,23 \cdot 10^{-3}$ | 5,065 | $9,870 \cdot 10^{-10}$ | 5,065 | ok! |
| 1-10. | SL | 15,0 | $17,7 \cdot 10^{-3}$ | 4,052 | $5,195 \cdot 10^{-12}$ | 4,052 | $4,909 \cdot 10^{-12}$ |
| 4-10. | SL | 15,0 | $81,68 \cdot 10^{-3}$ | 4,944 | $3,845 \cdot 10^{-14}$ | 4,944 | $4,719 \cdot 10^{-14}$ |
| A-11. | SL | 10,0 | $23,52 \cdot 10^{-3}$ | 3,237 | $7,725 \cdot 10^{-11}$ | 3,237 | $7,404 \cdot 10^{-11}$ |
| (5-5)-11 | SL | 10,0 | $6,25 \cdot 10^{-3}$ | 4,068 | $4,586 \cdot 10^{-12}$ | 4,068 | $4,695 \cdot 10^{-12}$ |
| 3-12. | SL | 7,5 | $5,28 \cdot 10^{-3}$ | 4,153 | $1,710 \cdot 10^{-12}$ | ok! | ok! |
| (D-6)-12 | SL | 4,0 | $19,83 \cdot 10^{-3}$ | 3,511 | $4,889 \cdot 10^{-11}$ | ok! | ok! |
| 7-6 | SL | 4,0 | $9,18 \cdot 10^{-3}$ | 3,867 | $2,611 \cdot 10^{-12}$ | ok! | ok! |

σ ⇒ Variância.

Ok ! ⇒ A curva $a \times N$, a partir da eq. Paris, coincidiu com a curva $a \times N$ exp., não sendo necessário o ajustamento.

4.4 - ASPECTO FRACTOGRÁFICO DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA ENSAIADOS.

Nas Figuras 4.36 a 4.45 podemos observar o aspecto fractográfico das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados, ao longo do percurso da trinca de fadiga. Amostras observadas no MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura). Nas Figuras, o ponto de referência " X=0 " está situado no centro do furo para a colocação do pino de aplicação de carga do corpo de prova do tipo Tração Compacta (CT) - Figura 3.3, Capítulo 3 (Materiais e Métodos Experimentais).

Para cada valor de " X ", temos um valor correspondente de propagação de trinca " Δa ". Para se obter este valor de propagação de trinca de fadiga, basta subtrair de " X " o valor de " a_0 ", que nos corpos de prova examinados (para $W=60 \times 10^{-3} \text{m}$) é aproximadamente $14 \times 10^{-3} \text{m}$ (14,0 mm).

Nas Figuras 4.46 a 4.53 podemos observar as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados (aspecto "macro"). Na Figura 4.54, observa-se em contraste o material ensaiado (sandwich) e os complementos (apêndices) unidos por solda. Na Figura 4.55 observa-se o perfil do percurso da trinca em um corpo de prova do aço da classe ASTM A516-GR65, na direção de propagação SL, ASTM E 616-81 [51].

Material : Aço da Classificação - ASTM
 Espessura : 15,00 mm - nominal
 Direção : TL

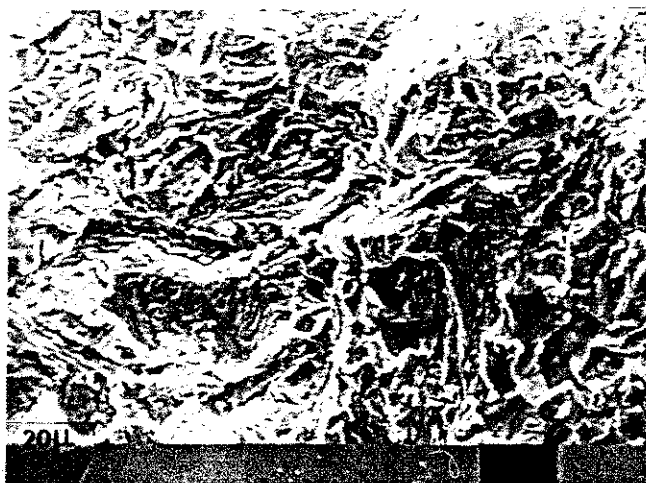
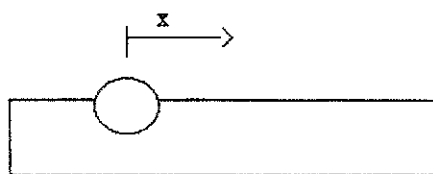


Fig. A - Aumento : 485 x
 X = 22,0 mm



Fig B - Aumento : 510 x
 X = 25,0 mm

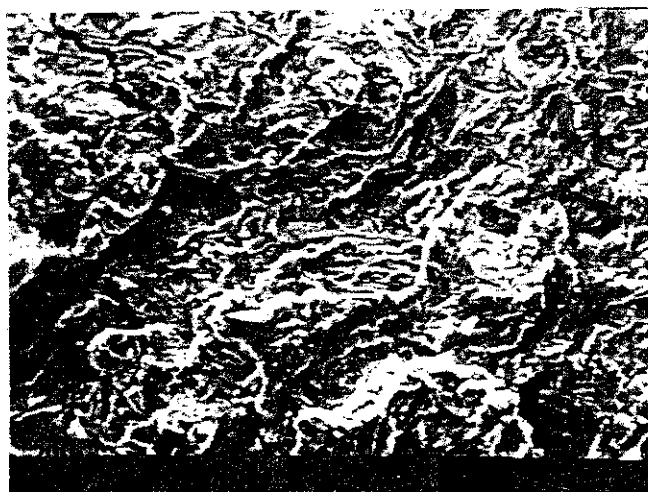


Fig. C - Aumento : 465 x
 X = 31,0 mm



Fig D - Aumento : 465 x
 X = 34,0 mm

Fig 4.36 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.

Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação — ASTM
 Espessura : 10,00 mm - nominal
 Direção : TL

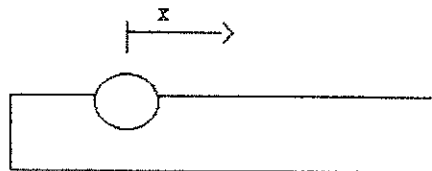


Fig. A - Aumento : 440 x
 X = 26,0 mm

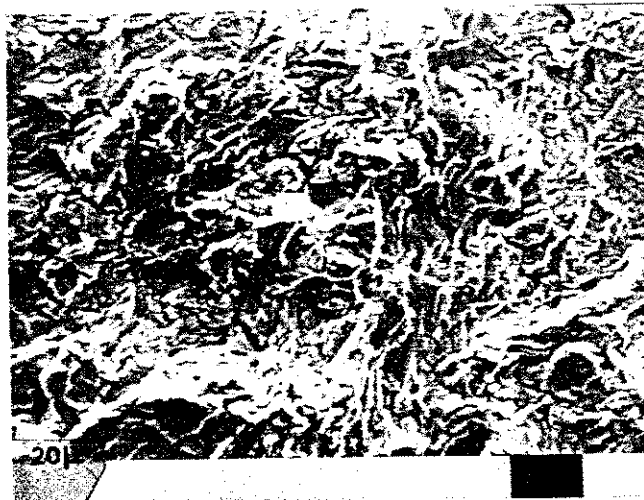


Fig B - Aumento : 480 x
 X = 30,0 mm

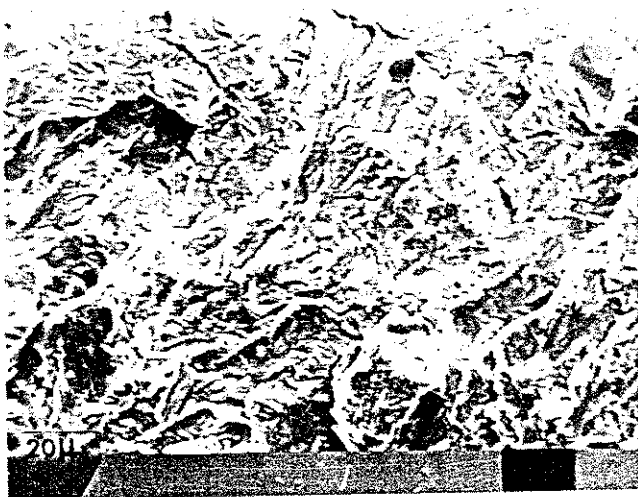


Fig. C - Aumento : 475 x
 X = 36,0 mm

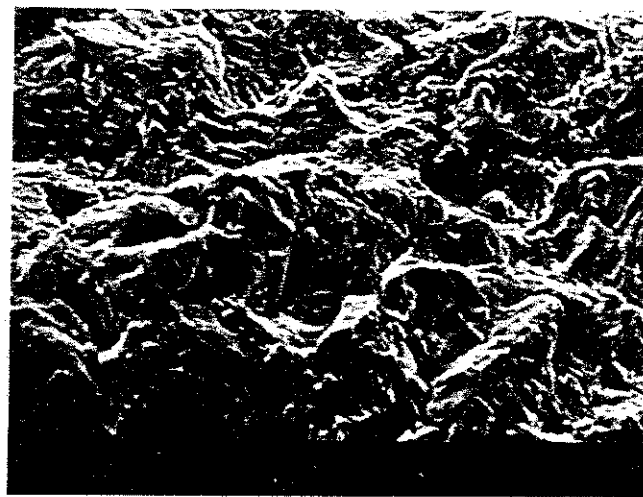


Fig D - Aumento : 480 x
 X = 41,0 mm

Fig 4.37 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

¹Fractografia: 02
²

Material : Aço da Classificação — ASTM
 Espessura : 7,50 mm - nominal
 Direção : TL

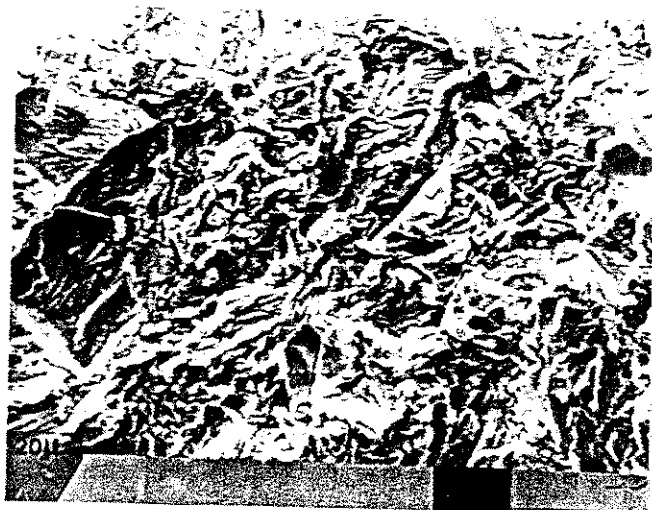
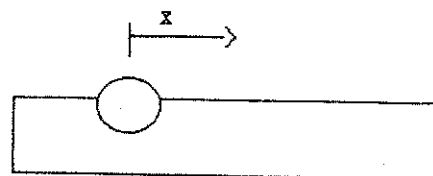


Fig. A - Aumento : 495 x
 X = 25,0 mm



Fig B - Aumento : 565 x
 X = 29,0 mm



Fig. C - Aumento : 570 x
 X = 36,0 mm

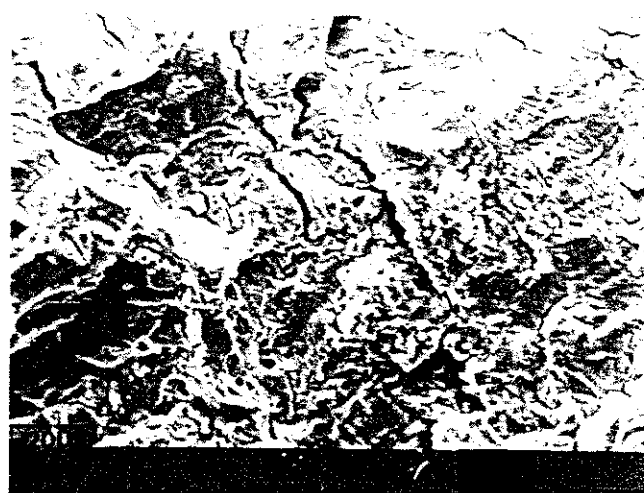


Fig D - Aumento : 515 x
 X = 40,0 mm

Fig 4.38 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.

Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação — ASTM
 Espessura : 15,00 mm - nominal
 Direção : SL

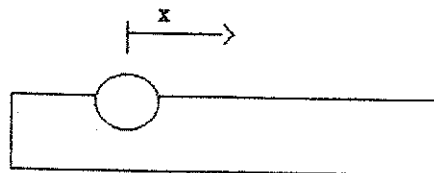


Fig. A - Aumento : 495 x
 X = 25,0 mm

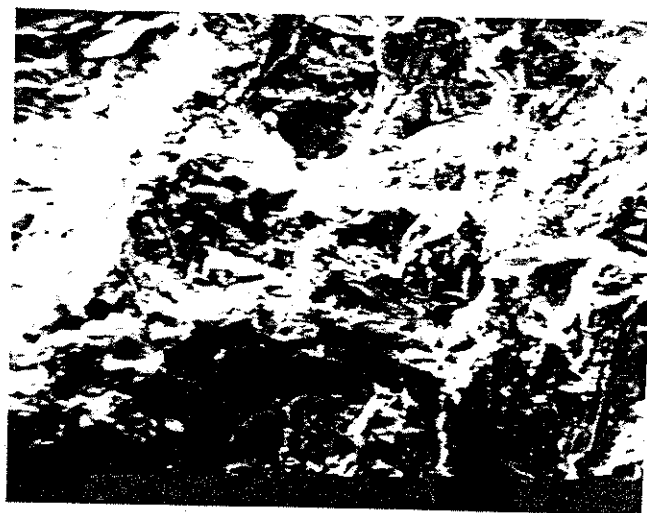


Fig B - Aumento : 515 x
 X = 32,0 mm

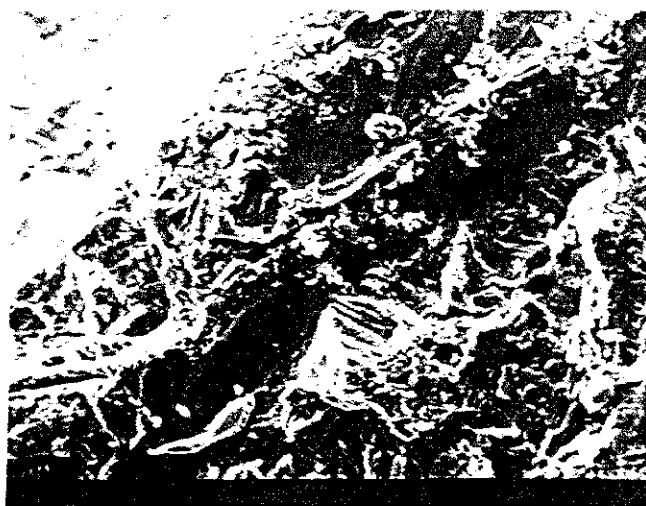


Fig. C - Aumento : 505 x
 X = 37,0 mm

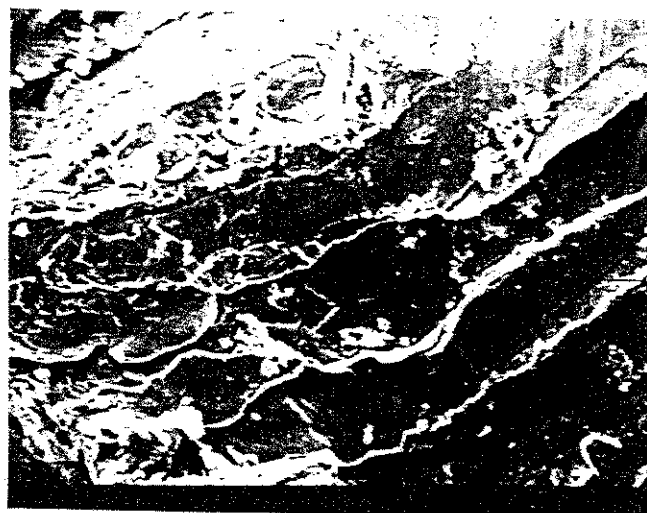


Fig D - Aumento : 505 x
 X = 44,0 mm

Fig 4.39 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação — ASTM
 Espessura : 10,00 mm - nominal
 Direção : SL

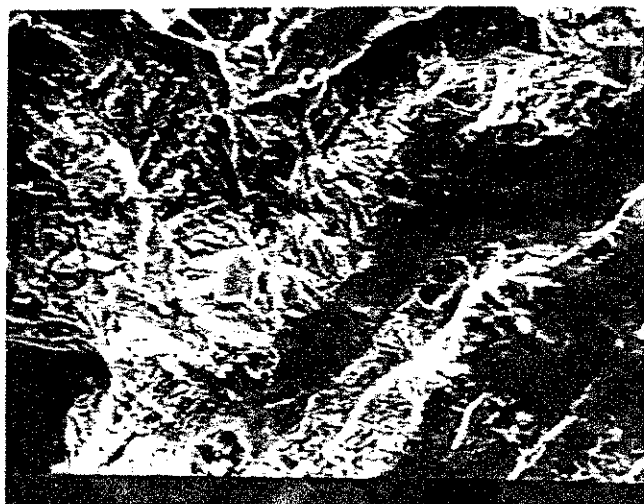
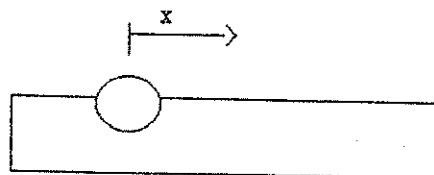


Fig.A - Aumento : 490 x
 X = 28,0 mm

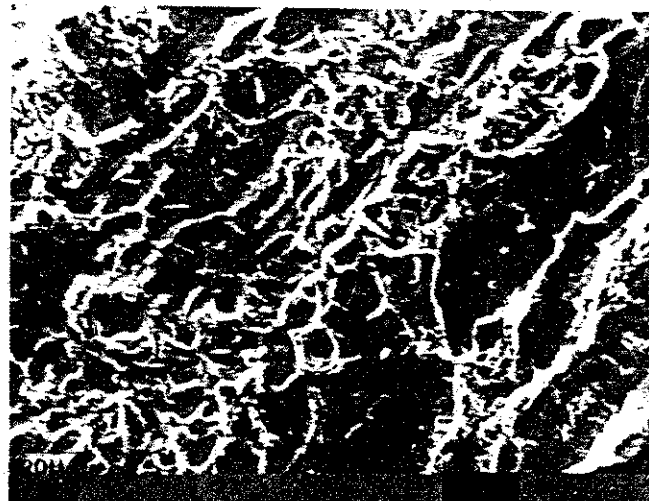


Fig B - Aumento : 495 x
 X = 33,0 mm

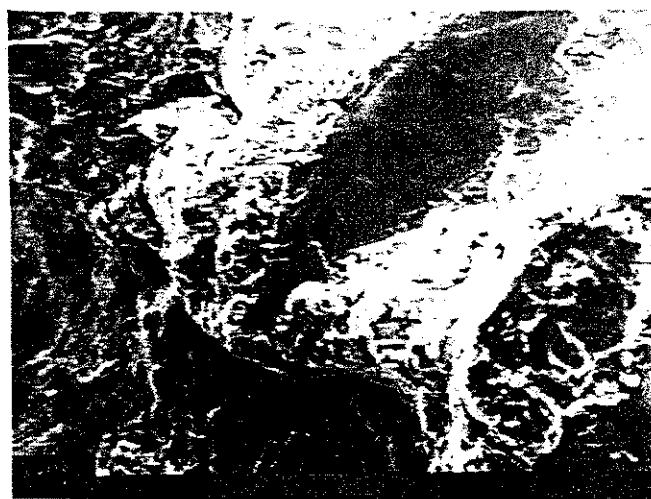


Fig.C - Aumento : 510 x
 X = 39,0 mm

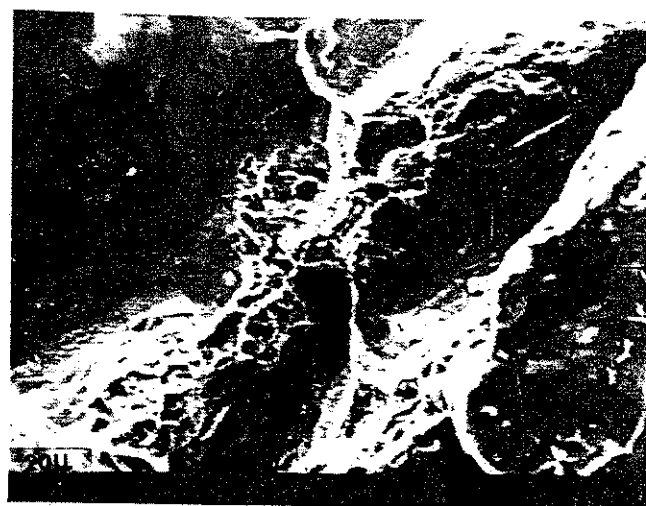


Fig D - Aumento : 510 x
 X = 46,0 mm

Fig 4.40 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação — ASTM
 Espessura : 7,50 mm - nominal
 Direção : SL

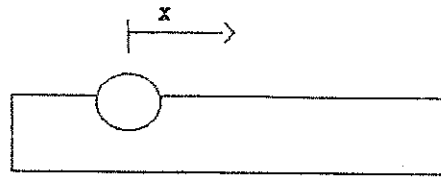


Fig. A - Aumento : 475 x
 X = 32,0 mm



Fig B - Aumento : 460 x
 X = 37,0 mm

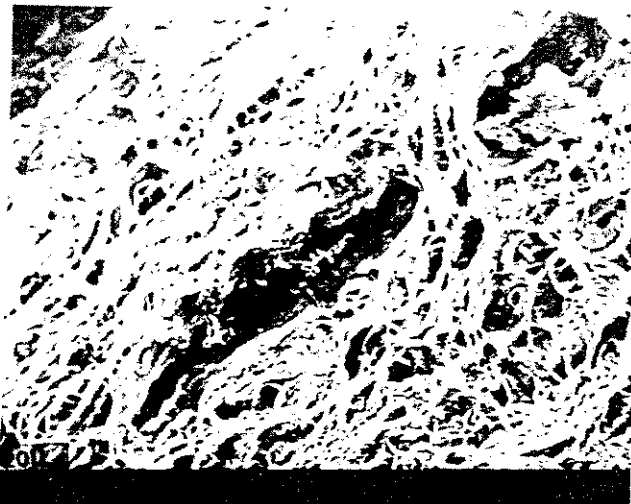


Fig. C - Aumento : 475 x
 X = 42,0 mm

Fig 4.41 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação API
 Espessura : 15,00 mm - nominal
 Direção : SL

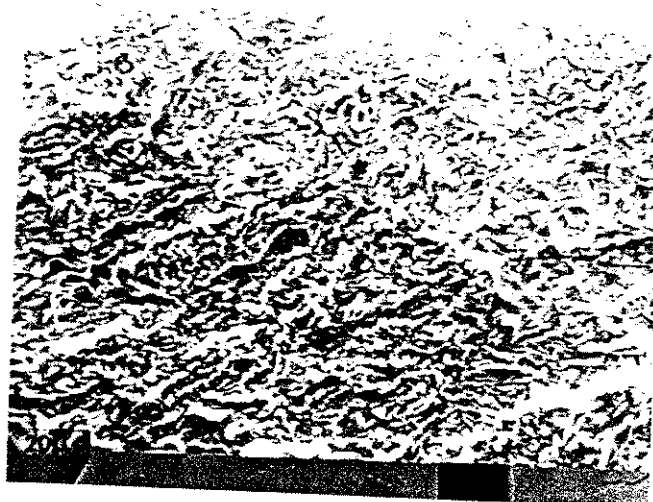
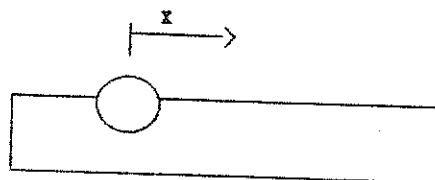


Fig.A - Aumento : 465 x
 X = 21,0 mm

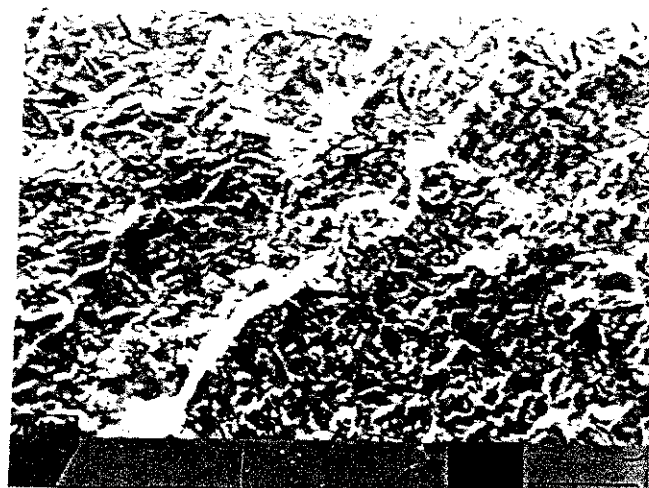


Fig B - Aumento : 480 x
 X = 27,0 mm

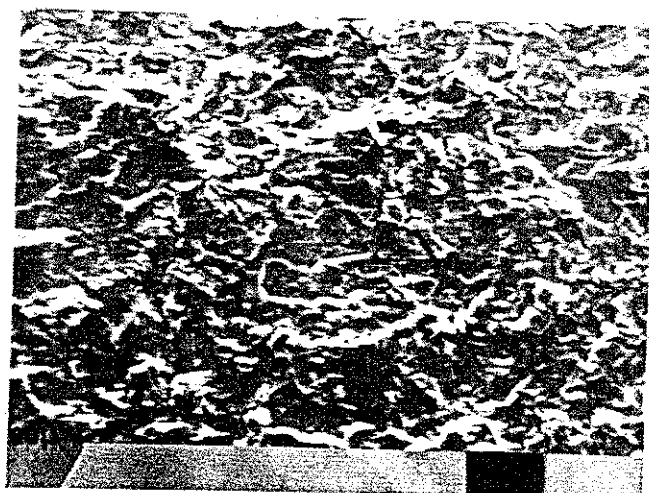


Fig.C - Aumento : 520 x
 X = 33,0 mm

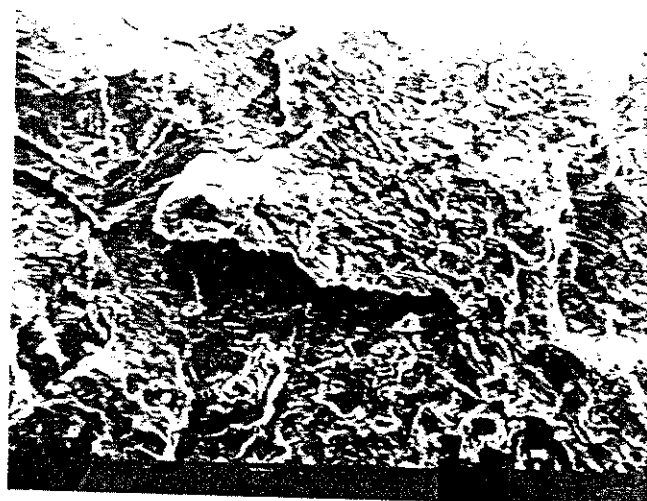


Fig D - Aumento : 455 x
 X = 38,00 mm

Fig 4.42 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação API
 Espessura : 7,50 mm - nominal
 Direção : SL

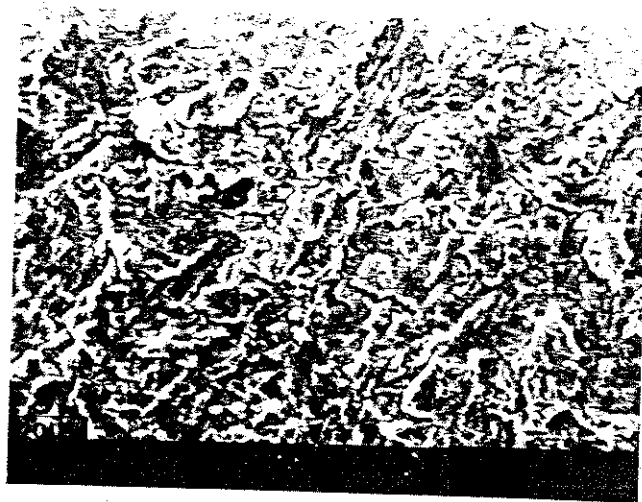
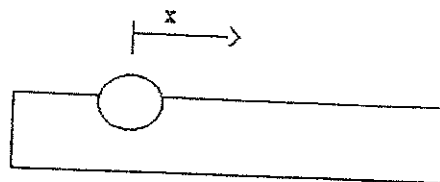


Fig. A - Aumento : 510 x
 X = 21,0 mm

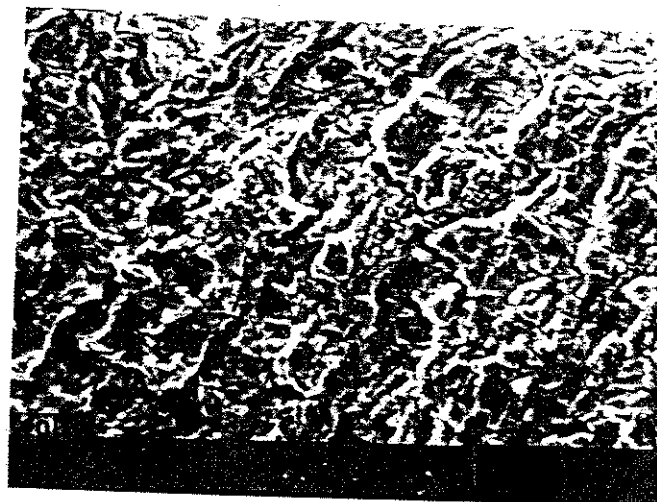


Fig B - Aumento : 530 x
 X = 27,0 mm

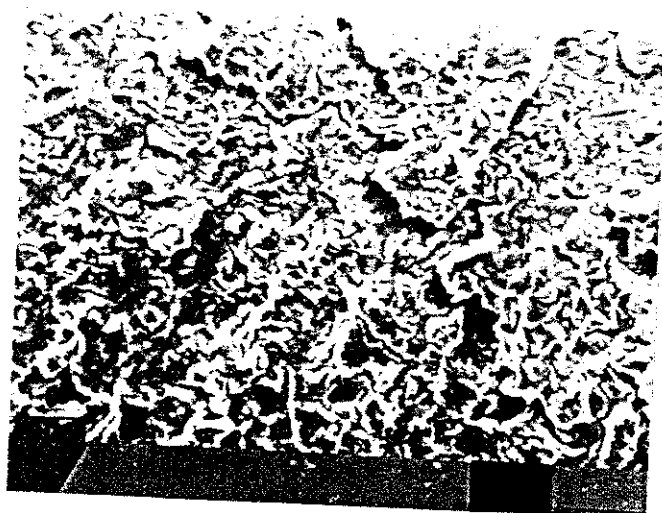


Fig. C - Aumento : 540 x
 X = 33,0 mm

Fig 4.43 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação API
 Espessura : 10,00 mm - nominal
 Direção : TL

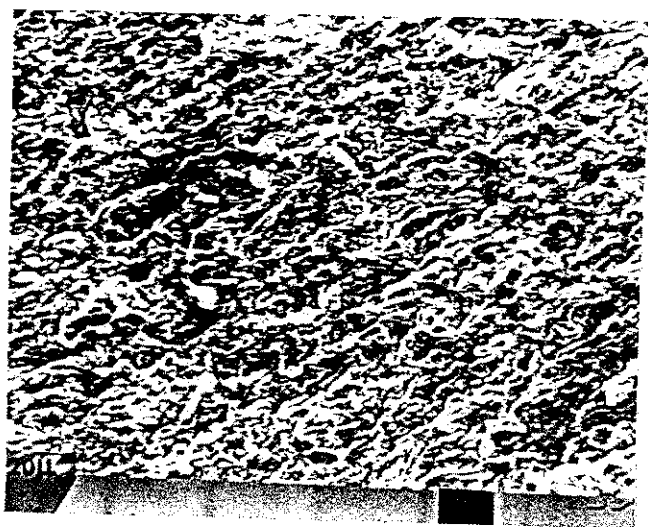
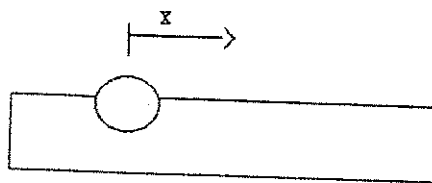


Fig. A - Aumento : 355 x
 X = 25,0 mm

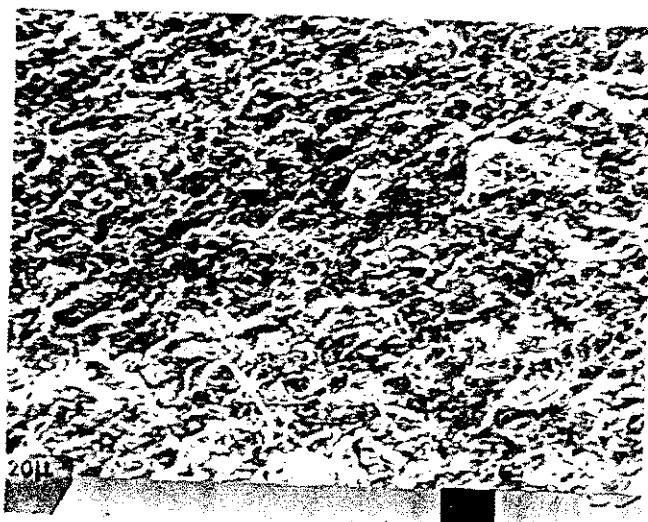


Fig B - Aumento : 365 x
 X = 28,0 mm

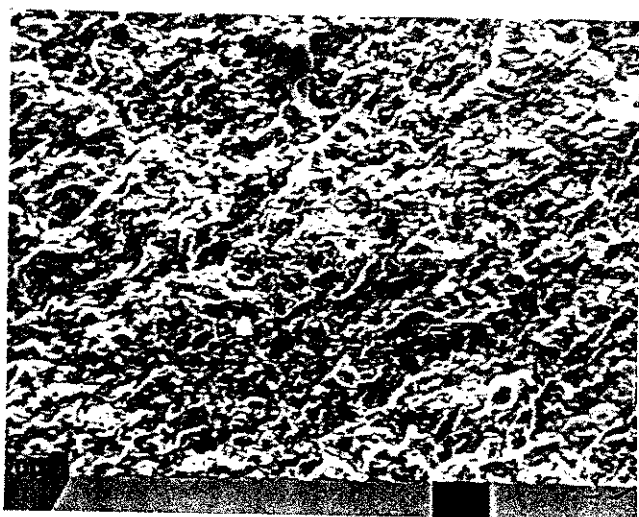


Fig. C - Aumento : 370 x
 X = 31,0 mm

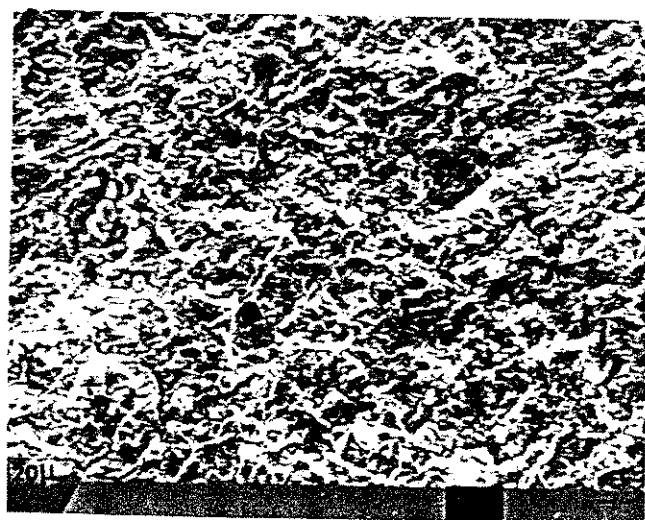


Fig D - Aumento : 370 x
 X = 34,0 mm

Fig 4.44 -- Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.

Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação API
 Espessura : 10,00 mm - nominal
 Direção : TL

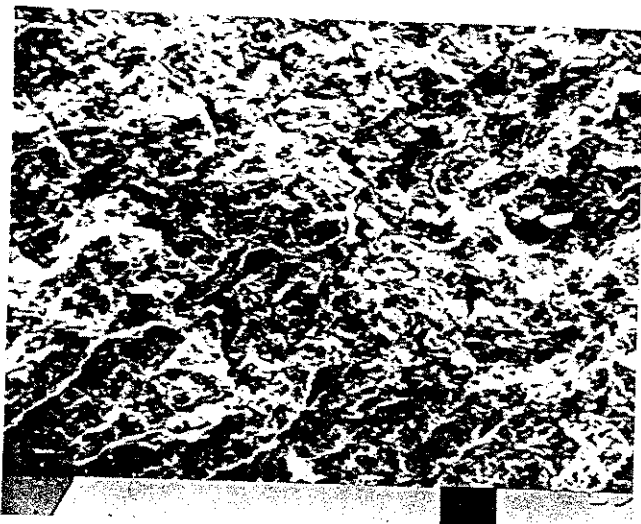
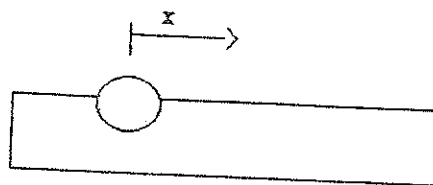


Fig.E - Aumento : 365 x
 X = 38,0 mm

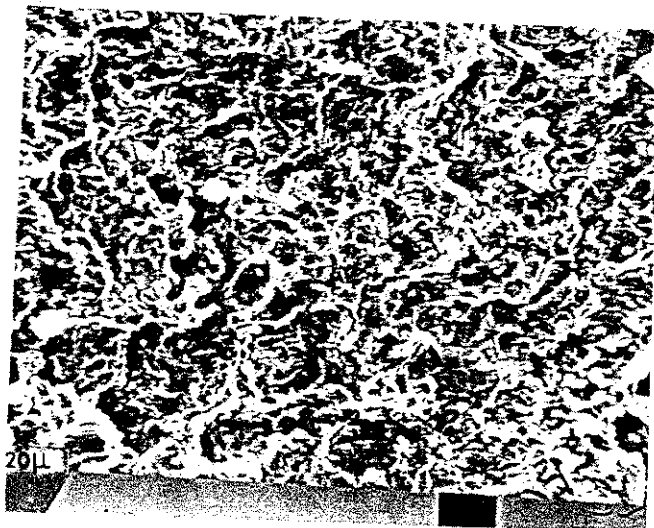


Fig F - Aumento : 375 x
 X = 42,0 mm



Fig.G - Aumento : 380 x
 X = 45,0 mm

Fig 4.44 - Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

¹Fractografia: 10

* Continuação

Material : Aço da Classificação API
 Espessura : 7,50 mm - nominal
 Direção : TL

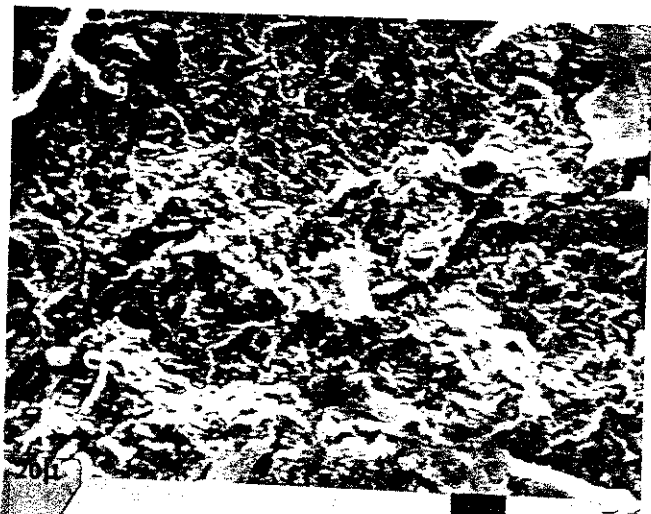
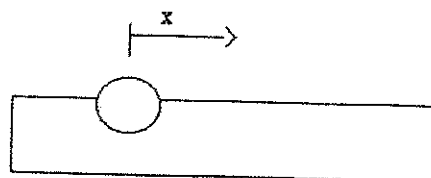


Fig A - Aumento : 355 x
 X = 10,0 mm

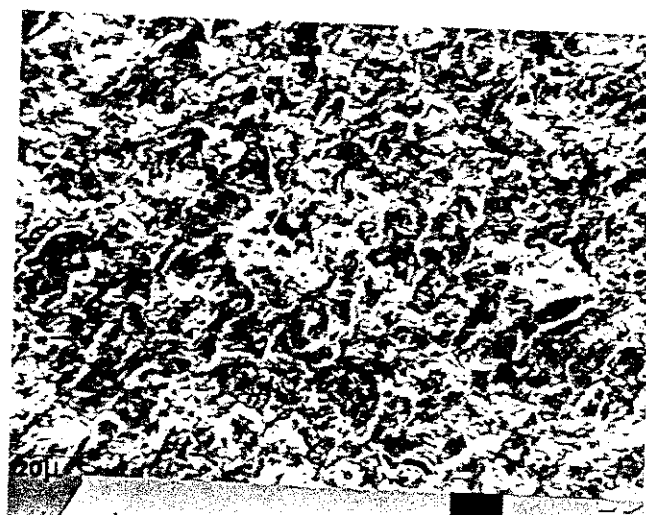


Fig B - Aumento : 350 x
 X = 14,0 mm

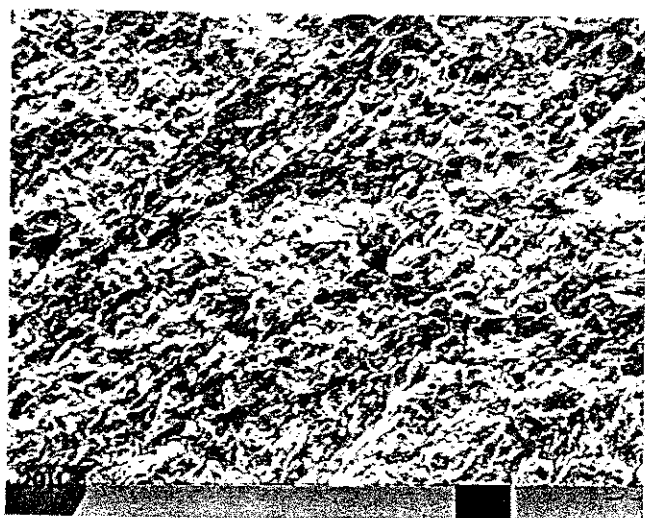


Fig C - Aumento : 355 x
 X = 19,0 mm

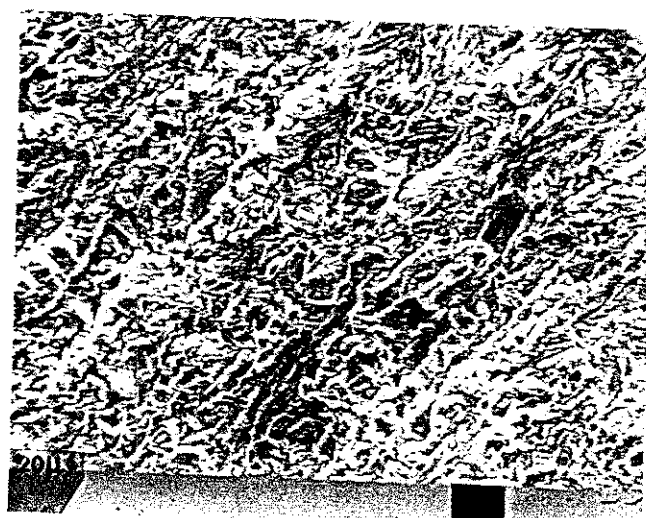


Fig - Aumento : 355 x
 X = 23,0 mm

¹Fractografia : 11

Fig 4.45 - Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

Material : Aço da Classificação API
 Espessura : 7,50 mm - nominal
 Direção : TL

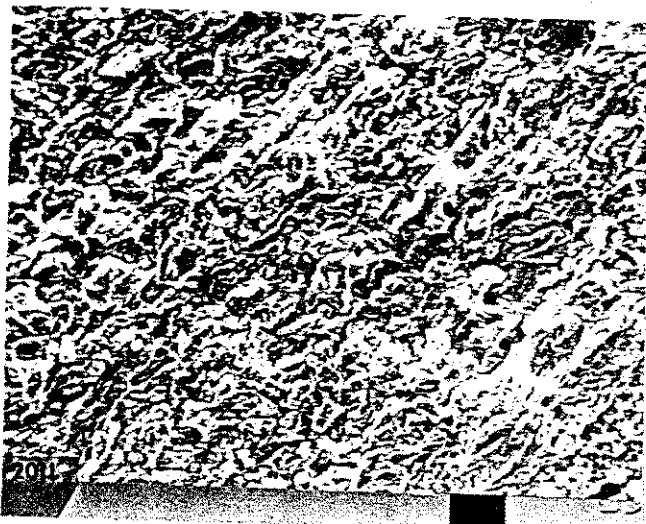
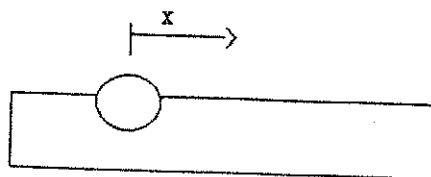


Fig.E - Aumento : 350 x
 X = 28,0 mm

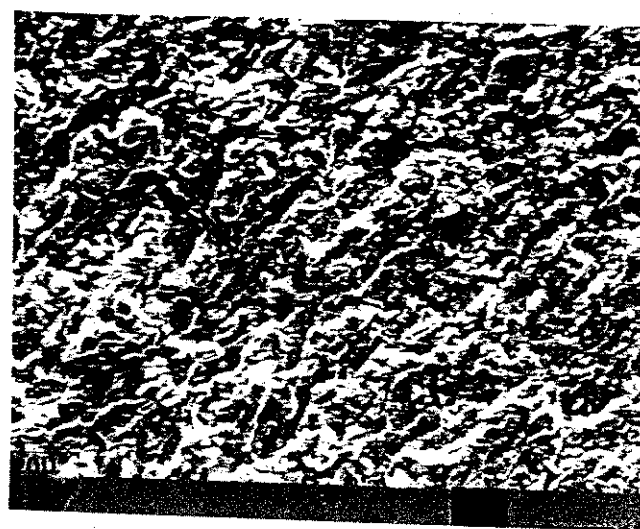


Fig F - Aumento : 360 x
 X = 32,0 mm

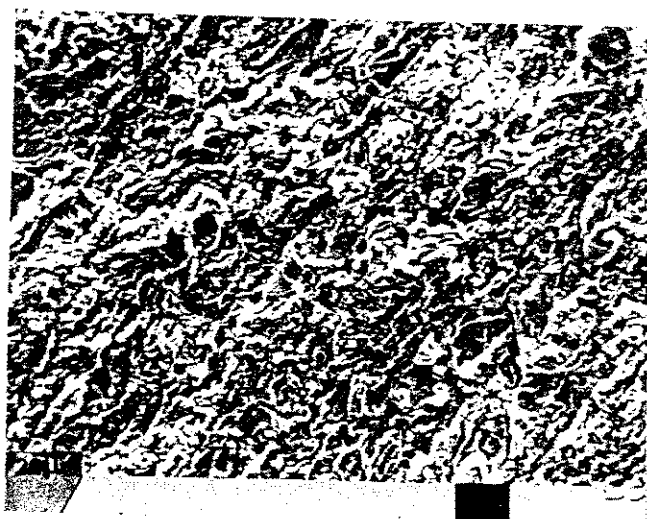


Fig.G - Aumento : 350 x
 X = 37,0 mm

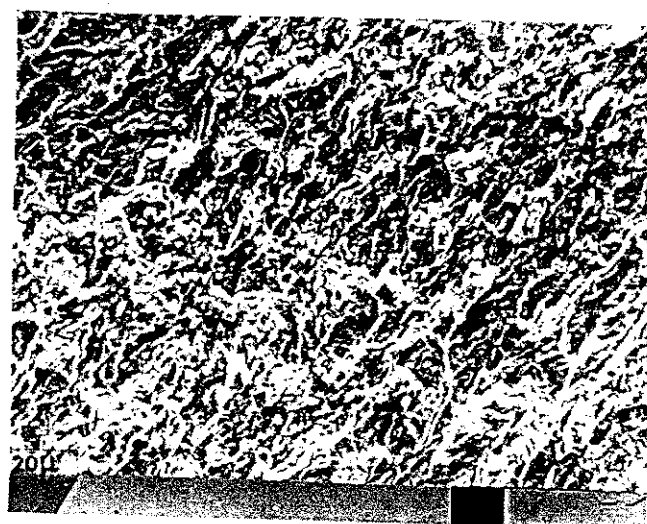


Fig H - Aumento : 350 x
 X = 42,0 mm

Fig 4.45 - Fractografias ao longo da trajetória percorrida pela trinca de fadiga.
 Material, Espessura e Direção: ver cabeçalho

¹Fractografia: 12

* Continuação

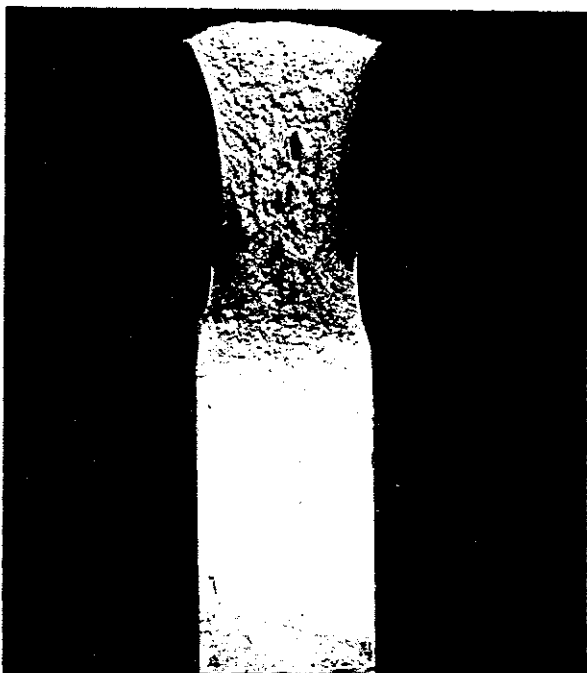


Figura 4.46 - Superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado. Aço de laminação controlada (API 5L-X70). Direção de orientação da trinca de fadiga: TL (ASTM E 61-81). Espessura do corpo de prova: $15 \times 10^{-3} \text{m}$

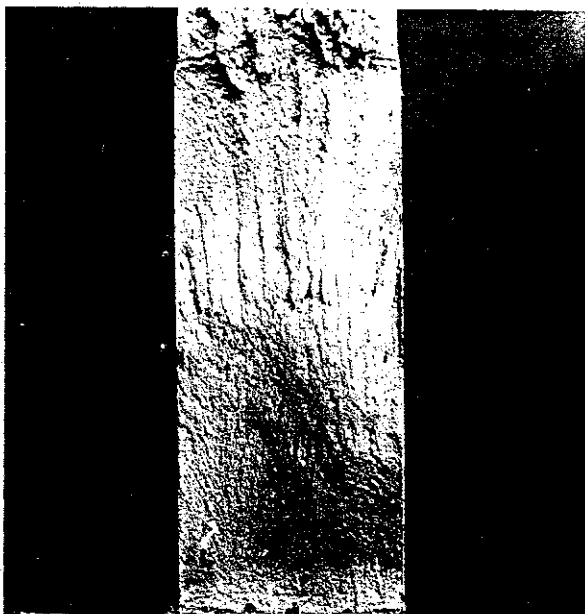


Figura 4.47 - Superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado. Aço de laminação controlada (API 5L-X70). Direção de orientação da trinca de fadiga: SL (ASTM E 61-81). Espessura do corpo de prova: $15 \times 10^{-3} \text{m}$

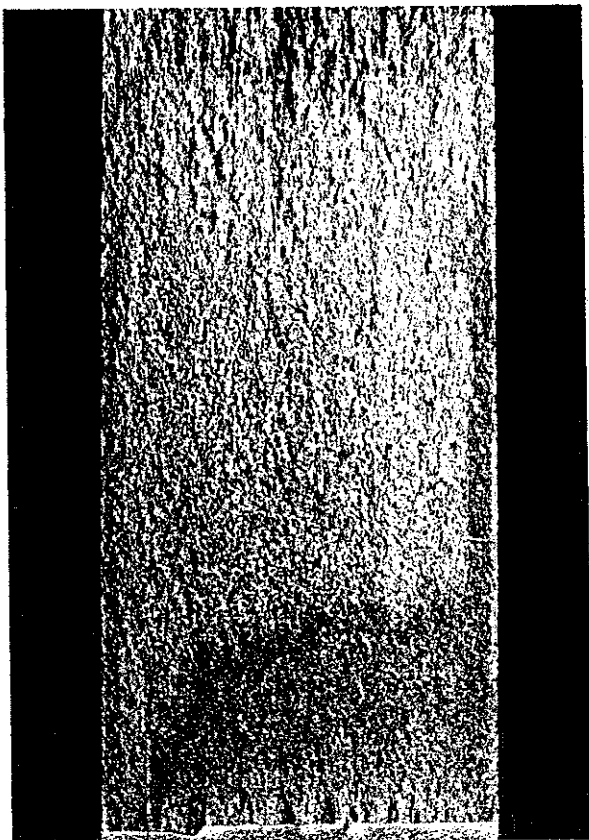


Figura 4.48 -
Superfície de fratura de um corpo
de prova ensaiado. Aço da classe
— ASTM A516-GR65. -
Direção de orientação da trinca de
fadiga: TL (ASTM E 61-81).
Espessura do CP: $15 \times 10^{-3} \text{m}$

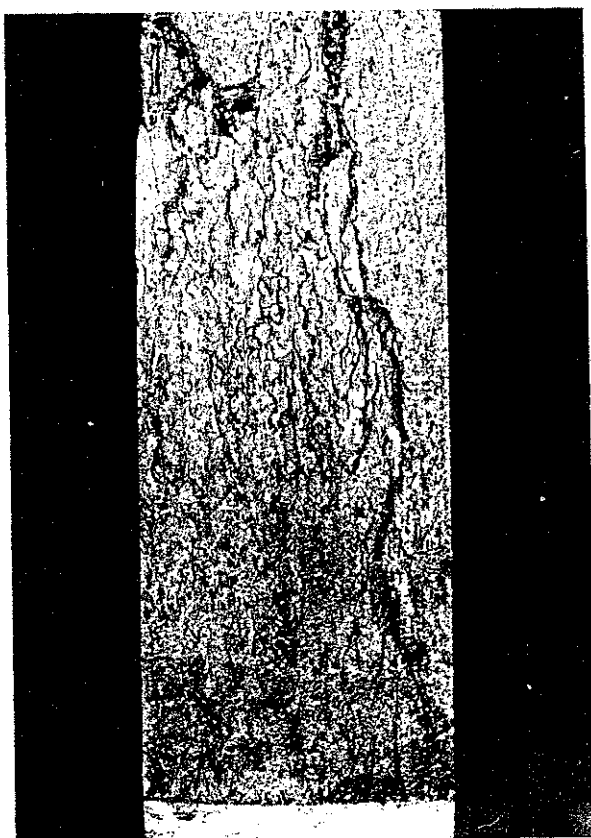


Figura 4.49 -
Superfície de fratura de um corpo
de prova ensaiado. Aço da classe
— ASTM A516-GR65. -
Direção de orientação da trinca de
fadiga: SL (ASTM E 61-81).
Espessura do CP: $15 \times 10^{-3} \text{m}$

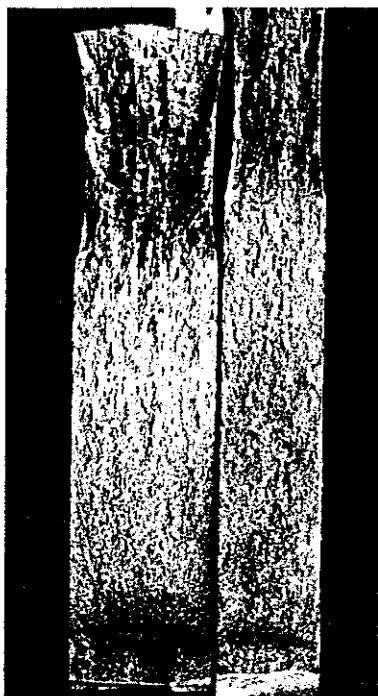


Figura 4.50 -Superfície de fratura de dois corpos de prova ensaiados. Aço d classe — ASTM A516-GR65. Direção de orientação da trinca de fadiga: TL (ASTM E 61-81). Espessura do CP: 10 e $7,5 \times 10^{-3}$ m



Figura 4.51 -Superfície de fratura de um corpos de prova ensaiado. Aço da classe — ASTM A516-GR65. Direção de orientação da trinca de fadiga: SL (ASTM E 61-81). Espessura do CP: 15×10^{-3} m

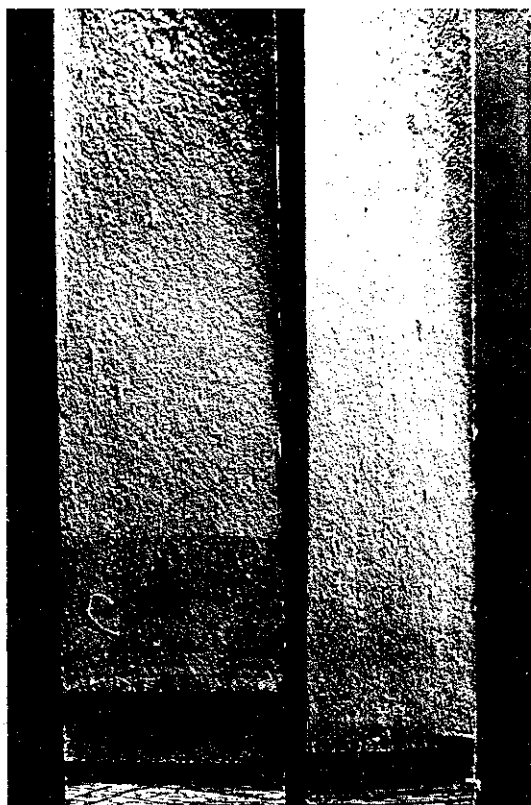


Figura 4.52 -Superfície de fratura de dois corpo de prova ensaiados. Aço de laminação controlada (API 5L-X70) Direção de orientação da trinca de fadiga:TL (ASTM E 61-81). Espessura do CP: 10 e $7,5 \times 10^{-3}$ m

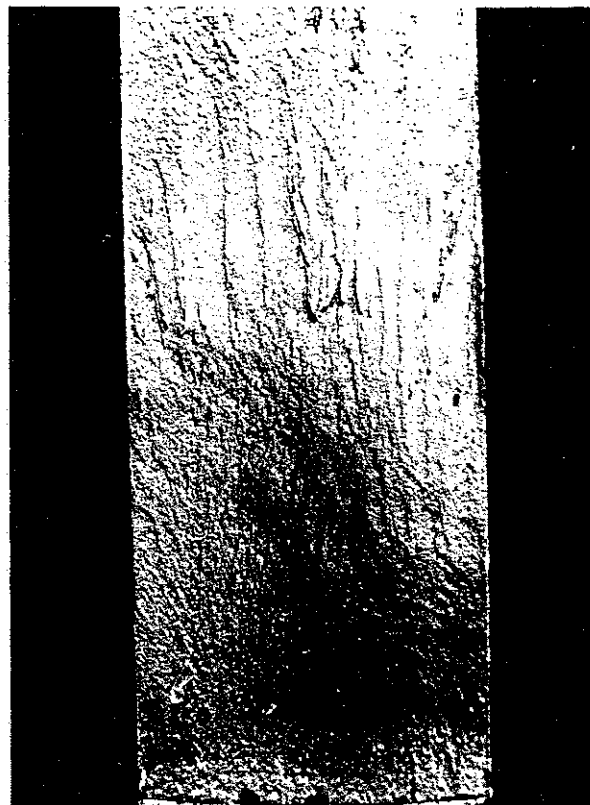


Figura 4.53 -Superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado. Aço de laminação controlada (API 5L-X70) Direção de orientação da trinca de fadiga:SL (ASTM E 61-81). Espessura do CP: 15×10^{-3} m

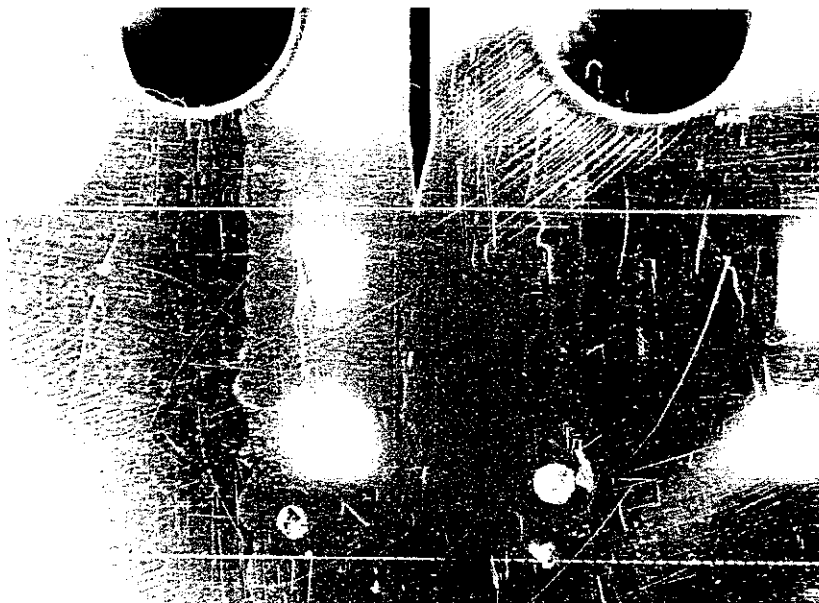


Figura 4.54 - Corpo de prova de orientação SL (ASTM A616-81) - destaca-se a região central (material ensaiado) e os complementos (apêndices).



Figura 4.55 - Perfil do percurso da trinca de fadiga no aço da classe: — /ASTM A516-GR65- Direção de orientação da trinca de fadiga:SL (ASTM A616-81)

CAPÍTULO 5

5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 - CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES

Desde a preparação dos corpos de prova, passando pelos ensaios até a coleta e interpretação dos dados, seguiu-se fielmente as recomendações da Norma ASTM E 647-81 [50].

O corpo de prova de direção SL (ASTM E616-81 [51]), Figuras 3.6 e 3.7, foi de difícil confecção. Além das variáveis dimensionais e alinhamentos, controlamos o processo de soldagem para que a temperatura não afetasse a microestrutura do material ensaiado - complemento (Sandwich) - objeto de nossa pesquisa, Anexo II. Nesta direção, tivemos serias dificuldades no acompanhamento da trinca. Nas constantes mudanças de planos, Figuras 4.47, 4.49 e 4.55, ocorriam paradas momentâneas, e, depois um "pulo". Portanto, na direção de propagação SL (ASTM E 616-81 [51]), tivemos que adotar cuidados especiais para o monitoramento da trinca, para que os dados levantados representassem uma média do comportamento de propagação da trinca.

Neste trabalho a prática nos indicou um valor de ΔK , para o início de pré-trincamento, cerca de 80% superior ao valor do ΔK de início do ensaio de fadiga propriamente dito.

A principal causa de perdas de corpos de prova foi devido ao adiantamento de trinca em uma das faces e, na fase de pré-trincamento não se conseguir equilibrar ou atenuar a diferença para os padrões aceitos pela Norma.

Quando iniciado o ensaio, este prosseguia até o final. Embora se permitisse a retirada da carga cíclica, não o descarregamento, por pouco tempo, ASTM E 647-81 [50], só usamos este recurso algumas vezes. Com a trinca aproximando-se da região de ligamento mínimo, onde as taxas de propagação são elevadas, exigindo frequentes correções de carregamento e dificultando o processo de acompanhamento e anotação dos dados, programamos os ensaios de modo que nestas ocasiões estivessemos com três pessoas atuando: uma em cada face do corpo de prova e a terceira corrigindo o carregamento, anotando o número de ciclos transcorridos e as leituras de trinca obtidas em ambas as faces (os dados da trinca eram ditados pelos demais). Com estes cuidados evitamos de fazer esta parada.

O problema da seleção dos pontos foi de fundamental importância para a revelação fidedigna do comportamento do material. A adoção do bom senso para tal é necessária, porém não suficiente. Pontos indevidamente excluídos ou mantidos alteram os valores da Equação de Paris, Equação (3.5).

A técnica de Broek [52] mostrou-se eficiente no tratamento dos pontos do início da Região II de propagação. Já o gráfico $da/dN \times \Delta K$ plotado em escala linear, revela as dispersões que venham a ocorrer no final da Região II, por conseguinte, os pontos possíveis de retirada.

5.2 - ANÁLISE DOS RESULTADOS.

5.2.1 - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE LAMINAÇÃO CONTROLADA (API 5L-X70) COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A DIREÇÃO TL (ASTM E 616-81).

Nas Figuras 4.1 a 4.4 podemos observar a influência da espessura no comportamento à fadiga do aço de laminação controlada usado na fabricação de tubulações (API 5L-X70). Nas Figuras citadas estão plotados os gráficos $\log da/dN$ x $\log \Delta K$, a x N e da/dN x ΔK .

Observa-se que em geral o ajuste da curva a x N , obtida a partir da Equação de Paris, com a curva a x N obtida diretamente dos dados experimentais de crescimento de trinca versus número de ciclos (N) decorridos, pelo método de Broek [52], foi pequeno. O ajuste quando se fez necessário foi realizado através de uma pequena correção na constante "C", Tabela 4.1 do Capítulo 4. Este resultado é um sinal indicativo dos cuidados tomados no levantamento dos dados experimentais e na determinação dos parâmetros da Equação de Paris (Equação 3.5 do Cap. 3).

Os valores do coeficiente "m" da Equação de Paris, oscilaram entre 3,26 e 3,73 para as diferentes espessuras de corpos de prova ensaiados, Tabela 4.1 do Capítulo 4. Observa-se, portanto, que nesta direção de orientação de propagação de trinca de fadiga, (TL), a espessura do corpo de prova não afetou a taxa de propagação de trinca.

Branco [1], considerando que a lei de Paris (Equação 3.5 do Capítulo 3) define a relação entre da/dN e ΔK na Região II de propagação, concluiu que o valor do expoente "m" na Equação de Paris seria mais elevado nas espessuras maiores

(Estado Plano de Deformação) e mais baixo nas espessuras menores (Estado Plano de Tensão).

Considerando-se a conclusão de Branco [1], esperava-se para o corpo de prova de menor espessura - $B = 4 \times 10^{-3} \text{m}$ (4.0mm) - um valor menor para o expoente "m". Isto não se verificou, embora se tenha notado a mudança de plano de propagação da trinca de fadiga (do Estado Plano de Deformação para propagação em um plano tendendo a 45° em relação ao esforço trativo principal) após a metade da Região intermediária - Região II.

É provável que a espessura de $4 \times 10^{-3} \text{m}$ (4.0mm), para o aço estudado, seja a espessura de transição para o modo de fratura a 45° e que o crescimento de trinca permitido não tenha sido suficiente para que este comportamento fosse mais acentuado. Por outro lado, uma vez que os parâmetros da Equação de Paris (Equação 3.5 do Capítulo 3) foram levantados considerando-se a Regressão Linear sobre todos os pontos plotados na Região II, o valor do expoente "m" encontrado para o corpo de prova de espessura menor represente com maior intensidade o comportamento dos estágios iniciais de propagação da trinca de fadiga do aço estudado (dentro da Região II), ou seja, valores menores de da/dN que representam um peso maior na vida total do material. De acordo com Broek [30] estes são os dados mais relevantes na vida total em fadiga na Região II. Portanto, embora tenha ocorrido a mudança no plano de propagação da trinca, os dados experimentais representativos desta mudança não foram suficientes para se fazerem notar no expoente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5 do Capítulo 3).

Os valores de "m" encontrados (3,26 a 3,73) estão dentro da faixa de valores previstos para aços em Estado Plano de Deformação (3 a 4,5), Branco [1]. Maddox [46] obteve resultados com espessuras intermediárias, em aços de baixo

carbono, em que a transição do modo de fratura do Estado Plano de Deformação para o Estado Plano de Tensão foi bastante nítida ("m" variou de 3 para 2 respectivamente).

A influência da espessura na iniciação e propagação de trinca fadiga nem sempre é muito clara, Jack e Price [14].

Richards e Lindley [15] observaram uma pequena influência da espessura na velocidade de propagação da trinca por fadiga quando o nível de tensões ficava abaixo de $0,7\sigma_{ys}$ (tensão de escoamento) e o mecanismo predominante, na propagação, era o de "estriações".

A propagação pelo mecanismo de estriações seria governada pelo deslocamento plástico cíclico à ponta da trinca, McClintock e Pelloux [54] e McMillan e Pelloux [55]. Uma vez que o deslocamento plástico em Estado Plano de Tensão é superior ao verificado em Estado Plano de Deformação , Wells [56], e de modo similar a densidade de energia de deformação na ponta da trinca sendo superior em corpos de prova finos, Hutchinson [57], levaram Richards e Lindley [15] a concluírem que: teoricamente a taxa de propagação de trincas sob Estado Plano de Tensão seria superior a verificada sob Estado Plano de Deformação. Na prática, Richards e Lindley [15] verificaram este comportamento em corpos de prova finos quando as condições de carregamento aproximavam-se ou ultrapassavam a tensão de escoamento do material.

Considerando-se uma predominância do mecanismo de estriações na propagação de trincas por fadiga no aço de laminação controlada (API 5L-X70), na direção "TL" estudada - Figuras 4.44 a 4.45, e uma vez que a tensão de trabalho nos ensaios realizados foi bastante inferior a $0,7\sigma_{ys}$ (70% da tensão de escoamento), os resultados encontrados estão de acordo com os estudos de Richards e Lindley [15].

Na Figura 4.19 item 4.3 do Capítulo 4, foram plotados em conjunto as curvas da taxa de propagação da trinca de fadiga para as diferentes espessuras estudadas, na direção de orientação "TL". Observa-se, desta forma, com mais nitidez a pequena influência da espessura, neste trabalho, na taxa de propagação da trinca de fadiga na direção de orientação TL (ASTM E 616-81) para o aço de laminação controlada. Esta visão conjunta reafirma, portanto, a observação feita no início desta discussão.

5.2.2 - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE LAMINAÇÃO CONTROLADA (API 5L-X70) COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A DIREÇÃO SL (ASTM E 616-81).

Nas Figuras 4.10 a 4.13 podemos observar a influência da espessura no comportamento à fadiga do aço de laminação controlada usado na fabricação de tubulações (API 5L-X70). Nas Figuras citadas estão plotados os gráficos $\log da/dN$ x $\log \Delta K$, a x N e da/dN x ΔK .

Repete-se, nesta direção de orientação "SL" a análise e os comentários realizados no sub-item 5.2.1 com relação aos ajustes da curva a x N e, portanto, não os repetiremos, Tabela 4.1 do Capítulo 4.

Os valores do coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5) para as diferentes espessuras de corpos de prova ensaiados foram:

$$1^{\circ}) P / B = 15 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 4,06 \text{ (média de três corpos de prova)};$$

$$2^{\circ}) P / B = 10 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 4,13 \text{ (um corpo de prova)};$$

$$3^{\circ}) P / B = 7,5 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 4,0 \text{ (média de dois corpos de prova)};$$

$$4^{\circ}) P / B = 4,0 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 3,87 \text{ (um corpo de prova)},$$

☞ Ver Tabela 4.1 do Capítulo 4.

⬤ - O valor médio p/ "m" é ilustrativo (obtido por média aritmética).

Se considerarmos os valores médios dos coeficientes "m" encontrados, observa-se que também na direção de orientação "SL" a espessura do corpo de prova não afetou a taxa de propagação da trinca de fadiga. Entretanto, se olharmos apenas para os valores mais elevados em cada espessura, nota-se uma certa tendência no sentido de aumentar o coeficiente "m" com o aumento da espessura do corpo de prova.

Santos [58] e Santos e Bastian [59] encontraram uma grande variação nos valores de tenacidade à fratura, para este mesmo aço (API 5L-X70), em ensaios de CTOD ("Crack Tip Opening Displacement") e INTEGRAL J realizados à temperatura ambiente. Os corpos de prova eram do tipo flexão a três pontos e a pré-trinca de fadiga (a_0) orientada segundo a direção TL (ASTM E 616-81). O comportamento verificado foi explicado pela ocorrência de separações - "delaminations" - durante os ensaios.

As separações - "delaminations" - são fraturas frágeis (clivagem) que ocorrem em planos paralelos ao plano de laminação da chapa, em aços de laminação controlada, e têm sido observadas por diversos pesquisadores, entre outros, Coleman et. al. [60], Ino [61], Souza [62], Silva [63], Silva et. al. [64], Miyoshi et. al. [65]. O fato destas fraturas ("delaminations") ocorrerem em planos paralelos ao plano de laminação da chapa, ou seja, ao longo da espessura e pelo caráter frágil (clivagem) que elas apresentam, demonstram a existência de planos de baixa tenacidade na direção transversal curta da chapa (espessura da chapa) - ver Anexo VII.

Portanto, considerando-se os resultados obtidos por Santos [58] e Santos e Bastian [59] e a possibilidade de planos fracos ao longo da espessura da chapa (planos favoráveis às "separações"), a variação nos valores do coeficiente (m) para a espessura $B = 15 \times 10^{-3} \text{m}$ (15mm) e $B = 7,5 \times 10^{-3} \text{m}$ (7,5mm) estaria relacionada à resposta estatística do comportamento do aço estudado. Por outro lado, se aceitarmos que os valores maiores do coeficiente "m" são relativos a corpos de prova

que estaticamente representam uma anisotropia maior nas propriedades mecânicas do aço de laminação controlada (principalmente com relação à tenacidade na direção de orientação SL), então, a tendência verificada, ou seja, o aumento do coeficiente "m" com a espessura estaria relacionado, provavelmente, com o aumento da constricção plástica na ponta da trinca nos corpos de prova mais espessos. Segundo Richards e Lindley [15] uma restrição plástica maior favorece a ocorrência de mecanismos estáticos de propagação e, portanto, tende a aumentar a taxa de crescimento da trinca de fadiga. Por outro lado, Ritchie e Knott [43] verificaram que a taxa de propagação da trinca de fadiga é maior em aços de menor tenacidade. Este acréscimo na taxa de propagação seria devido a outros mecanismos, além dos de estriação dúctil, que ocorreriam durante o crescimento da trinca de fadiga.

Portanto, esta breve análise poderia corroborar com a hipótese de que a espessura teria afetado a taxa de propagação da trinca de fadiga na direção "SL", entretanto, deve-se considerar a interpretação dada de acordo com a média dos valores do coeficiente "m", ou seja, a espessura do corpo de prova não afetou o comportamento em fadiga do aço de laminação controlada.

Na Figura 4.20, item 4.3 do Capítulo 4, foram plotadas em conjunto as curvas da taxa de propagação da trinca de fadiga para as diferentes espessuras estudadas, na direção de orientação SL. Estão representadas as curvas cujo os valores do coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5) foram os maiores em cada espessura. Nota-se a tendência já discutida com relação ao efeito da espessura do corpo de prova, quando se considera os valores de "m" mais elevados.

Nas Figuras 4.42 e 4.43 pode-se observar o aspecto fractográfico das superfícies de fratura da trinca de fadiga de dois corpos de prova ensaiados na direção "SL".

5.2.3 - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE ESPECIFICAÇÃO
ASTM A516-GR65 COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A
DIREÇÃO TL (ASTM E 616-81).

Nas Figuras 4.5 a 4.9 podemos observar a influência da espessura no comportamento à fadiga do aço que segue a especificação ASTM A516-GR65. Nas Figuras citadas estão plotados os gráficos $\log da/dN \times \log \Delta K$, $a \times N$ e $da/dN \times \Delta K$.

A análise e os comentários realizados com relação aos ajustes da curva $a \times N$ no sub-item 5.2.1, para o aço de laminação controlada, são igualmente válidas aqui, e não necessitando de novas considerações.

Os valores do coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5) para as diferentes espessuras de corpos de prova ensaiados foram:

- 1º) $P / B = 20 \times 10^{-3} \text{m} \Rightarrow m = 3,24$ (um corpo de prova);
 - 2º) $P / B = 15 \times 10^{-3} \text{m} \Rightarrow m = 2,80$ (média de dois corpos de prova);
 - 3º) $P / B = 10 \times 10^{-3} \text{m} \Rightarrow m = 3,50$ (um corpo de prova);
 - 4º) $P / B = 7,5 \times 10^{-3} \text{m} \Rightarrow m = 2,98$ (média de dois corpos de prova);
 - 5º) $P / B = 4,0 \times 10^{-3} \text{m} \Rightarrow m = 4,37$ (média de dois corpos de prova),
- ☉ Ver Tabela 4.2 do Capítulo 4.

Observa-se que tanto pelos valores médios do coeficiente "m" como pelos gráficos individuais, Figuras 4.5 a 4.9, e pela Figura 4.26, item 4.3 do Capítulo 4, em que as curvas $da/dN \times \Delta K$ foram plotadas juntas para todas as espessuras estudadas, que o efeito desta sobre a taxa de propagação da trinca de fadiga, em geral, foi sem expressão. Merece destaque o corpo de prova de $4 \times 10^{-3} \text{m}$ (4mm) em que o valor médio do coeficiente "m" foi de 4,37, principalmente pelo valor de "m" encontrado para o segundo corpo de prova ensaiado ($m=4,886$; Figura 9 do Anexo VI). Uma vez que só ensaiamos dois corpos de prova nesta espessura e pela

diferença encontrada entre os dois valores, não tomamos este resultado como muito significativo. Mais ensaios seriam necessários para comprová-lo.

Concluimos portanto que se repete para o aço da classe ASTM A516 GR-65, na direção "TL" de orientação, o comportamento em fadiga semelhante ao verificado para o aço de laminação controlada na mesma direção.

Nas Figuras 4.36 a 4.38 pode-se observar o aspecto fractográfico das superfícies de fratura da trinca de fadiga de três corpos de prova ensaiados na direção "TL".

5.2.4 - INFLUÊNCIA DA ESPESSURA: AÇO DE ESPECIFICAÇÃO ASTM A516-GR65 COM TRINCA ORIENTADA SEGUNDO A DIREÇÃO SL (ASTM E 616-81).

Nas Figuras 4.14 a 4.18 podemos observar a influência da espessura no comportamento à fadiga do aço da especificação ASTM A516 GR-65. Nas Figuras citadas estão plotados os gráficos $\log da/dN \times \log \Delta K$, $da/dN \times \Delta K$ e $a \times N$.

A análise e os comentários realizados com relação aos ajustes da curva $a \times N$ no sub-ítem 5.2.1, para o aço de laminação controlada, são também válidos aqui e, portanto, não os repetiremos.

Os valores do coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5) para as diferentes espessuras de corpos de prova ensaiados foram:

$$1^\circ) P / B = 20 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 3,5 \text{ (um corpo de prova)};$$

$$2^\circ) P / B = 15 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 4,69 \text{ (média de três corpos de prova)};$$

$$3^\circ) P / B = 10 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 3,65 \text{ (média de dois corpos de prova)};$$

$$4^\circ) P / B = 7,5 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 4,15 \text{ (um corpo de prova)};$$

$$5^\circ) P / B = 4,0 \times 10^{-3} \text{ m} \Rightarrow m = 3,51 \text{ (um corpo de prova)}.$$

☞ Ver Tabela 4.2 do Capítulo 4.

Observa-se nestes resultados uma certa tendência para o aumento do coeficiente "m" com o aumento da espessura do corpo de prova, quando a espessura variou entre $15 \times 10^{-3} \text{m}$ (15 a 4mm). Esta hipótese só é cabível se considerarmos que a variação ocorrida no carregamento dos corpos de prova de $15 \times 10^{-3} \text{m}$ (15 mm) e $4 \times 10^{-3} \text{m}$ (4mm) não teve um efeito maior nos resultados, ou seja:

1º) Para $B = 15 \times 10^{-3} \text{m}$ (15mm)

$$m = 4,052 \quad ; \quad C = 4,909 \times 10^{-12}$$

$$R = 0,1 \quad ; \quad \Delta P = 765 \text{ Kgf}$$

☞ Ver Figura 4.15 e Tabela 4.2 do Capítulo 4.

2º) Para $B = 15 \times 10^{-3} \text{m}$ (15mm)

$$m = 4,944 \quad ; \quad C = 4,209 \times 10^{-14}$$

$$R = 0,1 \quad ; \quad \Delta P = 810 \text{ Kgf}$$

☞ Ver Figura 11 do Anexo VI e Tabela 4.2 do Capítulo 4.

3º) Para $B = 15 \times 10^{-3} \text{m}$ (15mm)

$$m = 5,065 \quad ; \quad C = 9,870 \times 10^{-14}$$

$$R = 0,1 \quad ; \quad \Delta P = 1044 \text{ Kgf}$$

☞ Ver Figura 10 do Anexo VI e Tabela 4.2 do Capítulo 4.

4º) Para $B = 4 \times 10^{-3} \text{m}$ (4mm)

$$m = 3,5111 \quad ; \quad C = 4,889 \times 10^{-11}$$

$$R = 0,1 \quad ; \quad \Delta P = 279 \text{ Kgf}$$

☞ Ver Figura 4.18 e Tabela 4.2 do Capítulo 4.

Se incluirmos, por outro lado, na análise o corpo de prova de $20 \times 10^{-3} \text{m}$ (20 mm) a hipótese inicial colocada não poderia ser aceita e teríamos que admitir que na direção "SL" de propagação a espessura não teve efeito sobre a taxa de propagação da trinca de fadiga. Entretanto, diante das dificuldades encontradas para ensaiar o corpo de prova de $20 \times 10^{-3} \text{m}$ (20mm), de tal forma que se teve de retirá-lo da

máquina de ensaios e usinar novamente um novo entalhe para a pré-trinca de fadiga (o que determinou um novo $a_0 \cong 37 \times 10^{-3}$ m (37 mm), cerca de aproximadamente 50% superior ao valor inicial), e, diante do resultado que o mesmo apresentou e por não termos ensaiado outro corpo de prova com a mesma espessura para confirmar o comportamento verificado, não o consideraremos na análise.

Portanto, diante das considerações feitas, nos ensaios realizados na direção "SL", para o aço do tipo ASTM A516-GR65, a espessura do corpo de prova tende a afetar o valor do coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5). A maior variação ocorreu para o corpo de prova de 15×10^{-3} m (15 mm), Figura 4.15 (Capítulo 4) e Figuras 10 e 11 do Anexo VI - ver Tabela 4.2.

Este comportamento, considerando-se a anisotropia do material (em geral acentuada em chapas de aços convencionais), deve-se provavelmente ao aumento da restrição plástica na ponta da trinca, propiciado por espessuras maiores, que por sua vez acentuaria os mecanismos de propagação da trinca já atuantes ou, então, evidenciaria a participação de outros, aumentando a taxa de propagação da trinca de fadiga.

Richards e Lindley [15] e Ritchie e Knott [43] observaram que outros mecanismos de propagação (por exemplo: estáticos, principalmente em materiais de menor tenacidade) podem ser evidenciados quando a constricção plástica na ponta da trinca aumenta.

Na Figura 4.27, item 4.3 do Capítulo 4, estão plotados em conjunto as curvas da taxa de propagação da trinca de fadiga para as diferentes espessuras estudadas na direção "SL". Nota-se a tendência já discutida com relação ao efeito da espessura do corpo de prova.

Nas Figuras 4.39 a 4.41 pode-se observar o aspecto fractográfico das superfícies de fratura da trinca de fadiga de três corpos de prova ensaiados, na direção de propagação "SL", do aço ASTM A516 GR-65.

5.2.5 - INFLUÊNCIA DA DIREÇÃO DE ORIENTAÇÃO DA TRINCA (SL-TL) NA TAXA DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA NOS AÇOS DA CLASSIFICAÇÃO API 5L-X70 E ASTM A516-GR65.

Nas Figuras 4.21 a 4.25 e 4.28 a 4.33 podemos observar o efeito da direção de orientação da trinca (TL-SL), Norma ASTM E 616-81, na taxa de propagação de trinca de fadiga para os dois aços estudados.

Observa-se que para os dois aços pesquisados, em geral, a variação na taxa de propagação da trinca de fadiga foi maior quando a direção de orientação da trinca de fadiga mudou de "TL" para "SL". Na espessura menor o efeito sobre o coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5 do Capítulo 3) foi menor, Tabela 4.1 e 4.2 do Capítulo 4.

A influência da anisotropia dos materiais, não só nas propriedades mecânicas convencionais (σ_{ys}, σ_r) como também na tenacidade e na propagação de trincas por fadiga, tem sido objeto de estudo de diversos pesquisadores, entre outros, Fernandino et. al.[66], Strohaecker et. al [67], Wilson [67] e Spinelli et. al.[53].

Nos aços de laminação controlada ocorre um tipo de fratura conhecida como "separações" ("delaminations") que são trincas de comportamento frágil (clivagem) que se localizam em planos paralelos aos planos de laminação da chapa, Coleman et.al. [60], Souza [62], Silva [63], Silva et.al. [64] e Miyoshi [65].

Recentemente Santos [58] e Santos e Bastian [59] verificaram que as separações podem provocar uma queda significativa nos valores de tenacidade à fratura à máxima carga.

O mesmo aço de laminação controlada, API 5L-X70, estudado por Santos e Bastian [59] foi usado neste trabalho. Como as "separações" ("delaminations") são fraturas de caráter frágil e ocorrem em planos paralelos ao plano de laminação da chapa, ou seja, ao longo da espessura do material, a trinca de fadiga ao encontrar no

seu caminho um destes planos, provavelmente, avançará mais rapidamente. Portanto, diante deste fato, na direção "SL" a variação na taxa de propagação da trinca de fadiga, coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5) , tenderá a ser maior.

Como no aço de laminação controlada, usado neste trabalho, as inclusões sofreram um tratamento de globulização (tratamento com cálcio), a presença das "separações" ("delaminations") e o maior valor para o coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5) - na direção "SL" deve-se, principalmente, ao forte alinhamento da textura, $[100] \langle u,v,w \rangle$, normalmente encontrada nestes aços.

A influência da anisotropia sobre a propagação de trincas por fadiga também foi pesquisada por Wilson [68] e Spinelli [53].

Spinelli [53] trabalhou com chapas de aço da classe API 5L-X70. Entre outras conclusões observou, pelos valores obtidos dos parâmetros "m" e "C" da Equação de Paris - Equação (3.5)-, a existência de anisotropia nas propriedades de propagação de trincas por fadiga na Região II (intermediária), quando a direção de orientação mudou de "LT" para "TL". Os valores do coeficiente "m" foram maiores na direção "TL".

Wilson [68] trabalhou com um aço da classe ASTM A516 GR-70. Estudou o efeito da anisotropia (direção "TL", "LT", "LS", "TS" e "ST") na tenacidade e na propagação de trincas por fadiga. Comparou o comportamento dos aços convencionais (inclusões não tratadas) com aços submetidos a tratamentos com cálcio. Observou que as diferenças na propagação de trincas de fadiga no aço estudado foram consistentes, embora pequenas, e as atribui a estrutura das inclusões. Neste aço o valor do coeficiente "m" da Equação de Paris nas direções "SL - TS" foi superior ao verificado nas demais direções.

Segundo Wilson [68] a área média das superfícies das inclusões, na direção "SL", é maior devido ao efeito da compactação que a mesma sofre durante a laminação (inclusões do tipo II - sulfeto de manganês no aço convencional). O

parâmetro de área (área média superficial das inclusões) tende a indicar a presença destas superfícies grosseiras de inclusões que podem atuar como planos fracos no aço. O valor do coeficiente "m" está relacionado com o parâmetro de área das inclusões.

Para o aço ASTM A516-GR65, deste trabalho, se admitirmos uma distribuição espacial das inclusões como a que está representada na Figura 5.1 e considerarmos as orientações dos corpos de prova estudados, podemos concluir: A tendência observada para o aumento do coeficiente "m" da Equação de Paris (Equação 3.5) na direção "SL" está relacionada à provável anisotropia do aço.

A disposição espacial das inclusões, Figura 5.1, considerando-se a área média das superfícies das mesmas, pode ter contribuído de forma análoga para o resultado verificado, Figura 4.39 a 4.41

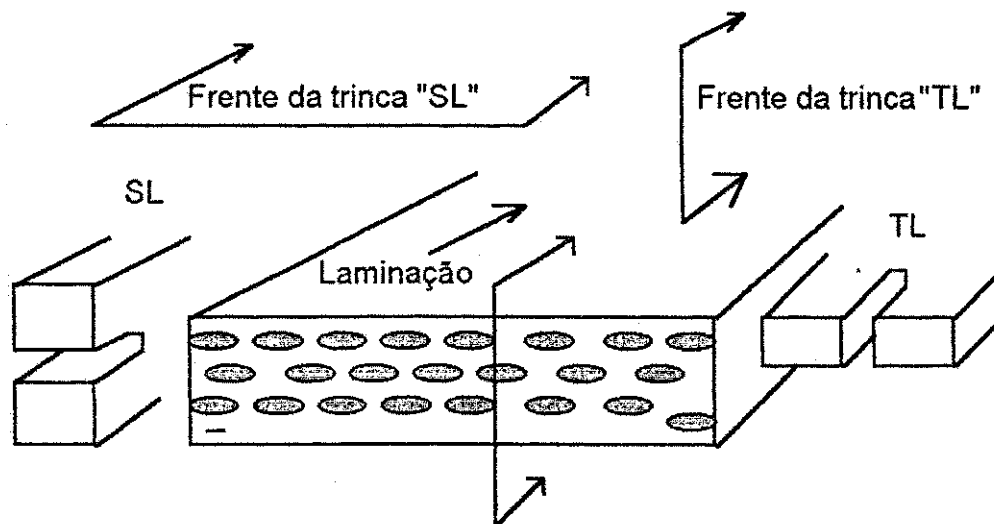


Figura 5.1 - Efeito da laminação no perfil e densidade de inclusões na seção transversal do material - Frente da trinca nas direções de propagação "SL" e "TL".

5.2.6 - COMPARAÇÃO ENTRE OS DOIS AÇOS: TAXA DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA.

Concluimos a análise dos resultados comparando o comportamento dos dois aços estudados, ou seja:

1º - Na direção de orientação "TL", Figura 4.34 do Capítulo 4, observa-se que ambos apresentam comportamento semelhante quando se toma uma vista conjunta de todos os ensaios realizados. O aspecto fractográfico das superfícies de fratura por Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV - tende a apresentar uma textura mais fina no aço de laminação controlada, Figuras 4.36 a 4.38 (ASTM A516-GR65) e Figuras 4.44 e 4.45 (API 5L-X70). Esta característica deve estar provavelmente associada à menor granulometria do aço de laminação controlada.

Nas Figuras 4.46, 4.52 e 4.48 observa-se o aspecto fractográfico dos corpos de prova ensaiados na direção "TL".

2º - Na direção de orientação "SL", Figura 4.35 do Capítulo 4, nota-se que embora, os valores do coeficiente "m" da Equação de Paris (Eq. 3.5) dos dois aços sejam semelhantes, os valores de da/dN para um mesmo valor de ΔK são superiores no aço ASTM A516-GR65. Aparentemente o ΔK_o , do aço de laminação controlada, está mais deslocado para a direita (tensão de escoamento do aço de laminação controlada é maior), Tabela 3.2 do Capítulo 3.

O aspecto fractográfico das superfícies de fratura, revelado por Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV, é mais fino no aço de laminação controlada, Figuras 4.39 a 4.41 (ASTM A516-GR65) e Figuras 4.42 e 4.43 (API 5L-X70). Esta característica deve estar associada, provavelmente, a menor granulometria do aço de laminação controlada.

Nas Figuras 4.47, 4.49, 4.51 e 4.53 podemos observar o aspecto fractográfico dos corpos de prova ensaiados na direção "SL". Comparando-se a Figura 4.49 com a Figura 4.53, nota-se o aspecto mais grosseiro da superfície de fratura do corpo de prova do aço ASTM A 516-GR65.

Na Figura 4.55 observa-se o perfil do caminho da trinca que concorda com o aspecto fractográfico da superfície de fratura do corpo de prova, Figura 4.49 do Capítulo 4 (ASTM A516-GR65).

CAPÍTULO 6

5 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES

5.1 - CONCLUSÕES:

- 1° - Na direção "TL", nos dois aços estudados, as propriedades de propagação da trinca de fadiga praticamente não foram afetadas pela espessura do corpo de prova.
- 2° - Na direção "SL" observou-se que no aço de laminação controlada (API 5L-X70) o coeficiente "m" da Equação de Paris tende a aumentar com a espessura. Este comportamento foi explicado considerando-se a presença de planos fracos ao longo da espessura do material (planos preferenciais de separações) que com o aumento da constricção plástica na ponta da trinca, nas espessuras maiores, tenderiam a ter uma participação maior na propagação da trinca de fadiga.
- 3° - Na direção "SL" observou-se que no aço ASTM A516-GR65 o coeficiente "m" da Equação de Paris tende a aumentar com a espessura. Este comportamento foi explicado considerando-se a anisotropia do aço e a distribuição superficial das inclusões (área superficial das inclusões) na direção "SL", favorecendo a ocorrência de planos fracos e facilitando a propagação da trinca de fadiga. O aumento da constricção plástica, com a espessura, contribui com o processo.2
- 4° - Na direção "TL" os dois aços apresentaram um comportamento semelhante com relação à taxa de propagação de trinca por fadiga, embora o aço de laminação controlada tenha apresentado um aspecto fractográfico (MEV) com textura mais fina. Esta característica foi relacionada com a granulometria do mesmo que se apresenta mais fina.
- 5° - Na direção "SL" embora os dois aços apresentem valores do coeficiente "m" da Equação de Paris semelhantes, a curva $da/dN \times \Delta K$ do aço ASTM A516-GR65, posiciona-se mais acima. Provavelmente este comportamento esteja relacionado com a diferença entre as propriedades mecânicas dos dois aços (diferença entre os ΔK_0 dos dois aços)

6.2 - SUGESTÕES:

- 1º - Diante da anisotropia no comportamento em fadiga e a tendência apresentada em aumentar o coeficiente "m" da Equação de Paris na direção "SL", estudar para os dois materiais a influência da tensão média neste comportamento.
- 2º - Ensaiar o aço de laminação controlada sob fadiga de baixo ciclo. Estas condições estão mais próximas das situações de serviço do aço de laminação controlada.
- 3º - Realizar ensaios de fadiga nas outras direções de orientação da trinca, e procurar relacionar o comportamento ou a resposta mecânica dos dois aços, com os micro-mecanismos de propagação da trinca de fadiga, através da análise por Microscopia Eletrônica de Varredura. - MEV.

-
- [1] - BRANCO, C. M.; AUGUSTO, A. F.; CASTRO, P. M. S. "Fadiga de Estruturas Soldadas" - Fundação Calouste Gulbenkian - Porto - 1ª Edição -, pp 11-43 e pp 192-290, 1986
- [2] - GRIFFITH, A. A., Philos. Trans. R. Soc. London, Vol. 221A, pp 163-198, 1920; First Int. Congr. Appl Mech., Delft, 1924, pp. 55, este documento foi reeditado com anotações em trans. Am. Soc. Met., Vol.61, pp. 871-906, 1968.
- [3] - IRWIN, G. R., Fracture em Encyclopedia of Physics, Vol. VI, Springer, Heidelberg, 1958, IRWIN, G. R., Hies, J. A., e SMITH, H. L.; Am Soc. Test. Mater. Proc., Vol. 58, pp 640-660, 1958. - citado em Dieter [52].
- [4] - OROWAN, E., "Fatigue and Fracture of Metals", Symposium at Massachusetts Institute of Technology, John Wiley, Inc., New York, 1950 - citado em Dieter [52].
- [5] - RICE, J. R. "Fatigue Crack Propagations, "ASTM STP 247, 415, 1967.
- [6] - WELLS, A. A. "Amplification of Fracture Mechanics at and Beyond General Yielding", British Welding Research Association Report M13163, British Welding Journal, pp. 563-570, 1963.
- [7] - COTTRELL, A. H., "Int. J. Fracture Mech" 2, 256 (1966).
- [8] - BURDEKIN, F.M e STONE, D.E.W., "The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials" Journal of Strain Analysis Vol. nº 2, pp. 145-153, 1966.
- [9] - JUVINALL, R. C., "Engineering Considerations of Stress, Strain and Strength", McGraw-Hill, 1967.
- [10] - HOEPPNER, D. W., KRUPP, W. E., "Prediction of Component Life by Application of Fatigue Crack Growth Knowledge", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 6, pp 47-70, 1974.

-
- [11] - AGARD AG 176, "Fracture Mechanics of Air Craft Structures", H. Liebowitz, Editor, 1974.
- [12] - ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, "Nuclear Power Plant Components", ASME, 1874 / Dir. I, Subsection NA, Appendix G, p. 487).
- [13] - COWAN, A., "The Approach to Analysis of Significance of Flaws in ASME Section III and Section XI", em: "Developments in Pressure Vessel Technology, Vol. I, Flaw Analysis", R. W. Nichols, Editor, Applied Science Publishers Ltd, London, pp 21-61, 1979.
- [14] - JACK, A. R. e PRICE, A. T.; "Effects of Thickness on Fatigue Crack Initiation and Growth in Notched Mild Steel Specimens ", Acta Met; Vol. 20, pp 857 - 866, 1972.
- [15] - RICHARDS, C. E. e LINDLEY, T. C.; "The Influence of Stress Intensity and Microstructure on Fatigue Crack Propagation in Ferritic Materials" Engineering Fracture Mechanics, Vol. 4, pp 951 - 978, 1972.
- [16] - FROST, N. E.; MARSK, H. D.; POOK, L. P. "Metal Fatigue" Clarendon Press. Oxford., pp 203 - 285, 1974.
- [17] - PARIS, P. e ERDOGAN, F. J., Basis Eng. Trans. ASME, 1963.
- [18] - PLUMBRIDGE, W. J.; RYDER, D. A., "Metall. Rew". Vol 14, nº 136, 1969.
- [19] - RITCHIE, R.O., Met. Sci., Vol. 11, pp. 368, 1977.
- [20] - LIAW, P. K.; SAXENA, A.; SWAMINATHAN, V. P., e SHIH, T. T., "Effects of Load Ratio and Temperature on the Near-Threshold Fatigue Crack Propagation Behavior in a CrMoV Steel", Metallurgical Transactions, Vol. 14A, pp 1631, 1983.
- [21] - LINDLEY, T. C. and McCARTNEY, L. N. , "Developments in F. M. 2", Edited by G. C. Chell, ed. Ap. Sc. Pub., pp 247, 1981.

-
- [22] - RITCHIE, R. O., Intern. "Met. Rev"., 1979, R. 245, p. 205.- cit. em Dieter [52]
- [23] - LINDLEY, T. C. e RICHARDS, C. E., "CERL RE/L/N 135/78", 1979.
- [24] - SUZUKI, H e Mc.EVELY, A.J., Met. Trans.
- [25] - LIAW, P. K.; SAXENA, A.; SWAMINATHAN, V.P. e SHIH, T.T., "Effects of Load Ratio and Temperature on the Near-Threshold Fatigue Crack Propagation Behavior in a CrMoV Steel", Metallurgical Transactions, Vol. 14A, pp 1631, 1982.
- [26] - MASOUNAVE, J. e BAILON, J.P., Scripta Met.,1976.
- [27] - ROBINSON, J. L., BEEVERS, C. J., Met. Sci., 1973.
- [28] - IRVING, P. E., e BEEVERSS, C. J., Mats. Sci. Eng., 1974.
- [29] - OTHA, A. e SASAKI, S., "Eng. Fract. Mech.", pp 9-307, 1977.
- [30] - BROEK, D., "The Pratical Uses of Fracture Mechanics", Kluwer Academic Publishers, Galena - Ohio - USA, pp 1-20, pp 123-205, 1988.
- [31] - IRVING, P. E. e BEEVERS, C. J., Metal Trans., pp. 5-391, 1974.
- [32] - COOKE, R. J.; IRVING, P. E.; BOOTH, G. C. e BEEVERS, C. J., "Eng. Fract. Mech.", pp. 7, 69, 1975.
- [33] - MCEVILY, A. J. e WEI, R. P., "Fracture Mechanics and Corrosion Fatigue", Proc. Int. Conf. on Corrosion Fatigue, University of Connecticut, EUA, pp 381, 1972.
- [34] - RITCHIE, R. O. e SURESH, S., "On the Role of Microstructure and Enviroment in Near Threshold Fatigue", Atas da Conferência Fadiga 84, Universidade de Birmingham, Inglaterra, Setembro / 1984.
- [35] - RANDON, J. C., "Effect of Environment on Cyclic Crack Growth in Metals", in Recent Research on Mechanical Behaviour of Solids, University of Tokyo Press, 1974, citando em Suresh [44].
- [36] - FORSYTH, P. J. E. e WORDEN, C. O., Aircraft Eng, 1960, citado em [41].
- [37] - FORSYTH e C. A. STUBBINGTON, J. "Inst. Met.", Vol 83, 1955 - 1956 - pp.

- 395, citado em Dieter [52].
- [38] - WOOD, W. A., "Some Basic Studies of Fatigue in Metals", in Fracture, John Wiley e Sons, Inc., New York, 1959.
- [39] - FORSYTH, P. J. E, e RYDER, A., "Metallurgia", pp. 63, 1967.
- [40] - BOWLES, C. Q. e BROEK, D., NLR MP 69014, 1969.
- [41] - LAIRD, C., "Fatigue and Microestrutura", Ed. M. Meshii, ASM, 1979.
- [42] - OSGOOD, C. C., "Fatigue Design", Edição Pergamon Press, Londres, 1982, citado em Branco [1].
- [43] - RITCHIE, R. O. e KNOTT, J. F., Acta Met., pp 21, 639, (1973).
- [44] - SURESH, S. (Subra), "Fatigue of Materials",- Cambrige University Press, N.Y. - U.S.A., pp 191-311, 1991.
- [45] - MUSUVA, J. K.; Randon J.C. e CULVER, L.E., "The Effect of Stress Ratio and Frequency on Fatigue Crack Growth", J. Fatigue of Eng. Mat. Structures, Vol. 1, pp 457, 1979.
- [46] - MADDOX, S. J., "Fatigue Crack Propagation in Weld Metal and Haz", Metal Const., Vol. 12, nº 7, pp 285, 1970.
- [47] - Grosskreutz, J. C., "Fatigue Mechanisms in the Sub-Creep Range", Metal Fatigue Damange - Mechanism, Detection, Avoidance, and Repair, ASTM STP 495, pp. 5-60, 1971.
- [48] - BROEK, D., Proc. 2nd Int Conf Fract, Brightob, Chapman H, 1969.
- [49] - HEALD, P. T., LINDLEY, T. C. e RICHARDS, C. E., Mat Sci. Eng., pp. 235, 1972.
- [50] - ASTM, "Constant Load Amplitude Fatigue Crack Rates Above 10^{-8} m/cycle", Annual book of ASTM Standards, E pp 647-81, 1981.
- [51] - ASTM E 616-81, "Standard Terminology Relating to Fracture Testing", 1981.
- [52] - DIETER, George. E. "Metalurgia Mecânica" Ed. Guanabara Dois - 2ª Ed., pp. 344-384, 1981.

-
- [53] - SPINELLI, O; SPINELLI, J. M. M. e MARQUES, H.V.C.F, "Propriedades Mecânicas de Tração e Propagação de Trincas por Fadiga em Aços ARBL" - pp. 407 - 423.
- [54] - McCLINTOCK, F. A. e PELLOUX, R. M. N., "Boeing Scientific Res. Report.", D1-82-0708, 1969. - citado em Jack [14].
- [55] - McMILLAN, J. C. e PELLOUX, R. M. N., "Engineering Fracture Mechanics", 1970, Vol.2, pp. 81. - citado em Richards and Lindley [15].
- [56] - WELLS, A. A., "Engineering Fracture Mechanics", Vol. 1, pp. 399, 1969.
- [57] - HUTCHINSON, J. W., "J. of Mech. Phys. of Solids", Vol. 16, pp 13, 1968.
- [58] - SANTOS, M. A. dos . "Estudo do Comportamento à Fratura de um Aço para Tubulações da Classe API5L-X70". Tese de Doutorado - Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE / Rio de Janeiro, 1991.
- [59] - SANTOS, M. A. dos, BASTIAN F. L. "Efeito da Taxa de Carregamento e Comportamento à Fratura de um Aço de Laminação Controlada (API5L-X70)". Apresentado no 3º Colóquio Latino Americano de Desarrollo Tecnológico em Analisis de Falhas. Buenos Aires, outubro de 1987.
- [60] - COLEMAN, T.; DULIEU, D. e GOUCH, A. "The Structure and Properties of Controlled Processed High Strenght Ferrite Pearlite Steels". Proc. of the Third Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Paper 15, pp.70-74, 1973.
- [61] - INO, M. "The Estimation of the Delamination Effect on Impact Toughness of Steel", Res. Article-Trans. ISIJ, Vol. 18, pp. 339-343, 1978.
- [62] - SOUZA, M.M. "Estudo do Fenômeno de Separações em um Aço Laminado Controladamente", Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia Rio de Janeiro, pp. 1-158, 1984.

-
- [63] - SILVA, C.N.P. da. "Efeito das Separações na Tenacidade de um Aço Microligado Produzido por Laminação Controlada". Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da USP, pp. 1-161, 1986.
- [64] - SILVA, C.N.P. e SILVA, P.S.C.P. da. "Influência das Separações Sobre o Deslocamento da Abertura na Ponta da Trinca (COD), de um Aço Microligado Produzido por Laminação Controlada", 42º Congresso Anual da Assoc. Brasileira de Metais, ABM, Vol. I, Metalurgia Física e Tratamentos Térmicos - Soldagem, pp.247-257, 1987.
- [65] - MIYOSHI, E.; FUKUNDA, M.; IWANAGA, H. e OKAGAWA, T.;; "The Effect of Separation on the Propagating Shear Fracture" Conf. on Crack Propagation in Pipeines - U.K. - Inst of Gas. Eng., Paper 4, pp 01-21, 1973.
- [66] - FERNANDINO, R.; PAULA, M. G. DE e CARDOSO, P. E., "Caracterização da Anisotropia em um Aço ASTM A516-GR65 Laminado à Quente, Pela Determinação do COD e Integral "J" de Iniciação". Anais do 7º CBECIMAT, UFSC, Florianópolis, SC, pp 31-34, 1986.
- [67] - STROHAECKER, T. R.; BASTIAN F. L.; SALLES, R. M. C.; VILAROM, A. B., "Efeito da Direção de Laminação no Comportamento à Fratura de um Aço Estrutural Laminado à Quente" Congresso ABM - 1987.
- [68] - WILSON, A. D., "The Influence of Inclusions on the Toughness and Fatigue Properties of A516-70 Steel". Journal of Engineering Materials and Technology (Transactions ASME) Vol. 101, pp 265-274, 1979.

ASTM E 647

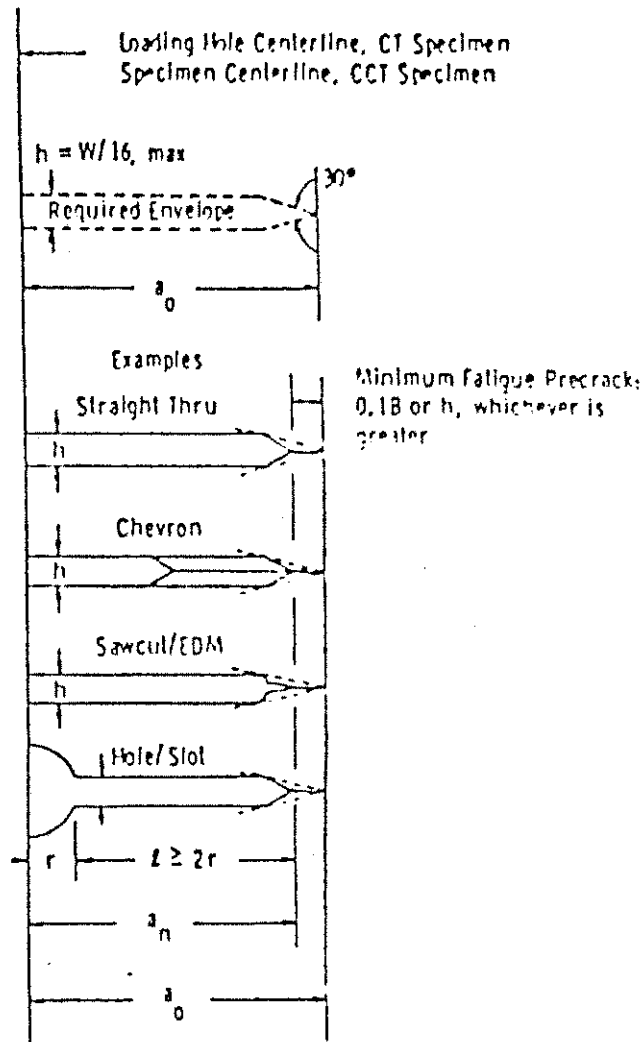


Figura 1 - Condições para confecção do entalhe e pré-trincamento no corpo de prova do tipo "Tensão Compacta" - CT.

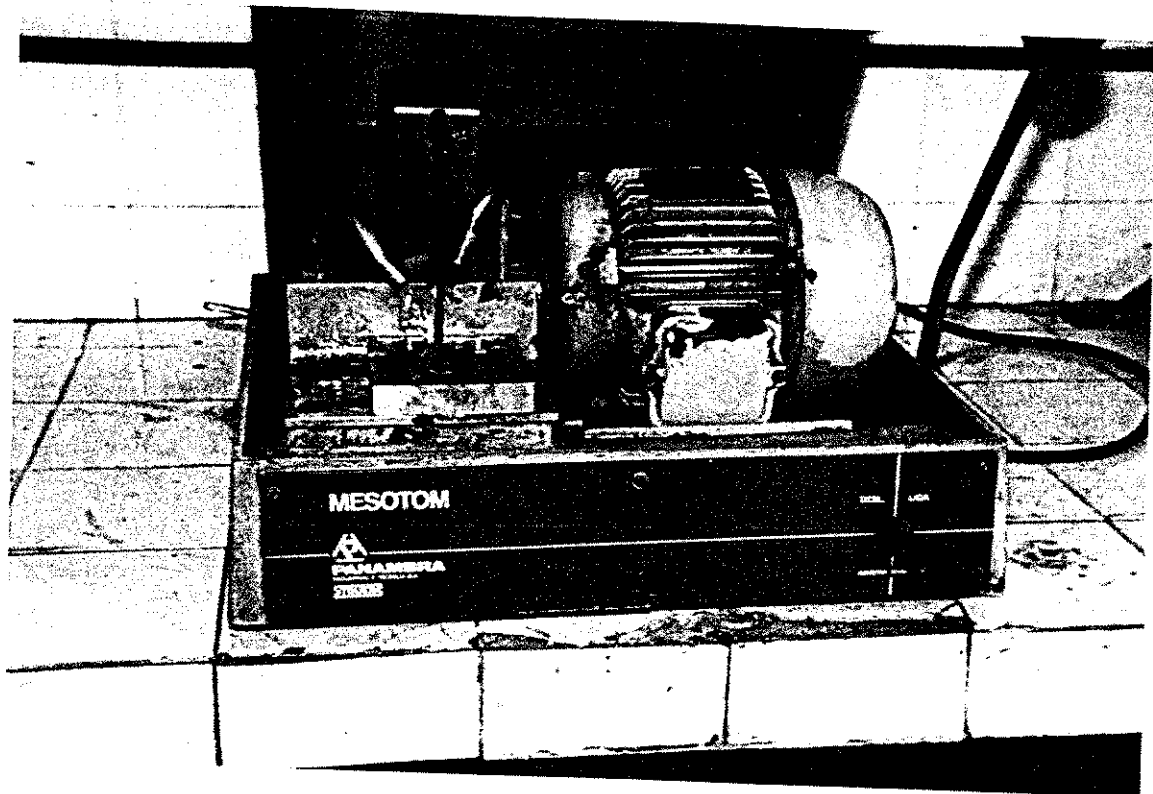


Figura 2 - Máquina para corte em amostras metalográficas. Utilizada para a confecção do entalhe dos corpos de prova.

CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O CONTROLE DO PROCESSO DE SOLDAGEM DO APÊNDICE ("SANDWICH") DO CORPO DE PROVA DE DIREÇÃO SL, ASTM E 616-81 -[51]

(1º) - Amostras dos dois aços foram submetidas ao aquecimento durante 1200s (20 min.), num forno de resistência elétrica, à temperaturas de: 473, 573 e 673K (200, 300 e 400°C).

(2º) - Após a permanência nas temperaturas acima indicadas, as amostras foram resfriadas ao ar calmo e analisadas metalograficamente, Figura 1 e 2. Para as temperaturas usadas não observamos variação na microestrutura dos dois aços que mereça alguma preocupação. A Figura 3.2 - Capítulo 3 - mostra a microestrutura destes aços na forma como recebido (original).



Figura 1 - Aspecto da microestrutura do aço de laminação controlada usado na fabricação de tubos, classe API 5L-X70. Aquecido durante 1200s (20 min) a 673K (400 °C). ◉ Ataque: Nital 3% / Aumento: 100X

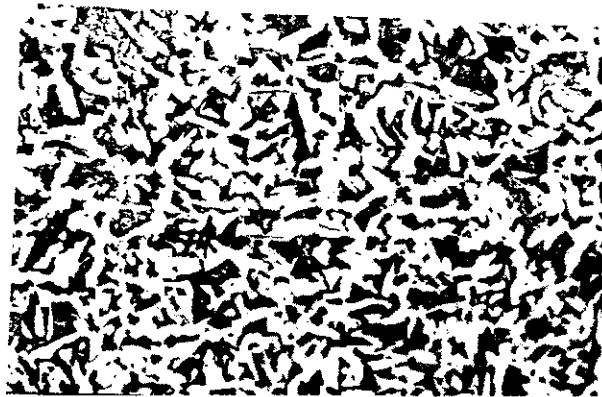


Figura 2 - Aspecto da microestrutura do aço que segue as especificações da ASTM A516-GR65. Aquecido durante 1200s (20 min) a 673K (400 °C)

☛ Ataque: Nital 3% / Aumento: 100X

Nestas mesmas amostras foram realizadas medidas de dureza, Tabela 1. Como podemos ver, para as temperaturas examinadas, a dureza não mudou.

Tabela 1 - Valores de dureza (HRB) de amostras dos dois aços estudados submetidos à temperaturas de 473, 573 e 673K (200, 300 e 400 °C).

| CLASSE | TEMPERATURA | ENSAIO 1 | ENSAIO 2 | ENSAIO 3 | MÉDIA |
|----------------|--------------|----------|----------|----------|----------|
| API 5L-X70 | 298K (25°C) | 92.5 HRB | 95.0 HRB | 95.5 HRB | 94.3 HRB |
| " " " | 473K (200°C) | 94.5 HRB | 93.8 HRB | 94.0 HRB | 94.1 HRB |
| " " " | 573K (300°C) | 93.5 HRB | 96.0 HRB | 95.0 HRB | 94.8 HRB |
| " " " | 673K (400°C) | 96.5 HRB | 92.5 HRB | 94.5 HRB | 94.5 HRB |
| ASTM A516-GR65 | 298K (25°C) | 85.2 HRB | 87.0 HRB | 88.3 HRB | 86.8 HRB |
| " | 473K(200°C) | 86.2 HRB | 87.1 HRB | 87.6 HRB | 86.9 HRB |
| " | 573K (300°C) | 85.6 HRB | 85.5 HRB | 84.0 HRB | 85.0 HRB |
| " | 673K (400°C) | 84.7 HRB | 87.0 HRB | 85.4 HRB | 85.7 HRB |

(3º) - Considerando a análise metalográfica e os resultados dos ensaios de dureza das amostras dos dois aços submetidos às temperaturas de 473, 573 e 673 K (200, 300 e 400 °C), limitaremos a temperatura do corpo de prova na posição indicada, conforme a Figura 3.7, durante a soldagem do apêndice, ao valor máximo de 673 K (400 °C). Com isto acreditamos assegurar que o centro do corpo de prova (caminho da trinca de fadiga) não terá suas propriedades afetadas.

(4º) - Nas Figuras 3 e 4 observamos o aspecto metalográfico de corpos de prova de direção "SL" obtidos pelo método descrito no Sub-ítem 3.2.1, Capítulo 3. Visualiza-se a fronteira da Zona Termicamente Afetada (ZTA). Esta atingiu aproximadamente $3 \times 10^{-3} \text{m}$ (3,0 mm). Como o material do centro do corpo de prova ("Sandwich"), é originário de uma chapa de 15 ou $20 \times 10^{-3} \text{m}$ (15,0 ou 20,0mm), teremos uma região central de pelo menos $9 \times 10^{-3} \text{m}$ não afetada termicamente na soldagem do apêndice.

Realizou-se ensaios de dureza nos corpos de prova de direção SL com a intenção de detectar possíveis variações advindas do processo de soldagem na confecção dos mesmos. Ver Tabelas 2 à 6.



Figura 3 - Aspecto metalográfico do CP. de direção "SL". Fronteira da ZTA. Aço da classificação API 5L-X70 ➤ Ataque: Nital 3% / Aumento: 50x

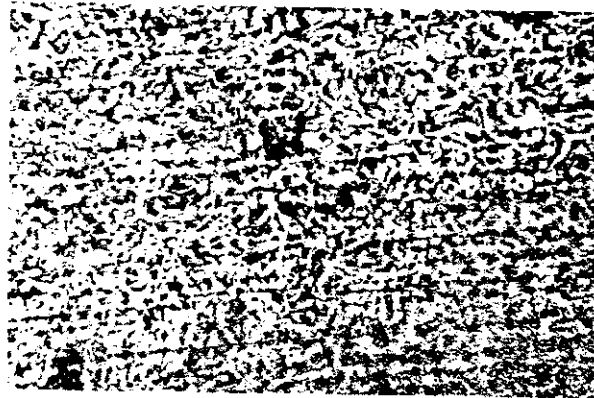


Figura 4 - Aspecto metalográfico do CP. de direção "SL". Fronteira da ZTA. Aço da classificação ASTM A516-GR65 ☞ Ataque: Nital 3% / Aumento: 50x

CONCLUSÃO:

Ritch [6], em numerosos levantamentos nos mostra a pequena influência que a temperatura pode causar na taxa de crescimento de trinca por fadiga, notadamente na Região II que é menos susceptível a influência da microestrutura, mesmo quando se trata de estruturas bem diferentes como a ferrítico-perlítica, a martensítica e/ou austenítica.

Portanto, não esperamos por alterações nos resultados dos testes de fadiga dos dois materiais por influência da solda realizada para complementação da geometria dos corpos de prova de direção SL, (Norma ASTM E 616-81 [51]).

| |
|---|
| ENSAIOS DE DUREZA DOS CPs SOLDADOS |
|---|

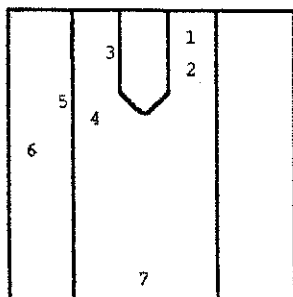


Figura 5 - Pontos estratégicos da face do corpo de prova de direção SL (ASTM E616-81) onde foram obtidas as medições de dureza.

PONTOS :

- 1 e 2 - Próximo ao entalhe - indica qualquer alteração nas propriedades do material
- 3 - Lado oposto - idem
- 4 - ZTA (zona termicamente afetada)
- 5 - Cordão de Solda
- 6 - Material complementar
- 7 - Ligamento
- 8 - Topo do "Sandwich "

Tabela 2 - Medições de dureza executada nas faces do corpo de prova de direção SL (Norma ASTM E 616-81) nas posições da Figura 5.- Para o aço da classificação API 5L-X70.

| CP : 1-4. - API | Unidade: HBR | CP : 2-4. -API | Unidade: HBR |
|-----------------|--------------|----------------|--------------|
| FACE A | FACE B | FACE A | FACE B |
| 1 - 91 | 1 - 92 | 1 - 92 | 1 - 95 |
| 2 - 93 | 2 - 93 | 2 - 93 | 2 - 98 |
| 3 - | 3 - 94.5 | 3 - 97 | 3 - 93 |
| 4 - | 4 - 93 | 4 - 89 | 4 - |
| 5 - | 5 - 88.5 | 5 - 88 | 5 - |
| 6 - | 6 - 86 | 6 - 84 | 6 - |
| 7 - 93 | 7 - 93.5 | 7 - 94 | 7 - 92 |
| 8 - 93 | 8 - | 8 - | 8 - |

Tabela 3 - Medições de dureza executada nas faces do corpo de prova de direção SL (Norma ASTM E 616-81) nas posições da Figura 5.- Para o aço da classificação API 5L-X70

| CP : 3-4. - API | Unidade: HBR | CP : 1-5. - API | Unidade: HBR |
|-----------------|--------------|-----------------|--------------|
| FACE A | FACE B | FACE A | FACE B |
| 1 - 97 | 1 - 91 | 1 - 92.5 | 1 - 100 |
| 2 - 95 | 2 - 93 | 2 - 92 | 2 - 99 |
| 3 - 97 | 3 - 97 | 3 - 99 | 3 - 94 |
| 4 - 99 | 4 - 88 | 4 - 100 | 4 - 100 |
| 5 - 87 | 5 - 83 | 5 - 92.5 | 5 - 88 |
| 6 - 85 | 6 - | 6 - 89 | 6 - 95 |
| 7 - 97 | 7 - 91 | 7 - | 7 - |
| 8 - 93 | 8 - | 8 - | 8 - |

Tabela 4 - Medições de dureza executada nas faces do corpo de prova de direção SL (Norma ASTM E 616-81) nas posições da Figura 5.- Para o aço da classificação API 5L-X70

| CP : 7-6. - API | Unidade: HBR | CP : 4-6. - API | Unidade: HBR |
|-----------------|--------------|-----------------|--------------|
| FACE A | FACE B | FACE A | FACE B |
| 1 - 94 | 1 - 91 | 1 - 97 | 1 - 92.5 |
| 2 - 92.5 | 2 - 94 | 2 - 92 | 2 - 95 |
| 3 - 99 | 3 - 97 | 3 - 90 | 3 - 93.6 |
| 4 - 88 | 4 - 98 | 4 - 88.5 | 4 - 95 |
| 5 - 88 | 5 - 75 | 5 - 80 | 5 - 93 |
| 6 - 82 | 6 - 79 | 6 - 82.5 | 6 - 823 |
| 7 - | 7 - | 7 - | 7 - |
| 8 - | 8 - | 8 - | 8 - |

Tabela 5 - Medições de dureza executada nas faces do corpo de prova de direção SL (Norma ASTM E 616-81) nas posições da Figura 5.- Para o aço da classificação ASTM A516-GR65.

| CP : 1-10. ASTM | Unidade: HBR | CP : 2-10. -ASTM | Unidade: HBR |
|-----------------|--------------|------------------|--------------|
| FACE A | FACE B | FACE A | FACE B |
| 1 - 85 | 1 - 85 | 1 - 78 | 1 - 93 |
| 2 - 82 | 2 - 83.5 | 2 - 85 | 2 - 90 |
| 3 - 84 | 3 - 87 | 3 - 85 | 3 - 90 |
| 4 - 92 | 4 - 86 | 4 - 89 | 4 - 85 |
| 5 - 84 | 5 - | 5 - | 5 - 81 |
| 6 - 89 | 6 - | 6 - | 6 - 85 |
| 7 - 85 | 7 - 88 | 7 - | 7 - 88 |
| 8 - 83 | 8 - 83 | 8 - 89 | 8 - |

Tabela 6 - Medições de dureza executada nas faces do corpo de prova de direção SL (Norma ASTM E 616-81) nas posições da Figura 5.- Para o aço da classificação ASTM A516-GR65.

| CP :4-10.ASTM | Unidade: HBR | CP :3.10.ASTM | Unidade: HBR |
|---------------|--------------|---------------|--------------|
| FACE A | FACE B | FACE A | FACE B |
| 1 - 88 | 1 - 85.5 | 1 - 80 | 1 - 82 |
| 2 - 85 | 2 - 86 | 2 - 85 | 2 - 89 |
| 3 - 84 | 3 - 87 | 3 - 83 | 3 - 88 |
| 4 - 91 | 4 - | 4 - 87 | 4 - |
| 5 - 90.5 | 5 - | 5 - 82 | 5 - 88 |
| 6 - 86 | 6 - | 6 - 92 | 6 - 93 |
| 7 - 84 | 7 - 86 | 7 - 83 | 7 - 89 |
| 8 - 87 | 8 - 88 | 8 - 79 | 8 - 86 |

Tabela 7 - Medições de dureza executada nas faces do corpo de prova de direção SL (Norma ASTM E 616-81) nas posições da Figura 5.- Para o aço da classificação ASTM A516-GR65.

| CP : 3-12.ASTM | Unidade: HBR | CP : | |
|----------------|--------------|--------|--------|
| FACE A | FACE B | FACE A | FACE B |
| 1 - 88 | 1 - 87.5 | 1 - | 1 - |
| 2 - 86.5 | 2 - 87.5 | 2 - | 2 - |
| 3 - 85 | 3 - 87.5 | 3 - | 3 - |
| 4 - | 4 - | 4 - | 4 - |
| 5 - | 5 - | 5 - | 5 - |
| 6 - | 6 - | 6 - | 6 - |
| 7 - 93 | 7 - 88 | 7 - | 7 - |
| 8 - 89 | 8 - | 8 - | 8 - |

PERFIS DE TRINCAS

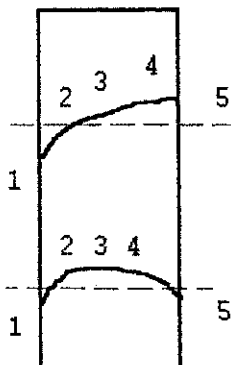


Figura 1 - Perfil da trinca de fadiga.

A Figura representa duas disposições básicas que a TRINCA pode assumir no seu desenvolvimento.

Os pontos representados estão dispostos uniformemente a cada quarto de espessura, sendo que os pontos 1 e 5 estão localizados na superfície do Corpo de Prova.

M2 e M5 representam, respectivamente, a média entre as superfícies e a média do perfil completo.

1, 2, 3, 4 e 5, representam o comprimento da trinca em cada uma dessas posições. Estão representados CPs com medidas de um, dois ou três perfis.

Tabela 1 -CP 3-1. (API - TL - 15 mm)

| | | | | | | | | | |
|-----|-------|----|-------|-----|------|----|------|----|-------|
| 1 - | 30.0 | 2- | 31.8 | 3- | 32.7 | 4- | 33.9 | 5- | 33.5 |
| M2 | 31.75 | M5 | 32.38 | Dif | 2.0 | % | | | < 5 % |
| 1- | 22.3 | 2- | 23.8 | 3- | 24.1 | 4- | 24.7 | 5- | 25.0 |
| M2 | 23.65 | M5 | 23.98 | Dif | 1.4 | % | | | < 5% |
| 1- | 10.6 | 2- | 12.4 | 3- | 12.9 | 4- | 13.9 | 5- | 13.4 |
| M2 | 12.0 | M5 | 12.64 | Dif | 5.3 | % | | | > 5% |

☛ Todas as medidas em milímetros

Tabela 2- CP 4-1. (API - TL - 15 mm)

| | | | | | | | | | |
|-----|-------|----|-------|-----|------|----|------|----|-------|
| 1 - | 35.5 | 2- | 36.6 | 3- | 36.5 | 4- | 36.5 | 5- | 35.8 |
| M2 | 35.65 | M5 | 36.18 | Dif | 1.5 | % | | | < 5 % |
| | | | | | | | | | |
| 1- | 13.0 | 2- | 13.3 | 3- | 13.4 | 4- | 13.9 | 5- | 14.3 |
| M2 | 13.65 | M5 | 13.58 | Dif | 0.5 | % | | | < 5% |

Tabela 3 - CP 1-4. (API - SL - 15 mm)

| | | | | | | | | | |
|-----|-------|----|-------|-----|------|----|------|----|-------|
| 1 - | 19.6 | 2- | 20.2 | 3- | 20.9 | 4- | 21.6 | 5- | 20.3 |
| 2- | 19.95 | M5 | 20.52 | Dif | 2.8 | % | | | < 5 % |

Tabela 4 - CP 2-4. (API - SL - 15 mm)

| | | | | | | | | | |
|----|-------|----|-------|-----|------|----|------|----|-------|
| 1- | 40.32 | 2- | 40.72 | 3- | 40.9 | 4- | 40.5 | 5- | 39.22 |
| M2 | 39.77 | M5 | 40.23 | Dif | 1.15 | % | | | < 5% |

Tabela 5 - CP 4-7. (ASTM - TL - 15 mm)

| | | | | | | | | | |
|-----|-------|----|-------|-----|------|----|------|----|-------|
| 1 - | 24.6 | 2- | 24.5 | 3- | 27.5 | 4- | 28.0 | 5- | 26.8 |
| M2 | 25.7 | M5 | 26.28 | Dif | 2.2 | % | | | < 5 % |
| | | | | | | | | | |
| 1- | 20.8 | 2- | 23.0 | 3- | 24.0 | 4- | 24.7 | 5- | 25.3 |
| M2 | 23.05 | M5 | 23.56 | Dif | 2.2 | % | | | < 5% |
| | | | | | | | | | |
| 1- | 15.3 | 2- | 18.7 | 3- | 20.4 | 4- | 21.0 | 5- | 20.9 |
| M2 | 18.1 | M5 | 19.26 | Dif | 3.85 | % | | | < 5% |

☞ Todas as medidas em milímetros

Tabela 6 - CP 2-8. (ASTM - TL - 10 mm)

| | | | | | | | | | |
|----|------|----|------|-----|------|----|------|----|-------|
| 1- | 14.1 | 2- | 15.0 | 3- | 15.3 | 4- | 15.4 | 5- | 14.7 |
| M2 | 14.4 | M5 | 14.9 | Dif | 3.5 | % | | | < 5 % |

Tabela 7 - CP 6-8. (ASTM - TL - 10 mm)

| | | | | | | | | | |
|----|-------|----|-------|-----|------|----|------|----|------|
| 1- | 37.1 | 2- | 37.9 | 3- | 38.4 | 4- | 38.3 | 5- | 37.2 |
| M2 | 37.15 | M5 | 37.78 | Dif | 1.7 | % | | | < 5% |
| | | | | | | | | | |
| 1- | 25.9 | 2- | 26.5 | 3- | 26.7 | 4- | 27.0 | 5- | 27.1 |
| M2 | 26.5 | M5 | 26.64 | Dif | 0.5 | % | | | < 5% |

Tabela 8 - CP 4-9. (ASTM - TL - 7,5 mm)

| | | | | | | | | | |
|----|-------|----|-------|-----|------|----|------|----|------|
| 1- | 42.0 | 2- | 42.5 | 3- | 42.6 | 4- | 42.4 | 5- | 42.3 |
| M2 | 42.15 | M5 | 42.36 | Dif | 0.5 | % | | | < 5% |

3

Tabela 9 - CP 7-9. (ASTM - TL - 7.5 mm)

| | | | | | | | | | |
|----|------|----|-------|-----|------|----|------|----|------|
| 1- | 29.9 | 2- | 31.7 | 3- | 32.6 | 4- | 33.8 | 5- | 33.5 |
| M2 | 31.7 | M5 | 32.3 | Dif | 1.9 | % | | | < 5% |
| | | | | | | | | | |
| 1- | 22.5 | 2- | 23.7 | 3- | 24.1 | 4- | 24.6 | 5- | 24.9 |
| M2 | 23.7 | M5 | 23.96 | Dif | 1.1 | % | | | < 5% |

☛ Todas as medidas em milímetros

OBS : (1) - O CP 3-1. Apresentou marcas de perfil no pré-trincamento, revelando uma diferença entre as médias superior a 5 %, o que obrigaria uma correção, mas esta diferença diminui com o crescimento da trinca.

OBS : (2) - O CP 4-7. Apresentou ângulo, entre as faces da trinca, superior a cinco graus, o que invalida o ensaio. Foi aproveitado para se variar o carregamento e se produzir marcas do perfil da trinca nos comprimentos intermediários.

CONTROLE DIMENSIONAL DOS CORPOS DE PROVA

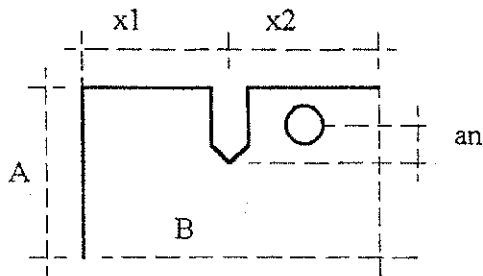


Tabela 11 - Medidas dos corpos de prova do aço da classificação API 5L-X70

| DIR | ESP. NOMIN. | N. CP | A | B | X1 | X2 | W | ESP | an |
|-----|-------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| TL | 15,0 | 4-1. | 75,00 | 72,45 | 16,80 | 16,80 | 60,50 | 15,00 | 12,00 |
| TL | 15,0 | 3-1. | 75,30 | 72,40 | 16,80 | 17,30 | 60,90 | 15,00 | 10,30 |
| TL | 10,0 | 4-2. | 75,10 | 72,30 | 16,80 | 16,75 | 60,40 | 9,80 | 12,40 |
| TL | 10,0 | 3-2. | 74,90 | 71,95 | 16,70 | 16,70 | 60,50 | 9,90 | 13,00 |
| TL | 7,5 | 2-3. | 75,30 | 71,85 | 16,60 | 16,40 | 60,70 | 7,45 | 10,80 |
| TL | 7,5 | 3-3. | 75,25 | 72,45 | 16,80 | 16,80 | 60,50 | 7,30 | 12,00 |
| TL | 4,0 | 2-2. | 75,00 | 72,15 | 16,65 | 16,70 | 60,00 | 3,80 | 13,00 |
| SL | 15,0 | 3-4. | 74,95 | 70,60 | 16,20 | 16,50 | 59,70 | 14,75 | 11,30 |
| SL | 15,0 | 1-4. | 75,10 | 70,10 | 16,20 | 16,00 | 58,90 | 14,75 | 11,00 |
| SL | 15,0 | 2-4. | 75,10 | 71,40 | 16,30 | 16,10 | 59,50 | 13,80 | 12,70 |
| SL | 10,0 | 1-5. | 74,80 | 71,90 | 16,50 | 16,40 | 59,90 | 9,60 | 13,00 |
| SL | 7,5 | A-6. | 75,10 | 72,20 | 16,70 | 16,60 | 59,80 | 7,40 | 12,00 |
| SL | 7,5 | B-6. | 75,60 | 71,85 | 16,40 | 16,50 | 60,00 | 7,50 | 12,00 |
| SL | 4,0 | 4-6. | 74,70 | 71,80 | 16,30 | 17,00 | 59,30 | 4,10 | 12,00 |
| SL | 4,0 | 7-6. | 74,70 | 71,70 | 16,50 | 16,70 | 59,70 | 4,00 | 13,90 |

☛ Medidas expressas em milímetros.

CONTROLE DIMENSIONAL DOS CORPOS DE PROVA

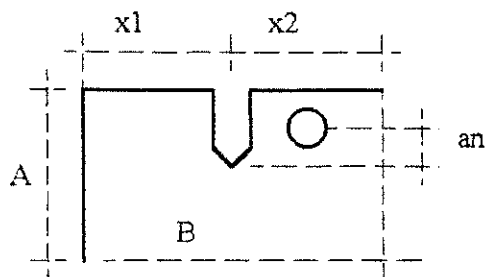


Tabela 12 - Medidas dos corpos de prova do aço da classificação ASTM A516-GR65

| DIR | ESP. NOMIN. | N. CP | A | B | X1 | X2 | W | ESP. REAL | an |
|-----|-------------|-----------|--------|-------|-------|-------|-------|-----------|-------|
| TL | 20.0 | ESPECIAL | 99,70 | 96,40 | 22,10 | 22,00 | 80,20 | 19,60 | 19,70 |
| TL | 15.0 | 7-7. | 75,10 | 72,20 | 17,00 | 16,50 | 60,52 | 14,85 | 18,30 |
| TL | 15.0 | 8-7. | 74,92 | 70,62 | 15,80 | 16,10 | 60,40 | 14,70 | 12,60 |
| TL | 10.0 | 2-8. | 68,50 | 65,80 | 15,00 | 14,90 | 54,84 | 9,80 | 13,44 |
| TL | 7.5 | 4-9. | 75,10 | 72,10 | 15,10 | 14,95 | 60,70 | 7,15 | 12,70 |
| TL | 7.5 | 6-9. | 74,90 | 74,85 | 14,85 | 14,80 | 60,70 | 7,00 | 12,70 |
| TL | 4.0 | 1-8. | 68,70 | 66,35 | 14,70 | 14,65 | 55,00 | 3,90 | 13,00 |
| TL | 4.0 | TMTL1 | 75,20 | 72,00 | 15,00 | 14,90 | 60,40 | 4,00 | 13,50 |
| SL | 20.0 | ESPECIAL2 | 100,00 | 96,20 | 22,20 | 22,90 | 80,00 | 20,00 | 25,40 |
| SL | 15.0 | 2-10. | 75,15 | 72,20 | 16,05 | 16,20 | 59,50 | 14,75 | 11,50 |
| SL | 15.0 | 1-10. | 75,00 | 72,00 | 14,90 | 14,70 | 60,20 | | 13,52 |
| SL | 15.0 | 4-10. | 75,10 | 72,20 | 14,80 | 14,75 | 59,60 | 15,00 | 13,00 |
| SL | 10.0 | A-11. | 74,00 | 72,00 | 14,70 | 14,60 | 60,00 | 9,80 | 13,00 |
| SL | 10.0 | (5-5)-11. | 74,90 | 72,10 | 14,50 | 14,55 | 60,20 | 10,00 | 14,30 |
| SL | 7.5 | 3-12. | 74,90 | 72,00 | 14,70 | 14,60 | 60,30 | 7,15 | 12,40 |
| SL | 4.0 | (D-6.)-12 | 75,10 | 71,90 | 14,50 | 14,50 | 60,40 | 4,30 | 11,90 |

☞ Medidas expressas em milímetros.

Anexo I V

| |
|---|
| PLANILHA PARA ACOMPANHAMENTO DOS ENSAIOS |
|---|

Os dados são coletados inicialmente em planilhas, Figura (1), que contém todos os dados referentes a identificação do corpo de prova, condições de ensaio, cotas das "Linhas de Referência" para execução das leituras com o "Travel Microscope" (Figura 3.9).

As Linhas de Referências são: LC - Linha de Centro
 LE - Linha de Entalhe

Nesta planilha, Figura (1), encontramos dois lados idênticos, cada lado corresponde às anotações do comprimento de trinca e dados pertinentes a uma face do corpo de prova. A coluna central divide estes lados e servirá para anotação do tamanho médio da trinca entre as faces.

As demais colunas (em cada lado correspondente) servirá para as seguintes anotações:

- 1) - Número de ciclos (N^o)
 - 2) - Incremento no número de ciclos. (dN)
 - 3) - Leitura executada no "Travel Microscope" (X).
 - 4) - Passo incremental da trinca (Δa.)
 - 5) - Comprimento efetivo da trinca na face do corpo de prova (a),(distância da "LC" à ponta da trinca).
 - 6) - Comprimento da trinca - média entre as faces do corpo de prova (a_{méd.})
- ☉ As observações ou ocorrências extraordinárias são anotadas no verso da planilha. Temos, assim, um relatório prático do que foi o ensaio.

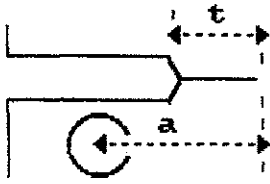
Cp

 mm

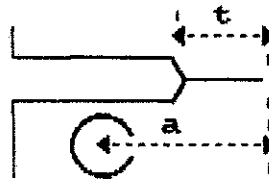
ASTM --- API

SANDWICH

Face A



Face B



a_{med}

| No | dn | X | $\Delta a = \Delta x$ | a |
|----------------------|----------------------|----------------------|-----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| No | dn | X | $\Delta a = \Delta x$ | a |
|----------------------|----------------------|----------------------|-----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| | | | | |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |
| <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> | <input type="text"/> |

| |
|-------------------|
| PROGRAMA 1 |
|-------------------|

Calcula da/dN x ΔK

Programa em linguagem Pascal que tem como objetivo calcular a taxa de propagação de trinca de fadiga (da/dN) e a amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK).

De acordo com a Norma ASTM E 647-81[50], a equação para cálculo da amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK) para um determinado tamanho de trinca (a) é:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \cdot (0,886 + 4,64 \cdot \alpha - 13,32 \cdot \alpha^2 + 14,72 \cdot \alpha^3 - 5,6 \cdot \alpha^4) \quad \text{Equação (1)}$$

onde: $\alpha = \frac{a}{W}$,

ΔP: Amplitude de carga (P_{máx} - P_{mín});

B: Espessura do corpo de prova;

W: Distância do centro dos furos ao fim do corpo, ou também, largura útil para crescimento de trinca.

Passos do Programa :

- 1) Entrada de dados: identificação do corpo de prova, B, W; número de leituras por ensaio, tamanhos de trinca "a" e a sequência dos respectivos números de ciclos (N) observados durante a experiência.
- 2) Cálculo de ΔK (função do tamanho de trinca médio entre duas leituras consecutivas).
- 3) Cálculo de da/dN (taxa de crescimento de trinca.),
- 4) Impressão dos resultados: tamanhos médios de trinca (p/ cálculo de ΔK); valores de da/dN e ΔK .

Este programa guarda os resultados referentes a cada corpo de prova em arquivos denominados **cp.dat**.

```

PROGRAM CPROVAS;
USES CRT,PRINTER;
VAR   DK: ARRAY[1..50] OF REAL;
      L: ARRAY[1..50] OF REAL;
      A: ARRAY[0..50] OF REAL;
      D: ARRAY[1..50] OF REAL;
      DA: ARRAY[1..50] OF REAL;
      N: ARRAY[0..50] OF REAL;
      DFN: ARRAY[1..50] OF REAL;
      RZ: ARRAY[1..50] OF REAL;
      AK: ARRAY[1..50] OF REAL;
      SA: ARRAY[1..50] OF REAL;
      NUM: STRING[6];
      DP,B,W,C: REAL;
      Z,J,X,I: INTEGER;
      CP : TEXT;
      TECLA : CHAR;
BEGIN
ASSIGN(CP,'CP.DAT');
REWRITE(CP);
CLRSCR;
REPEAT
WRITE('NUMERO DO CP ');
READLN(NUM);
WRITE('ENTRE COM DP ');
WRITE('  CARREGAMENTO DP ');
READLN(DP);
WRITELN(DP:5:2);
WRITE('ENTRE COM B ');
WRITE('  ESPESSURA B ');
READLN(B);
WRITELN(B:5:2);
WRITE('ENTRE COM W ');
WRITE('  VALOR DE W ');
READLN(W);
WRITELN(W:5:2);
C:= DP/(B*SQRT(W));
{VALORES DO COMP.TRINCA(A) E DO NUM.CICLOS(N)}
WRITE('ENTRE COM NUMERO DE LEITURAS(max.=50) ');
WRITE('  NUMERO DE LEITURAS ');
READLN(X);
WRITELN(X:2);
WRITELN('ENTRE COM OS VALORES DE A ');
FOR I:= 0 TO (X-1) DO
READLN(A[I]);
WRITELN('ENTRE COM OS VALORES DE N ');
FOR I:=0 TO (X-1) DO
READLN(N[I]);
{CALCULO DE ALFA(L)}
J:=1;
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
SA[J]:= A[I]+A[I-1];
J:=J+1

```

```

END;
J:=1;
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
AK[J]:= SA[I]/2;
J:=J+1
END;
J:=1;
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
L[J]:= AK[I]/W ;
IF L[J]<0.2
THEN
BEGIN
WRITELN(' A(medio)= ',AK[I]:5:2,' NAO E VALIDO
(ALFA<0.2)');
DELAY(500)
END;
J:=J+1
END;
{CALCULO DOS DKs}
Z:=1;
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
D[Z]:= (0.886 + 4.64*L[I] - 13.32*SQR(L[I]) +
14.72*EXP(LN(L[I])*3) -
5.6*EXP(LN(L[I])*4));
Z:=Z+1
END;
J:=1;
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
DK[J]:= C*D[I]*(2+L[I])/(EXP(LN(1-L[I])*1.5));
J:=J+1
END;
{CALCULO DE (DA/DN)}
J:=1;
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
DA[J]:= A[I]-A[I-1];
J:=J+1
END;
Z:=1;
FOR J:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
DFN[Z]:=0;
DFN[Z]:= N[J] - N[J-1];
Z:=Z+1
END;
J:=1;
FOR I:=1 TO (X-1) DO
BEGIN
RZ[J]:= DA[I]/DFN[I];
J:=J+1

```

```

END;
{IMPRESSAO DE ( A(medio) X DK X DA/DN )}
WRITELN;
WRITELN('-----');
WRITELN(' ');
WRITELN('  A(medio)  ',' DK          ',' DA/DN ');
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
WRITELN('  ',AK[I]:5:2,'          ',DK[I]:5:2,'          ',RZ[I]);
WRITELN(' ');
WRITELN('DA2= ',DA[2]:5:2,'  ','DN2= ',DFN[2]:5);
WRITELN(CP,'NUMERO DO CP: ',NUM);
WRITELN(CP,'CARREGAMENTO DP: ',DP:5:2);
WRITELN(CP,'ESPESSURA B: ',B:5:2);
WRITELN(CP,'VALOR DE W: ',W:5:2);
WRITELN(CP,'NUMERO DE LEITURAS: ',X:2);
WRITELN(CP);
WRITELN(CP,'  A(medio)  ',' DK          ',' DA/DN ');
FOR I:= 1 TO (X-1) DO
BEGIN
  WRITELN (CP,'  ',AK[I]:5:2,'          ',DK[I]:5:2,'          ',RZ[I]);
END;
CLRSCR;
WRITELN ('DIGITE <f> PARA TERMINAR O PROCESSO OU <c>
PARA CONTINUAR');
TECLA:=READKEY;
UNTIL TECLA='f';
CLOSE(CP);
END. □

```

| |
|-------------------|
| PROGRAMA 2 |
|-------------------|

Programa que calcula o número de ciclos (N) para um determinado valor de propagação de trinca. Sendo conhecidos os parâmetros " C " e " m " da Equação de Paris. (Equação 2).

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \dots \dots \dots \text{Equação (2)}$$

$$dN = \frac{da}{C \cdot \Delta K^m} \Rightarrow N_i - N_{i-1} = \frac{a_i - a_{i-1}}{C \cdot \Delta K^m} \dots \dots \dots \text{Equação (3)}$$

$$N_i = \frac{a_i - a_{i-1}}{C \cdot \Delta K^m} + N_{i-1} \dots \dots \dots \text{Equação (4)}$$

☛ " m " e " C " - Constantes obtidas do gráfico $da/dn \times \Delta K$, na relação experimental.

OBS: O valor de ΔK é calculado em função do tamanho médio de trinca - $a_{\text{méd}}$ - de maneira análoga ao programa anterior.

Passos do Programa :

- 1)- Entrada dos dados de valores constantes nas relações acima citadas (ΔP , W , B , C , m).
- 2)- Entrada dos valores parciais do tamanho da trinca " a_i " (tamanho da trinca no ciclo de carregamento N_i).
- 3)- Cálculo de ΔK em função do tamanho médio de trinca ($a_{\text{méd}}$).
- 4)- Cálculo de N (onde $N=0$ para o primeiro valor de a_i).

OBS: É necessário fornecer ao programa todos os valores parciais de " a_i " registrados na experiência para que se obtenha o N_{total} . sem o que o número total de ciclos seria calculado incorretamente. Isto se deve ao fato de que ΔK depende do valor médio da trinca.

```

PROGRAM CURVA;
USES CRT;
TYPE VETOR = ARRAY [1..50] OF REAL;
VAR DK,L,A,D,DA,N,AK: VETOR;
    DP,B,W,C,CT,MA: REAL;
    X,Z,I: INTEGER;
    NUM: STRING[6];
BEGIN
  WRITE('NUMERO DO C.PROVA ');
  READLN(NUM);
  WRITE('ENTRE COM DP ');
  READLN(DP);
  WRITE('ENTRE COM A ESPESSURA (B) ');
  READLN(B);
  WRITE('ENTRE COM A LARGURA (W) ');
  READLN(W);
  WRITE('ENTRE COM A CONSTANTE C DE PARIS ');
  READLN(CT);
  WRITE('ENTRE COM O EXPOENTE M DE PARIS ');
  READLN(MA);
  WRITE('ENTRE COM NUMERO DE LEITURAS (MAX=50) ');
  READLN(X);
  C:= DP/(B*SQRT(W));
  WRITELN ('ENTRE COM OS VALORES DE A ');
  FOR I:= 1 TO X DO
    READLN(A[I]);          {CALCULO DOS ALFA(L)}
  FOR I:= 2 TO X DO
    AK[I]:= (A[I]+A[I-1])/2;
  FOR I:= 2 TO X DO
    L[I]:= AK[I]/W;        {CALCULO DOS DK;}
  Z:=2;
  FOR I:= 2 TO X DO
    BEGIN
      D[Z]:= (0.886+4.64*L[I]-
13.32*SQR(L[I])+14.72*EXP(LN(L[I])*3)-
5.6*EXP(LN(L[I])*4));
      Z:=Z+1
    END;
  FOR I:= 2 TO X DO
    DK[I]:= C*D[I]*(2+L[I])/(EXP(LN(1-L[I])*1.5));
  FOR I:= 2 TO X DO
    DA[I]:= A[I]-A[I-1];
  N[1]:= 0;
  FOR I:= 2 TO X DO
    N[I]:= (DA[I]/(CT*EXP(LN(DK[I])*MA)))+N[I-1];
  {IMPRESSAO DE ( A X N X DK ) }
  WRITELN('DELTA K          ','TAM.TRINCA(A) ','CICLOS(N) ');
  DK[1]:=0;
  FOR I:= 1 TO X DO
    WRITELN(' ',DK[I]:5:2,'          ',A[I]:4:2,'          ',N[I]:5:2);
  END.

```


Anexo V I

Gráficos: $\log da/dN \times \log \Delta K$, $a \times N$ e $da/dN \times \Delta K$

Aços das classes API 5L-X70 e ASTM A516-GR65

Orientação da trinca de fadiga: TL e SL (ASTM E 616-81)

➤ Estes ensaios repetem as situações já apresentadas nos capítulos 4 e 5

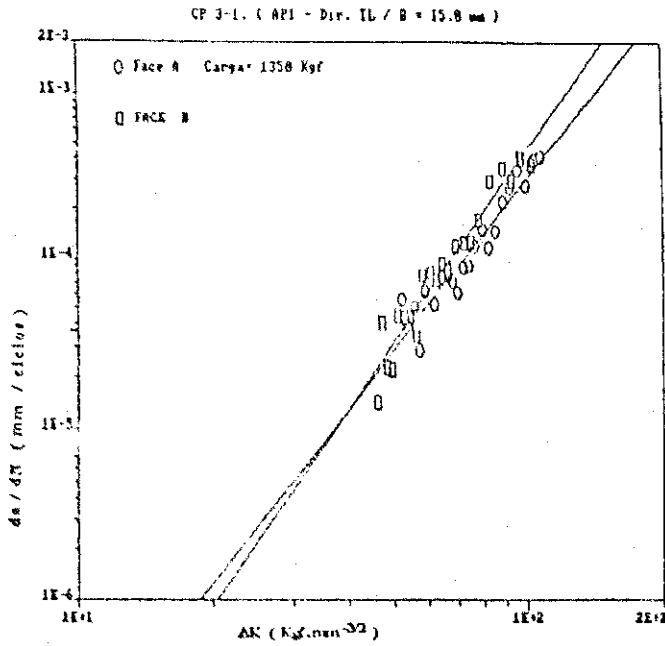


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -

$$(-1.034E+01) + (3.405E+00) \Delta K$$

THE VARIANCE - 0.794E-03

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -

$$(-1.102E+01) + (3.934E+00) \Delta K$$

THE VARIANCE - 1.057E-03

Fig B: $a \times N$
Curva experimental
FACE A e FACE B

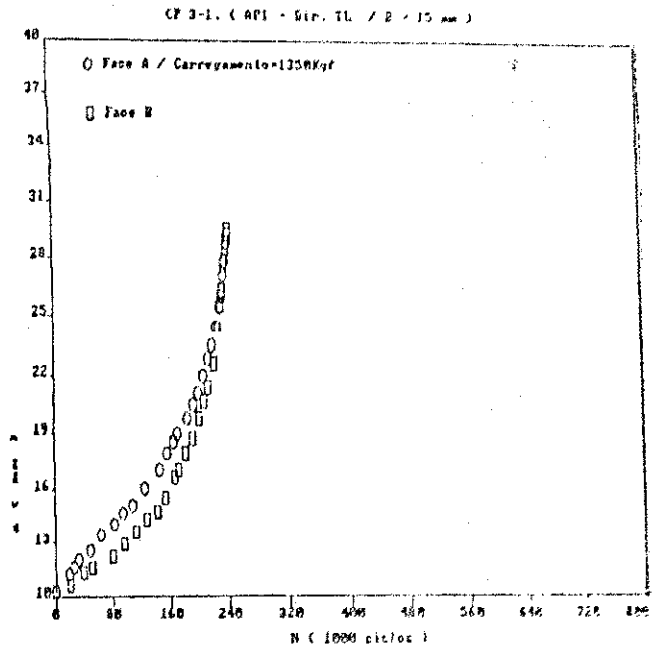


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

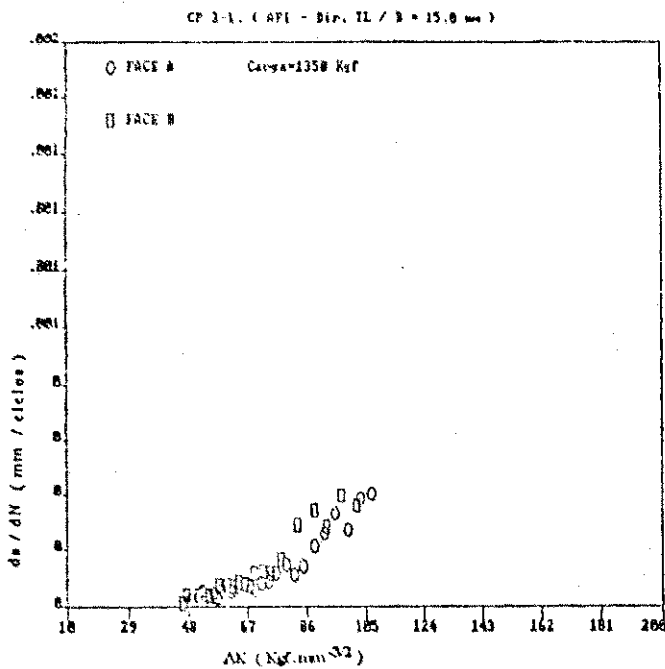


Figura 1 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $15 \times 10^{-3}m$ - Dir. "TL"

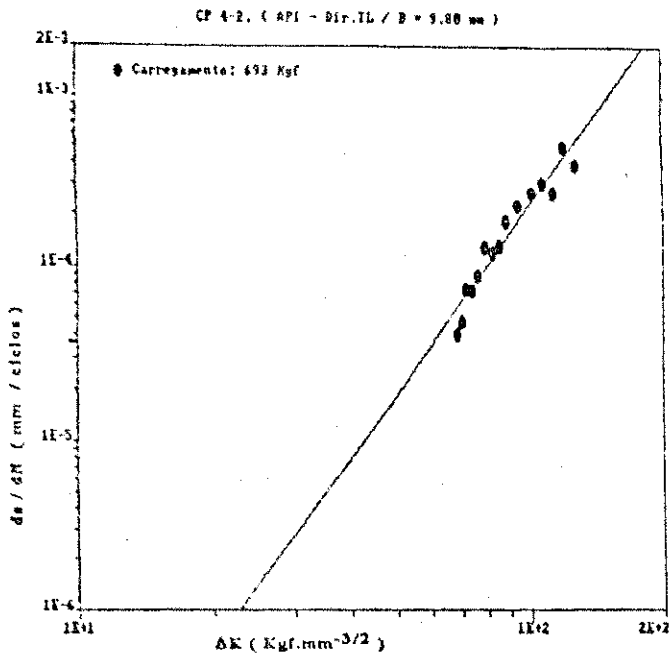


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.097E+01) + (3.453E+00) * X$
 THE VARIANCE - 7.947E-05

Fig B: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

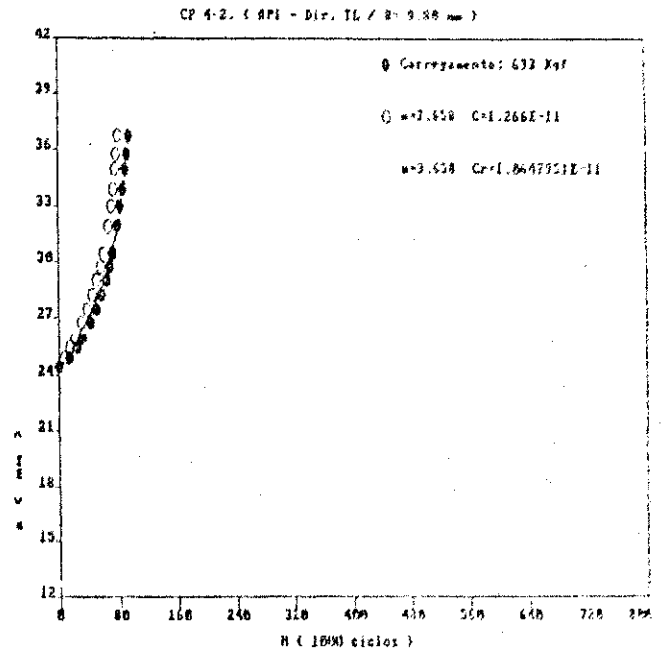


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

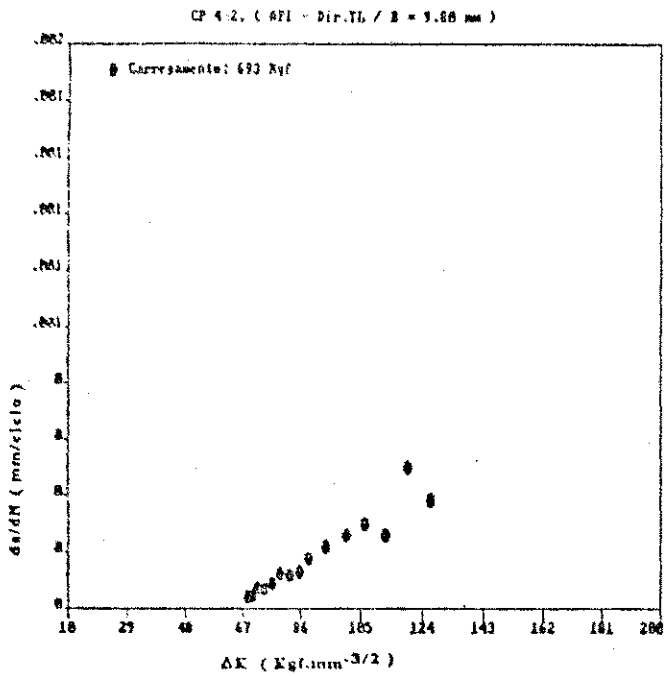
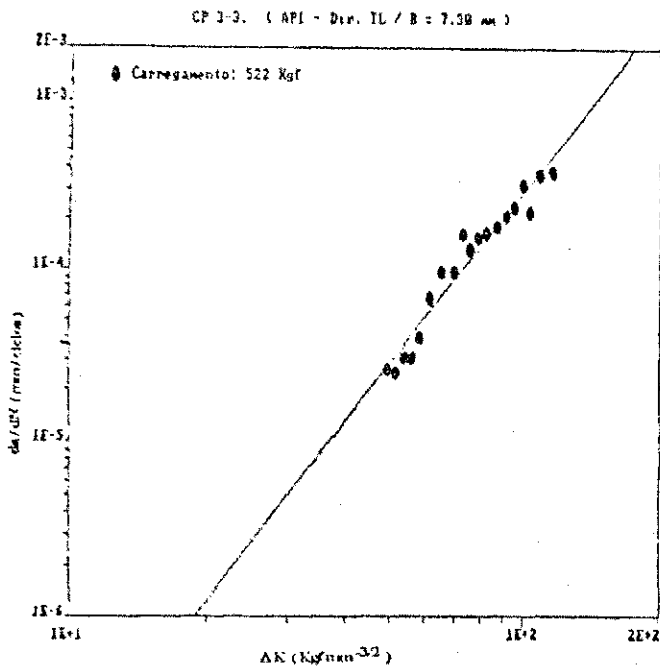


Figura 2 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $10 \times 10^{-3} m$ - Dir. "TL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log.

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.033E+01) + (3.462E+00) * X$
 THE VARIANCE = 8.1375E-03

FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

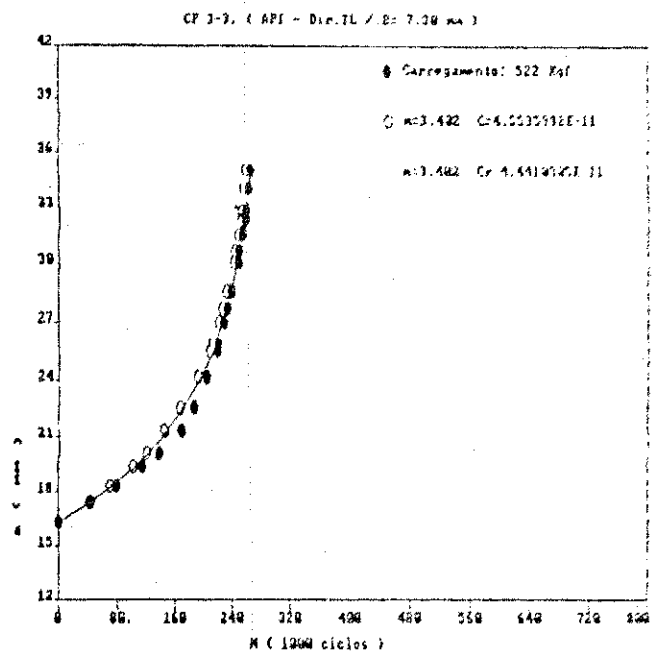


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

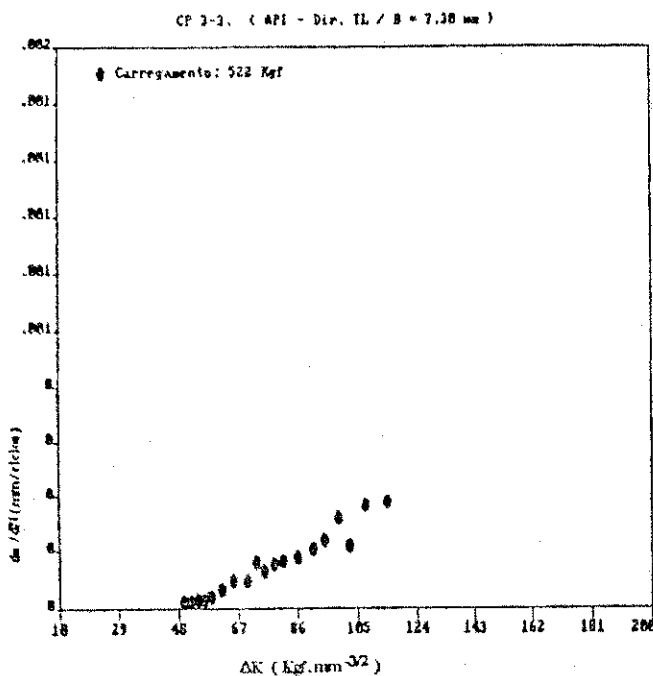
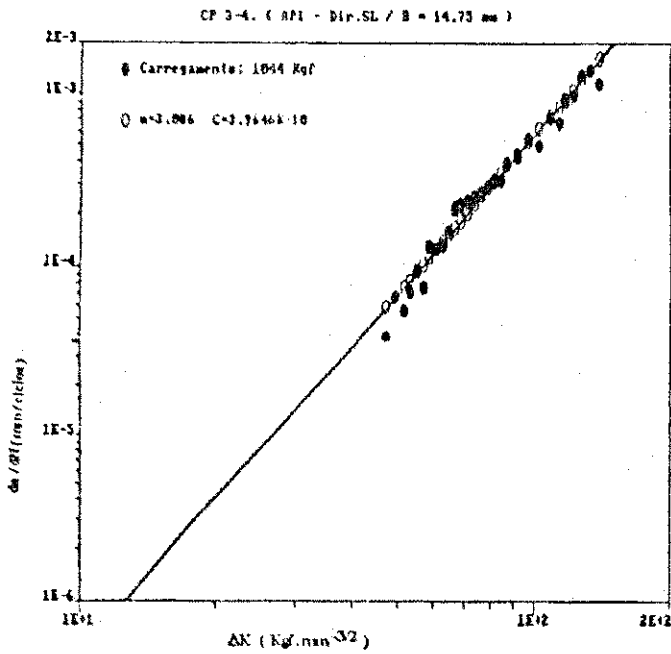


Figura 3 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $7,5 \times 10^{-3}$ m - Dir. "TL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
 Regressão Linear
 escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -

$$(-9.421E+00) + (3.086E+00) * X$$

THE VARIANCE - 4.509E-07

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -

$$(-9.402E+00) + (3.086E+00) * X$$

THE VARIANCE - 3.814E-07

CP 3-4. (API - Dir. SL / B = 14.73 mm)

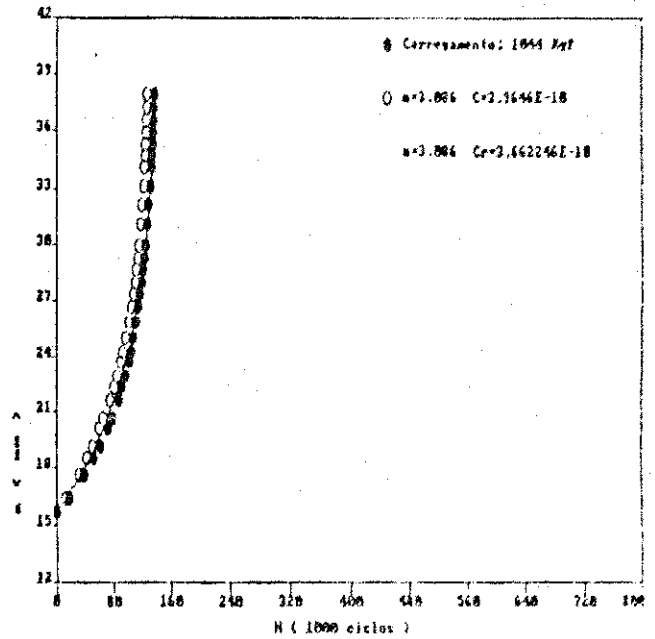


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
 escala: linear

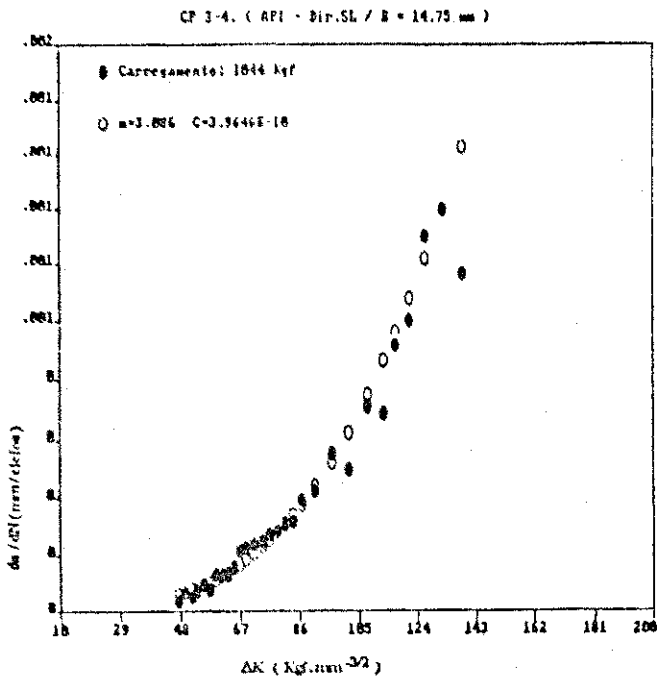
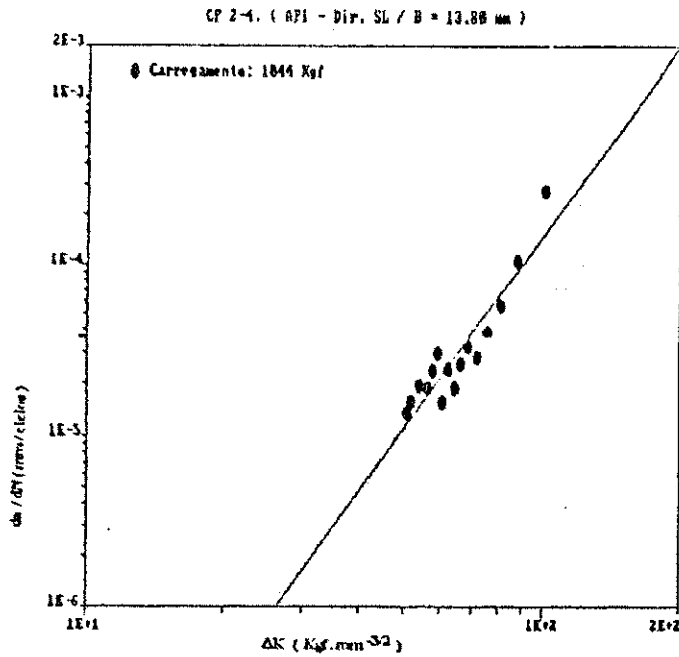


Figura 4 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura 15×10^{-3} m - Dir. "SL"



FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica e ajustada.

FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log.

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -

$$(-1.136E+01) + (3.765E+00) * X$$

THE VARIANCE - 1.347E-02

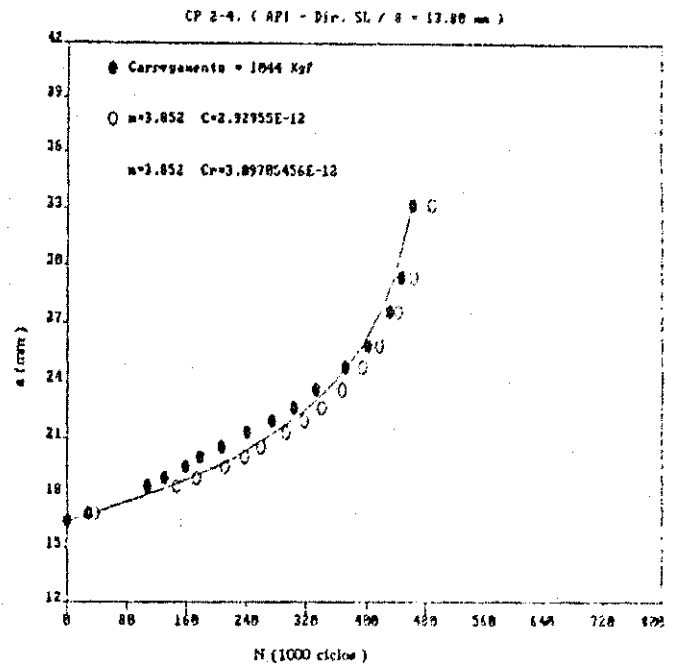


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

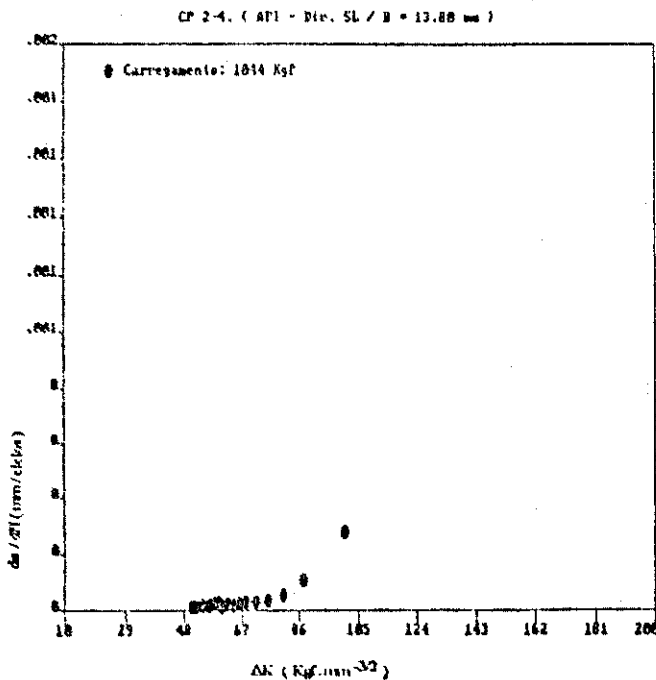
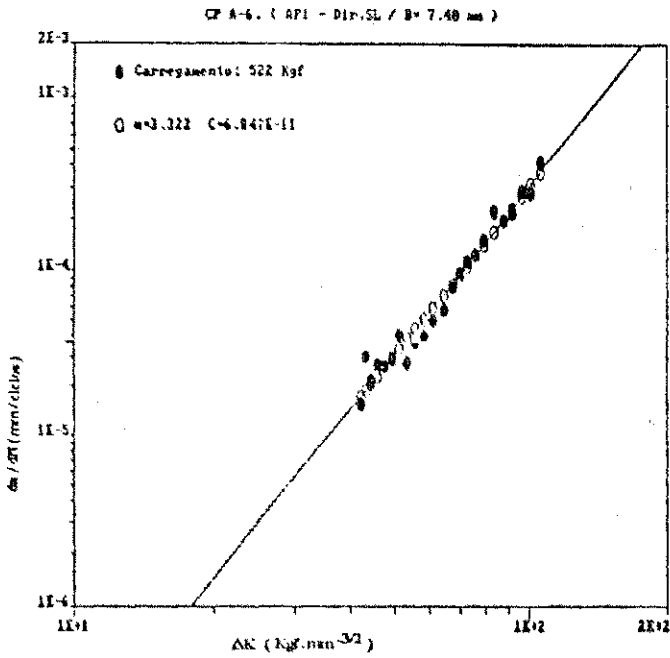


Figura 5 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API 5L-X70 - CP tipo "CT" - Espessura 15×10^{-3} m - Dir. "SL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log.

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -

$$(-1.016E+01) + (3.322E+00) * X$$

THE VARIANCE - 5.712E-03

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -

$$(-1.016E+01) + (3.322E+00) * X$$

THE VARIANCE - 6.136E-07

FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

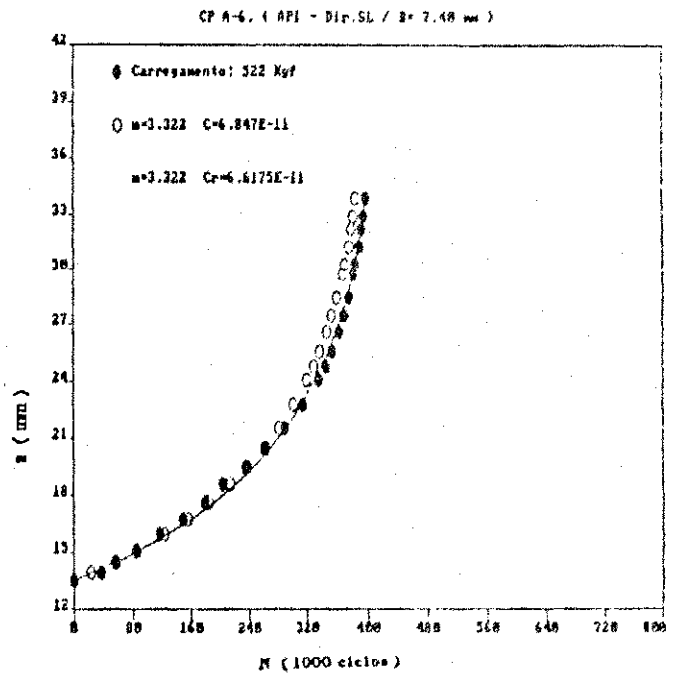


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

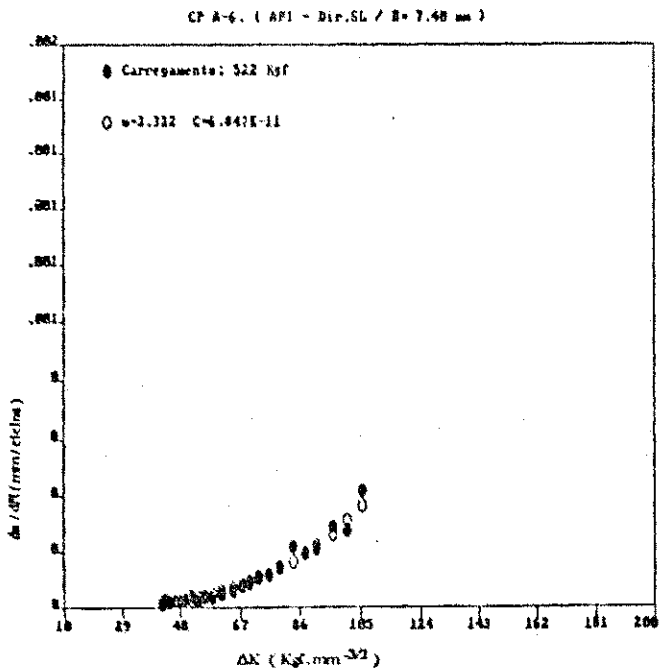
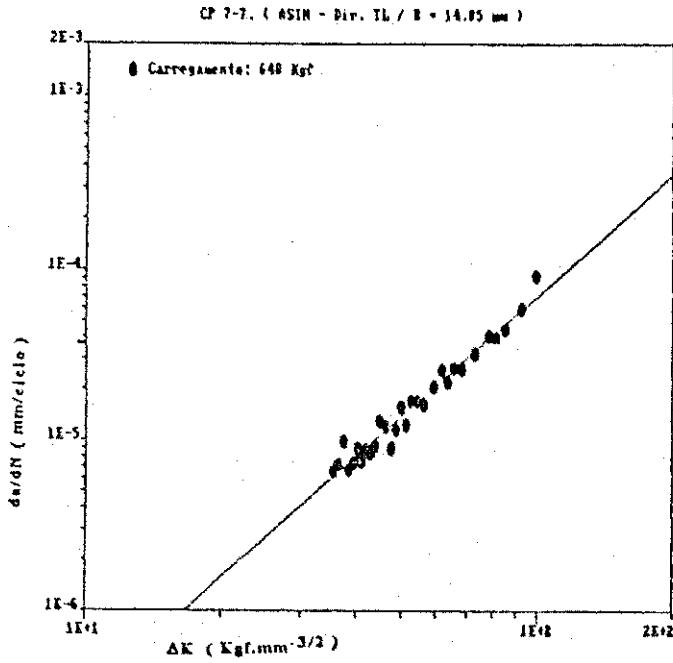


Figura 6 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classificação API SL-X70 - CP tipo "CT" - Espessura $7,5 \times 10^{-3}$ m - Dir. "SL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-0.007E+00) + (2.265E+00) * X$
 THE VARIANCE - $5.561E-05$

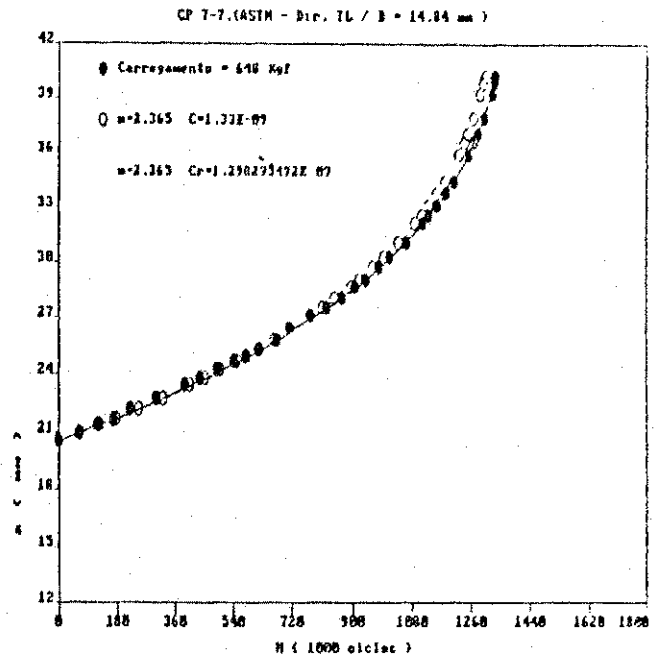


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

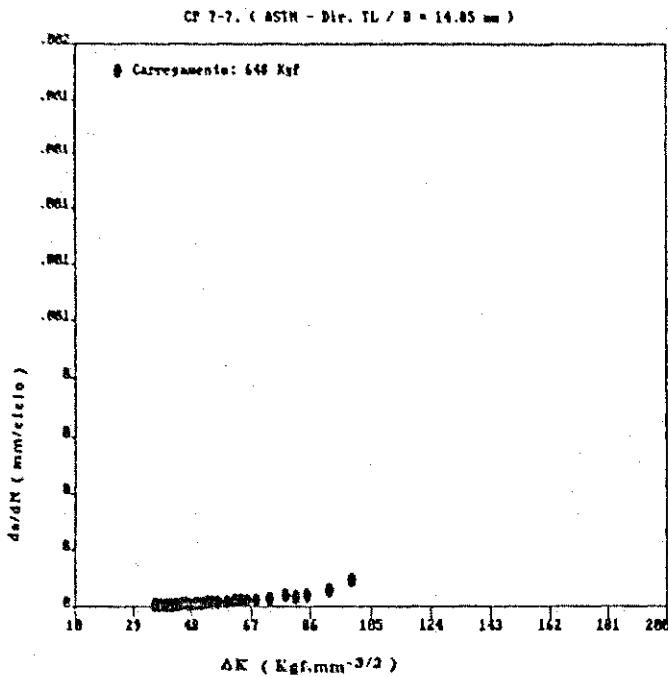


Figura 7 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura 15×10^{-3} m - Dir. "TL"

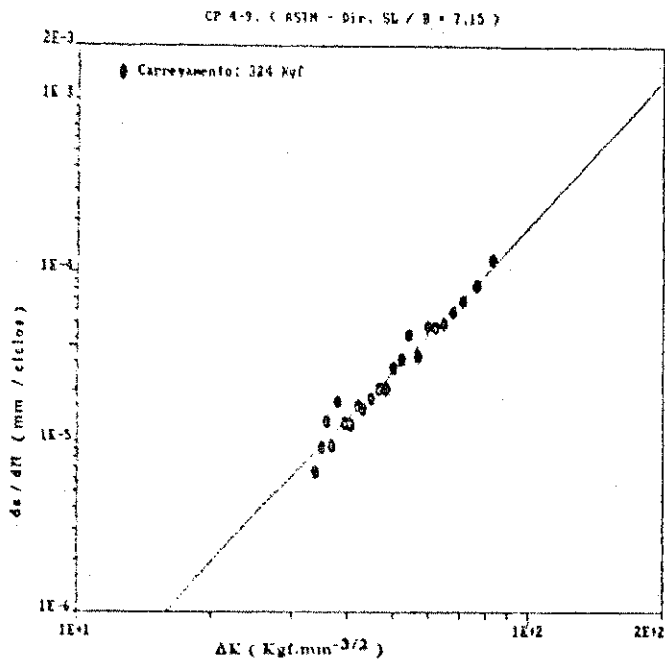


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-9.401E+00) + (2.873E+00)X$
 THE VARIANCE = 3.901E-07

Fig B: $a \times N$
Curva experimental e teórica

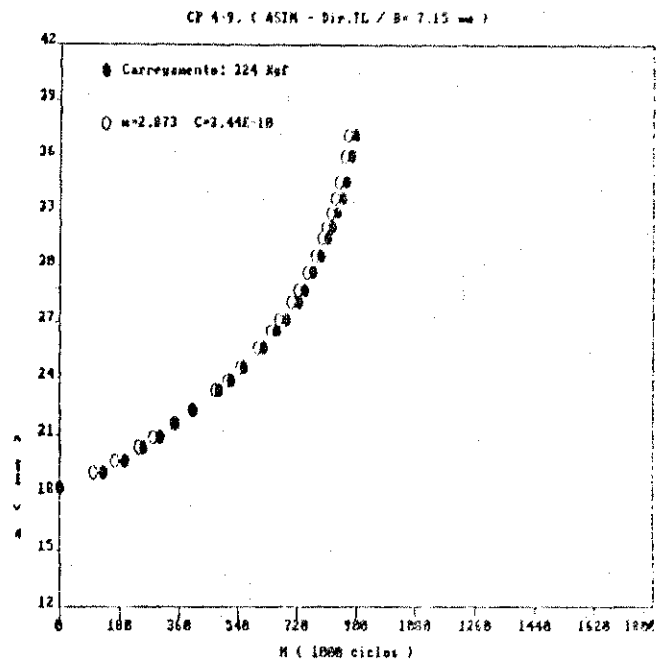


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

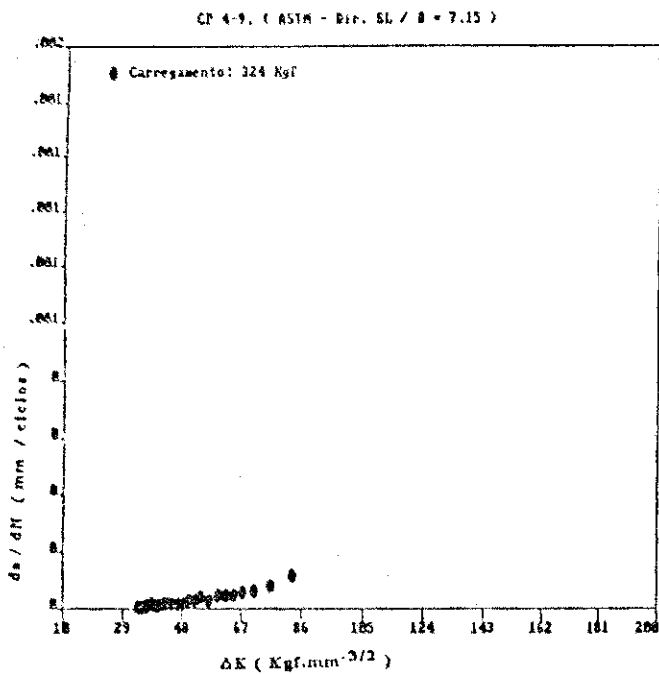
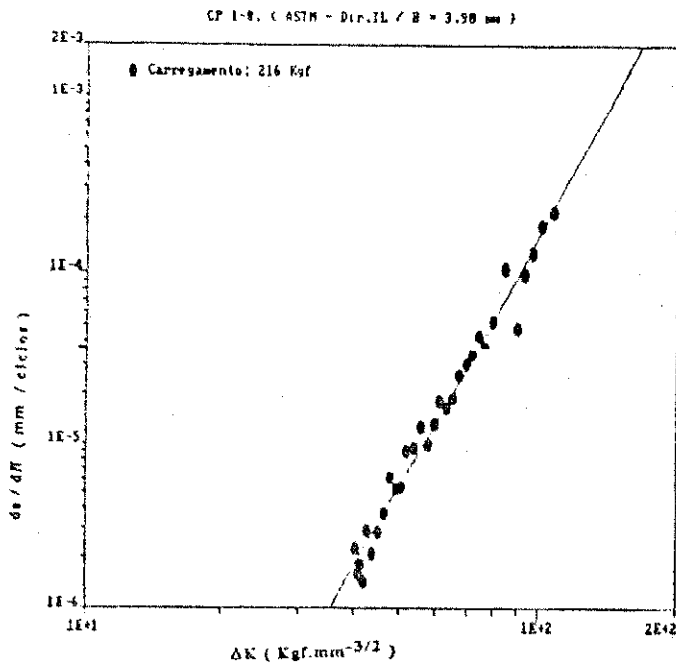


Figura 8 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $7,5 \times 10^{-3}m$ - Dir. "TL"



FigA: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF EQU. 1 -
 $(-1.357E+01) + (4.802E+01) \Delta K$
 THE VARIANCE = $9.700E-05$
 CP 1-8. (ASTM - Dir. TL / B = 3.98 mm)

FigB: $a \times N$
Curva experimental, teórica e ajustada.

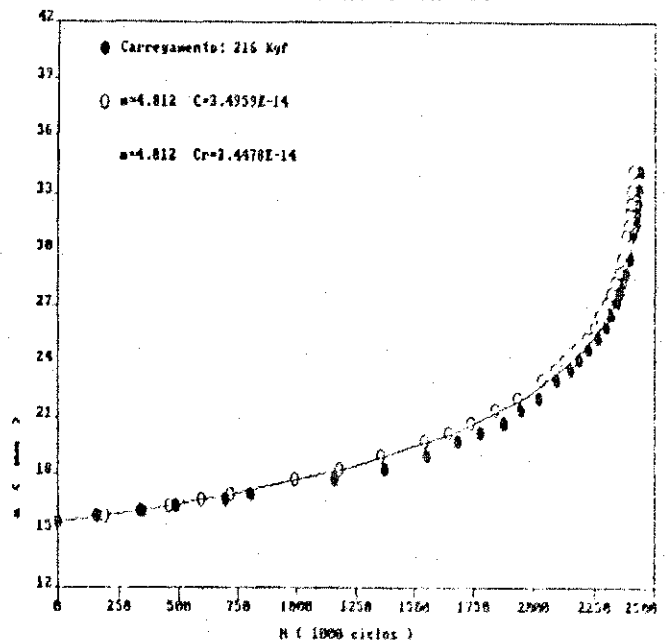


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

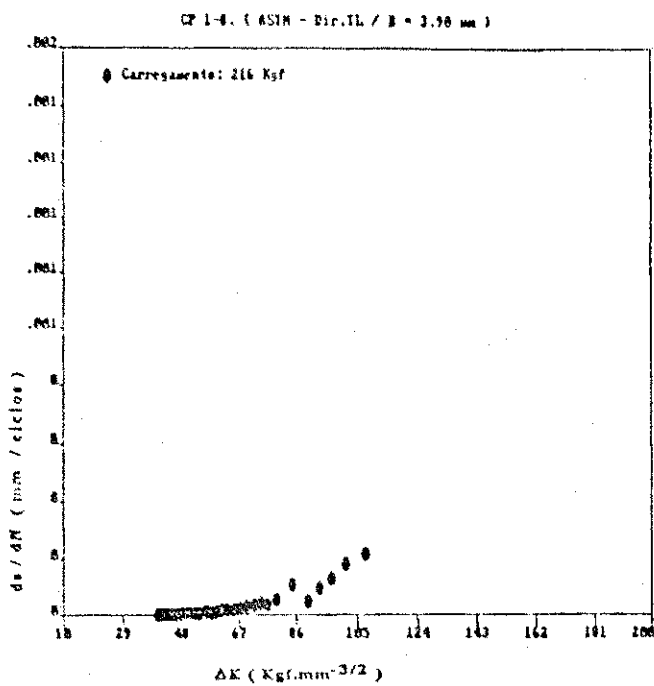


Figura 9 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $4,0 \times 10^{-3} m$ - Dir. "TL"

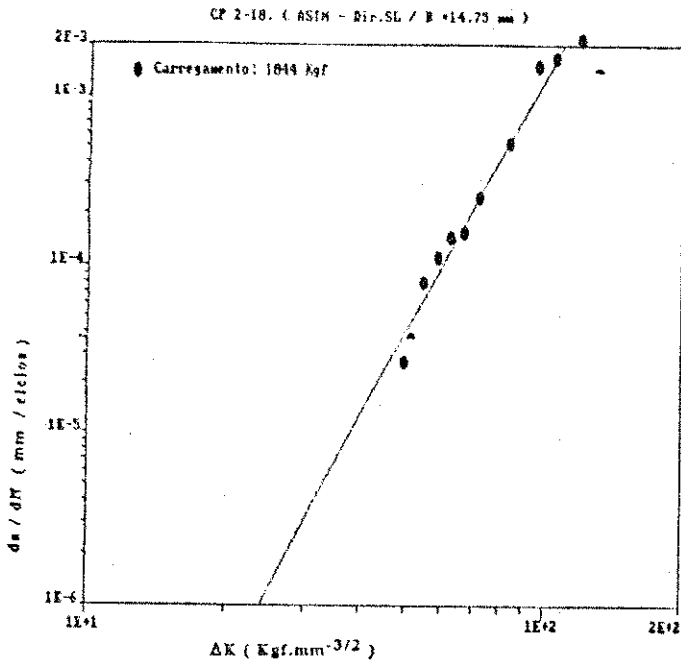


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.300E+01) + (5.065E+00) * X$
THE VARIANCE - 1.023E-02

Fig B: $a \times N$
Curva experimental e teórica

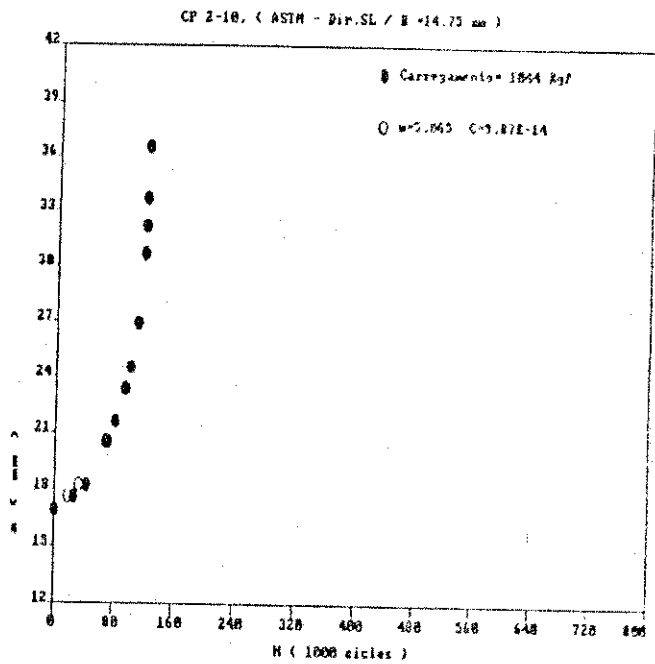


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

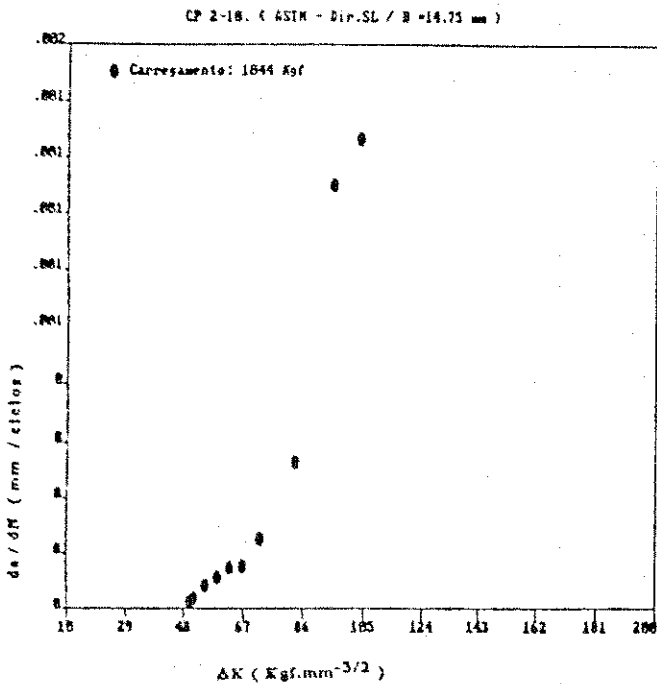


Figura 10 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $15 \times 10^{-3} m$ - Dir. "SL"

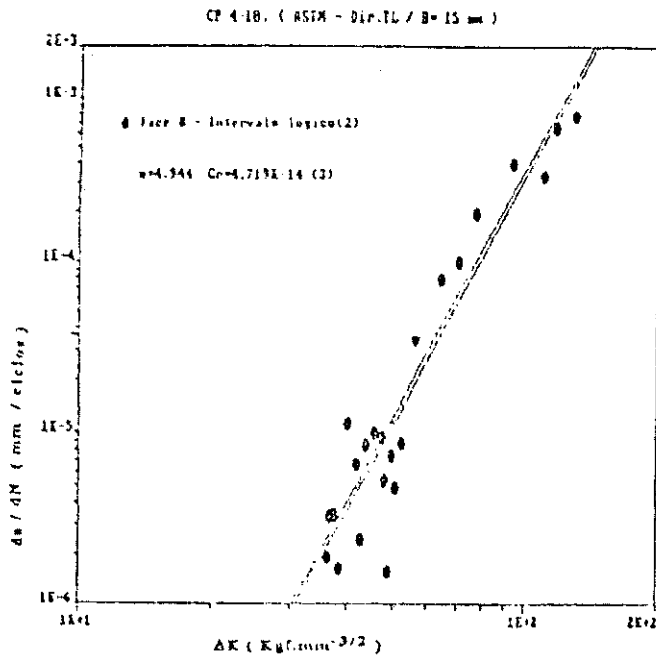


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
Regressão Linear
escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 2 -

$$(-1.337E+01) + (4.244E+00) \Delta K$$

THE VARIANCE - 8.160E-02

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 3 -

$$(-1.333E+01) + (4.244E+00) \Delta K$$

THE VARIANCE - 1.307E-09

Fig B: $a \times N$
Curva experimental, teórica
e ajustada.

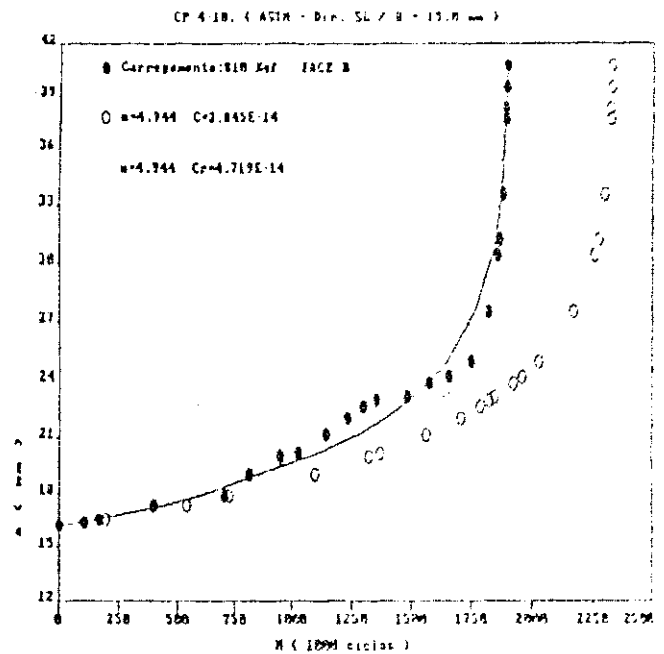


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
escala: linear

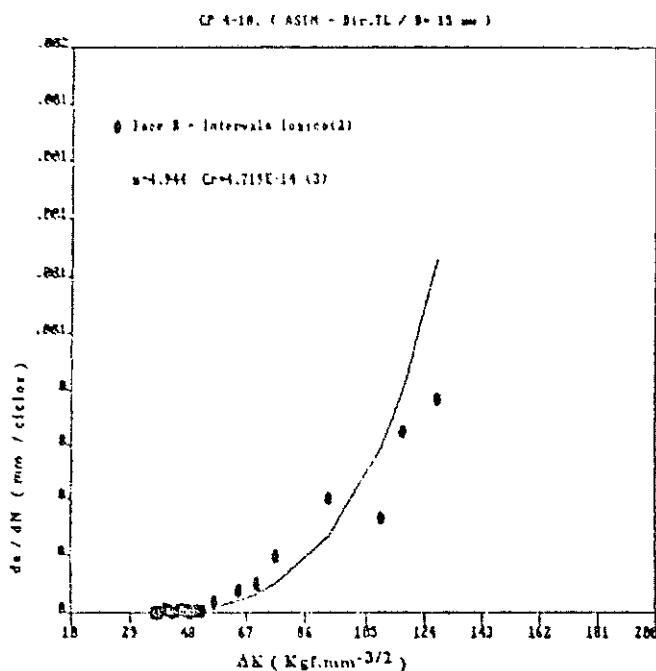


Figura 11 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação controlada - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura $15 \times 10^{-3} m$ - Dir. "SL"

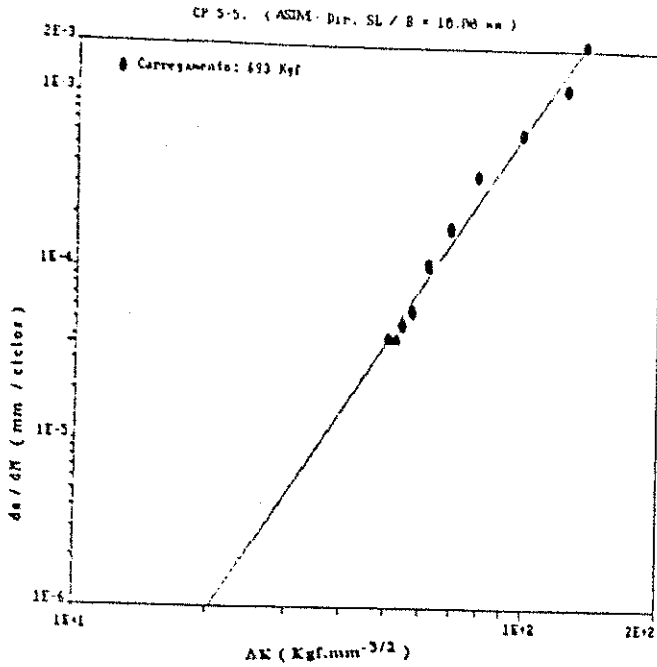


Fig A: $da/dN \times \Delta K$
 Regressão Linear
 escala: bi-log

THE REGRESSION POLYNOMIAL OF LINE 1 -
 $(-1.177E+01) + (4.028E+00) * X$
 THE VARIANCE = 6.242E-03

Fig B: $a \times N$
 Curva experimental e teórica

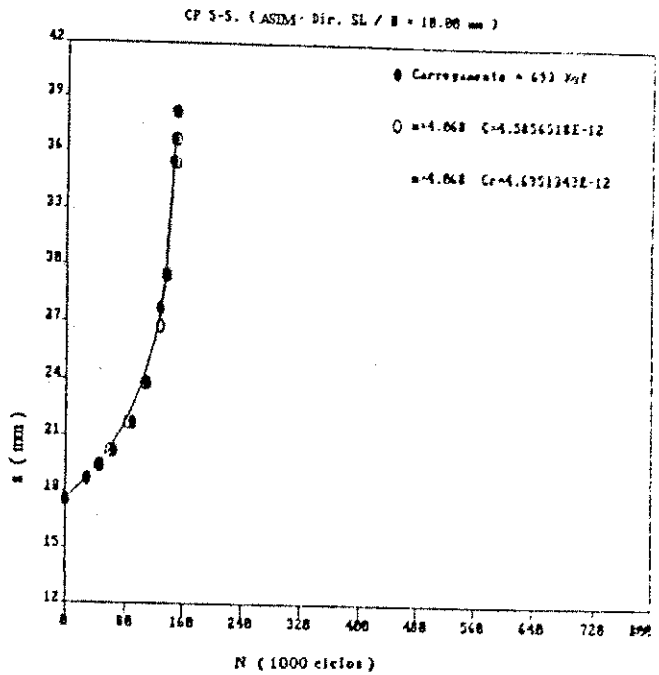


Fig C: $da/dN \times \Delta K$
 escala: linear

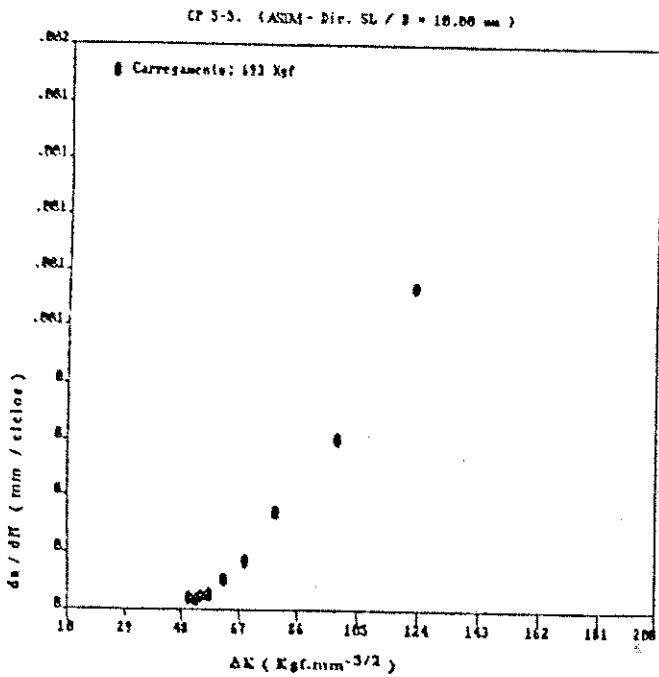


Figura 12 - Taxa de propagação ($da/dN \times \Delta K$) e propagação de trinca por fadiga ($a \times N$). - Aço de laminação convencional - Classif. ASTM A516-GR65 - CP tipo "CT" - Espessura 10×10^{-3} m - Dir. "SL"

Anexo VII

➤ SEPARAÇÕES ◀

As separações ("delaminations") são fraturas que ocorrem em planos paralelos ao de laminação da chapa. Diversos pesquisadores têm observado este tipo de fenômeno nos aços de laminação controlada, Coleman et. al. [60], Souza [62], Silva [63], Silva et. al. [64], Miyoshi [65], Santos [58] e Santos e Bastian [59].

Nas Figuras 1 e 2 podemos observar o aspecto deste tipo de fratura e o efeito que a mesma provoca na frente de propagação de trinca, em um ensaio de tenacidade, Santos [58] e Santos e Bastian [59].

OBSERVAÇÃO: As Figuras 1 e 2 foram gentilmente cedidas por Santos e Bastian.

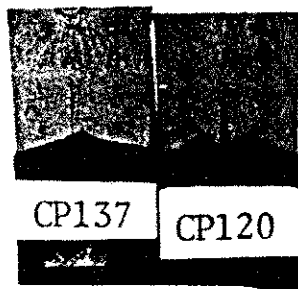


Figura 1- Santos [58], Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova com separações ("delamination"). Observa-se efeito da separação na frente de propagação da trinca.

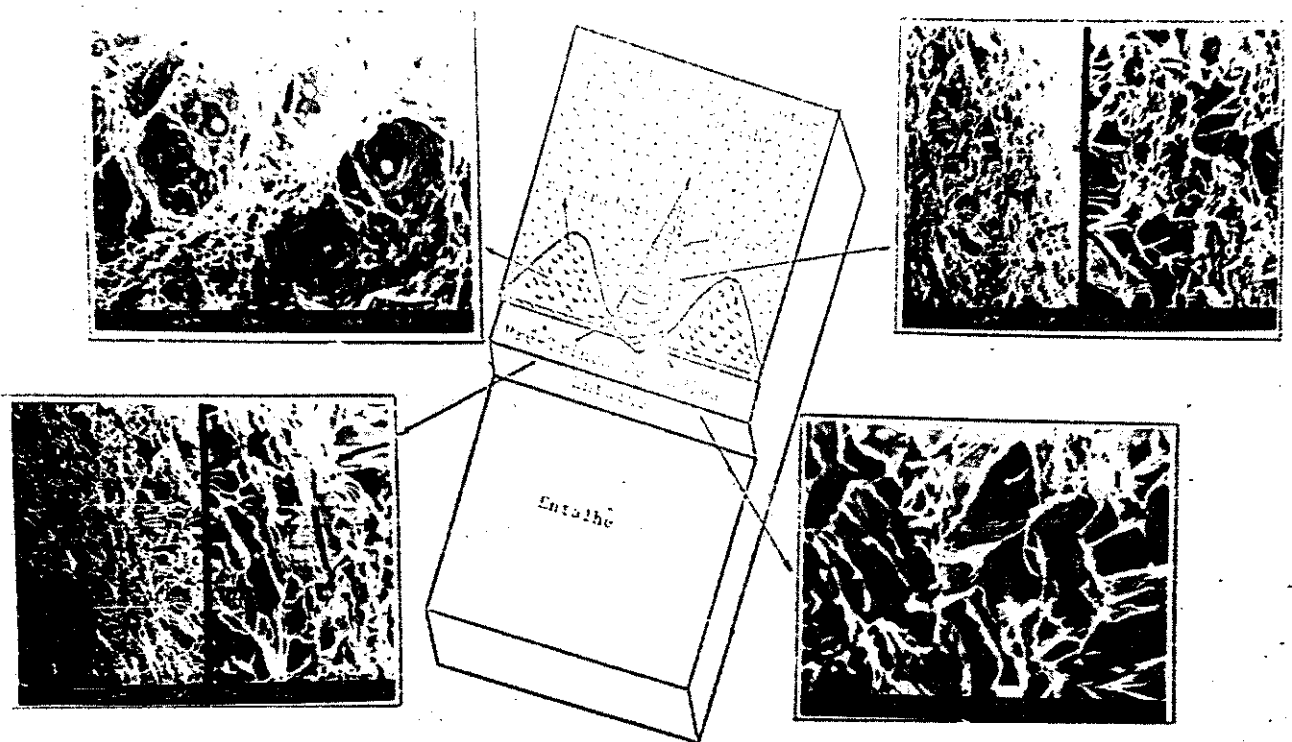


Figura 2 - Santos [58], Aspecto da superfície de fratura, analisada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de uma separação ("delamination"). Observa-se o caráter frágil da separação (clivagem e/ou quase clivagem).