



Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais
Programa de Pós-Graduação em Engenharia

Dissertação de Mestrado

“COMPORTAMENTO DO CRESCIMENTO DE TRINCA POR FADIGA DE UM AÇO DO TIPO USI-SAC-50 LAMINADO A QUENTE EM DIFERENTES ESPESSURAS”

Fabício Luiz de Alcântara

Dissertação apresentada ao Departamento de
Engenharia Mecânica da PUC Minas como parte
dos requisitos para obtenção do título de MESTRE
EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA MECÂNICA.

ORIENTADOR: Prof. José Rubens G. Carneiro, Dr.

Banca Examinadora:

Prof. José Rubens G. Carneiro, Dr. - PUC Minas – Presidente, Orientador
Prof. Wisley Falco Sales, Dr, Sc. – PUC Minas - Examinador Interno
Prof. Carlos Alberto Cimini Junior, Dr - UFMG - Examinador Externo
Prof. Luiz Cláudio Cândido, Dr - UFOP - Examinador Externo
Guilherme Mariz de Oliveira Barra, Dr – PUC Minas – Examinador Interno

Belo Horizonte, 18 de dezembro de 2003.

Aos meus pais pela dedicação, apoio, carinho e por compreender a minha ausência.

A minha irmã pela amizade e apoio.

A minha sobrinha Jéssica, que amo muito, pelo seu carinho.

A Isabela pelo seu amor, companheirismo, carinho e pela compreensão nos momentos de ausência

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela oportunidade e perseverança dadas a mim para a realização deste trabalho.

Ao professor José Rubens Gonçalves Carneiro, pela orientação, dedicação e ensinamentos transmitidos.

Ao Geraldo de Paula Martins, em especial, pela disponibilidade e orientação.

Ao Dr. Marco Antônio da Cunha, pelo apoio, amizade e orientação.

A Acesita, pela realização dos ensaios de textura e fratura.

Ao Curso de Engenharia Mecânica, a Coordenação e Professores do Mestrado em Engenharia Mecânica Automotiva, pelo apoio na realização deste projeto de pesquisa.

A Fundação Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – CAPES – pelo financiamento do trabalho.

Ao Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear – CDTN – pela cessão dos laboratórios de Mecânica de Fratura.

RESUMO

A fratura por fadiga é a forma mais comum de falha estrutural e, ao longo do tempo, tem sido um problema desafiador. Ela é causada pelo início e propagação de uma trinca através do componente, com os dois processos ocupando diferentes proporções da vida a fadiga. Se a trinca não propaga, ela define o limite de resistência à fadiga, e o componente pode sobreviver por um período indefinido sob cargas cíclicas. Se a trinca propaga, a taxa de propagação torna-se o fator determinante da vida do componente.

Os objetivos deste trabalho são obter as expressões matemáticas para a taxa propagação de trinca por fadiga versus o fator de intensidade de tensão, quantificar o efeito da espessura na propagação de trinca e avaliar o efeito anisotrópico segundo as direções TL e LT para esta mesma propagação. Para a consecução destes objetivos, amostras de um aço USI-SAC-50 laminados a quente nas espessuras de 12 e 19 mm segundo as direções de laminação, LT, e normal a ela, TL, foram submetidas ao ensaio de fadiga em máquina Instron, modelo 8802, após pré-trinca de 3 mm.

As amostras do aço USI-SAC-50, nas espessuras de 12 e 19 mm, mostraram textura fraca tanto no sentido de laminação e transversal a ele. A textura é fraca e as direções cristalográficas mais fortes em cada direção DN, DL e DT são respectivamente $[111]$, $[101]$ e $[111]$.

Os resultados obtidos mostraram que, no estágio II, o material respeita a Equação de Paris para solitação no sentido transversal e longitudinal. No entanto, verificou-se uma correlação linear entre os parâmetros C e m_f . Essa correlação entre C e m_f deixa de existir, quando se trabalha com modelo de Bergner (Bergner, 2000). Não houve variação na taxa de propagação de trinca por fadiga no estágio II, para as espessuras de 12 e 19 mm direção LT, analisado segundo modelo de Bergner. As energias de fratura no platô para o ensaio de Charpy foram de respectivamente de 120J e 40J para a chapa de espessura 12mm e de 150J e 75J para a chapa de espessura 19mm.

ABSTRACT

The fatigue fracture is the most common type of structural failure and through the years it has been a challenging problem. It is caused by the initiation and propagation of a crack through the component with the two processes occupying different proportions of fatigue life. If the crack does not propagate, it defines the resistance limit to fatigue and the component may survive for an indefinite period of constant-amplitude cyclic loading. If the crack propagates, the rate of propagation becomes the determining factor of the component life.

The objectives of this research are the determination of the mathematical expressions for the rate of propagation of a crack by fatigue versus the stress-intensity factor range, the quantification of thickness effect on the propagation of a crack and the evaluation of anisotropic effect according to the directions TL and LT for this same propagation. To achieve these objectives, samples of a USI-SAC-50 hot-rolling steel with thickness of 12 and 19mm, according to rolling directions LT and transversal TL, were submitted to fatigue test on Instron machine model 8802 after pre-crack of 3mm.

The samples of the USI-SAC-50 steel with thickness of 12 and 19 mm showed a weak texture on both rolling direction and transversal to rolling. The texture is weak and the stronger crystallographic directions in each direction DN, DL and DT are respectively $[111]$, $[101]$ and $[111]$.

The obtained results showed that on stage II, the material obeys the Paris law for appliance on both transversal and longitudinal direction. However, a linear correlation between the parameters C e m_f was verified. This correlation between C e m_f doesn't exist when working with Bergner's model (Bergner, 2000). There was no variation on the rate of propagation of a crack by fatigue on stage II, for thickness of 12 and 19 mm direction LT, analyzed according to Bergner's model. The fracture energies on the plateau for the Charpy test were respectively 120J and 40J for the plate with thickness of 12mm and of 150J and 75J for the plate with thickness of 19mm.

Sumário

| | |
|------------------------------------------------------------|------|
| Lista de Figuras | vii |
| Lista de Tabelas | xii |
| Nomenclatura | xiii |
| Abreviatura | xvii |
| | |
| Capítulo 1 - Introdução | 1 |
| 1.1 - Motivação | 1 |
| 1.2 - Objetivos | 4 |
| 1.3 - Estado da Arte | 4 |
| 1.4 - Escopo da Dissertação | 5 |
| | |
| Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica | 7 |
| 2.1 - Elementos de Mecânica de Fratura..... | 7 |
| 2.2 - Aproximação do Balanço de Energia Griffith | 7 |
| 2.3 - Modificação de Irwin à Teoria de Griffith..... | 10 |
| 2.4 - Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE)..... | 12 |
| 2.5 - Plasticidade no Vértice da Trinca..... | 19 |
| 2.6 - Fadiga | 21 |
| 2.6.1- Estágios de Crescimento de Trinca por Fadiga | 24 |
| 2.6.2- Limiar para o Crescimento de Trinca por Fadiga..... | 27 |
| 2.7 - Fractografia | 29 |
| 2.7.1 - Composição Química | 31 |
| 2.7.2 - Partículas de Segunda Fase..... | 32 |
| 2.7.3 - Tamanho de Grão..... | 32 |

| | |
|--------------------------------------------------------|------------|
| 2.7.4 - Efeito da Anisotropia | 32 |
| 2.7.5 - Textura | 36 |
| Capítulo 3 - Metodologia Experimental | 40 |
| 3.1 - Análise Química e Metalografia do Material | 40 |
| 3.2 - Ensaios de Charpy | 41 |
| 3.3 - Ensaios de Tração | 46 |
| 3.4 - Ensaios de Fadiga | 50 |
| Capítulo 4 - Resultado e Discussão..... | 55 |
| 4.1 - Análise Química e Metalografia do Material | 55 |
| 4.2 - Ensaios de Charpy | 66 |
| 4.3 - Ensaios de Tração | 75 |
| 4.4 - Ensaios de Fadiga | 79 |
| Capítulo 5 - Conclusões..... | 106 |
| 5.1 - Sugestões para Trabalhos Futuros..... | 108 |
| Apêndice A..... | 109 |
| Referências Bibliográficas | 112 |

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1 - Placa infinita com uma trinca de comprimento $2a$, sob tração (Anderson, 1995).
- Figura 2.2 - Balanço de energia de uma trinca em uma placa infinita, quando nenhum trabalho é realizado por forças externas (Ewalds, 1993).
- Figura 2.3 - Modos básicos de carregamento envolvendo diferentes deslocamentos das superfícies da trinca (Anderson, 1995).
- Figura 2.4 - Distribuição de tensões na vizinhança no vértice da trinca (Anderson, 1995).
- Figura 2.5 - Variação da tenacidade em função da espessura do corpo-de-prova (Godefroid, 1999).
- Figura 2.6 - Parâmetro de forma Q , para trincas elípticas (Rolfe & Barsom, 1987).
- Figura 2.7 - Zona plástica no vértice da trinca e correção de Irwin.
- Figura 2.8 - Parâmetros de tensão cíclica em fadiga com amplitude constante.
- Figura 2.9 - Diferentes estágios na propagação de trinca por fadiga (Suresh, 1998).
- Figura 2.10 - Efeito da razão de carga R na faixa de intensidade de limiar tensão (Godefroid, 1999).
- Figura 2.11 – Representação esquemática de mecanismos mais comuns de fratura em metais, dúctil (a) e clivagem (b) (Anderson, 1995).
- Figura 2.12 - Evolução da tenacidade e resistência mecânica da liga com a diminuição do tamanho de grão (Godefroid, 1999).
- Figura 2.13 - Variação do limiar ΔK_0 com o tamanho de grão para aços de baixa e alta resistência e $R = 0,05$ (Godefroid, 1999).
- Figura 2.14 - Espécies contendo interfases relativamente fracas: (a) arranjo obstrutor, (b) arranjo divisor e (c) arranjo delaminador (Godefroid, 1999).
- Figura 2.15 - Taxa de crescimento de trinca de fadiga em aços, testado em cada uma das seis orientações (Godefroid, 1999).
- Figura 2.16 - Espaço de Euler reduzido com algumas fibras importantes e orientações para cristais cúbicos de corpo centrado (Park, 1996).

- Figura 3.1 - Representação esquemática do equipamento para a Difração de Elétrons Retro-Espalhados (EBSD) (Acesita, 2003).
- Figura 3.2 - Dimensões do corpo-de-prova para ensaio Charpy, conforme norma ASTM E-23/96 (1996).
- Figura 3.3 - Curva de calibração de carga versus tensão para a máquina Wolpert PW30 (CDTN, 2003).
- Figura 3.4 - Evolução da carga com o deslocamento e energia para fratura nas temperaturas de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c) (CDTN, 2003).
- Figura 3.5 - Dimensões, em mm, dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração retirados na chapa nas posições de 0° , 45° e 90° da direção de laminação respectivamente para as chapas de 12mm (a) e 19mm (b) (ASTM E-8M, 1995).
- Figura 3.6 - Dimensões do corpo-de-prova do tipo tração-compacto, C(T), de propagação de trinca por fadiga, conforme norma ASTM E 647 (2000).
- Figura 3.7 - Dimensões obtidas após usinagem dos corpos-de-prova C(T) retirado das chapas de espessura de 12mm (a) e 19mm (b) para propagação de trinca por fadiga.
- Figura 4.1 - Amostra do aço USI-SAC-50 sem ataque, evidenciando a presença de microinclusões, sendo provavelmente de óxido, aumento de 200X.
- Figura 4.2 - Microestrutura do aço USI-SAC-50 em seção longitudinal (a) e transversal (b), evidenciando a presença de ferrita e perlita. Ataque nital 5%, aumento de 200X.
- Figura 4.3 - Microestrutura do aço USI-SAC-50 obtida em EBSD no centro das chapas de espessura de 12mm (a) e 19mm (b).
- Figura 4.4 - Histograma do ângulo de desorientação (a) e índice de confiabilidade (b) com a fração de grãos de ferrita, para a chapa de espessura de 12mm.
- Figura 4.5 - Histograma do ângulo de desorientação (a) e índice de confiabilidade (b) com a fração de grãos de ferrita, para a chapa de espessura de 19mm.
- Figura 4.6 - Função de distribuição de orientação (ODF) para o aço USI-SAC-50, com espessura 12mm (a) e 19mm (b), na posição correspondente do centro.
- Figura 4.7 - Função de distribuição de orientação (ODF) para o aço USI-SAC-50, com espessura 12 mm (a) e 19mm (b), na posição correspondente à superfície.

- Figura 4.8 - Figuras de pólo inversas com orientações correspondentes às direções DN [001], DL[100] e DT[010], para as chapas de 12mm (a) e 19mm (b).
- Figura 4.9 - Curvas de energia absorvida versus temperatura para o aço USI-SAC-50 segundo as direções LT e TL, para os corpos-de-prova com espessuras de 12mm (a) e 19mm (b).
- Figura 4.10 - Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio de -30°C, analisada em MEV, com aumento de 100X (a), 500X (b) e 200X (c).
- Figura 4.11 - Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio de 24°C, analisada em MEV, com aumento de 50X (a) e 200X (b).
- Figura 4.12 - Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio de 140°C, analisada em MEV, com aumento de 50X (a) e 100X (b).
- Figura 4.13 - Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação (TL), temperatura de ensaio de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c), analisada em MEV, com respectivos aumento de 50X, 100X e 50X.
- Figura 4.14 - Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 19mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c), analisada em MEV, com aumento de 50X.
- Figura 4.15 - Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 19mm com entalhe no sentido da laminação (TL), temperatura de ensaio de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c), analisada em MEV, com aumento de 50X.
- Figura 4.16 - Gráficos de tensão versus deformação convencional para os corpos-de-prova de 12mm (a) e 19mm (b) do aço USI-SAC-50 retirados a 0°, 45° e 90° do sentido de laminação.
- Figura 4.17 - Microfractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova de espessura 12mm obtido segundo sentido de laminação com aumento de 50X (a) e 800X (b).
- Figura 4.18 - Presença de inclusões não metálicas de Al₂O₃ (a), FeO(b) e Al₂O₃, FeO(c), na superfície de fratura da chapa de espessura 12mm, sentido TL.

- Figura 4.19 - Corpo-de-prova de espessura 19mm após ensaio de propagação de trinca por fadiga.
- Figura 4.20 - Evolução de da/dN versus ΔK , para chapa de espessura 19 mm, sentido LT, para estágio I, frequência de 20Hz e temperatura ambiente.
- Figura 4.21 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , para as espessuras de 12mm (a) e 19mm (b), sentido LT, para amostra do aço USI-SAC-50.
- Figura 4.22 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , para as espessuras de 12mm e 19mm, sentido LT, no estágio II, com variação de amplitude.
- Figura 4.23 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , para as espessuras de 12mm e 19mm, sentido LT, no estágio II, com a mesma amplitude (3,60kN).
- Figura 4.24 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , segundo o sentido TL (a), no estágio II, diferentes razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$, para amostra do aço USI-SAC-50, espessura 19mm.
- Figura 4.25 - Dados experimentais para o aço USI-SAC-50 para as razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$ e espessura 19mm, na direção TL, segundo o modelo de Crooker (Crooker, 1973).
- Figura 4.26 - Dados experimentais para o aço USI-SAC-50 para as razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$ e espessura 19mm, na direção TL, segundo o modelo de Kumar e Singh (Kumar & Singh, 1995).
- Figura 4.27 - Gráficos da/dN versus ΔK , para o corpo-de-prova de 12mm, no sentido LT (a) e TL (b), estágio II, para razão de carga $R = 0,1$ e frequência de 20Hz.
- Figura 4.28 - Gráfico da/dN versus ΔK , para $R = 0,1$ e $\Delta F = 3,6kN$, para as espessuras de 12mm, sentido LT e TL e frequência de 20Hz.
- Figura 4.29 - Gráfico de correlação entre $\log(C)$ e m_f segundo a equação de Paris, para o aço USI-SAC-50, espessura 12mm, sentido TL e LT e 19 mm, sentido TL e razão de carga $R = 0,1$.
- Figura 4.30 - Dependência do coeficiente de correlação, r_c , entre $\log(C_0)$ e m_f no fator de escala ΔK_p .

- Figura 4.31 - Gráfico de correlação entre $\log(C_0)$ e m_f segundo a equação de Bergner e Zouhar (Bergner & Zouhar, 2000), espessura 12mm, sentido TL e LT, e 19 mm, sentido LT e TL e razões de carga $R = 0,1$, $R = 0,3$ e $R = 0,7$.
- Figura 4.32 - Gráficos da/dN versus $\Delta K / \Delta K_p$ segundo a equação de Bergner e Zouhar (Bergner & Zouhar, 2000), para o corpo-de-prova de 12mm, no sentido LT (a) e TL (b), e 19mm, sentido LT (c), para razão de carga $R = 0,1$.
- Figura 4.33 - Fraturas dos corpos-de-prova, de espessura 19mm, no sentido TL e LT, mostrando as regiões de pré trinca (1), interface da pré trinca e propagação (2), propagação de trinca (3) e ruptura.
- Figura 4.34 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido TL, região de pré-trinca, evidenciando clivagem, microcavidades e ruptura decoesiva, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 200X (a) e 1000X (b).
- Figura 4.35 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido TL, região de interface entre pré trinca e propagação, evidenciando clivagem, ruptura decoesiva e estrias de fadiga, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 200X (a) e 2000X (b).
- Figura 4.36 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido TL, região de propagação de trinca, evidenciando fissuras e estrias de fadiga, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 200X (a) e 4000X (b).
- Figura 4.37 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido LT, região 1 (a), região 2 (b) e região 3 (c), evidenciando microfissuras, ruptura decoesiva e estrias de fadiga, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 4000X.
- Figura 4.38 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, região de propagação de trinca, sentido TL, razão de carga $R = 0,7$, evidenciando ruptura decoesiva e estrias de fadiga, aumento de 4000X (a) e (b).
- Figura 4.39 - Microfractografia da região de interface entre propagação de trinca e a ruptura por tração, do aço USI-SAC-50, na espessura de 19mm, sentido TL e razão de carga $R = 0,7$, evidenciando a presença de microcavidades e estrias de fadiga, aumento de 50X (a) e 200X (b).

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Relação entre $f\left(\frac{a}{W}\right)$ e parâmetros geométricos do corpo-de-prova.

Tabela 4.1 - Composição química do aço USI-SAC-50 utilizada nos experimentos.

Tabela 4.2 - Resultado do módulo de elasticidade, limite de escoamento, resistência, alongamento, coeficiente de encruamento e coeficiente de anisotropia para o aço USI-SAC-50, para as espessuras de 12 e 19 mm segundo o sentido de laminação.

Tabela 4.3 - Diferentes valores de C e m_f encontrados para o ajuste da equação

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^{m_f} .$$

Tabela 4.4 - Resultados da taxa de crescimento de trinca e $\log(C_0)$ para o aço USI-SAC-50, espessura 12, nos sentidos LT e TL, e 19 mm, no sentido LT e TL em diferentes relações de carga $0,3 \leq R \leq 0,7$.

NOMENCLATURA

| | |
|-----------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------|
| a | = comprimento da trinca |
| A | = constante da equação de Crooker |
| B | = espessura do corpo-de-prova |
| C | = constante da equação de Paris |
| C_0 | = constante da equação de Bergner |
| $C(T)$ | = corpo-de-prova tração-compacto |
| d | = tamanho de grão |
| $\frac{da}{dN}$ | = propagação de trinca por fadiga |
| E | = módulo de elasticidade |
| E_w | = energia absorvida pelo corpo-de-prova |
| e | = deformação real |
| e_m | = deformação máxima convencional |
| F | = carga no ensaio de Charpy |
| $f\left(\frac{a}{W}\right)$ | = fator de forma |
| G | = taxa de liberação de energia |
| G_c | = taxa de liberação de energia crítica |
| K | = fator de intensidade de tensão |
| K_0 | = limite inferior de ΔK |
| K_{IC} | = fator de intensidade de tensão crítico no modo I de fratura no estado plano de deformação |
| K_R | = coeficiente entre tensão e deformação real |
| l_0 | = comprimento inicial |
| l_f | = comprimento final após 15% de deformação |
| l_{ff} | = comprimento final |
| m | = massa do pêndulo |

| | |
|------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| m_f | = expoente da equação de Paris |
| N | = número de ciclos |
| N_f | = porcentagem de Nitrogênio |
| n | = coeficiente de encruamento |
| P | = força aplicada no sistema |
| $P(a)$ | = carga máxima de fadiga |
| P_m | = carga máxima de tração |
| $P_{15\%}$ | = carga em 15% de deformação |
| Q | = parâmetro de forma |
| R | = razão de carga ou tensão |
| R_d^2 | = coeficiente de determinação |
| R_1 | = coeficiente de Lankford |
| \bar{R} | = coeficiente de anisotropia médio |
| R_0 | = coeficiente de Lankford a 0° do sentido de laminação |
| R_{45} | = coeficiente de Lankford a 45° do sentido de laminação |
| R_{90} | = coeficiente de Lankford a 90° do sentido de laminação |
| R_s | = aumento de energia de superfície |
| r | = distância polar da trinca ao ponto onde se deseja calcular as tensões σ_{xx} , σ_{yy} e σ_{zz} |
| r_c | = coeficiente de correlação |
| s | = deflexão do corpo-de-prova |
| S_n | = desvio padrão da amostra |
| S_p | = carga média |
| T_t | = temperatura de transição ao impacto |
| U | = relação de tensão efetiva |
| U_k | = taxa de relação de carga efetiva |
| U_T | = energia total da placa trincada |

| | |
|------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------|
| U_0 | = energia elástica da placa não trincada (constante) |
| U_a | = mudança na energia elástica causada pela introdução de uma trinca |
| U_γ | = mudança na energia elástica de superfície causada pela formação das superfícies da trinca |
| v | = velocidade do pêndulo |
| v_0 | = velocidade de impacto do pêndulo |
| W | = largura do corpo-de-prova |
| W_0 | = largura inicial |
| W_f | = largura final após 15% de deformação |
| w | = densidade de energia de deformação |
| x_i | = amostra |
| \bar{x} | = média das amostras |
| x_0 | = espaçamento interatômico |
| x, y | = coordenadas retangulares normais à frente da trinca |
| α | = fibra na direção de laminação |
| ΔF | = amplitude média |
| ΔK | = fator cíclico de intensidade de tensão |
| ΔK_0 | = limiar do crescimento de trinca por fadiga |
| ΔK_{eff} | = fator de intensidade de tensão efetiva |
| ΔK_p | = fator de escala de Bergner |
| $\Delta K'_0$ | = resistência intrínseca ao crescimento de trinca de fadiga |
| ΔK^c_0 | = efeitos de fechamento de trinca |
| ΔR | = coeficiente de anisotropia planar |
| $\Delta \sigma$ | = variação de tensão. |
| ε | = fibra transversal à direção de laminação |
| ε_e | = módulo de deformação elástica |
| ε_T | = deformação verdadeira na direção da espessura |

| | |
|-----------------------------------|------------------------------------------------|
| ε_w | = deformação verdadeira na direção da largura |
| Φ | = eixo tridimensional do espaço de Euler |
| ν | = coeficiente de Poisson |
| φ_1 | = eixo tridimensional do espaço de Euler |
| φ_2 | = eixo tridimensional do espaço de Euler |
| γ | = fibra normal à direção de laminação |
| γ_e | = energia elástica de superfície do material |
| σ | = tensão |
| $\sigma_{\text{máx}}$ | = tensão máxima |
| $\sigma_{\text{mín}}$ | = tensão mínima |
| σ_{xx} | = tensão na direção x |
| σ_{yy} | = tensão na direção y |
| σ_{zz} | = tensão na direção z |
| σ_e | = limite de escoamento a 0,2% - $\sigma_{0,2}$ |
| $\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$ | = tensões de cisalhamento |
| θ | = encruamento |

ABREVIATURA

| | |
|------|-----------------------------------------|
| CI | = Índice de Confiabilidade |
| CTOD | = Deslocamento da Abertura da Trinca |
| DL | = Direção de Laminação |
| DN | = Direção Normal |
| DT | = Direção Transversal ao Plano da Chapa |
| EBSD | = Difração de Elétrons Retro-Espalhados |
| J | = Integral J |
| LI | = Livre de Intersticial |
| MEV | = Microscópio Eletrônico de Varredura |
| MFLE | = Mecânica de Fratura Linear Elástica |
| MFEP | = Mecânica de Fratura Elasto-Plástica |
| MIO | = Microscopia de Imagem de Orientação |
| ODF | = Função da Distribuição de Orientação |
| PC | = Plano da Chapa |

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

1.1- Motivação

As estruturas metálicas modernas, como prédios multi-andares urbanos, pontes e estruturas espaciais (galpões de grande porte), são projetos de alta complexidade técnica que exigem aços especiais para sua construção. Estas estruturas estão expostas a ambientes hostis de corrosão, desgaste, cargas cíclicas, ventos e terremotos. Tudo isso pode levar a falhas prematuras dos componentes fabricados e, desta forma, comprometer a integridade da estrutura.

O aço USI-SAC-50 é largamente aplicado na indústria da construção mecânica para a fabricação dessas estruturas. Esses aços são conhecidos como “aclimáveis” ou “patináveis”, os quais têm a propriedade de desenvolver em sua superfície uma camada de óxido protetora, compacta e aderente ao substrato metálico, quando exposto ao meio atmosférico industrial. Outro atrativo deste aço é a alta resistência mecânica e boa soldabilidade. A maior resistência mecânica desses aços possibilita uma redução substancial de peso da estrutura, implicando em economia de solda, transporte, etc. (Usiminas USI-SAC, 1990).

Em projetos desta natureza, uma avaliação da confiabilidade da estrutura em serviço depende, além de propriedades convencionais como limite de escoamento e limite de resistência, de outros fatores, como, resistência à fratura e crescimento de trincas por fadiga (Ratnapuli & Melo, 1998).

A fratura por fadiga é a forma mais comum de falha estrutural. Essa fratura é causada pelo início e propagação de uma trinca em um componente. O conhecimento da resistência ao impacto e à fratura dos materiais, principalmente dos aços, tem sido desde há muito tempo um dos principais objetivos da engenharia mecânica. A partir da segunda grande guerra, deu-se grande ênfase ao estudo da temperatura de transição dúctil-frágil, por meio de ensaios de impacto Charpy, com o intuito de se conhecer o comportamento destes aços e evitar a ocorrência de fraturas frágeis. Porém, a relação entre os resultados destes ensaios e tais fraturas não pode ser generalizada para estrutura de qualquer espessura e resistência mecânica. Além disso, a transição dos tipos de comportamento de fratura dúctil-frágil, geralmente ocorre com mudança nas condições de serviço, tais como, estado de tensão, temperatura ou taxa de deformação (Rolfe & Barsom, 1987).

Assim, procurou-se determinar novas formas de se prever a fratura destes materiais. Através das teorias de elasticidade e da plasticidade pode-se encontrar uma relação matemática entre a tenacidade, o tamanho da trinca e a tensão aplicada ao material para prever o comportamento de uma estrutura ou componente quanto à resistência ao crescimento de trincas (Godefroid, 1999).

A tendência atual dos projetistas mecânicos é trabalhar com base nos valores característicos de tenacidade à fratura dos materiais. Esses resultados obtidos

nos ensaios da mecânica de fratura são aplicados em projetos e na determinação do tempo de vida das estruturas e componentes.

A mecânica aplicada pode até certo ponto descrever as tensões e deformações na vizinhança de um entalhe ou no vértice de uma trinca. Em razão dessa concentração de tensão, a vida à fadiga depende das condições de propagação ou não propagação dessa trinca. As condições sob as quais essas tensões e deformações causarão propagação da trinca não estão ainda bem estabelecidas. Geralmente, assume-se que a propagação da trinca ocorrerá, quando as tensões na ponta da trinca excederem um valor crítico. Tem sido sugerido o uso da deformação ou tensão média a uma certa distância da ponta da trinca como um critério de fratura (Anderson, 1995). As condições de propagação e não propagação da trinca são significativamente afetadas por variáveis tais como, relação de tensão, microestrutura e ambiente.

A microestrutura pode ser caracterizada por diferentes técnicas e define as propriedades anisotrópicas do material através da textura. Essa textura cristalográfica pode ser aleatória ou não e caracterizada por técnicas tais como a difração de raios-X ou por elétrons retro-espalhados (EBSD).

A deformação plástica ocorre principalmente por maclação e movimento de discordâncias em materiais metálicos. A deformação de grãos individuais é necessária para o crescimento da zona plástica na ponta da trinca. Em função da estrutura do material no vértice da trinca, o carregamento aumenta o escoamento e a deformação (comportamento plástico ou elástico-plástico) ou leva o desenvolvimento de trincas.

A dependência das propriedades mecânicas com a direção é chamada de anisotropia. A propagação de trinca em aço na direção de laminação e na direção

transversal ocorre, respectivamente, pelo mecanismo de estrias e coalescimento de microcavidades (Godefroid, 1999) e pode ser função da textura do material segundo essas mesmas direções.

1.2- Objetivos

- Obter as expressões matemáticas para a taxa propagação de trinca por fadiga versus fator de intensidade de tensão para o aço USI-SAC-50;
- Quantificar o efeito da espessura na propagação de trinca;
- Avaliar o efeito anisotrópico segundo as direções TL e LT para esta mesma propagação;
- Estudar a fratura em tração, impacto por Charpy e fadiga do aço USI-SAC-50.

1.3- Estado da Arte

A falha por fadiga de materiais é um processo de iniciação e propagação de trinca. A fadiga é influenciada por processos energéticos e estruturais, tendo lugar na ponta da trinca. O processo de crescimento de trinca é complicado sob o ponto de vista de análise mecânica e descrição fenomenológica.

A indústria automobilística tem tido sucesso em evitar a falha de seus produtos em serviço, embora diversas dessas questões não têm sido resolvidas de um modo científico, tais como:

- a previsão de propagação de trincas do componente submetido a amplitudes variáveis;
- a transferência para componentes reais dos dados obtidos com corpos-de-prova em laboratório;
- fadiga em ambiente corrosivo;
- a fadiga em fluência apresenta uma série de hipóteses sem comprovação experimental.

As taxas de crescimento de trinca têm uma considerável dispersão de resultados para as mesmas condições de carregamento em razão do estado de dano inicial, heterogeneidade e espessura do material. A estimativa quantitativa desta dispersão e modelos estatísticos são assim necessários para se fazer previsões mais confiáveis de crescimento de trincas.

1.4- Escopo da Dissertação

Este trabalho apresenta um estudo experimental do comportamento de um aço USI-SAC-50, laminado a quente, nas espessuras de 12 e 19 mm, nos sentidos TL e LT, quanto a propagação de trinca e diferentes relações de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$.

No Capítulo 2 foram identificados alguns trabalhos de pesquisadores que estudaram o comportamento da propagação de trinca, relacionando-o com aspectos microestruturais.

No Capítulo 3 apresenta-se a metodologia e todo aparato experimental utilizados para a realização dos ensaios.

Os resultados experimentais dos ensaios realizados são apresentados no Capítulo 4, através de gráficos, acompanhados de comentários e análises pertinentes.

No Capítulo 5 são apresentadas as conclusões deste trabalho e sugestões para trabalhos futuros.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1- Elementos da Mecânica de Fratura

Os procedimentos de projeto se baseiam no limite de escoamento e/ou no limite de resistência, porém os materiais sempre contêm descontinuidades tais como trincas, porosidades, inclusões. Exemplos de falhas devido a descontinuidades que não foram considerados em projetos são listados na literatura (Anderson, 1995, Broek, 1989). A partir de diversas falhas, muitas das quais catastróficas, foram desenvolvidos os princípios da mecânica de fratura, a qual relaciona a tensão aplicada com o tamanho da descontinuidade.

2.2 - Aproximação pelo Balanço de Energia de Griffith

De acordo com a teoria de Griffith, uma descontinuidade se torna instável e, portanto, ocorre a fratura, quando a variação da energia de deformação resultante de um crescimento incremental da trinca é suficiente para vencer a energia de superfície do material (Ewalds, 1993).

Considere uma placa infinita de espessura unitária contendo uma trinca passante de comprimento $2a$, sujeita a uma tensão de tração uniforme σ , aplicada no infinito, conforme mostrado na Fig. 2.1.

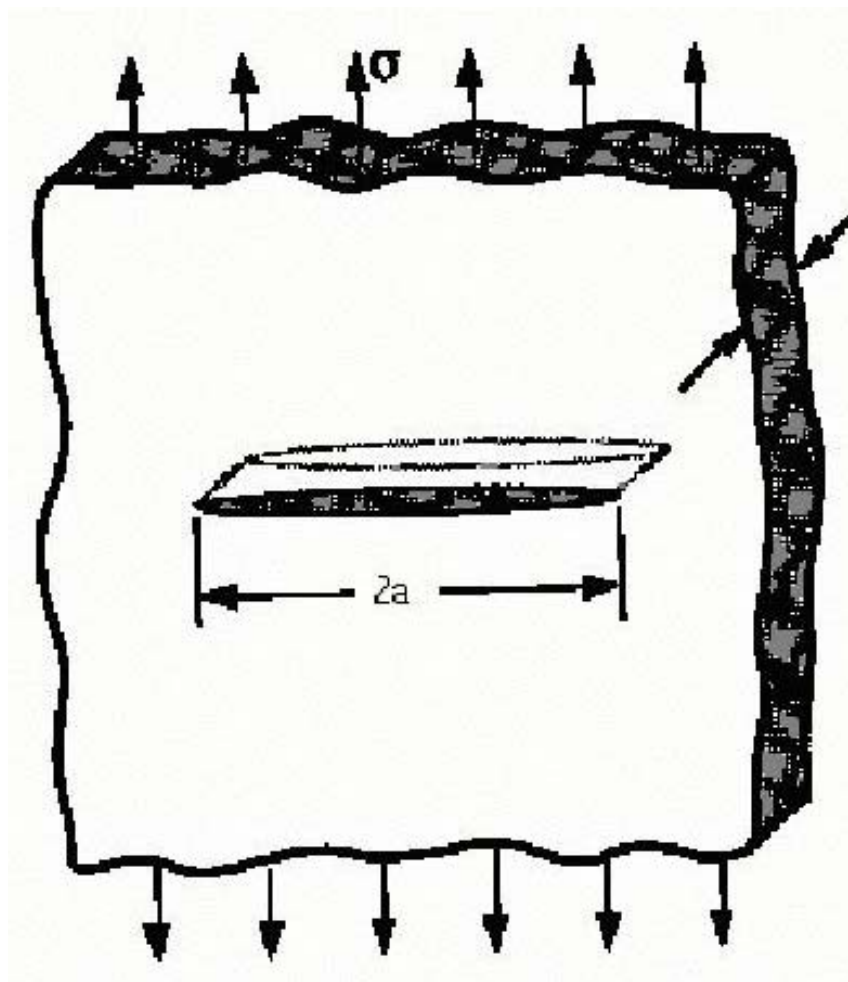


Figura 2.1 - Placa infinita com uma trinca de largura $2a$, sob tração (Anderson, 1995).

A energia total U_T da placa trincada pode ser escrita como:

$$U_T = U_0 + U_a + U_\gamma - F \quad (2.1)$$

U_0 = energia elástica da placa não trincada (constante);

U_a = mudança na energia elástica causada pela introdução de uma trinca;

U_γ = mudança na energia elástica de superfície causada pela formação de superfícies da trinca;

F = trabalho realizado pelas forças externas (F = carga x deslocamento), o qual deve ser subtraído na Eq. (2.1), considerando que não é parte da energia interna da placa.

Griffith usou uma análise de tensão desenvolvida por Inglis para mostrar que, para uma espessura unitária, o valor absoluto de U_a é dado por:

$$|U_a| = \frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} \quad (2.2)$$

A energia elástica de superfície U_γ é igual ao produto da energia elástica de superfície do material, γ_e , pela área das duas faces da trinca, ou seja;

$$U_\gamma = 2(2a\gamma_e) = 4a\gamma_e \quad (2.3)$$

Se nenhum trabalho é realizado por forças externas, $dF = 0$, tem-se portanto:

$$U_T = U_0 + U_a + U_\gamma = U_0 - \frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_e \quad (2.4)$$

Como U_0 = constante, a condição de equilíbrio para propagação da trinca é:

$$\frac{d}{da} \left(-\frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_e \right) = 0 \quad (2.5)$$

A Figura 2.2 (a) e (b) representa em forma esquemática os dois termos de energia na Eq. (2.5), sua soma e a derivada, $\frac{dU}{da}$, como funções do comprimento da trinca $2a$. Quando a liberação de energia elástica devido a um incremento potencial de crescimento de trinca, da , vale mais que a demanda para energia de superfície para o crescimento dessa trinca, a introdução de uma trinca levará à sua propagação instável.

Da condição de equilíbrio, obtém-se:

$$\frac{2\pi\sigma^2 a}{E} = 4\gamma_e \quad (2.6)$$

Rearranjando, obtém-se:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi a}} \quad \text{para estado de tensão plana} \quad (2.7)$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi a(1-\nu)}} \quad \text{para estado de deformação plana} \quad (2.8)$$

2.3 - Modificação de Irwin à teoria de Griffith

Reescrevendo a Eq. (2.6) na forma:

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_e \quad (2.9)$$

O primeiro membro da Eq. (2.8) é denominado força para extrusão de trinca e é representado por G . Ele representa a energia elástica por unidade de área de superfície da trinca, disponível para uma extensão infinitesimal da mesma. O segundo membro representa o aumento da energia de superfície que deveria ocorrer devido a uma extensão infinitesimal da trinca, representado por R_s .

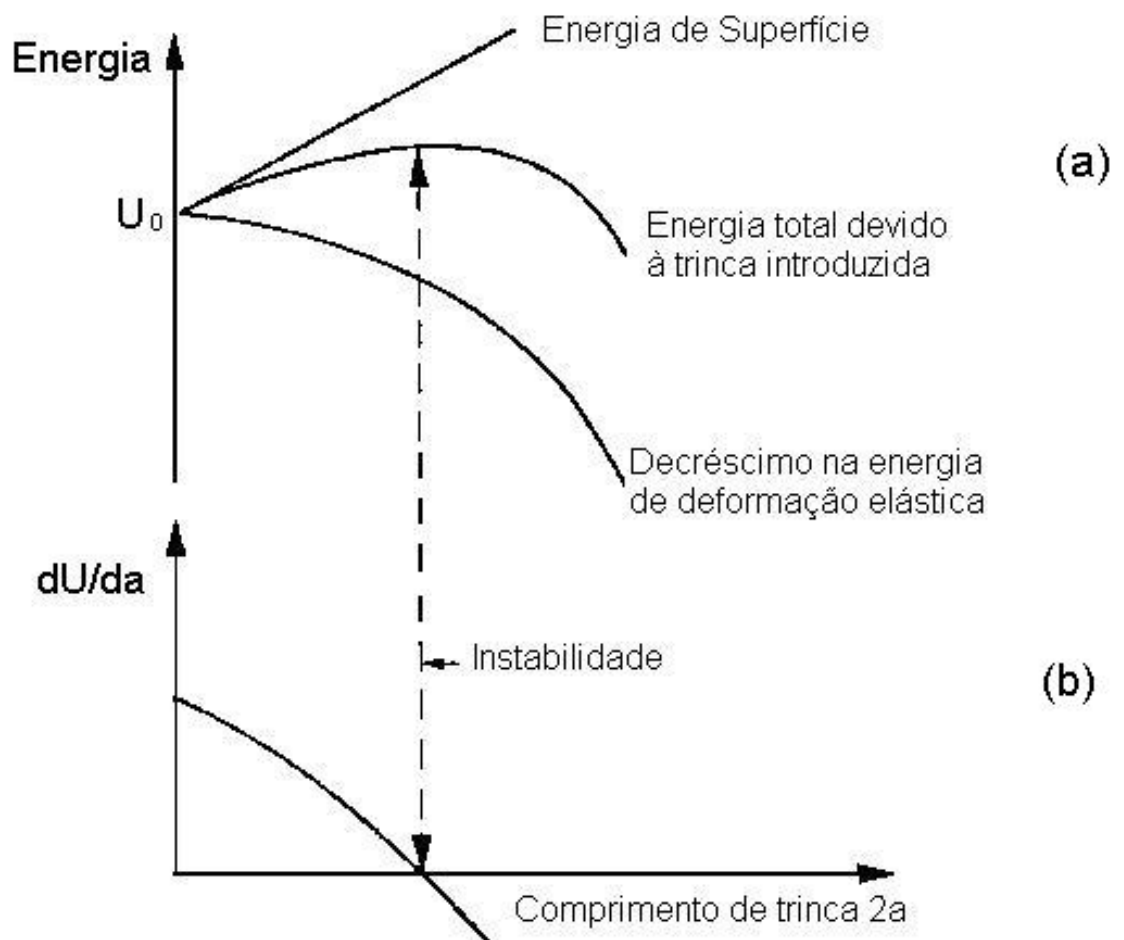


Figura 2.2 - Balanço de energia de uma trinca em uma placa infinita, quando nenhum trabalho é realizado por forças externas (Ewalds, 1993).

Resulta, então, que, para ocorrer crescimento instável da trinca, G deve ser no mínimo igual a R_s . Se R_s é constante, então G deve exceder um valor crítico G_c . Assim, ocorrerá fratura se:

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} \geq \frac{\pi\sigma_c^2 a}{E} = G_c = R_s \quad (2.10)$$

O valor crítico G_c pode ser determinado medindo-se a tensão σ_c necessária para fraturar uma placa contendo uma trinca de tamanho $2a$.

Partindo-se da Eq. (2.9), chega-se às seguintes equações:

$$\frac{dU_a}{da} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} = G \text{ para estado de tensão plana} \quad (2.11)$$

$$\frac{dU_a}{da} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} (1 - \nu^2) = G \text{ para estado de deformação plana} \quad (2.12)$$

2.4 - Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE)

A tenacidade à fratura de componentes contendo descontinuidades pode também ser estudada por meio de análise de tensões, baseada nos conceitos da teoria da elasticidade (Kanninen & Popelar, 1985). Usando modificações dos métodos analíticos

descritos por Westergaard, Irwin publicou soluções para distribuições de tensões no vértice da trinca associadas com os três modos principais de carregamento mostrados na Fig. 2.3, os quais envolvem diferentes deslocamentos das superfícies da trinca (Anderson, 1995).

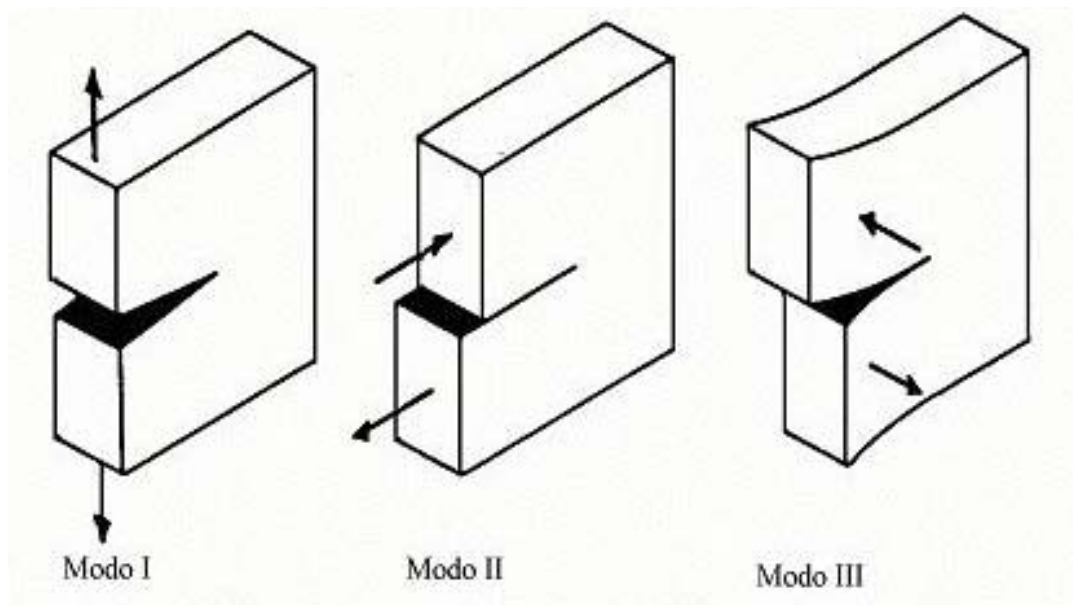


Figura 2.3: Modos básicos de carregamento envolvendo diferentes deslocamentos das superfícies da trinca. (Anderson, 1995)

Modo I: Modo de abertura ou tração, no qual as superfícies da trinca se deslocam perpendicularmente a si mesmas e na direção das cargas. O modo I de carregamento é o encontrado na maioria das situações de engenharia.

Modo II: Modo de deslizamento ou cisalhamento, no qual as superfícies da trinca deslizam uma sobre a outra em uma direção perpendicular à aresta da trinca e na direção de aplicação da carga.

Modo III: Modo de rasgamento ou de cisalhamento transversal, no qual as superfícies da trinca se movem uma relativa à outra e paralelamente à aresta da trinca.

Considerando a notação da Fig. 2.4, a partir da teoria de análise de tensões de Irwin, com a utilização de coordenadas polares, chega-se às seguintes equações:

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.13)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.14)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (2.15)$$

onde K é definido como o fator de intensidade de tensão. Em essência, K serve como um fator de escala para definir o campo de tensões no vértice da trinca. Observa-se, das Eq. (2.13, 2.14 e 2.15) que K é função da tensão e do comprimento da trinca, ou seja,

$$K = f(\sigma, a) \quad (2.16)$$

onde a funcionalidade depende da configuração do componente trincado e da forma em que as cargas são aplicadas.

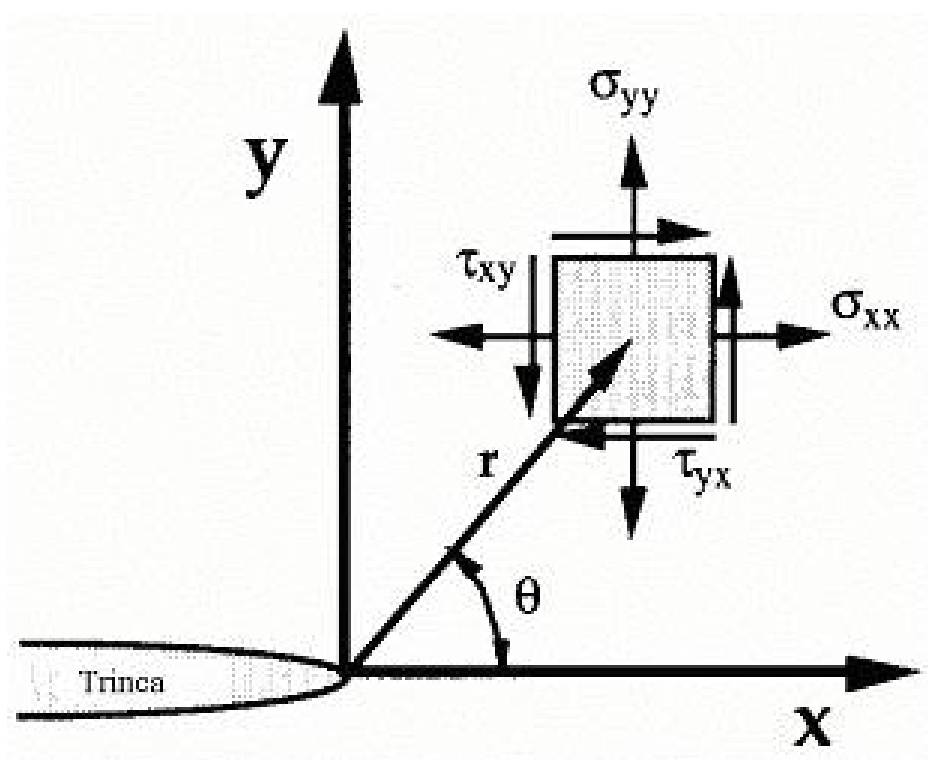


Figura 2.4: Distribuição de tensões na vizinhança no vértice da trinca (Anderson, 1995)

A espessura do corpo-de-prova, também, definirá o estado de tensões. Se a chapa é fina, tal que a tensão na direção da espessura é nula, isto é, $\sigma_{zz} \approx 0$, tem-se um estado plano de tensão. Se a chapa tem uma espessura “apreciável”, em que a tensão não é desprezível, então $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ e há restrição à deformação ao longo da espessura. Neste caso, tem-se a condição de estado plano de deformação.

Em geral, a expressão de K assume a forma:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.17)$$

$f\left(\frac{a}{W}\right)$ é uma função de fatores geométricos. A Tabela. 2.1 apresenta alguns exemplos (Anderson, 1995).

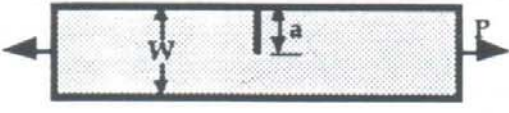
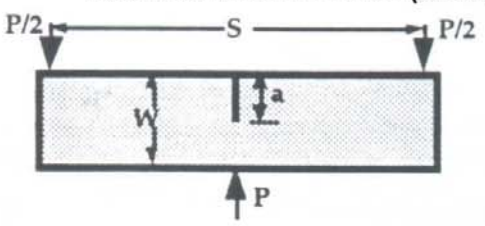
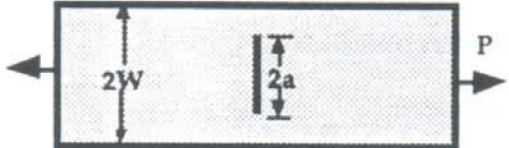
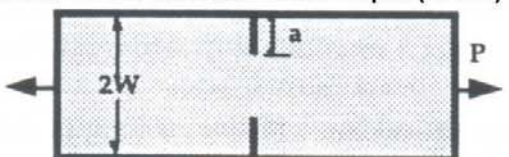
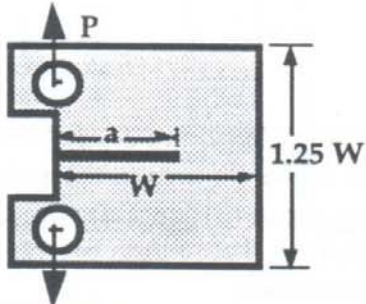
Assegurando que a falha de um material se associa a uma combinação de tensões e deformações, pode-se esperar que a propagação da trinca ocorra, quando K atingir ou exceder um valor crítico (Anderson, 1995; Godefroid, 1999; Dieter, 1981).

Em condições de estado plano de tensões, este valor crítico recebe a denominação de K_{Ic} . Esse fator de intensidade tensão crítico é somente uma constante do material quando certas condições são encontradas e é dependente da geometria do material (Fig. 2.5).

O valor de K_{Ic} se relaciona ao modo I e é uma propriedade do material em estado plano de deformação (Anderson, 1995). Assim, K_{Ic} representa a resistência inerente do material à falha, na presença de uma trinca.

Tabela 2.1 - Relação entre $f\left(\frac{a}{W}\right)$ e parâmetros geométricos do corpo-de-prova

(Anderson, 1995).

| Geometria | $f(a/w)$ |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <p>Tensão no Entalhe de Aresta Única (SENT)</p>  | $\frac{\sqrt{2 \tan \frac{\pi a}{2W}}}{\cos \frac{\pi a}{2W}} \left[0.752 + 2.02 \left[\frac{a}{W} \right] + 0.57 \left[1 - \sin \frac{\pi a}{2W} \right]^3 \right]$ |
| <p>Dobramento em 3 Pontos (SENB)</p>  | $\frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left[1 + 2 \frac{a}{W} \right] \left[1 - \frac{a}{W} \right]^{3/2}} \left[1.99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left\{ 2.15 - 3.93 \left[\frac{a}{W} \right] + 2.7 \left[\frac{a}{W} \right]^2 \right\} \right]$ |
| <p>Tensão com Trinca na Centro (CCT)</p>  | $\sqrt{\frac{\pi a}{4W} \sec \frac{\pi a}{2W}} \left[1 - 0.025 \left[\frac{a}{W} \right]^2 + 0.06 \left[\frac{a}{W} \right]^4 \right]$ |
| <p>Tensão no Entalhe de Aresta Dupla (DENT)</p>  | $\frac{\sqrt{\frac{\pi a}{2W}}}{\sqrt{1 - \frac{a}{W}}} \left[1.122 - 0.561 \left[\frac{a}{W} \right] - 0.205 \left[\frac{a}{W} \right]^2 + 0.471 \left[\frac{a}{W} \right]^3 + 0.190 \left[\frac{a}{W} \right]^4 \right]$ |
| <p>Tração-Compacta C(T)</p>  | $\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left[1 - \frac{a}{W} \right]^{3/2}} \left[8.886 + 4.64 \left[\frac{a}{W} \right] - 13.32 \left[\frac{a}{W} \right]^2 + 14.72 \left[\frac{a}{W} \right]^3 - 5.60 \left[\frac{a}{W} \right]^4 \right]$ |

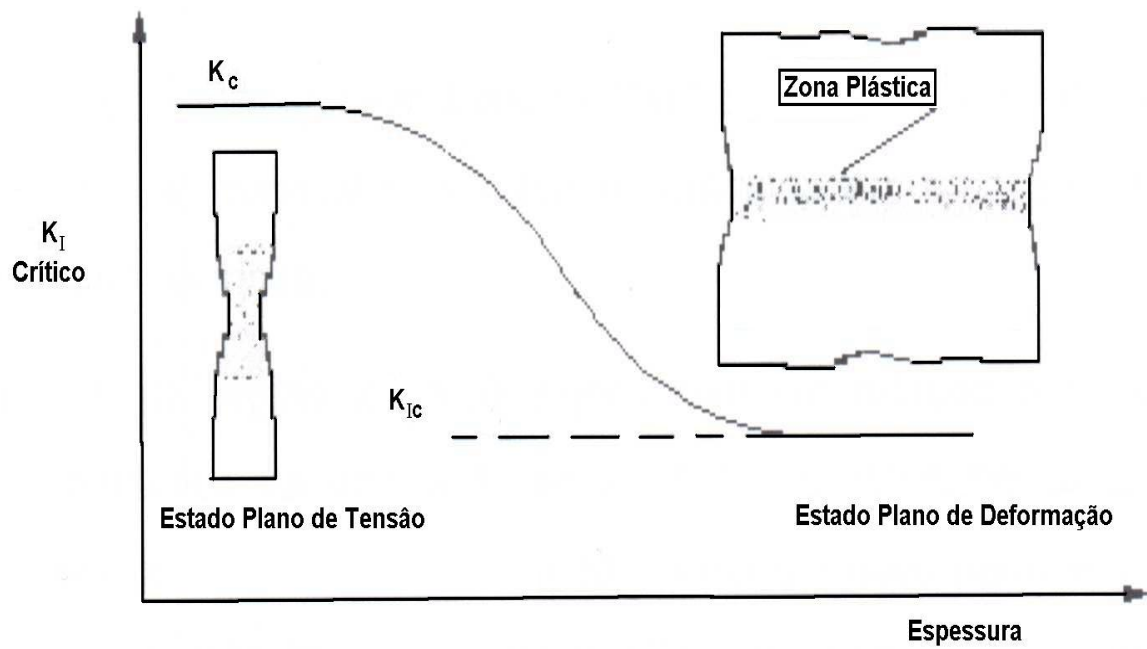


Figura 2.5 – Variação da tenacidade em função da espessura do corpo-de-prova (Godefroid, 1999).

De acordo com a norma ASTM E 1820 (1996), a determinação de K_{Ic} obedece dentre outros os seguintes critérios:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (2.18)$$

onde B é a espessura do corpo-de-prova.

As descontinuidades encontradas em estruturas e componentes usualmente são superficiais ou internos, assumindo diversas formas. A literatura fornece fatores de correção para esses tipos de descontinuidades (Fig. 2.6). Essa figura fornece o parâmetro de forma da descontinuidade, Q, em função de $a/2c$ e de σ/σ_e , onde a e c são os semi-eixos menor e maior de descontinuidade elíptico, σ , a tensão aplicada e σ_e , o limite de escoamento (Rolfe & Barsom, 1987).

2. 5 - Plasticidade no Vértice da trinca

A distribuição elástica na vizinhança do vértice da trinca, Eq. 2.13, 2.14 e 2.15, mostra que, quando r tende para zero, as tensões tendem para infinito, isto é, há uma singularidade no vértice da trinca. Como os materiais estruturais deformam plasticamente acima do limite de escoamento, haverá na realidade uma zona plástica envolvendo o vértice da trinca. Assim, a solução elástica não é aplicável de uma forma rigorosa.

A ocorrência da plasticidade, segundo Irwin, faz a trinca se comportar como se fosse maior que seu tamanho físico. Essa correção de Irwin para a zona plástica está representada na Fig. 2.7.

A mecânica de fratura linear elástica se aplica para comportamento elástico linear, admitindo, porém, uma plasticidade limitada no vértice da trinca.

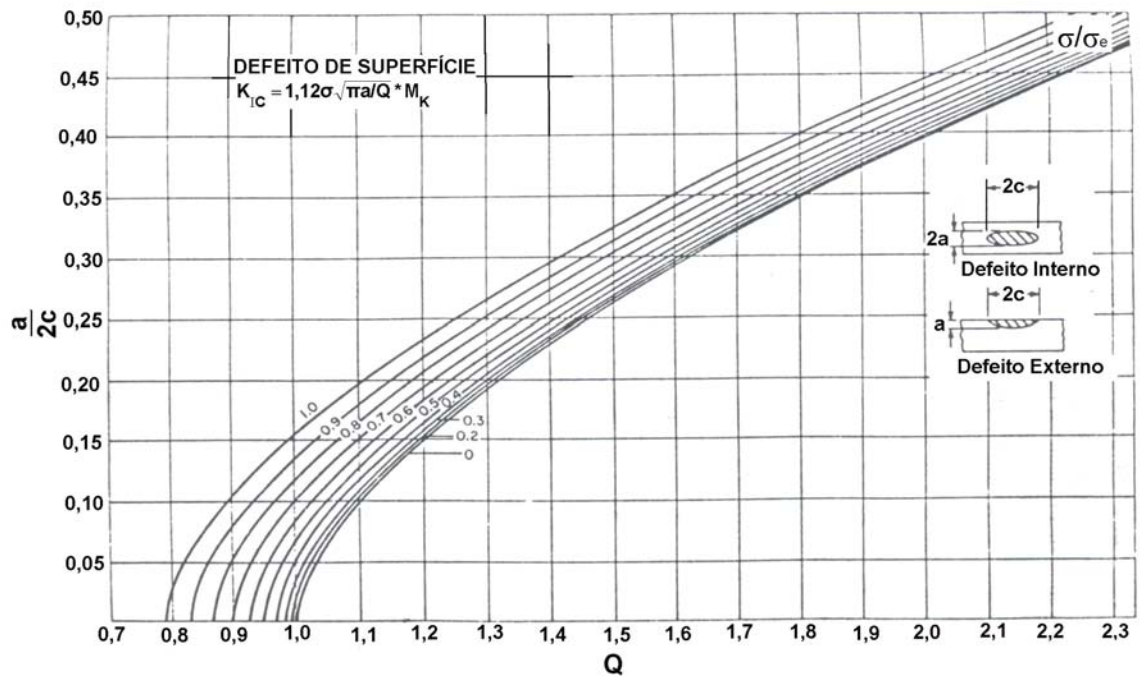


Figura 2.6 - Parâmetro de forma Q, para trincas elípticas (Rolfe & Barsom, 1987).

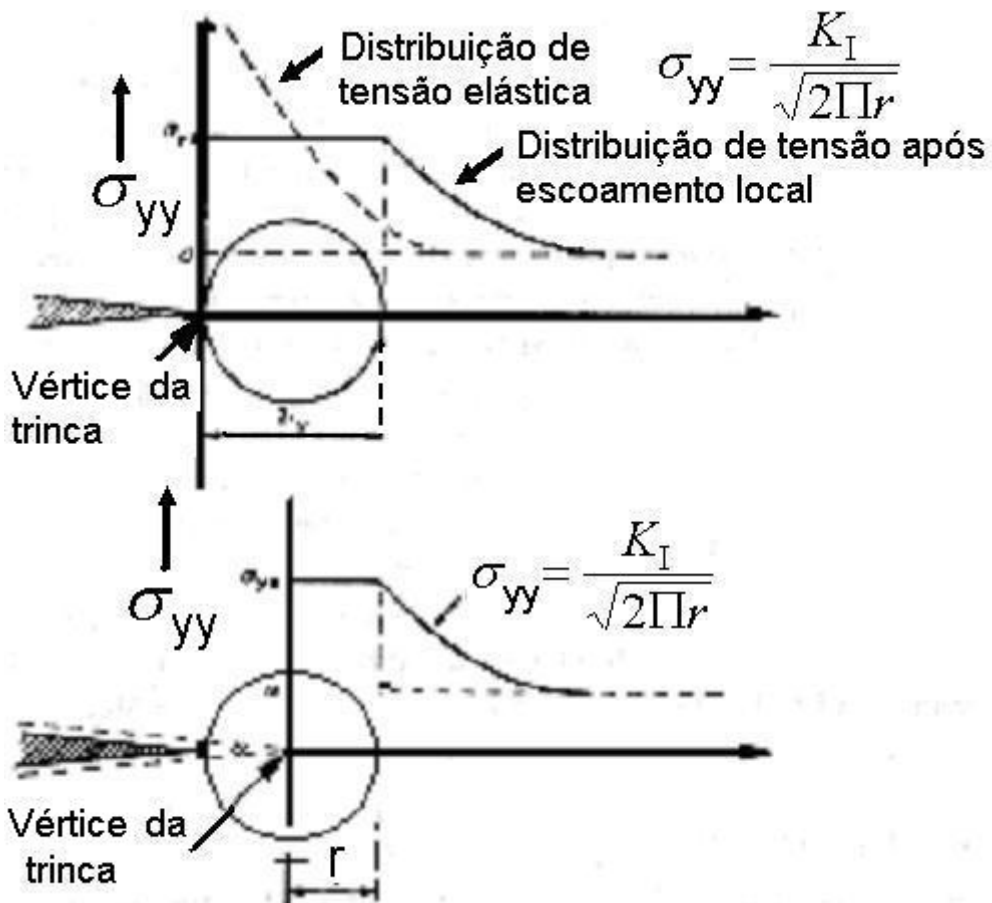


Figura 2.7 – Representação da zona plástica no vértice da trinca e correção de Irwin (Rice, 1968).

Quando a zona plástica não é muito pequena, o problema é tratado utilizando os conceitos da mecânica de fratura elasto-plástica (MFEP). Os conceitos mais usuais da MFEP são o deslocamento da abertura da trinca (CTOD), baseado na deformação no vértice da trinca e a integral J, baseada nos conceitos de balanço de energia. Os métodos de determinação de tenacidade à fratura no regime elasto-plástico são a análise da curva de resistência (norma ASTM E 561, 1986), a integral J (norma ASTM E 813, 1987) e o CTOD (norma ASTM E 1290, 1993) (Pascoal Junior, 2002, Falcão et al, 1998, Spinelli et al, 1997).

2.6 - Fadiga

Fadiga pode ser definida como o fenômeno que ocorre em componentes e estruturas submetidos a carregamentos cíclicos externos e se manifestam na deterioração da habilidade do material de suportar o carregamento para o qual foi projetado. A falha de componentes estruturais em razão de carregamento cíclico é um problema principal de projeto. A fratura do material tem origem em trincas por descontinuidades ou entalhes. É importante, assim identificar o mecanismo de propagação de trinca por fadiga, com o intuito de melhorar as características do material (Song, 1997, Dugdale, 1960).

Observou-se que as estruturas metálicas e seus componentes, quando sujeitas a cargas variáveis ou repetidas, poderiam fraturar com tensões abaixo das tensões necessárias para iniciar o processo de ruptura (Silva, 2001, Hertzberg, 1989).

Considere uma trinca passante, em uma placa sujeita a uma tensão remota que varia ciclicamente entre valores máximo e mínimo constantes, ou seja, um carregamento por fadiga, consistindo de tensão cíclica com amplitude constante como representado na Fig. 2.8.

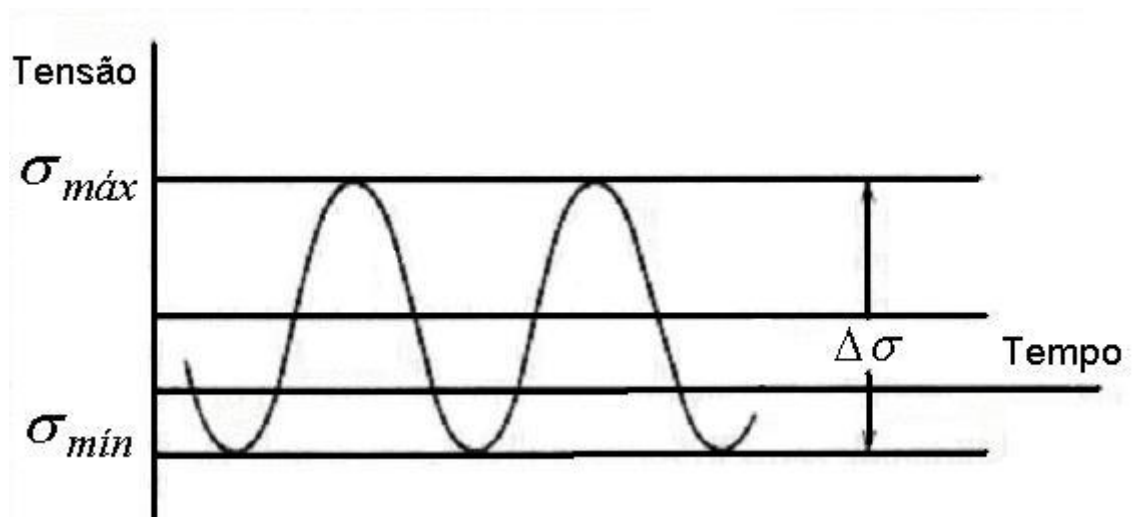


Figura 2.8 - Parâmetros de tensão cíclica em fadiga com amplitude constante.

A variação de tensão $\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}$, pode ser definida como,

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.19)$$

A taxa de propagação de trinca de fadiga pode ser definida como a razão de extensão da trinca, Δa , pelo número de ciclos, ΔN , ou seja, $\Delta a/\Delta N$, quando $\Delta N \rightarrow 0$:

$$\lim_{\Delta N \rightarrow 0} \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{da}{dN} \quad (2.20)$$

A razão de carga é definida como Eq. 2.20 e se relaciona com a taxa de propagação de trinca:

$$R = \frac{\sigma_{\text{min}}}{\sigma_{\text{máx}}} = \frac{K_{\text{min}}}{K_{\text{máx}}} \quad (2.21)$$

Se as tensões são completamente alternadas ($\sigma_{\text{máx}} = -\sigma_{\text{mín}}$), o valor de R é igual a -1 , e se as tensões são parcialmente alternadas R será um número negativo menor que 1. A vida em fadiga depende não só da tensão máxima, mas também da tensão mínima que esta ocorrendo durante o ciclo de carregamento.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2.22)$$

Ren-Guan e Kang-Xian (Ren-Guan & Kang-Xian, 1994), relacionaram a taxa de propagação de trinca da/dN com a razão de carga R , fator de intensidade de tensão K e a história de carregamento. Razão de carga superior a 1,4 promove uma parada na propagação de trinca. Esse número de parada de propagação de trinca varia com o a razão de carga e o número de ciclos.

Paris e Erdogan (Paris & Erdogan, 1963), mostraram que a propagação de trincas por fadiga, com amplitude constante, se relaciona com o fator cíclico de intensidade de tensões através da Eq. 2.23:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^{m_f} \quad (2.23)$$

Em materiais muito dúcteis com alta tenacidade à fratura, o crescimento de trinca por fadiga pode ocorrer em valores de $K_{m\acute{a}x}$ tão baixos quanto $0,01K_{Ic}$ (Suresh, 1998).

2.6.1- Estágios de Crescimento de Trinca por Fadiga

Na maioria dos componentes estruturais a existência de trincas não implica necessariamente em fratura do elemento. O objetivo dos ensaios de propagação de trinca por fadiga é determinar as taxas em que as trincas crescem sob carregamento cíclico, antes de atingirem um tamanho que é crítico para a ruptura do elemento estrutural.

Para a maioria das ligas de engenharia, um gráfico de $\log \frac{da}{dN}$ versus $\log \Delta K$, exibe um variação sigmoideal, conforme mostrado na Fig. 2.9. Neste gráfico, observa-se os estágios I, II e III, cujas características são:

Estágio I - a trinca e a zona de deformação plástica que circunda o vértice da trinca estão confinadas a uns poucos grãos;

- o crescimento de trinca ocorre predominantemente por cisalhamento único na direção do sistema de escorregamento primário;
- o incremento médio por ciclo é menor que o espaçamento reticulado e associa-se com ΔK_0 (fator de intensidade de tensão limiar).
- Lal (Lal, 1994) propôs a seguinte equação para aços;

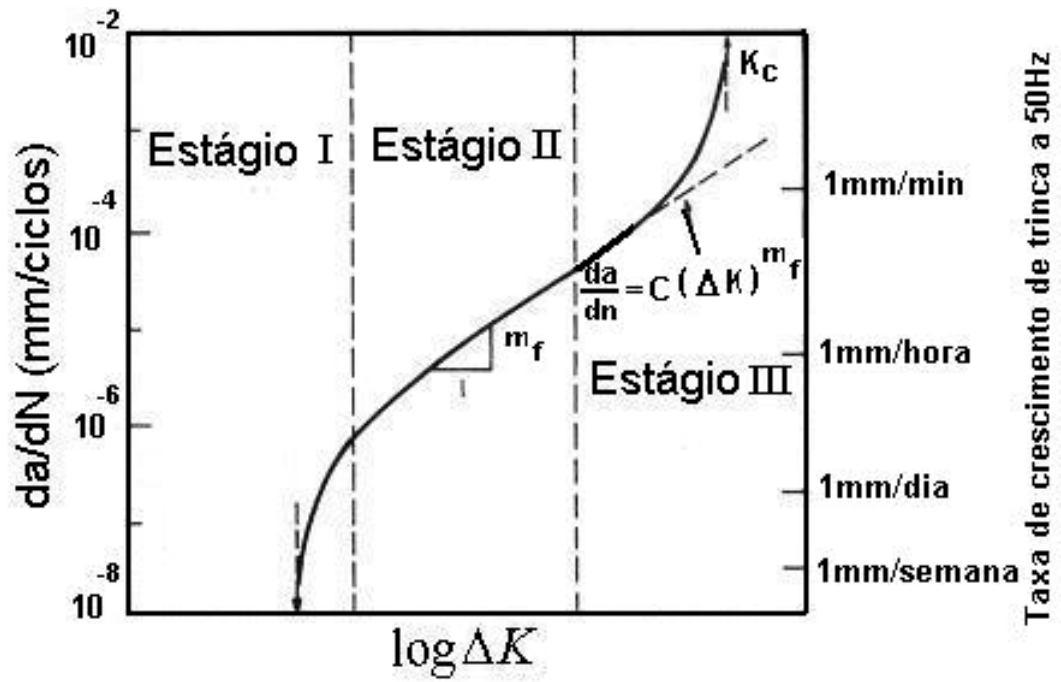


Figura 2.9 - Diferentes estágios na propagação de trinca por fadiga (Suresh, 1998).

$$\frac{da}{dN} = 9,6 \times 10^{-12} (\Delta K)^{5,28} \quad (2.24)$$

$$(7,1 \leq \Delta K \leq 17)$$

Estágio II - ocorre em faixas de valores de intensidade de tensão mais elevados;

- a zona plástica na ponta da trinca incorpora muitos grãos;
- o processo de crescimento de trinca envolve fluxo através de dois sistemas de escorregamento;
- a trinca cresce através do avanço de uma quantidade fixa por ciclo de tensão;
- a microestrutura e as condições de carregamento não são muito importantes neste estágio;
- o comportamento da taxa de crescimento de trinca por fadiga nos aços ferrito-perlítico pode ser calculado pela Eq. 2.24 (Rolfe & Barsom, 1987).

$$\frac{da}{dN} = 3,6 \times 10^{-10} (\Delta K)^3 \quad (2.25)$$

- Lal (Lal, 1994) propôs a seguinte equação para aços;

$$\frac{da}{dN} = 4,27 \times 10^{-9} (\Delta K)^{3,05} \quad (2.26)$$

$$(17 \leq \Delta K \leq 50)$$

Estágio III - corresponde a fratura brusca final que ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para propagação instável e falha catastrófica;

- sofre grande influência da microestrutura e das condições de carregamento.

2.6.2- Limiar para o Crescimento de Trinca por Fadiga

No estágio I, a taxa de propagação de trinca torna-se cada vez menor com o decréscimo de ΔK . O limiar ΔK_0 é definido como limite inferior de ΔK , abaixo do qual não ocorre o crescimento de trinca. Em termos práticos, ΔK_0 , é definido como o fator cíclico de intensidade de tensão para o qual a taxa de crescimento de trinca é igual a 10^{-8} mm/ciclo.

O limiar ΔK_0 engloba dois parâmetros:

$$\Delta K_0 = \Delta K_0' + \Delta K_0^c \quad (2.27)$$

onde $\Delta K_0'$, se refere à resistência intrínseca ao crescimento de trinca de fadiga e ΔK_0^c , se refere aos efeitos de fechamento de trinca.

Diversos parâmetros influenciam o ΔK_0 tais como, o limite de escoamento, tamanho de grão e outros elementos microestruturais, tensão média, história de carregamento, tensões residuais, modo de abertura no vértice da trinca, módulo de elasticidade de Young, temperatura e ambiente.

Klesnil e Lukas (Klesnil & Lukas, 1972) propuseram a seguinte relação empírica entre ΔK_0 e a razão de carga R entre tensões:

$$\Delta K_0 = \Delta K_{00}(1-R)^\gamma \quad (2.28)$$

onde ΔK_{00} é o limiar para $R = 0$, e γ é um parâmetro de ajuste. A Figura 2.10 apresenta uma compilação de valores de ΔK_0 para diversas ligas metálicas em função de R.

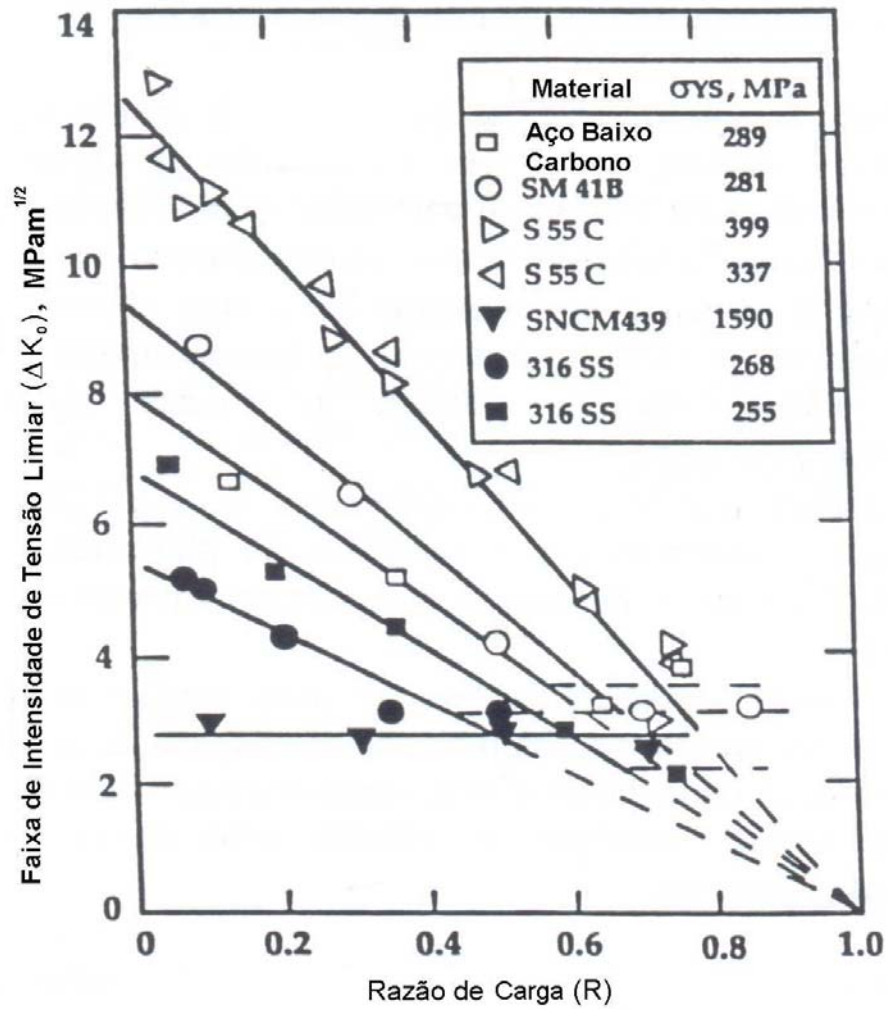


Figura 2.10 – Efeito da razão de carga R na faixa de intensidade de limiar de tensão (Godefroid, 1999).

2.7 – Fractografia

A Figura 2.11 mostra representações esquemáticas dos dois mecanismos mais comuns de fratura em metais.

Materiais dúcteis usualmente falham como resultado da nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que iniciam-se entre inclusões ou partículas de segunda fase e a matriz, ou, quando ocorre ruptura destes “elementos” (Cetlin, 1986).

Como consequência a fratura dúctil é constituída por “Dimples”.

A fratura por clivagem envolve separação ao longo de planos cristalográficos específicos. Como a fratura por clivagem está geralmente associada com deformação plástica pequena, ela é denominada fratura frágil. A probabilidade de se encontrar fratura por clivagem aumenta com o abaixamento da temperatura e com o aumento da taxa de deformação. Quando observadas por meio de um microscópio ótico ou eletrônico, as facetas de clivagem parecem conter degraus. Esses degraus se formam pela união de trincas paralelas, através de clivagem secundária ou pela passagem de discordâncias em hélice.

Em materiais submetidos à tração, os estágios observados na fratura dúctil são: formação de superfície livre junto à inclusão ou partícula de segunda fase pela decoesão da interface ou trinca da partícula, crescimento de microcavidades junto a partícula e coalescência destas microcavidades com microcavidades adjacentes. A fractografia em MEV mostra a presença de “dimples” característico de coalescência de microcavidades. “Dimples” sempre têm uma forma irregular, devido à ocorrência aleatória de microcavidades. “Dimples” equiaxiais se formam, quando as tensões são predominantemente de tração. “Dimples” alongados se formam no modo de cisalhamento ou de rasgamento.

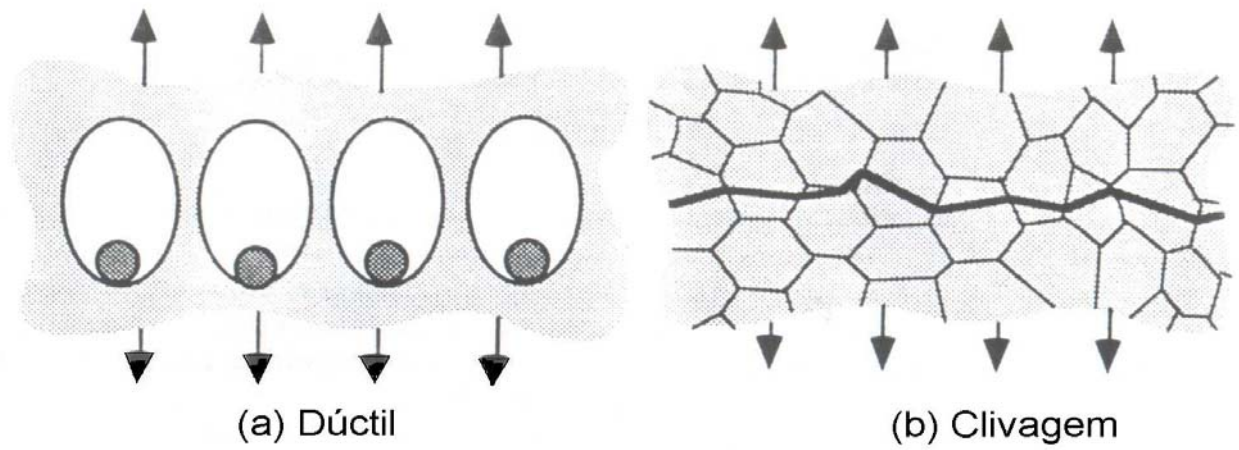


Figura 2.11 – Representações esquemáticas de mecanismos mais comuns de fratura em metais, dúctil (a) e clivagem (b) (Anderson, 1995).

Sob impacto, aço ferrítico tende a ser frágil em “baixas” temperaturas e a falha ocorre por clivagem. Em “altas” temperaturas, o material tende a ser dúctil e falha por coalescência de microcavidades. Na região de transição entre o comportamento dúctil e frágil, ambos os mecanismos de fratura podem ocorrer.

A principal característica de uma trinca por fadiga é a falta de deformação plástica macroscópica antes do colapso. Uma análise da superfície de fratura pode revelar a existência de marcas de praia, em torno do núcleo da fratura e linhas radiais partindo dele. Essas linhas podem ajudar na localização do ponto de origem da fratura. O aparecimento de marcas de praia é devido a alterações no nível de carregamento e ou na frequência de aplicação da carga. Nesta etapa a propagação da trinca é estável. Além das marcas de praia, observadas macroscopicamente, uma característica da fratura por fadiga, particularmente em metais dúcteis é a presença de estrias vistas através de microscopia eletrônica.

Os principais parâmetros microestruturais que podem desempenhar um papel importante na determinação do tipo de fratura são: tamanho de grão, partículas de segunda fase, fibramento mecânico e textura cristalográfica.

2.7.1- Composição Química

Em aços de baixo Carbono recozidos, a diminuição do teor de Carbono reduz a temperatura de transição dúctil-frágil (Krauss, 1992). Este efeito é mais pronunciado, onde o modo de fratura é a coalescimento de microcavidades.

2.7.2 - Partículas de segunda fase

A presença de partícula de segunda fase quer na forma de inclusão ou de precipitados duros, induz a nucleação de microcavidades.

2.7.3 - Tamanho de Grão

O refino da microestrutura representa uma oportunidade pela qual o material tem uma elevação simultânea na resistência mecânica e na tenacidade, conforme mostrado na Fig. 2.12.

Em aços de baixa e média resistência mecânica, verifica-se que um aumento no tamanho de grão afeta de maneira significativa o valor de ΔK_0 , (Fig. 2.13).

2.7.4 - Efeito da Anisotropia

O fibramento mecânico ocorre em razão do alinhamento preferencial de descontinuidades, tais como inclusões, microsegregações, segunda fase e até mesmo grãos na direção da conformação mecânica. A anisotropia, portanto, é a mudança de propriedades com sentido de conformação.

A Figura 2.14 mostra os três tipos de arranjos básicos de propagação de trinca: divisor, obstrutor e delaminador. Os arranjos obstrutor e divisor possuem tenacidade maior do que o arranjo delaminador.

A resistência ao crescimento de trinca nos aços pode ser influenciada pela direção de medição, como mostrado na Fig. 2.15.

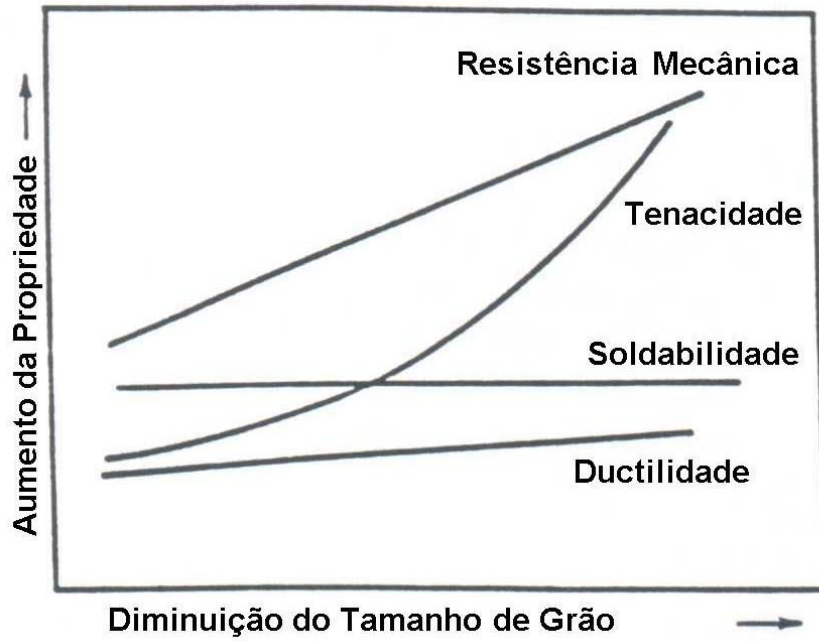


Figura 2.12- Evolução da tenacidade e resistência mecânica da liga com a diminuição do tamanho de grão (Godefroid, 1999).

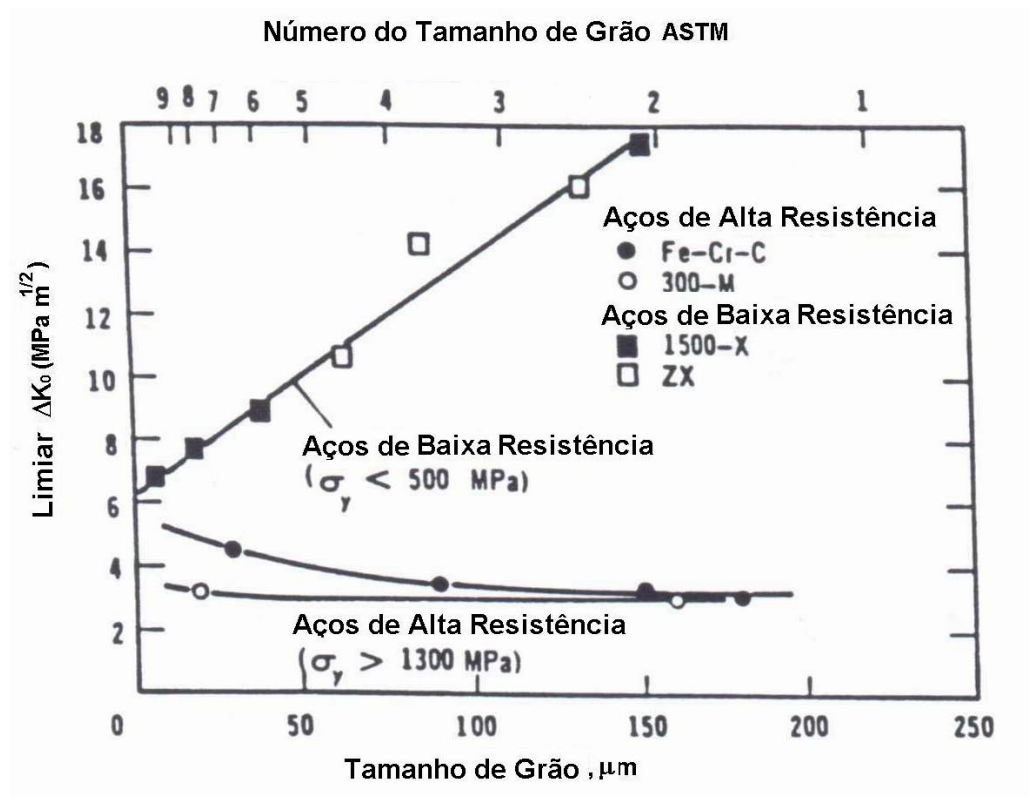
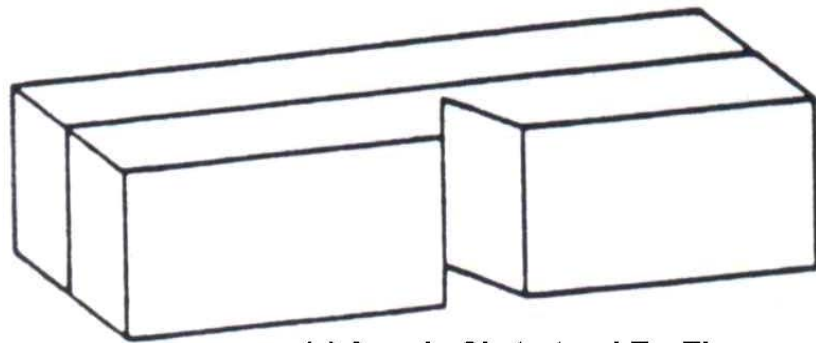
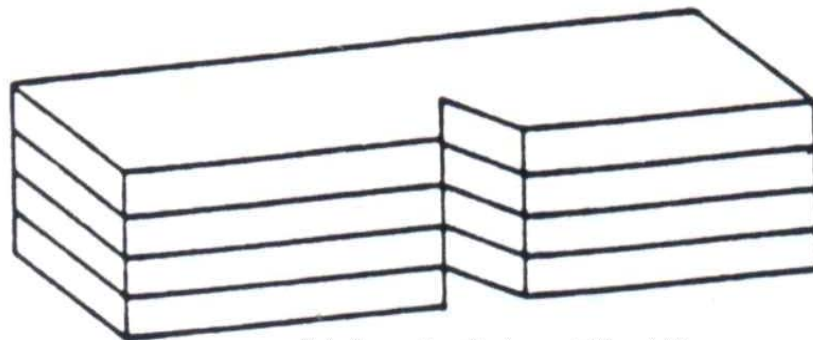


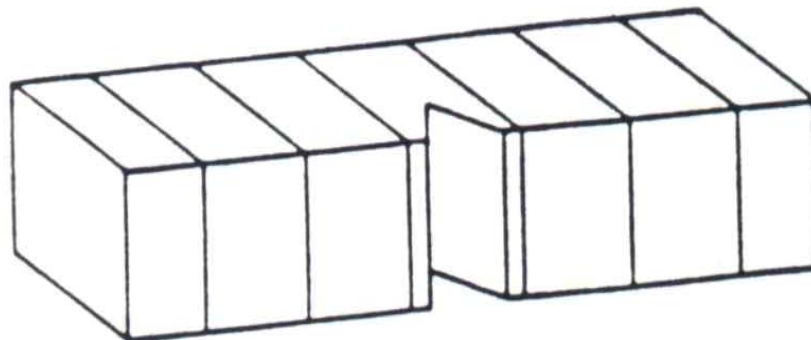
Figura 2.13 – Variação do limiar ΔK_0 com o tamanho de grão para aços de baixa e alta resistência e $R = 0,05$ (Godefroid, 1999).



(a) Arranjo Obstrutor: LT e TL



(b) Arranjo Divisor: TS e LS



(c) Arranjo Delaminador: SL e ST

Figura 2.14 - Espécies contendo interfaces relativamente fracas: (a) arranjo obstrutor, (b) arranjo divisor e (c) arranjo delaminador (Godefroid, 1999).

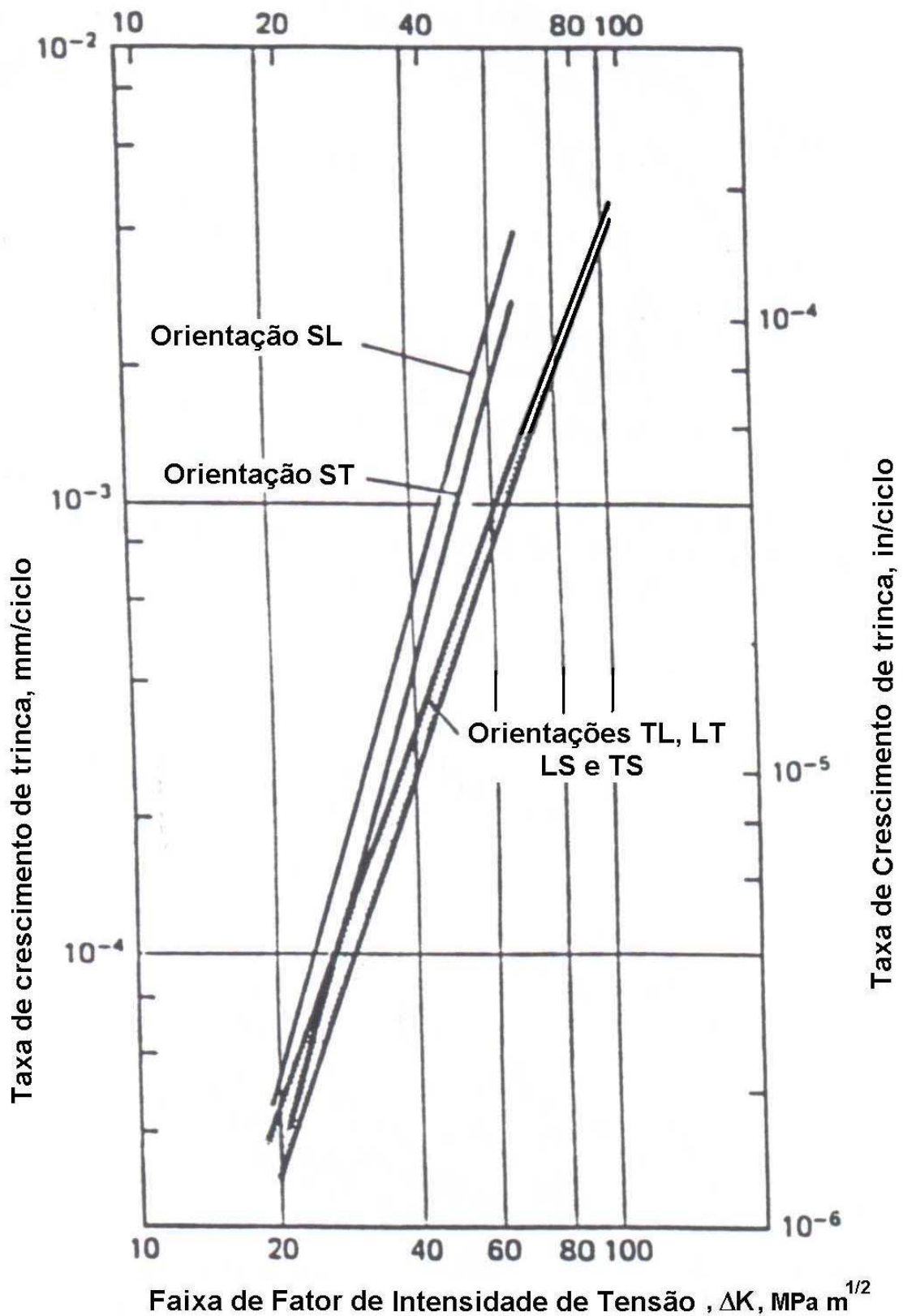


Figura 2.15 – Taxa de crescimento de trinca de fadiga em aços, testado em cada uma das seis orientações (Godefroid, 1999).

2.7.5 – Textura

Em geral, as propriedades físicas dos cristais dependem fortemente da direção em que são medidas, isto significa dizer que a grande maioria dos cristais são anisotrópicos.

Se os grãos de uma amostra policristalina estão orientados aleatoriamente, então ela apresentará as mesmas propriedades em todas as direções e diz-se que esta amostra é isotrópica. Entretanto, um arranjo cristalino verdadeiramente ao acaso raramente é atingido, porque os processos de fabricação tendem a alinhar os grãos, de forma que suas orientações não estão uniformemente distribuídas. O resultado é chamado de textura cristalográfica ou orientação preferencial, que pode simplesmente ser definida como uma condição, na qual a distribuição de orientação do cristal é não aleatória.

Normalmente, costuma-se descrever a textura cristalográfica através de índices de Miller. Descreve-se a textura das chapas como $(hkl)[uvw]$, significando que o plano (hkl) dos grãos é aproximadamente paralelo ao plano da chapa e a direção $[uvw]$ é coincidente com a direção de laminação.

Em seu trabalho, Raabe (Raabe, 1996) mostra uma outra maneira de se representar às texturas de laminação. Elas são, frequentemente, representadas em termos de textura de fibra, onde as principais são:

α -fibra: $\langle 110 \rangle // DL \rightarrow \{001\} \langle 110 \rangle, \{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 110 \rangle$

γ -fibra: $\langle 111 \rangle // PC \rightarrow \{111\} \langle 112 \rangle$ e $\{111\} \langle 110 \rangle$

ε -fibra: $\langle 110 \rangle // DT \rightarrow \{001\} \langle 110 \rangle, \{112\} \langle 111 \rangle, \{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{001\} \langle 120 \rangle$

Textura de Goss

onde: DL – direção de laminação

PC – plano da chapa

DT – direção transversal ao plano da chapa

A anisotropia depende da textura cristalográfica presente no material. É usual representar a textura na forma de figura de polo que pode ser determinada por técnicas de difração de raios-x. A informação contida na figura de polo, no entanto, é incompleta e semiquantitativa. Uma maneira de remover esta dificuldade é utilizar a ODF (Função da Distribuição de Orientação dos Cristais), que essencialmente descreve a frequência de ocorrência de orientações particulares no espaço de orientação tridimensional de Euler (Jonas, 1994). Através da análise da Função da Distribuição de Orientação (ODF), determina-se a densidade de polo de um plano cristalográfico em diversas orientações com relação a superfície e a direção de laminação em um sistema de projeção estereográfica.

A ODF é representada no espaço Euleriano φ_1 , φ_2 e Φ (Fig. 2.16). Neste diagrama, algumas orientações estão mostradas juntamente com as fibras tecnologicamente importantes segundo as direções de laminação (α), normal (γ) e transversal a ela (ε).

A Microscopia de Imagem de Orientação (MIO) é uma técnica de caracterização microestrutural baseada na difração de elétrons retro-espalhados (EBSD). Nesta técnica, o contraste é formado por gradiente de orientação cristalográfica, e obtêm-se mapas que descrevem a morfologia, como nas técnicas de microscopia ótica e varredura, mas que estão associados com medidas absolutas da orientação cristalográfica. Ela fornece um meio prático de associar a orientação cristalográfica com aspecto morfológico de uma microestrutura, de uma forma quantitativa e estatisticamente representativa. Esta técnica foi desenvolvida para a investigação da microtextura (relação da textura local com a microestrutura).

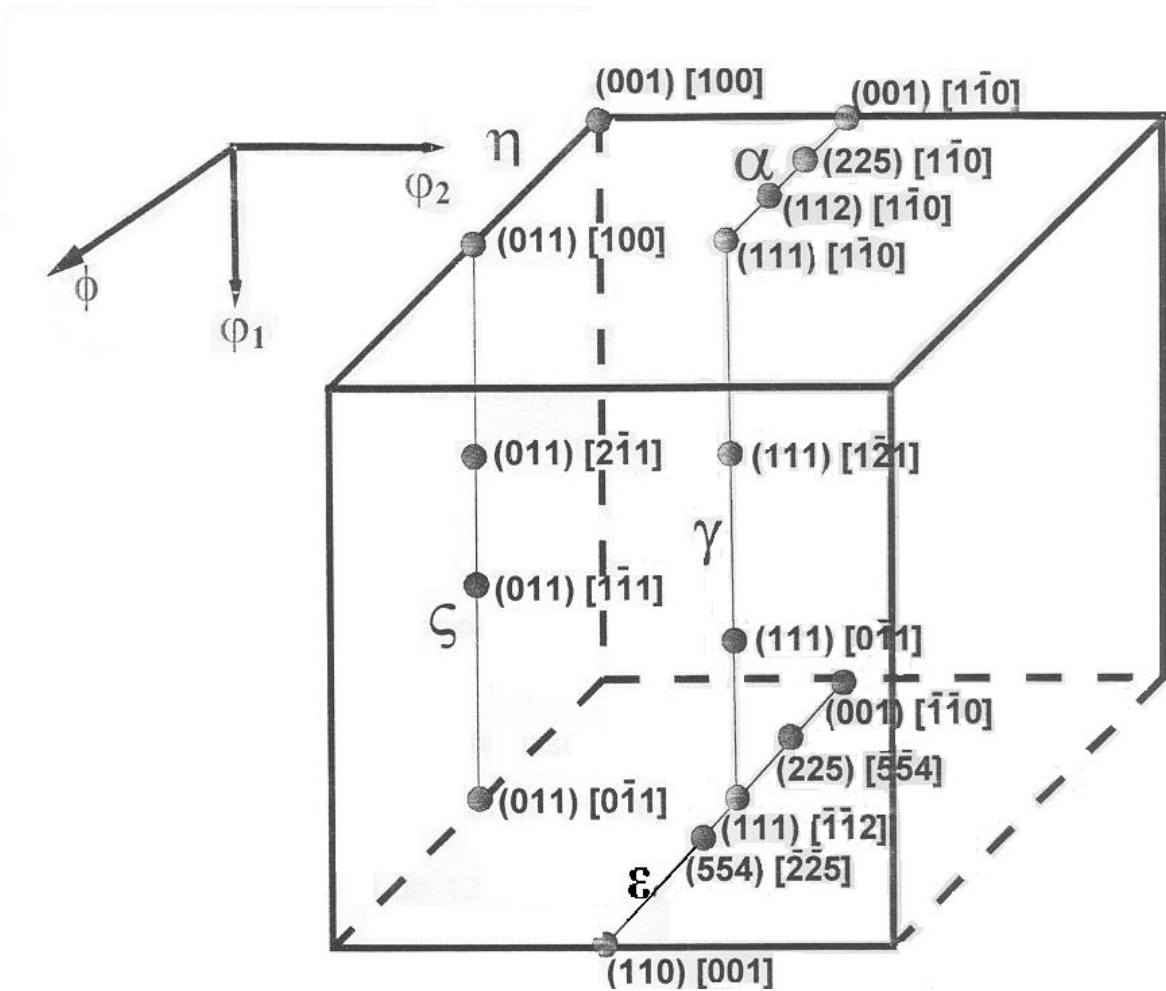


Figura 2.16 – Espaço de Euler reduzido com algumas fibras importantes e orientações para cristais cúbico de corpo centrado (Park, 1996).

Dessas técnicas para avaliar a orientação cristalina, a difração de raios-X analisa grandes volumes e é estável, enquanto que a MIO tem resolução menor que 0,2 μm e capacidade da análise de macro e microtextura (Acesita , 2003).

Capítulo 3

METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1- Análise Química e Metalográfica do Material

A análise química foi feita em corpos-de-prova de dimensões 50x50x19 mm em espectrômetro ótico de emissão. Os elementos químicos carbono e enxofre foram analisados no equipamento marca Leco a partir de limalhas obtidas desses corpos-de-prova com brocas de 3/16”.

Os corpos-de-prova do aço USI-SAC-50 para os ensaios mecânicos foram cortados a partir de chapas laminadas a quente com espessura de 12 mm e 19 mm. O corte foi feito em serra de fita, marca Franho, com lâmina de vídea. Os cortes foram feitos segundo as direções paralela e perpendicular à laminação. As tiras cortadas foram fresadas e, posteriormente, retificadas para as dimensões dos corpos-de-prova.

As amostras para análise metalográfica foram cortadas na direção da laminação e perpendicular a esta direção. Essas amostras foram fresadas e, posteriormente, preparadas em lixas com granulometrias de 180, 240, 320, 400, 500, 600 e 1000 mesh. Em seguida, foi feito polimento de acabamento em feltro impregnado com pasta de diamante com dimensões 7, 3 e 1 microns. Para análise da microestrutura, estas amostras foram atacadas com nital 5%, e, posteriormente, analisadas em microscópio ótico marca Leitz, com aumento de 200X.

Utilizou-se o software Quantikov (Pinto, 1996) para determinação da porcentagem volumétrica de perlita e ferrita, bem como diâmetro médio de grão.

A técnica de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) (Fig. 3.1) foi utilizada para caracterização da estrutura de grãos e microtextura tanto da superfície como do centro das chapas de 12 mm e 19 mm. Para medição do tamanho de grão ferrítico foi adotado como critério de medida contornos com desorientação mínima de 5°.

3.2- Ensaio Charpy

As dimensões dos corpos-de-prova de Charpy estão mostradas na Fig. 3.2 (ASTM E-23/96, 1996). Utilizou-se uma retifica plana e o sobremetal deixado foi de 0,2 mm para as dimensões de 10,0 mm dos corpos-de-prova. O entalhe foi feito em uma máquina marca CDTN-1, construída no Centro de Desenvolvimento Tecnologia Nuclear, dotada de ferramenta com perfil do entalhe desejado (Lourenço, 1999).

Foi utilizado uma máquina de ensaio Charpy instrumentada, marca Instron Wolpert PW30, de capacidade máxima 40kN. Esta máquina é constituída, basicamente, de um pêndulo, dial de leitura, suporte para corpo-de-prova, martelo e cutelo. Utilizou-se, os meios de resfriamento, nitrogênio, água e gelo, para se garantir as temperaturas de ensaio que foram de -197°C, -90°C, -70°C, -50°C, -40°C, -30°C, -20°C, -10°C, 0°C, 6°C, 17°C, 23°C, 50°C, 70°C, 97°C, 125°C e 140°C.

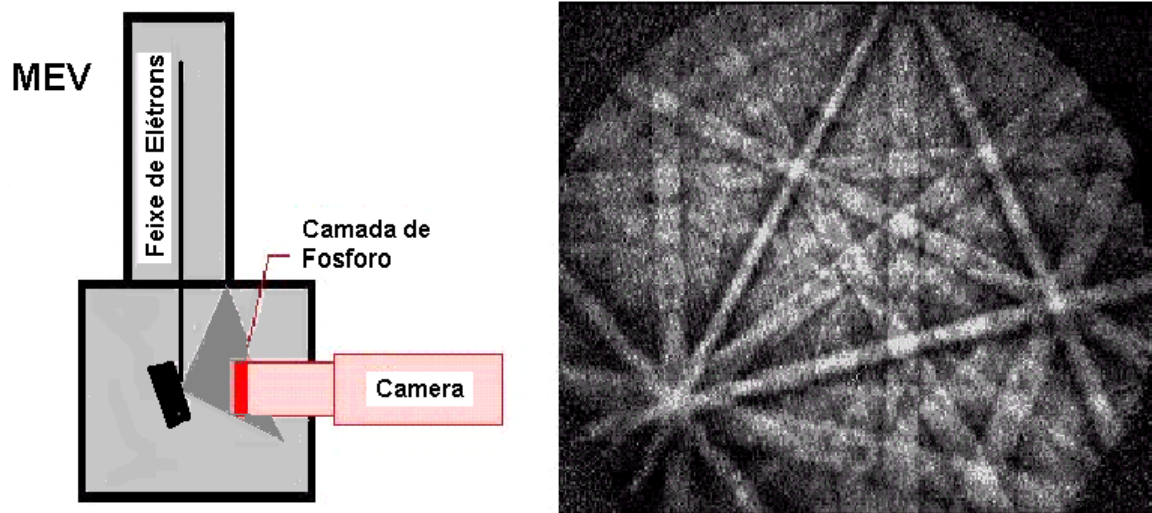


Figura 3.1 – Representação esquemática do equipamento para a Difração de Eléctrons Retro-Espalhado (EBSD) (Acesita, 2003)

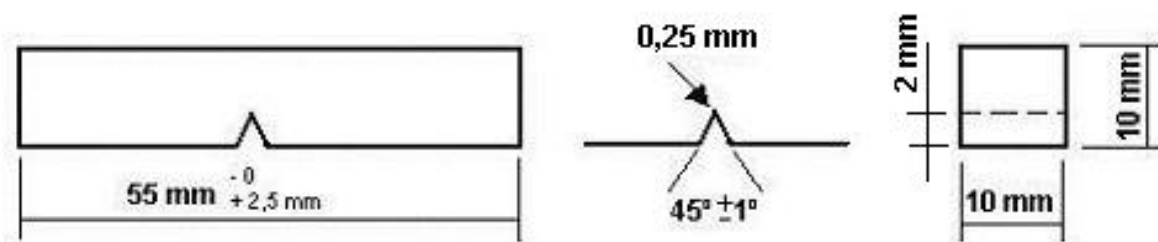


Figura 3.2 - Dimensões do corpo-de-prova para ensaio Charpy, conforme norma ASTM E-23/96 (1996).

Para medição destas temperaturas, foi utilizado um termopar de mercúrio com sensibilidade de +/- 5°C.

Essa máquina de ensaio Charpy é dotada de interface, marca Impact 95, cuja frequência de aquisição de dados é de 1MHz. Um medidor de deformação é colado no martelo e o sinal de carga é enviado à interface. A coleta de sinal inicia-se no contato do martelo com o corpo-de-prova. Esse sinal coletado em mV é convertido em carga através de uma curva de calibração da máquina (Fig. 3.3).

Esse sinal de carga versus tempo, $F(t)$, é utilizado para cálculo de velocidade do pêndulo através da Eq. 3.1.

$$v(t) = v_0 - \left(\frac{1}{m}\right) \int_0^t F(t) dt \quad (3.1)$$

onde: v_0 = velocidade de impacto do pêndulo;

m = massa do pêndulo;

t = tempo.

A deflexão do corpo-de-prova em função do tempo, $s(t)$, foi determinada da integração da curva velocidade versus tempo (Eq. 3.2).

$$s(t) = \int_0^t v(t) dt \quad (3.2)$$

A energia absorvida pelo corpo-de-prova em função do deslocamento, $E_W(s)$, foi determinada pela integração da curva força versus deslocamento (Eq. 3.3) (Fig. 3.4 (a), (b) e (c)).

$$E_W(s) = \int_0^s F(s) ds \quad (3.3)$$

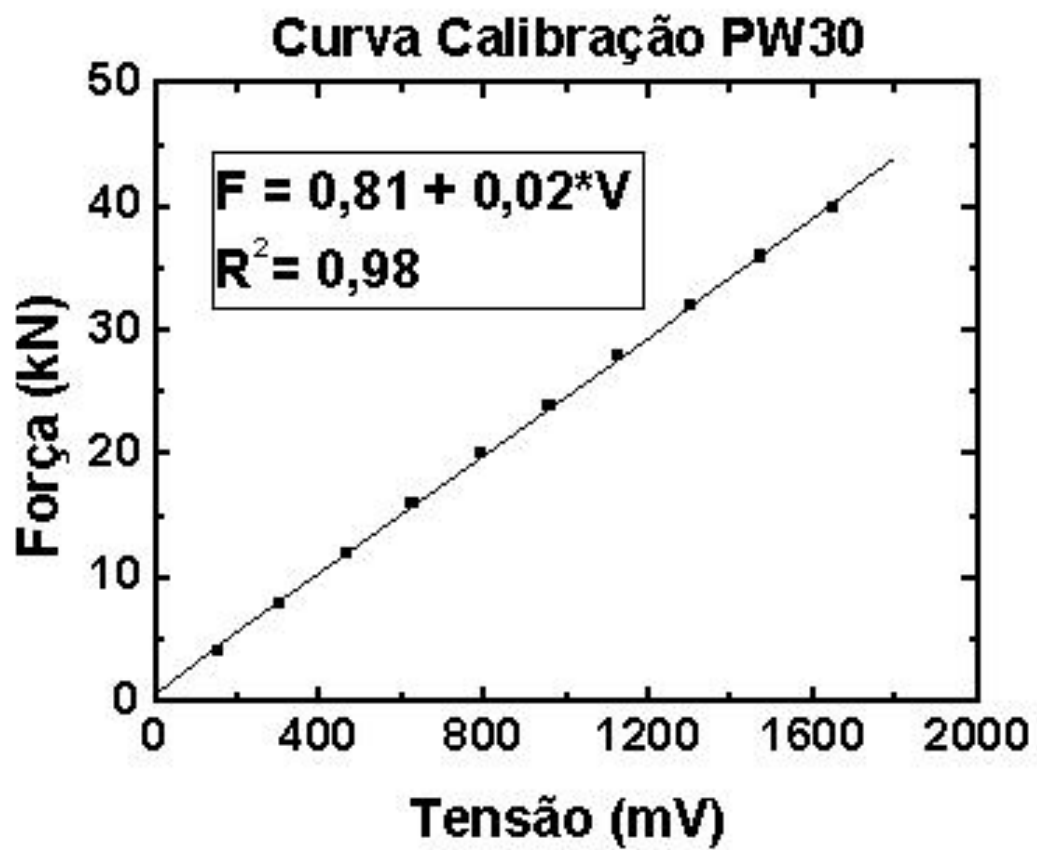
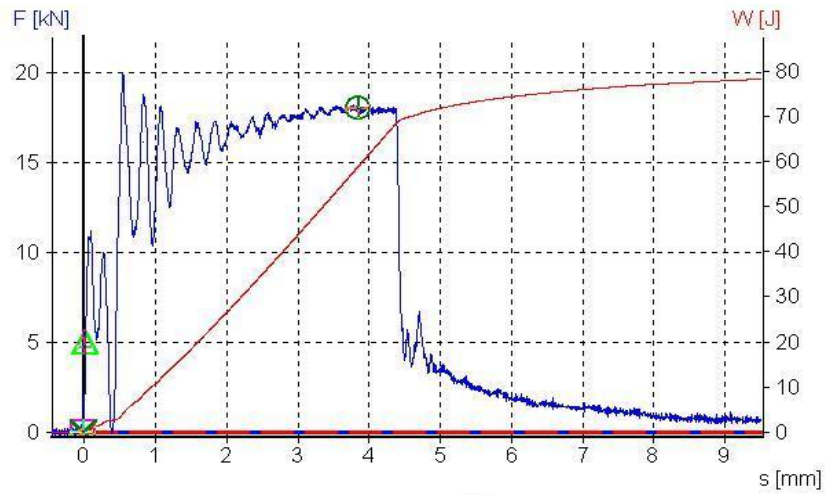
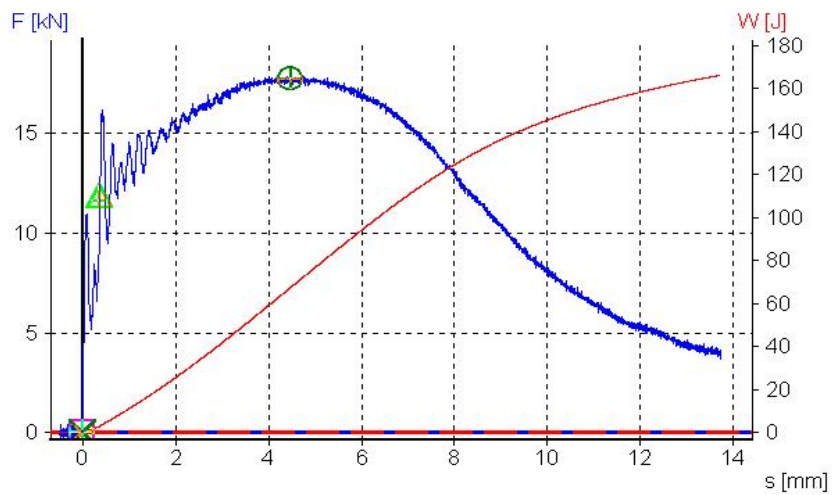


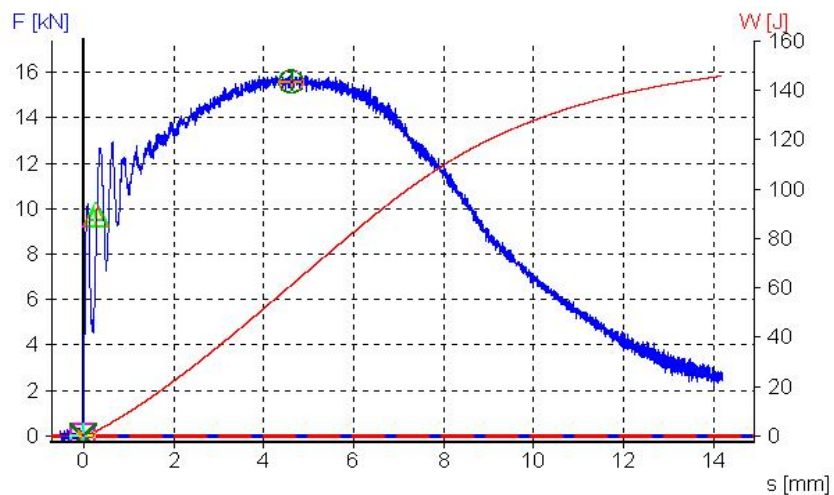
Figura 3.3 – Curva de calibração de carga versus tensão para a máquina Wolpert PW30 (CDTN, 2003).



(a)



(b)



(c)

Figuras 3.4 – Evolução da carga com o deslocamento do pêndulo e energia para fratura nas temperaturas de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c) (CDTN, 2003).

A superfície de fratura dos corpos-de-prova de Charpy para as espessuras de 12 e 19 mm, nos sentidos LT e TL, foi analisada em MEV, marca Phillips, com tensão 20kV e aumento de 100, 200, 500X.

Foi feito ensaio de microdureza Vickers em microdurômetro, marca Leitz, carga de 100gf.

3.3- Ensaio de Tração

As dimensões dos corpos-de-prova de tração estão mostradas na Fig. 3.5 (a) e (b) (ASTM E-8M, 1995). Foram retirados 3 corpos-de-prova para cada direção. Mediu-se a espessura e largura com micrômetro digital “Mitutoyo” (resolução de 0,001m).

O equipamento utilizado para o ensaio de tração foi uma máquina universal Instron, modelo 1125, com acionamento servo-hidráulico e células de carga de 10t e 30t.

O valor do limite de escoamento foi obtido a partir do gráfico tensão versus deformação, a partir da deformação de 0,2%. Esse limite de escoamento foi utilizado para cálculo da variável $P(a)$, no ensaio de propagação de trinca.

Outros corpos-de-prova da mesma dimensão foram utilizados para avaliação do coeficiente de anisotropia. Para essa finalidade, a deformação convencional utilizada foi de 15%. Para obtenção dos coeficientes de anisotropia normal (\bar{R}) e planar (ΔR), utilizou-se dois extensômetros, sendo um transversal e o outro longitudinal.

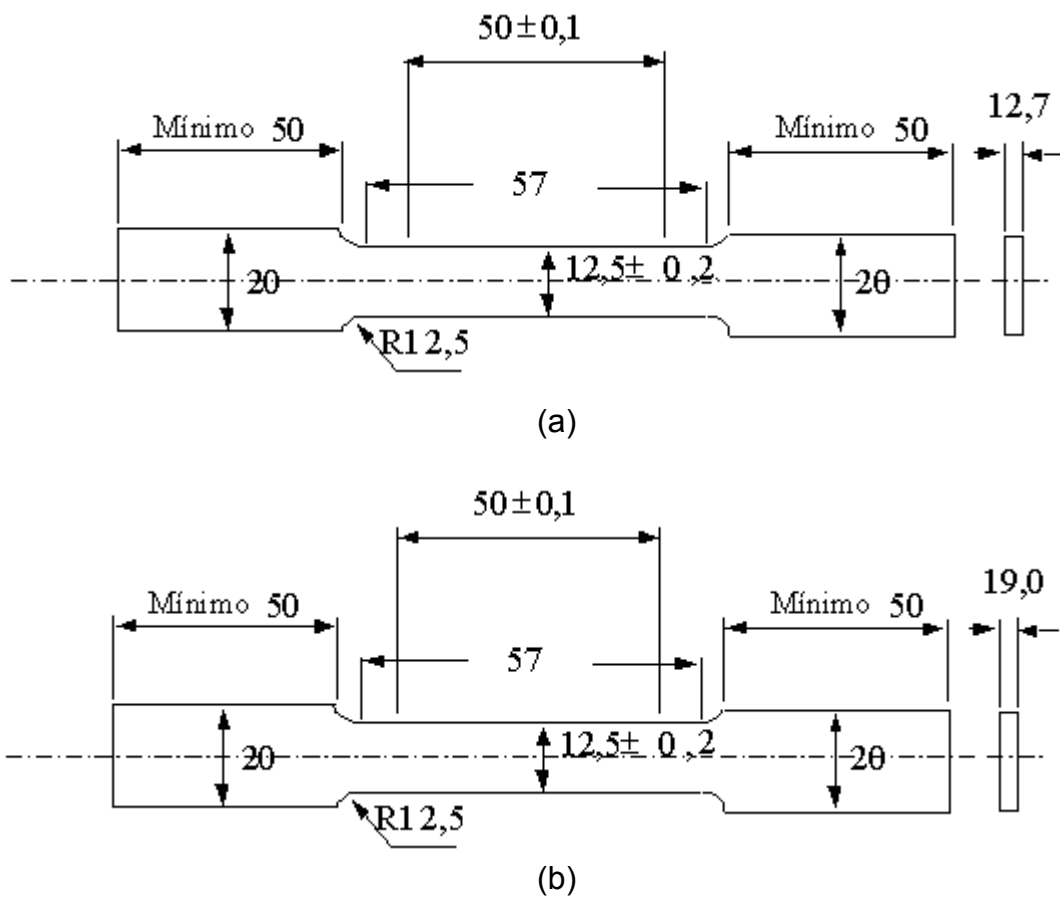


Figura 3.5 – Dimensões, em mm, dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração retirados na chapa nas posições de 0°, 45° e 90° da direção de laminação, respectivamente para as chapas de 12mm (a) e 19mm (b) (ASTM E-8M, 1995).

O extensômetro transversal foi o responsável pela determinação da deformação na direção da largura e o longitudinal, com 50mm de comprimento útil, foi usado para a determinação da deformação na direção do comprimento do corpo-de-prova.

O cálculo de R_1 , \bar{R} e ΔR foi feito através das Eqs. 3.4, 3.5, 3.6 e 3.7. A partir destes valores, calculou-se o valor médio e o desvio padrão associado a essas medidas. O desvio padrão foi calculado através da Eq. 3.8:

$$R_1 = \frac{\varepsilon_W}{\varepsilon_T} \quad (3.4)$$

$$R_1 = \frac{\ln\left(\frac{W_0}{W_f}\right)}{\ln\left(\frac{l_0 W_0}{l_f W_f}\right)} \quad (3.5)$$

$$\bar{R} = \frac{(R_0 + 2R_{45} + R_{90})}{4} \quad (3.6)$$

$$\Delta R = \frac{(R_0 + R_{90} - 2R_{45})}{2} \quad (3.7)$$

$$\bar{S}_n = \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{x})^2}{n-1}} \quad (3.8)$$

Para cálculo do coeficiente de encruamento n , utilizou-se a deformação convencional de 10% e o método de Nelson e Winlock (Guimarães Filho, 1990).

$$\frac{P_m}{P_{15\%}} = \left[\frac{1,10}{1 + e_m} \right] \left[\frac{n}{\ln(1,10)} \right]^n \quad (3.9)$$

onde: W_0 e l_0 são, respectivamente, a largura inicial e comprimento inicial;

W_f é a largura final após 15% de deformação;

l_f é o comprimento final após 15% de deformação.

P_m é a carga máxima;

$P_{15\%}$ é a carga em 15% de deformação;

e_m é a deformação máxima.

O limite de resistência foi calculado através da Eq. 3.10.

$$\sigma_R = \frac{P_m}{S_0} \quad (3.10)$$

O valor da carga máxima foi obtido no ponto onde o coeficiente de encruamento assumiu o valor zero (ponto de instabilidade). O coeficiente de encruamento foi calculado a partir do banco de dados tensão versus deformação real através da Eq. 3.11.

$$\sigma_R = K_R e^n \quad (3.11)$$

O alongamento foi calculado pela relação

$$\Delta l = \frac{l_{ff} - l_0}{l_0} \quad (3.12)$$

onde l_0 e l_{ff} são, respectivamente, os comprimentos inicial e final.

A fratura dos corpos-de-prova de tração foi analisada em MEV, marca Phillips, tensão de 20kV e aumento 50 e 800X.

3.3- Ensaio de Fadiga

As dimensões do corpo-de-prova de fadiga estão mostradas na Fig. 3.6 (ASTM E 647-00 (2000)). Foram retirados 2 corpos-de-prova para cada uma das direções, 0° (LT) e 90° (TL) do sentido de laminação. Esses corpos-de-prova foram cortados em serra de fita, marca Franho, com lâmina de vídea. Em seguida, foram usinados em centro de usinagem, marca Discovery, visando às dimensões do corpo-de-prova da norma ASTM E 647-00 (2000). Algumas dimensões do corpo-de-prova, tais como 0,20W , 0,06W e a espessura, apresentam-se sem tolerância na norma. A usinagem dos corpos-de-prova foi feita, conforme Fig. 3.7, (a) para a chapa de 12 mm e (b) para a chapa de 19 mm de espessura. A distância entre os furos e o ângulo do entalhe dos corpos-de-prova foram medidos em projetor de perfil, marca Wolpert.

O equipamento utilizado para o ensaio de fadiga foi uma máquina universal Instron, modelo 8802 (CDTN), composta de sistema dinâmico com capacidade máxima de 250 kN, garras de cabeçote e levantamento hidráulico com distância máxima 1515 mm, controlador eletrônico digital de carga e posicionamento, construído em torre modular para 5 controladores ou placas de aquisição de dados. Cada sistema de aquisição de dados pode acomodar até 8 transdutores adicionais, controlador eletrônico digital com atualização dos parâmetros de PID automático até 1 kHz, processamento digital de sinais com a resolução de 19 “bits” sem a necessidade de ajuste manual ou supressão, condicionamento de sinal do transdutor de alta exatidão, baixo ruído com filtros variáveis de 0 até 1 kHz.

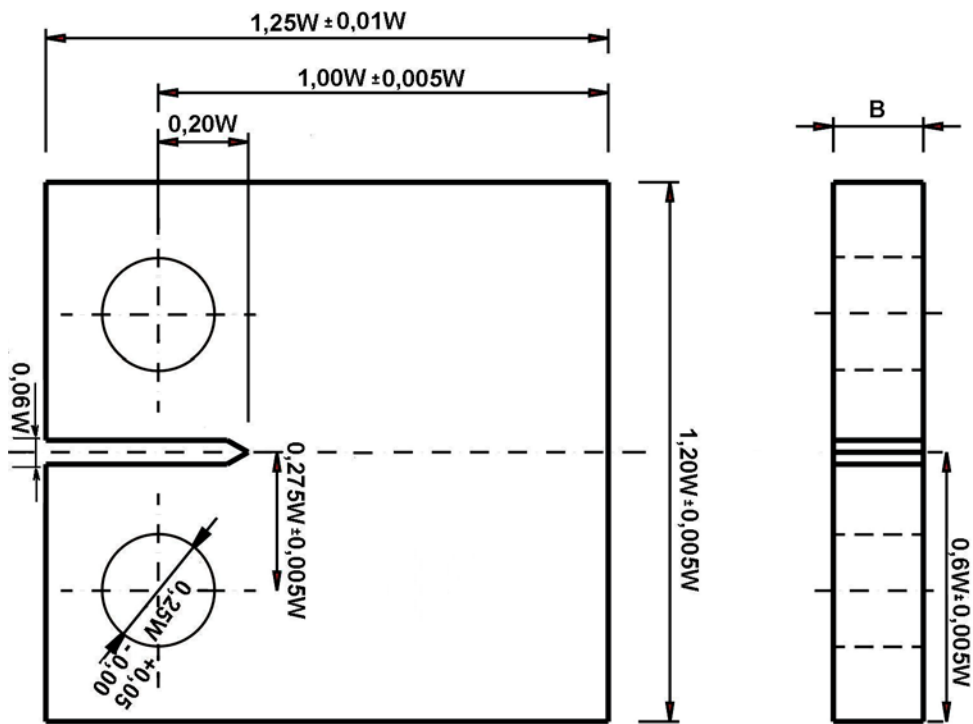
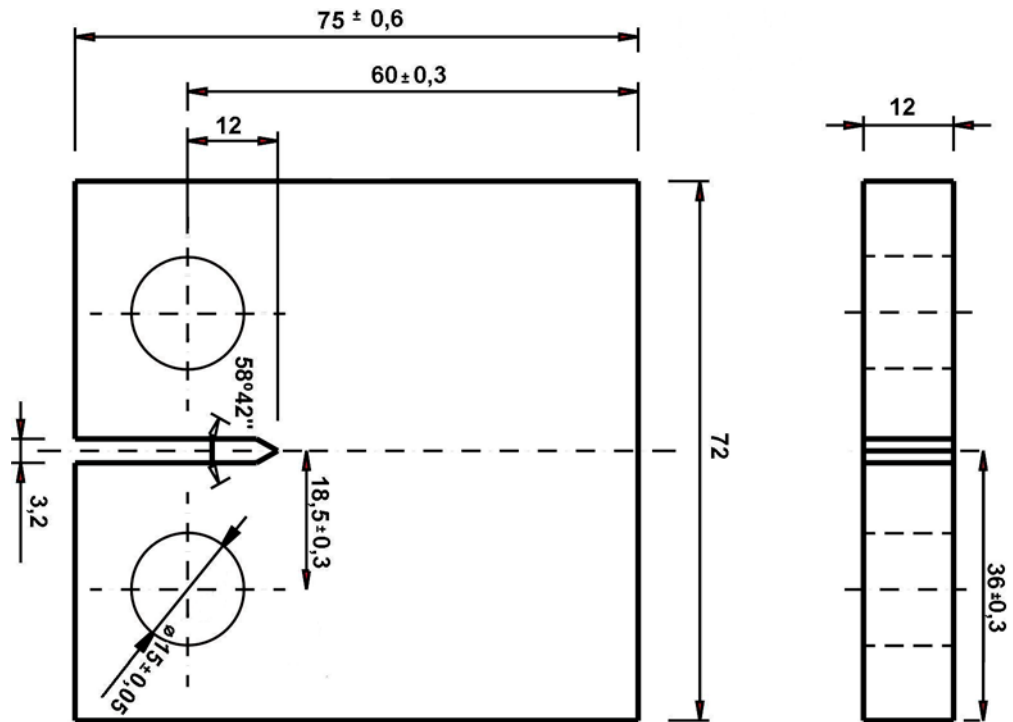
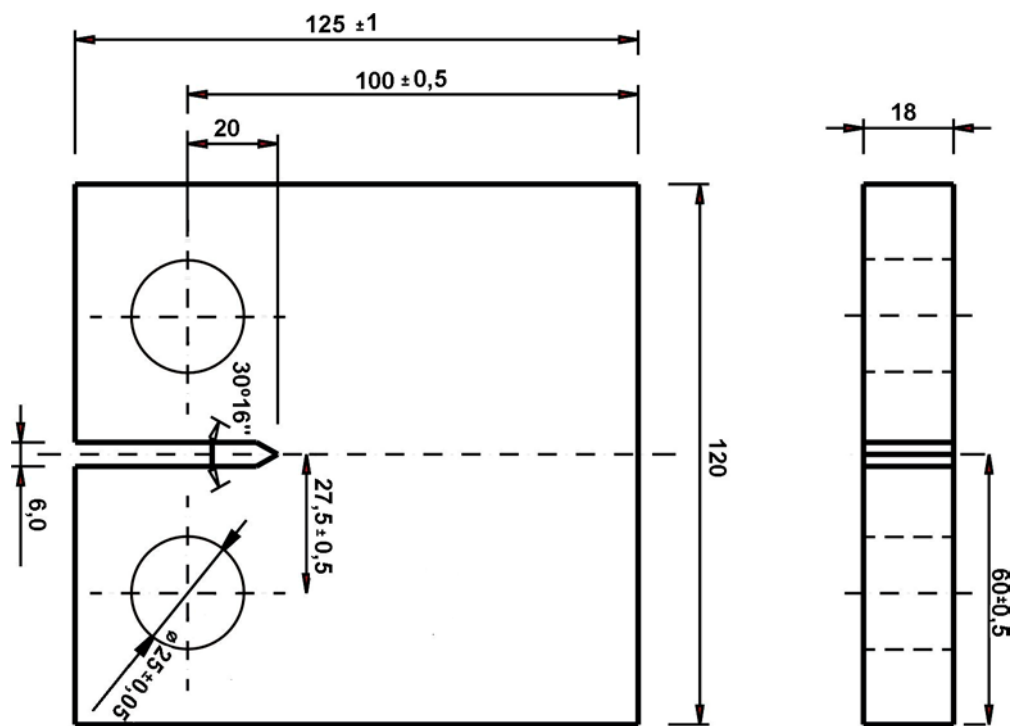


Figura 3.6 – Dimensões do corpo-de-prova do tipo tração-compacto, C(T), de propagação de trinca por fadiga, conforme norma ASTM E 647-00 (2000).



(a)



(b)

Figura 3.7 - Dimensões obtidas após usinagem dos corpos-de-prova C(T) retirados das chapas de espessura de 12 mm (a) e 19 mm (b) para propagação de trinca por fadiga.

Para a execução do ensaio de propagação de trinca, a norma ASTM E-647-00 (2000), estabelece que deve-se ter uma pré-trinca mínima de comprimento $0,1B$, $0,06W$ ou 1 mm . Para abertura dessa pré-trinca, calculou-se o valor de $f\left(\frac{a}{W}\right)$, mostrado na Tab. 2.1. Esse valor de $f\left(\frac{a}{W}\right)$ é função dos parâmetros geométricos do corpo-de-prova.

Com o valor do limite de escoamento obtido do ensaio de tração para as dimensões de 12 e 19 mm , foi calculado o $P(a)$ de acordo com a Eq. 3.13.

$$P(a) = \frac{0,4B(W - a)^2 \sigma_e}{(2W - a)} \quad (3.13)$$

Para um $R = 0,1$, calculou-se $P_1(a) = 0,1P(a)$. Os valores da carga média S_p e amplitude ΔF , foram calculados a partir das Eq. 3.14 e 3.15.

$$S_p = \frac{P(a) + P_1(a)}{2} \quad (3.14)$$

$$\Delta F = \frac{P(a) - P_1(a)}{2} \quad (3.15)$$

Em seguida, calculou-se $K(a)$, $K_1(a)$ e $\Delta K(a)$ a partir das Eq. 3.16, 3.17 e 3.18.

$$K(a) = \frac{P(a)f\left(\frac{a}{W}\right)}{B\sqrt{W}} \quad (3.16)$$

$$K_1(a) = 0,1K(a) \quad (3.17)$$

$$\Delta K(a) = K(a) - K_1(a) \quad (3.18)$$

No primeiro estágio, adotou-se uma pré-trinca máxima de 1mm, e trabalhou-se com a relação $\frac{\Delta K(a)}{E} < 2,0 \times 10^{-4} (m^{1/2})$. Os estágios subsequentes, segundo e terceiro, foram calculados de maneira similar ao primeiro estágio e, também, devem atender a relação $\frac{\Delta K(a)}{E} < 2,0 \times 10^{-4} (m^{1/2})$. Os valores de tensão média e amplitude para o primeiro, segundo e terceiro estágios foram, respectivamente, de 15,9, 12,6; 13,2, 10,8 e 12,1, 8,9 kN (Apêndice A). Essa amplitude de 8,9kN correspondente ao terceiro estágio foi o valor utilizado no ensaio de propagação de trinca.

Os parâmetros geométricos do corpo-de-prova, a amplitude, o comprimento inicial da trinca e a taxa de crescimento de trinca foram os dados informados ao “software” Max de controle da máquina. O comprimento de trinca medido pelo “clip gauge” e o número de ciclos são registrados dinamicamente no computador. No final do ensaio, foi obtido o gráfico da/dN versus ΔK .

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1- Análise Química e Metalográfica do Material

A Tabela 4.1 mostra a análise química do material da pesquisa, em porcentagem em peso.

Tabela 4.1 – Composição química de um aço do tipo USI-SAC-50 utilizada nos experimentos, em porcentagem em peso.

| C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Cu | Ti | Nb | V | Al | N(ppm) |
|------|------|------|-------|-------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|--------|
| 0,11 | 1,13 | 0,33 | 0,024 | 0,013 | 0,44 | 0,18 | 0,27 | 0,010 | 0,010 | 0,005 | 0,035 | 53 |

Observa-se que a composição química atende a norma NBR 6215 (1991) a qual estabelece que os aços patináveis devem apresentar teor de carbono menor ou igual a 0,25%, com teor total de elementos de liga inferior a 2,0% (excetuando o manganês), com limite de escoamento maior ou igual a 300MPa.

A análise metalográfica, sem ataque, evidenciou a presença de inclusões (Fig. 4.1), sendo provavelmente de óxido. Após o ataque, as amostras obtidas segundo as direções de laminação e perpendicular a esta direção, apresentaram ferrita e perlita na microestrutura (Fig. 4.2 (a) e (b)). A fração volumétrica de perlita e

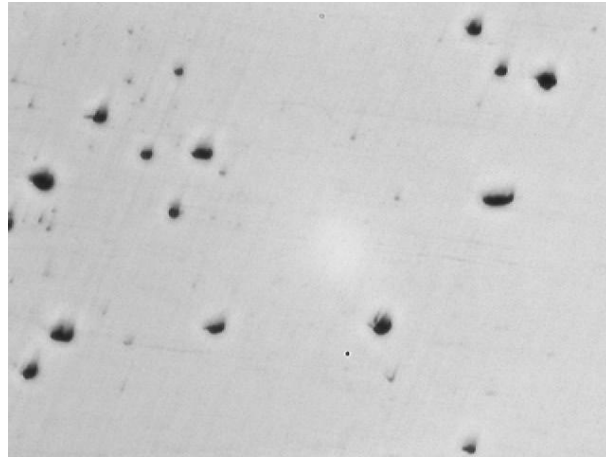
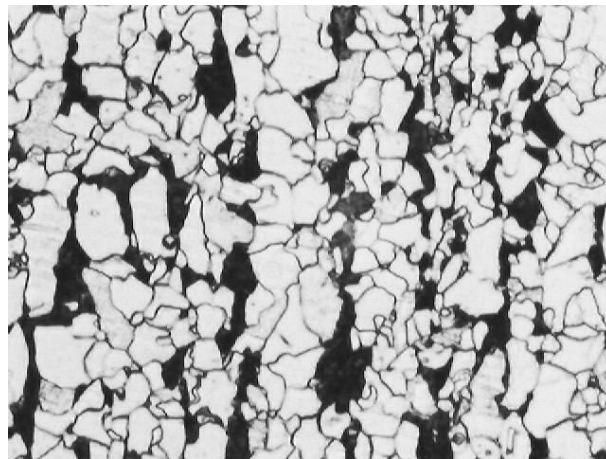
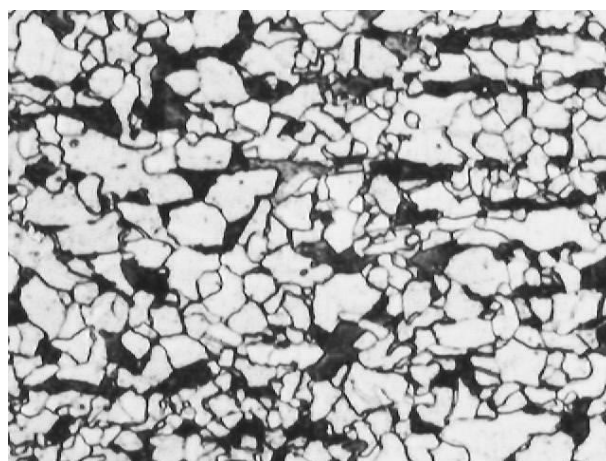


Figura 4.1 - Amostra do aço USI-SAC-50 sem ataque, evidenciando a presença de microinclusões, sendo provavelmente de óxido, aumento de 200X.



(a)



(b)

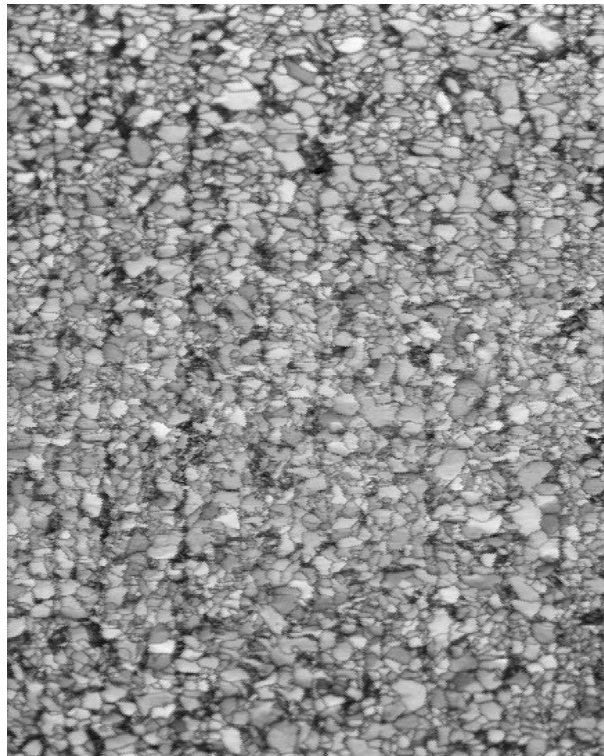
Figura 4.2 - Microestrutura do aço USI-SAC-50 em seção longitudinal (a) e transversal (b), evidenciando a presença de ferrita e perlita. Ataque Nital 5%, aumento de 200X.

ferrita foi, respectivamente, de 18,63 % e 81,37%, com desvio padrão de 1,21. O tamanho de grão ferrítico medido pelo intercepto linear médio foi de $7\mu\text{m}$, com desvio padrão de 0,5.

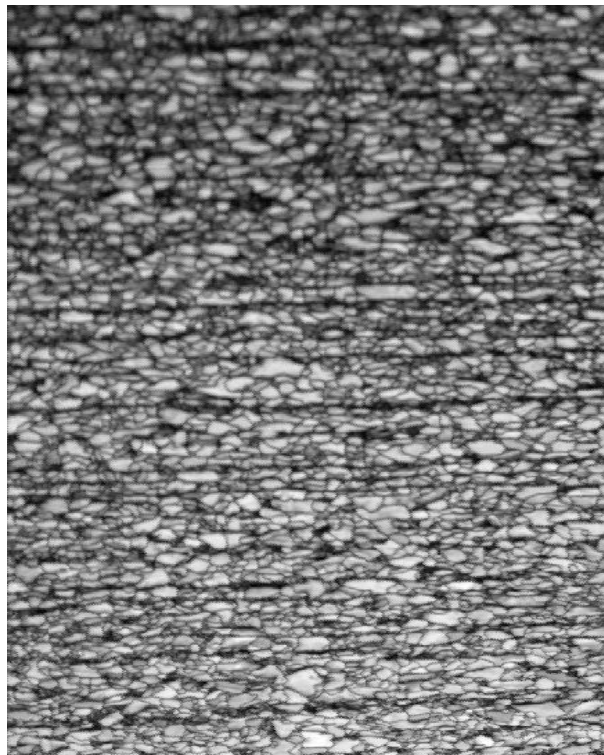
O valor médio de microdureza foi de 154,25 HV com desvio padrão de 22,60. Esse valor confirma a inexistência de constituinte acicular que deterioraria a tenacidade do material.

A microestrutura obtida pela técnica de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD), para o centro das chapas de 12 e 19 mm é mostrada, na Fig. 4.3 (a) e (b). Para medição do tamanho de grão ferrítico foi adotado como critério de medida contornos com desorientação mínima de 5° . A Figura 4.4 (a) e (b) mostra o histograma do ângulo de desorientação e índice de confiabilidade com a fração de grãos de ferrita, para a chapa de 12mm. Observa-se que mais de 9,5% da amostra apresenta o ângulo de desorientação da ferrita menor que 5° (Fig. 4.4 (a)). Essa fração de ferrita corresponde à parcela do material laminado a quente que está recuperada. Este fato acarretou que o tamanho de grão ferrítico medido por microscopia ótica fosse aproximadamente o mesmo obtido por EBSD ($7\mu\text{m}$). Essa proximidade dos resultados se deve em razão da fração de contornos de médio ângulo (5 a 15°) ser pequena ($<7\%$).

A fração volumétrica de ferrita obtida por essa técnica, também, coincidiu com o valor medido em microscopia ótica. O valor encontrado foi de 81% (19% de pontos com baixo índice de confiança – $CI < 0,1$ (Fig. 4.4 (b))). Estes pontos correspondem principalmente à perlita, onde as lamelas finas levam à superposição dos espectros da ferrita e da cementita.

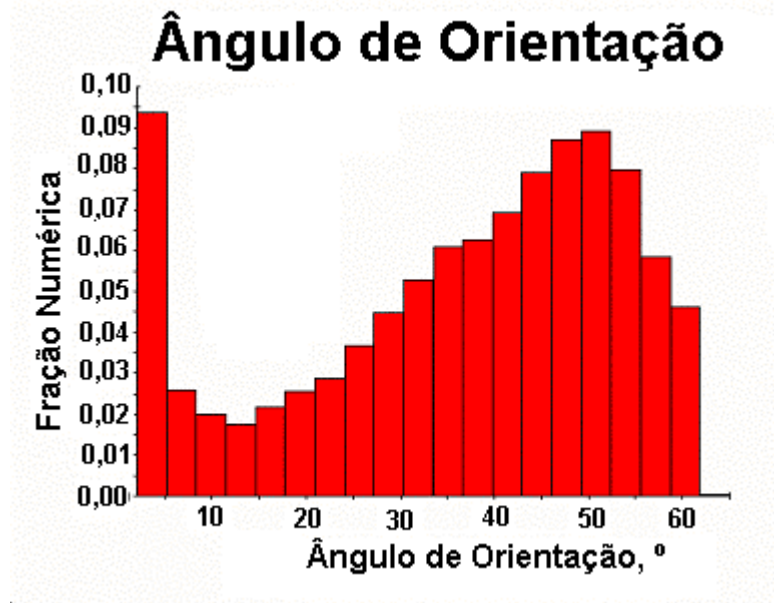


(a)

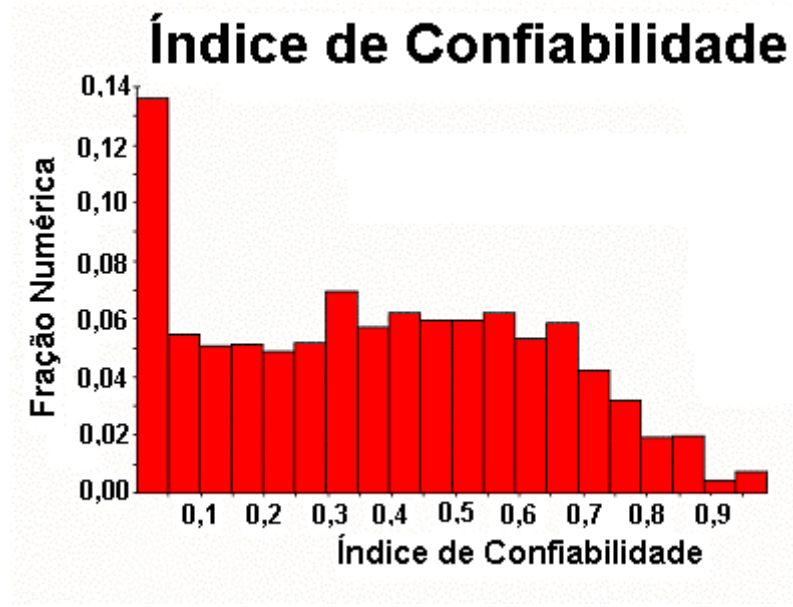


(b)

Figuras 4.3 - Microestrutura do aço USI-SAC-50 obtida em EBSD no centro das chapas de espessura de 12mm (a) e 19mm (b).



(a)



(b)

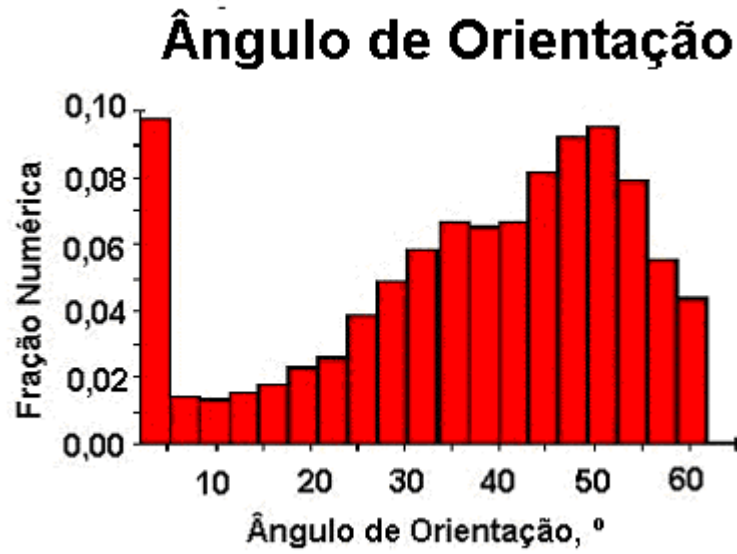
Figura 4.4 - Histograma do ângulo de desorientação (a) e índice de confiabilidade (b) com a fração de grãos de ferrita, para a chapa de espessura de 12mm.

A Figura 4.5 (a) e (b) mostra o histograma do ângulo de desorientação e índice de confiabilidade com a fração de grãos de ferrita, para a chapa de 19mm. Observa-se que aproximadamente 10,0% da amostra apresenta o ângulo de desorientação da ferrita menor que 5° (Fig. 4.5 (a)). De modo análogo, essa fração de ferrita corresponde à parcela do material laminado a quente que está recuperada.

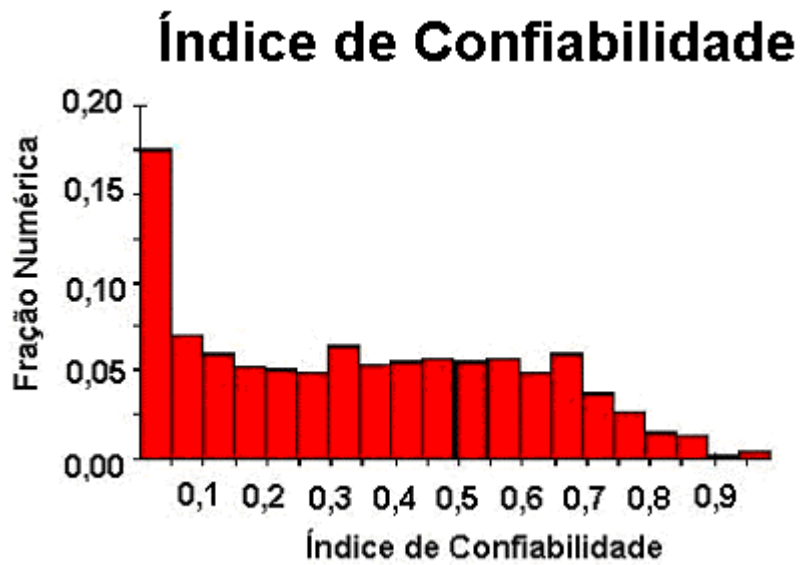
A fração volumétrica de ferrita obtida por essa técnica foi de 76% (24% de pontos com baixo índice de confiança – $CI < 0,1$ (Fig. 4.5 (b))). De modo análogo, este percentual de 24% corresponde a perlita, onde as lamelas finas levam à superposição dos espectros da ferrita e da cementita.

A Figura 4.6 (a) e (b) mostra a função de distribuição de orientação (ODF) para o aço USI-SAC-50, com espessura 12 e 19 mm, na posição correspondente ao centro das chapas. Para a chapa de 12mm, a seção $\varphi_2 = 45^\circ$ do espaço de Euler evidencia textura típica de laminação a quente de aço baixo carbono acalmado, com fibra $[110]//DL$ ou fibra α , com pico de maior intensidade em $(112)[1\bar{1}0]$, e fibra $[111]//DN$ ou fibra γ . Essa Figura 4.6 (a) revelou, também, componente de textura difusa com intensidade máxima de 2,4. Para a chapa de 19mm, no entanto, observou-se fibra $[110]//DL$ ou fibra α , com pico de maior intensidade em $(111)[11\bar{2}]$, e fibra $[111]//DN$ ou fibra γ . A componente de textura é difusa com intensidade máxima de 2,3 (Fig. 4.6 (b)).

Como, durante a laminação a quente, o modo de deformação muda através da espessura da chapa, pode-se obter heterogeneidade da textura ao longo da espessura (Park, 1996). Para verificar esta possibilidade, a Fig. 4.7 (a) e (b) mostra a ODF correspondente a superfície das chapas de 12 e 19 mm.

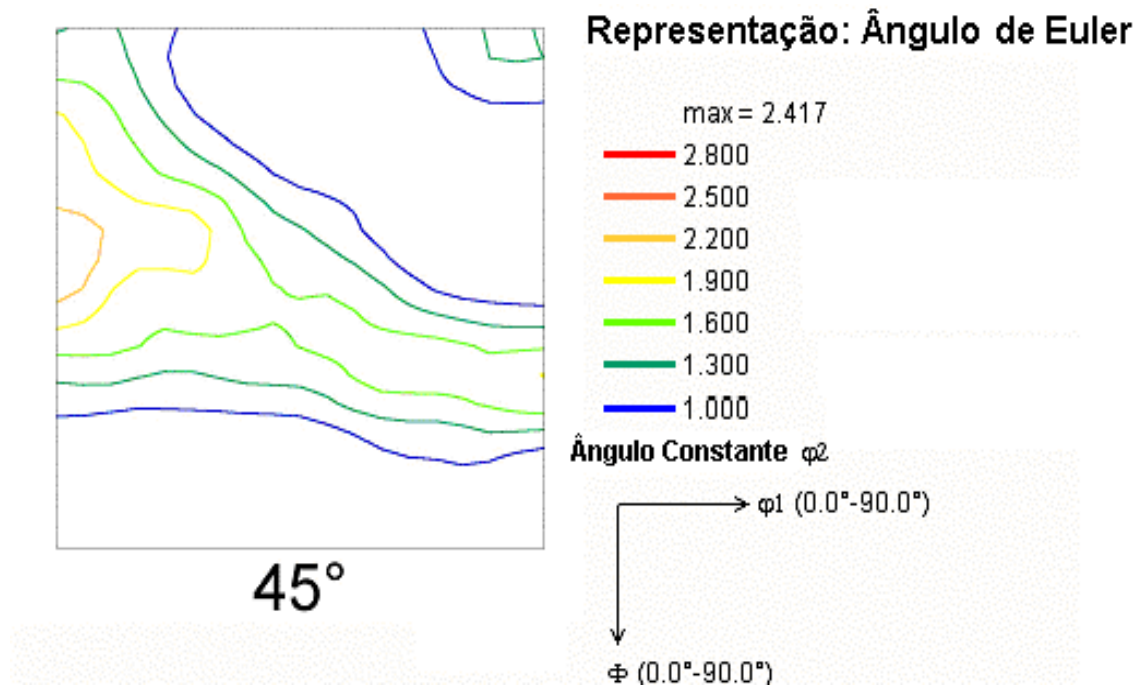


(a)

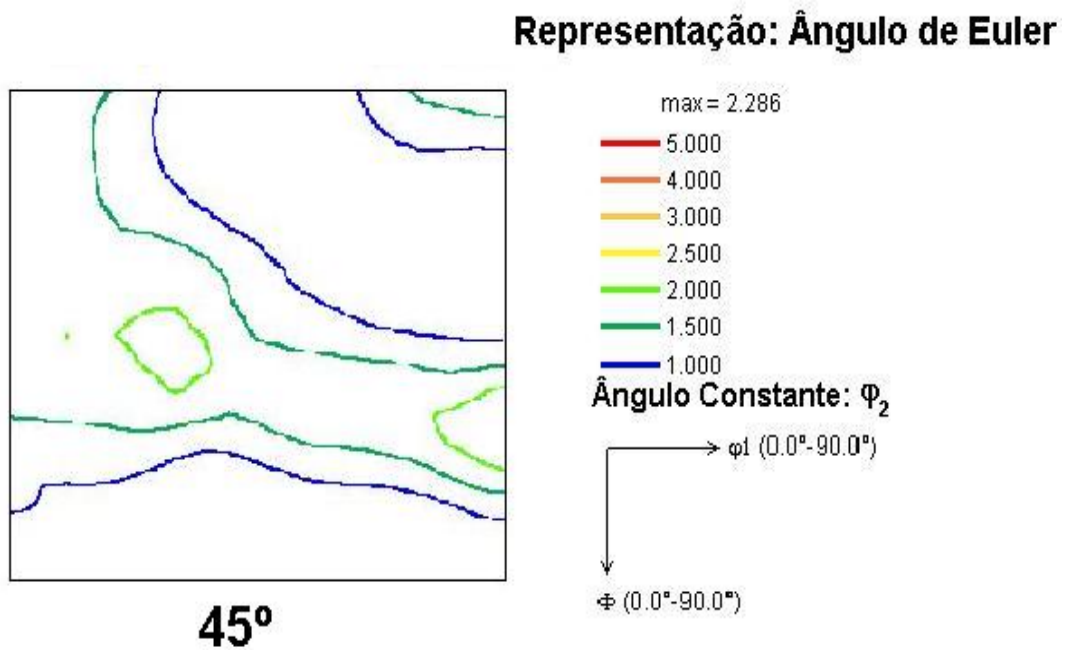


(b)

Figura 4.5 - Histograma do ângulo de desorientação (a) e índice de confiabilidade (b) com a fração de grãos de ferrita, para a chapa de espessura de 19mm.

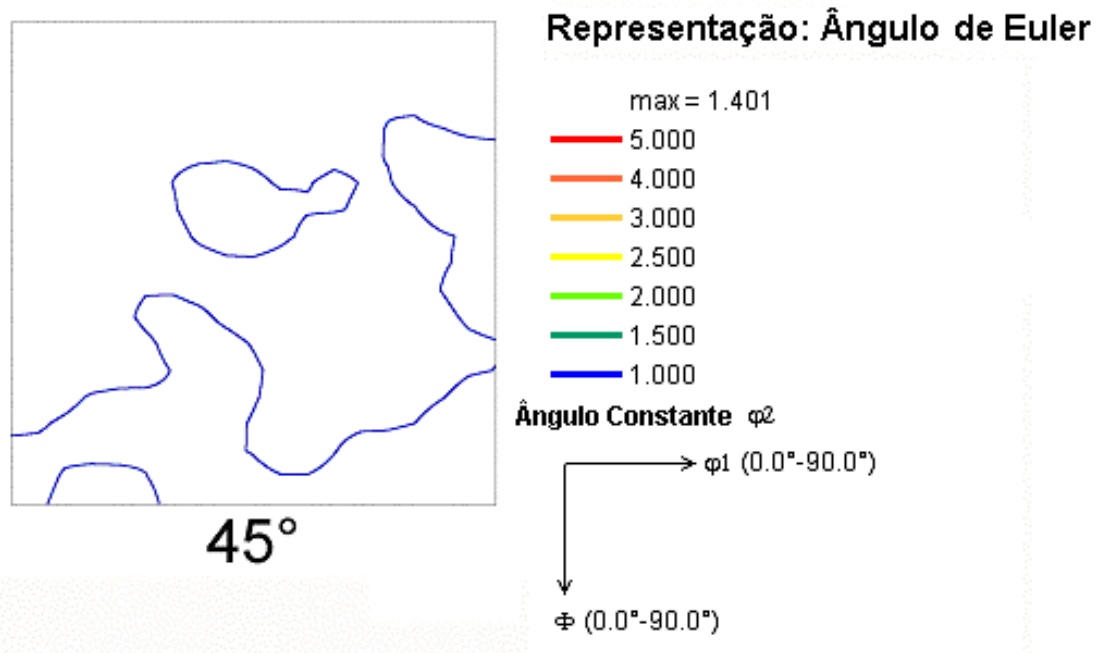


(a)

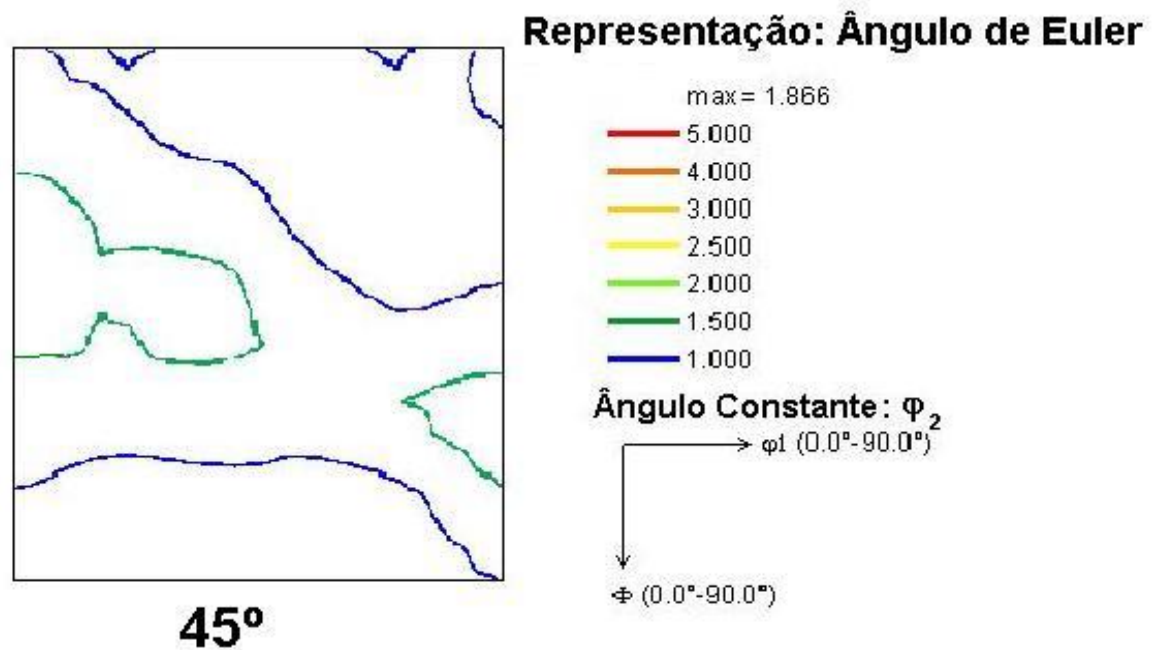


(b)

Figura 4.6 – Função de distribuição de orientação (ODF) para o aço USI-SAC-50, com espessura de 12mm (a) e 19mm (b), na posição correspondente do centro.



(a)

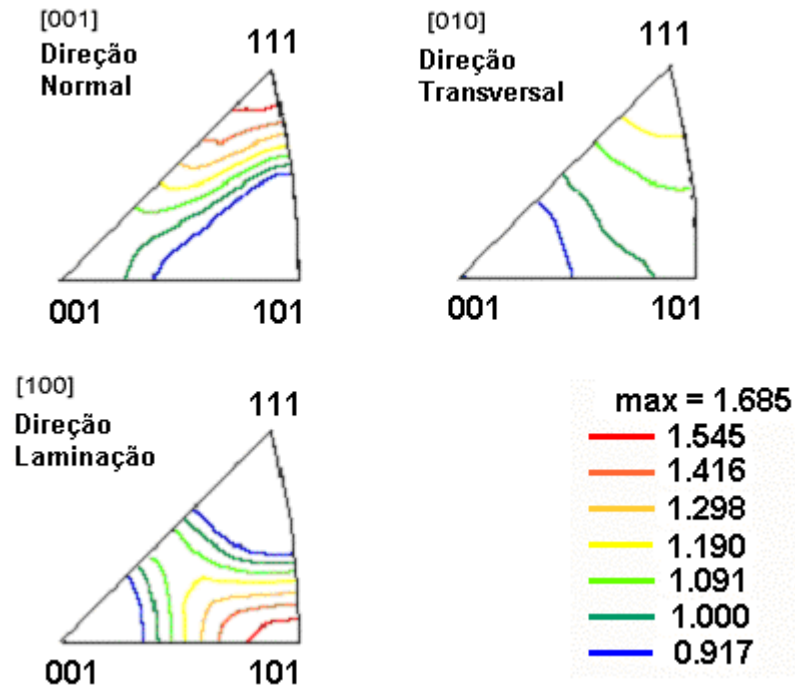


(b)

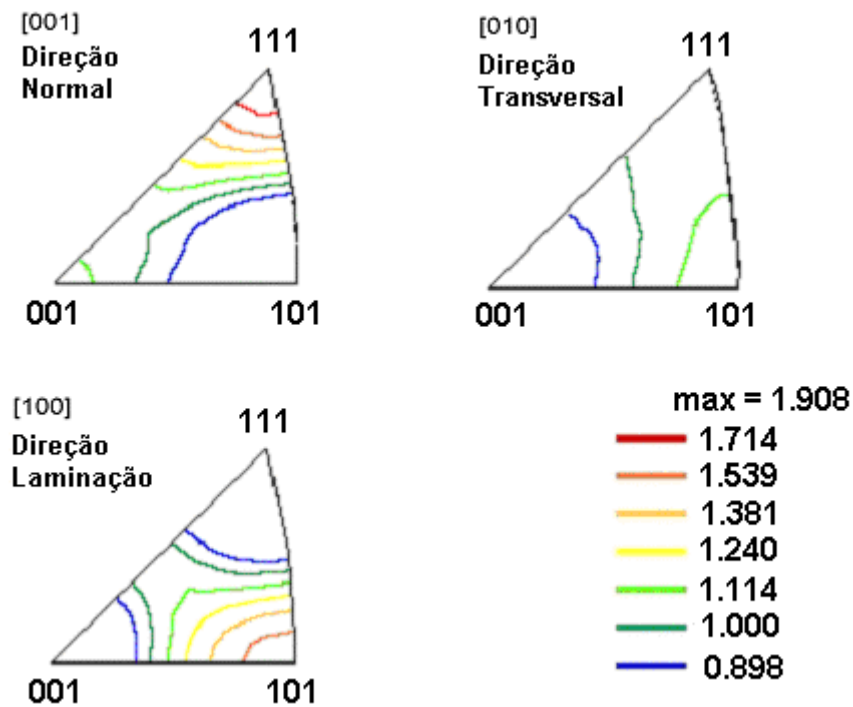
Figura 4.7 - Função de distribuição de orientação (ODF) para o aço USI-SAC-50, com espessura de 12mm (a) e 19mm (b), na posição correspondente à superfície.

Embora a orientação na superfície seja praticamente aleatória e textura fraca para as chapas de 12 e 19 mm, observa-se, tendência a orientação preferencial típica de cisalhamento, com $[110]//DN$ e pico em $(110)[001]$ e $(112)[11\bar{1}]$ e intensidade máxima de 1,4, para a chapa de 12mm (Fig. 4.7(a)) e $[110]//DN$ e pico em $(112)[1\bar{1}0]$ e $(111)[11\bar{2}]$ e intensidade máxima de 1,9, para a chapa de 19mm (Fig. 4.7 (b)). Conclui-se, por tanto, que não houve mudança de textura entre o centro e a superfície das amostras de 12 e 19 mm de espessura laminadas a quente. Esses resultados diferem dos resultados de textura obtidos por Park et al (Park, 1996). Provavelmente, tal discrepância se deve à transformação de fase diferenciada nos aços Livre Intersticial (LI) e baixo carbono acalmado ao Al, isto é, durante a laminação a quente, a fase austenítica desenvolve uma textura cristalográfica que é, posteriormente, herdada pela ferrita na transformação (Ray, 1994)

Para o conhecimento das orientações cristalográficas preferenciais segundo as direções de laminação, transversal e na espessura, foi obtido as figuras de polo inversa em uma seção longitudinal (DL-DN) de dimensão 0,42 x 1 mm² (Fig. 4.8 (a) e (b)). As orientações correspondentes às direções DN $[001]$, DL $[100]$ e DT $[010]$, evidenciam que a textura é fraca e as direções cristalográficas mais fortes em cada direção DN, DL e DT são respectivamente $[111]$, $[101]$ e $[111]$ e intensidade máxima de 1,7, para a chapa de 12mm (Fig. 4.8 (a)) e $[111]$, $[101]$ e $[101]$ e intensidade máxima de 1,9, para a chapa de 19mm (Fig. 4.8 (b)).



(a)



(b)

Figura 4.8 - Figuras de pólo inversas com orientações correspondentes às direções DN [001], DL [100] e DT [010], para as chapas de 12mm (a) e 19mm (b).

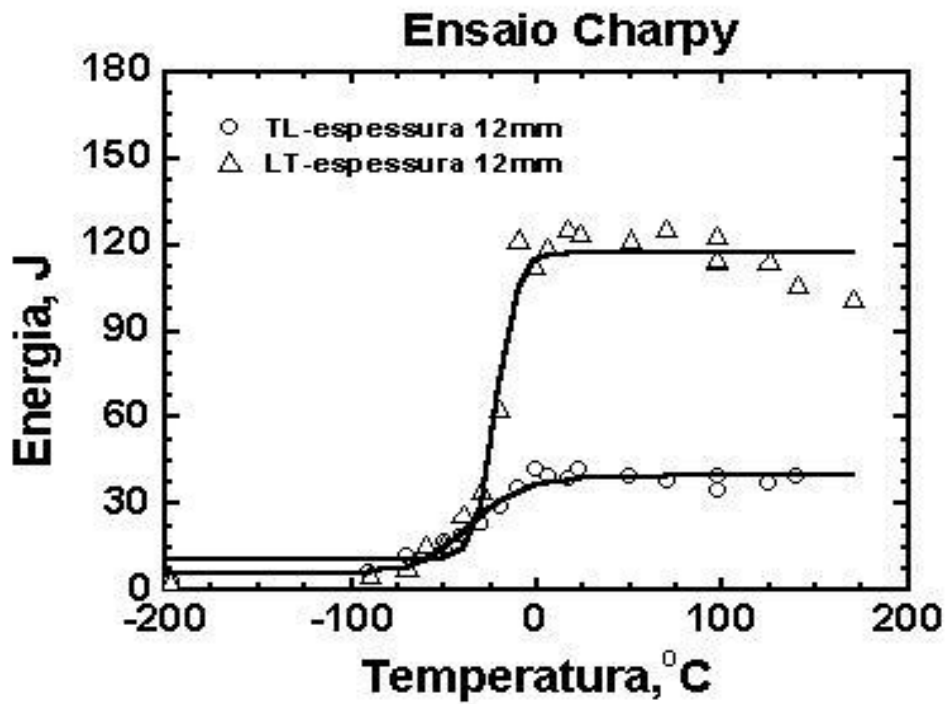
4.2- Ensaio Charpy

A Figura 4.9 (a) e (b) mostra a energia absorvida pelo corpo-de-prova versus temperatura para as espessuras de 12 e 19 mm nos sentidos LT e TL. Nota-se a transição dúctil-frágil do material para os sentidos LT e TL. No intervalo de temperatura de -197°C a -50°C , a energia absorvida foi em torno de 10J, caracterizando um comportamento frágil. A energia de transição obtida para a chapa de 12mm, no sentido LT e TL foi, respectivamente, de 60 e 15J. Para a chapa de 19mm, no sentido LT e TL foi, respectivamente, de 75 e 40J. Esse valor de 60J encontrado para temperatura de transição de -25°C para a chapa de 12mm no sentido LT, não coincidiu com o valor obtido por Pickering (Krauss, 1992) à temperatura de -50°C . Krauss (Krauss, 1992) expressou a temperatura de transição ao impacto através da Eq. 4.1.

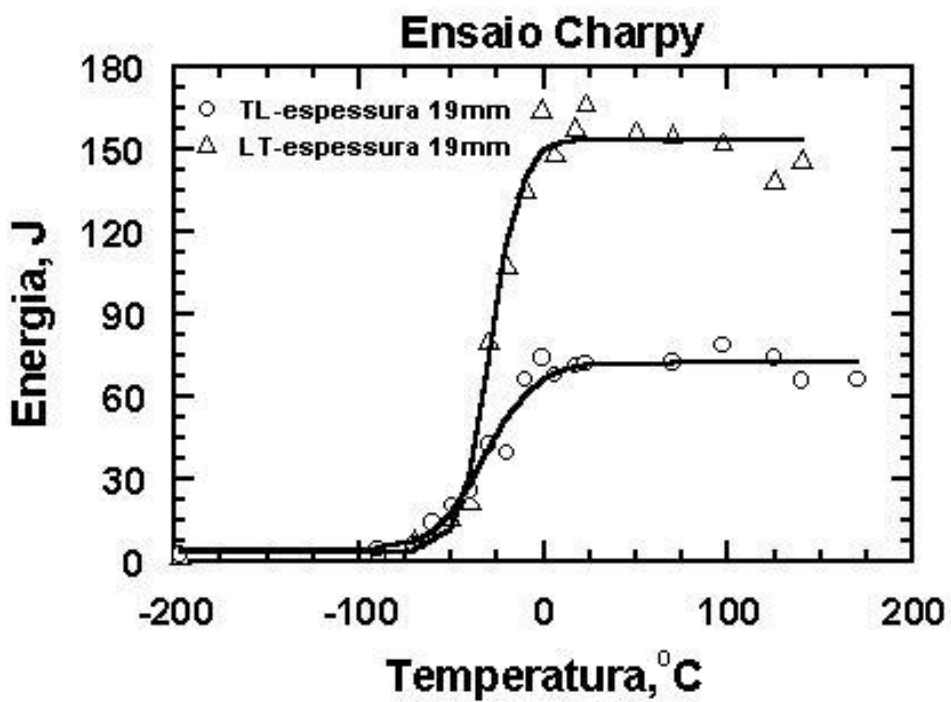
$$T_t(^{\circ}\text{C})(\pm 30^{\circ}\text{C}) = -19 + 44(\% \text{Si}) + 700(N_f) - 11,5(d^{-1/2}) + 2,2(\% \text{Perlita}) \quad (4.1)$$

Para o aço USI-SAC-50, a expressão proposta, considerando todo o nitrogênio combinado como AlN , fornece o valor de -99°C , portanto, diferente do valor obtido experimentalmente (-25°C).

No intervalo de temperatura de 50°C a 197°C , a energia absorvida para a chapa de 12mm, no sentido LT e TL foi, respectivamente, de 120 e 45J. Para a chapa de 19mm, no sentido LT e TL foi, respectivamente, de 150 e 75J, caracterizando um comportamento dúctil. Esses valores foram diferentes do valor obtido por Pickering de 200J (Krauss, 1992).



(a)



(b)

Figura 4.9 – Curvas de energia absorvida versus temperatura para o aço USI-SAC-50 segundo as direções LT e TL, para os corpos-de-prova com espessuras de 12mm (a) e 19mm (b).

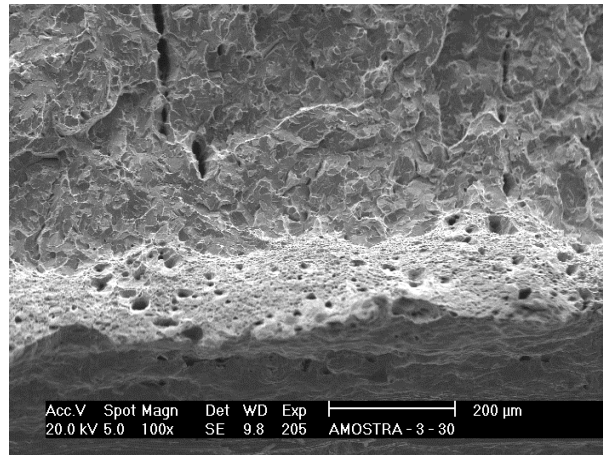
As Figuras 4.10 (a), (b) e (c) e 4.11 (a) e (b) mostram as superfícies de fratura de corpos-de-prova de 12mm com entalhe no sentido transversal à direção de laminação (LT), nas respectivas temperaturas de -30°C e 24°C .

A Figura 4.10 (a) evidencia a presença de microcavidades somente junto ao entalhe. Essa região foi analisada em detalhe (Fig. 4.10 (b)) e mostrou a presença de “dimples” o que indica deformação plástica. A partir desta região, a fratura ocorreu por clivagem (Fig. 4.10 (c)).

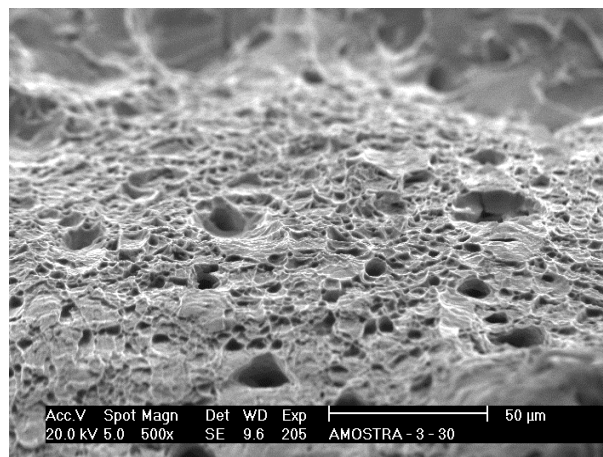
A Figura 4.11 (a) evidencia a presença de microcavidades ao longo de toda a superfície de fratura. Essa região foi analisada em detalhe (Fig. 4.11 (b)) e mostrou a presença de “dimples” sem a presença de inclusão no interior das microcavidades. Essa diferença de comportamento à fratura justifica a variação dos valores de energia absorvida 30J a -30°C e 120J a 24°C .

Na temperatura de 140°C , a energia absorvida foi de 120J com fratura dúctil próximo ao entalhe com presença de um número maior de microcavidades e “dimples” (Fig. 4.12 (a) e (b)). Esse maior número de microcavidades presentes no ensaio de 140°C em comparação ao de 24°C , se justificou pela coalescência e o aparecimento de novas microcavidades.

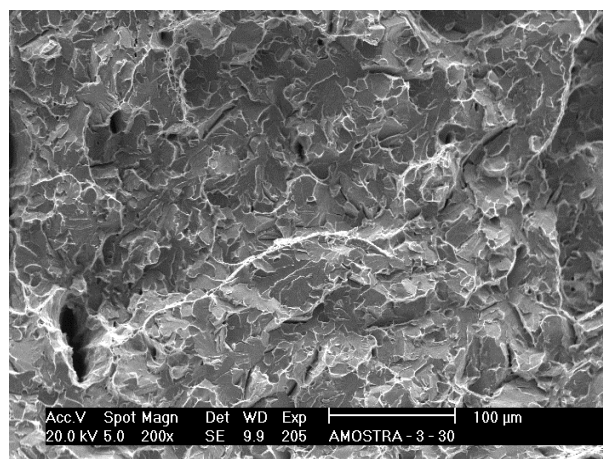
No sentido TL, os valores de energia absorvida para a fratura nas temperaturas de -30°C , 24°C e 140°C foram, respectivamente, de 22, 43 e 38J, para a espessura de 12mm. A temperatura de transição foi de -25°C . Os valores próximos da energia de fratura a 24°C e 140°C , decorre do fato que a 24°C já se atingiu a energia do platô.



(a)

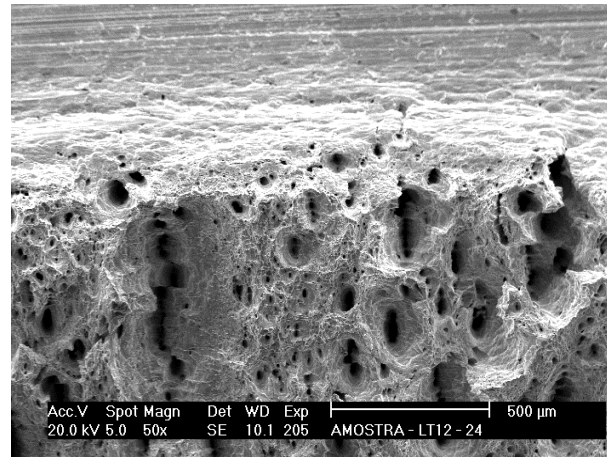


(b)

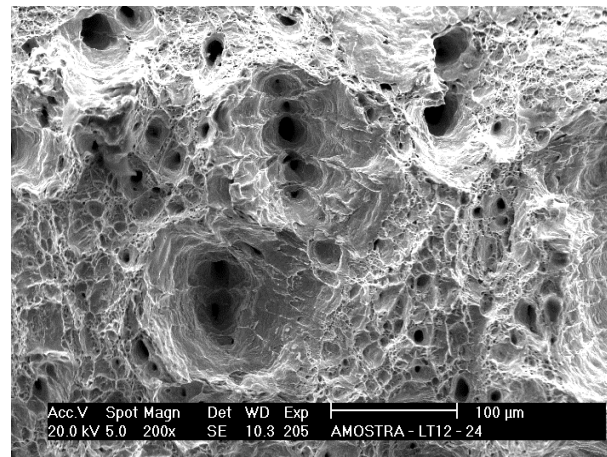


(c)

Figura 4.10- Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio de -30°C, analisada em MEV, com aumento de 100X (a), 500X (b) e 200X (c).

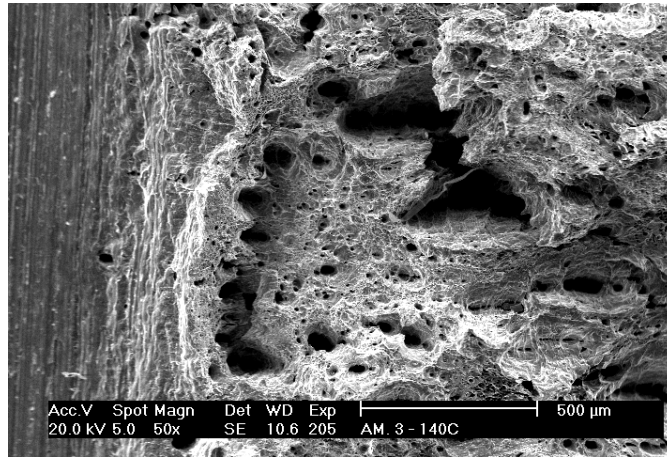


(a)

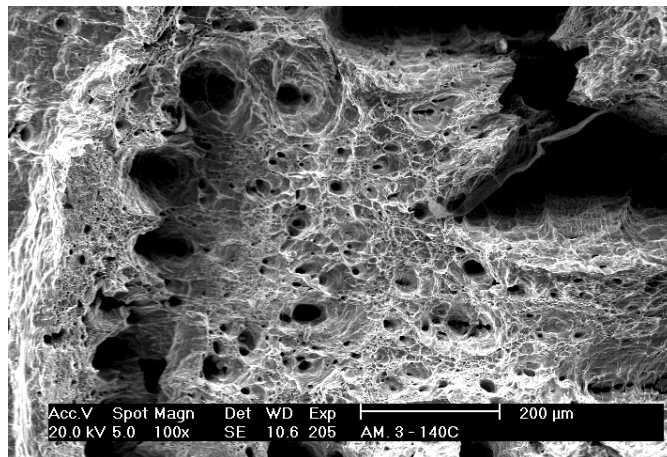


(b)

Figura 4.11 – Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio de 24°C, analisada em MEV, com aumento de 50X (a) e 200X (b).



(a)

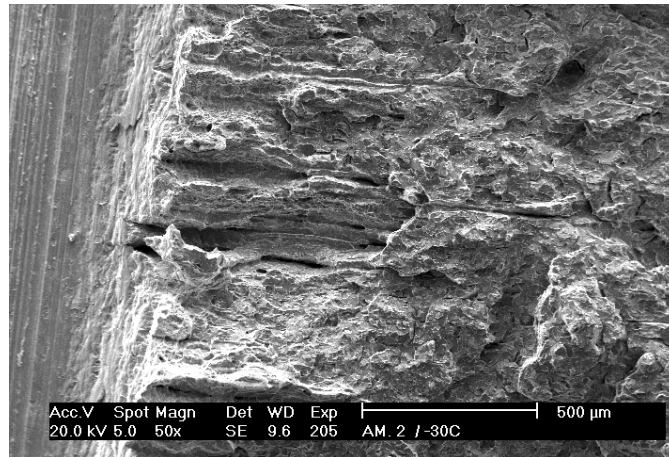


(b)

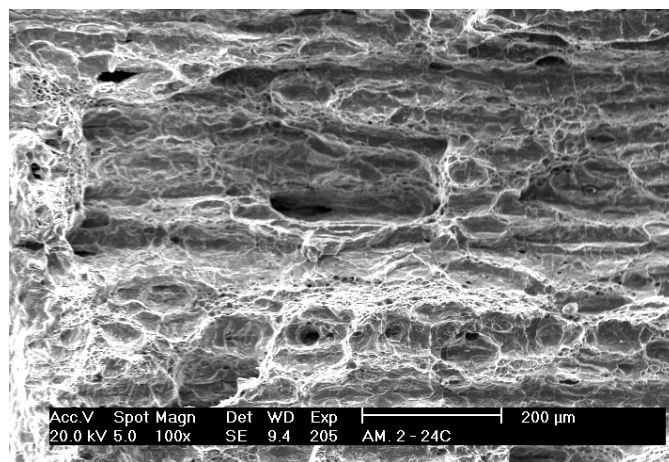
Figura 4.12 – Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio 140°C, analisada em MEV, com aumento de 50X (a) e 100X (b).

As microfractografias para o aço USI-SAC-50, para espessura de 12mm, nas temperaturas de -30°C , 24°C e 140°C , e no sentido TL, estão mostradas, respectivamente, na Fig. 4.13 (a), (b) e (c). A fratura na Fig. 4.13 (a) ocorre por clivagem sem presença de deformação plástica junto ao entalhe. A Figura 4.13 (b) mostra a fratura na região central com presença de “dimples” e microcavidades em número menor ao observado para a mostra de espessura de 12mm no sentido LT (Fig 4.11 (b)). A Figura 4.13 (c) mostra a fratura na região próxima ao entalhe com presença de microcavidades em número menor ao observado na Fig. 4.12 (a). Esse fato justifica a diferença de energia do platô, entre os sentidos LT de 120J e TL de 38J. Segundo Sakir (Sakir, 1991), a separação dos constituintes de ferrita e perlita em bandas afeta as propriedades ao impacto. As energias de impacto no platô dos corpos-de-prova longitudinais aumentam de 3 a 6 vezes aos transversais para geometria divisoras e obstrutora (Sakir, 1991). Segundo Doherty (Doherty, 1997), a presença de ferrita e perlita arranjados em “bandas”, decorre de microsegregação de manganês na austenita o que, no resfriamento, acelera a formação de ferrita pro-eutetóide, o que enriquece a área adjacente em carbono e formação de perlita. Grange (Grange, 1971), demonstrou o efeito do bandeamento na redução da ductilidade transversal e tenacidade à fratura da liga.

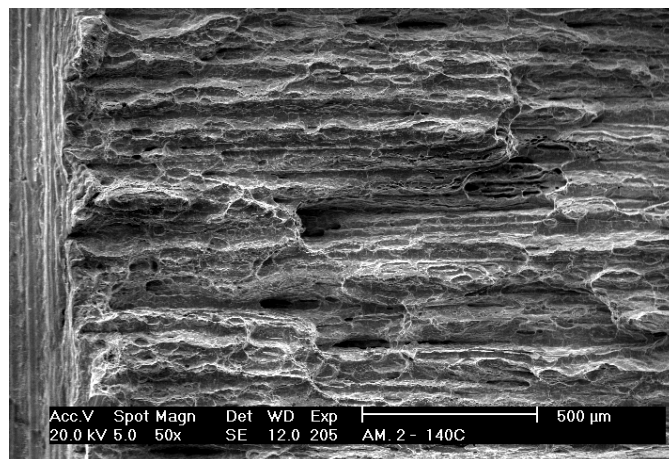
A Figura 4.14 (a), (b) e (c) mostra a superfície de fratura do corpo-de-prova de 19mm com entalhe no sentido transversal à direção de laminação (LT), nas temperaturas de -30°C , 24°C e 140°C . De modo semelhante ao ocorrido na chapa de 12mm, observa-se, já na temperatura de -30°C (Fig. 4.14 (a)), presença de “dimples” junto ao entalhe seguidos de clivagem fora da região do entalhe.



(a)

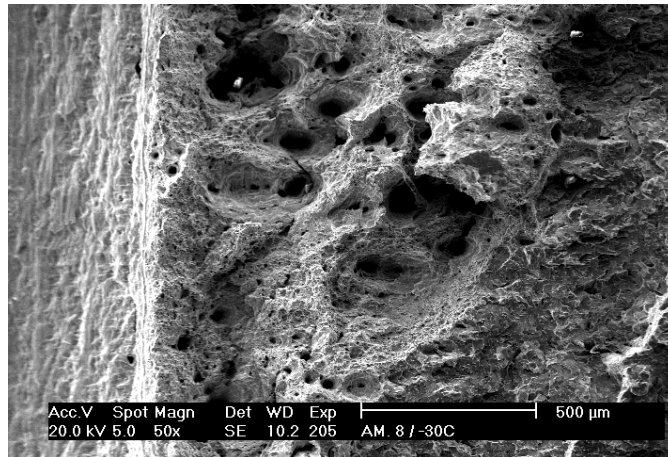


(b)

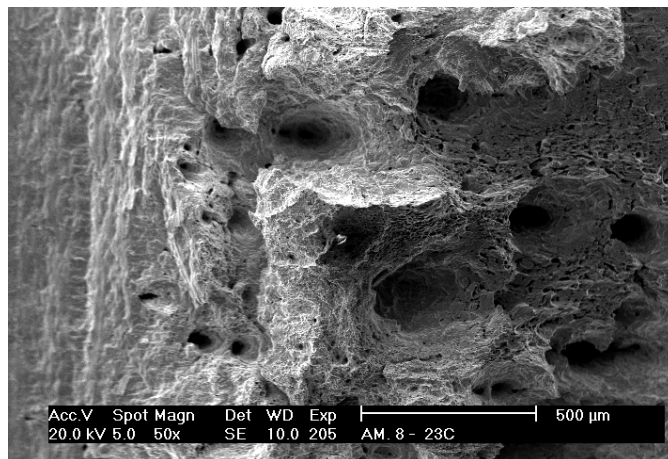


(c)

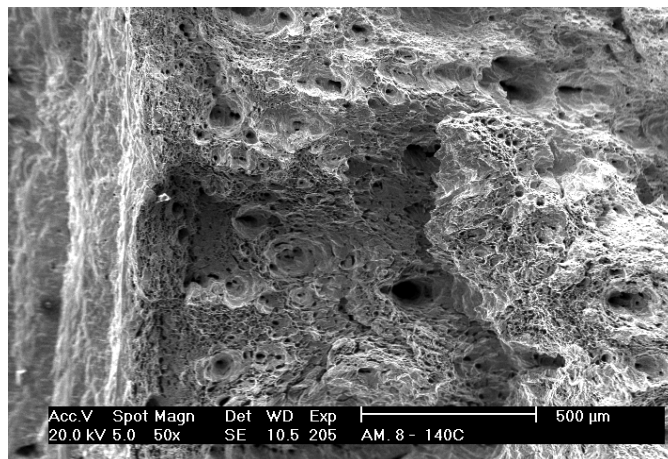
Figura 4.13- Microfractografia da superfície da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação (TL), temperatura de ensaio de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c), analisada em MEV, com respectivos aumento de 50X, 100X e 50X.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.14- Microfractografia da superfície da amostra de 19mm com entalhe no sentido transversal à laminação (LT), temperatura de ensaio de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c), analisada em MEV, com aumento de 50X.

Nas temperaturas de 24°C e 140°C (Fig. 4.14 (b) e (c)), observa-se a presença de “dimples” e a nucleação e coalescência de microcavidades, sem região com clivagem e presença de microinclusões nas microcavidades. Essas microinclusões parecem não ser determinantes nestes resultados.

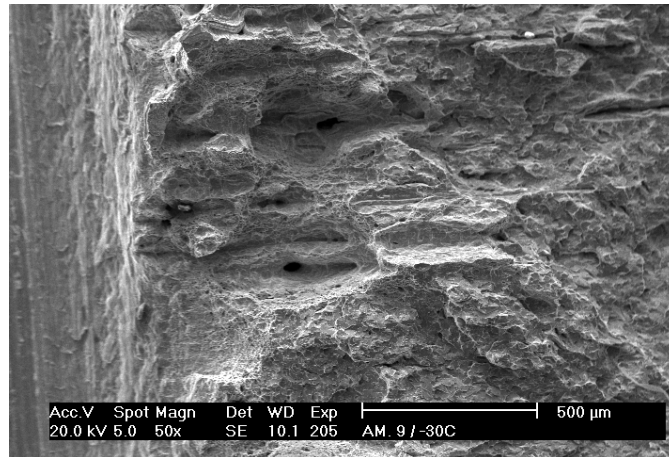
A Figura 4.15 (a), (b) e (c) mostra a superfície de fratura do corpo-de-prova de 19mm com entalhe no sentido da laminação (TL), nas temperaturas de -30°C, 24°C e 140°C. Na temperatura de -30°C (Fig. 4.15 (a)), observa-se a presença de microcavidades e trincas. A fratura ocorreu essencialmente por clivagem. Na temperatura de 24°C e 140°C (Fig. 4.15 (b) e (c)), observa-se que não houve crescimento acentuado do número de “dimples”.

4.3- Ensaio de Tração

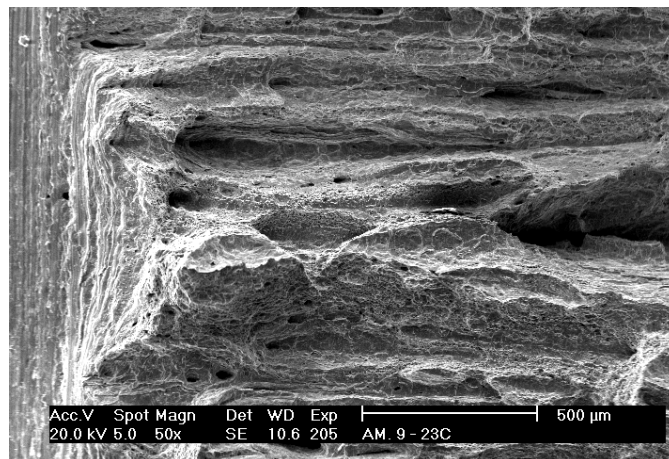
A Figura 4.16 (a) e (b) mostra as curvas tensão versus deformação convencional para os corpos-de-prova de 12 e 19 mm de espessura, retirados a 0°, 45° e 90° do sentido de laminação. Observa-se que o gráfico é típico de aço baixo carbono, mostrando um primeiro trecho linear e, posteriormente, o patamar de escoamento. Os aços que apresentam esse patamar de escoamento são susceptíveis a sofrer o fenômeno de envelhecimento e apresentarem defeitos no processo de estampagem.

Krauss (Krauss, 1992) expressou o limite de escoamento em função da composição química através da Eq. 4.2.

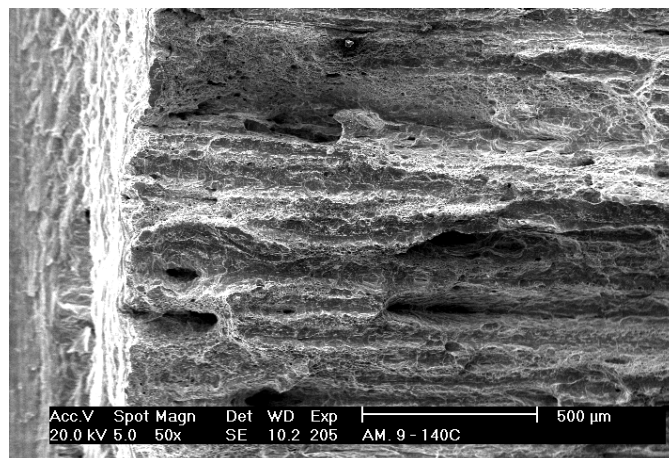
$$\sigma_e(\text{MPa})(\pm 31\text{MPa}) = 88 + 37(\% \text{Mn}) + 83(\% \text{Si}) + 2918(N_f) + 15,1(d^{-1/2}) \quad (4.2)$$



(a)

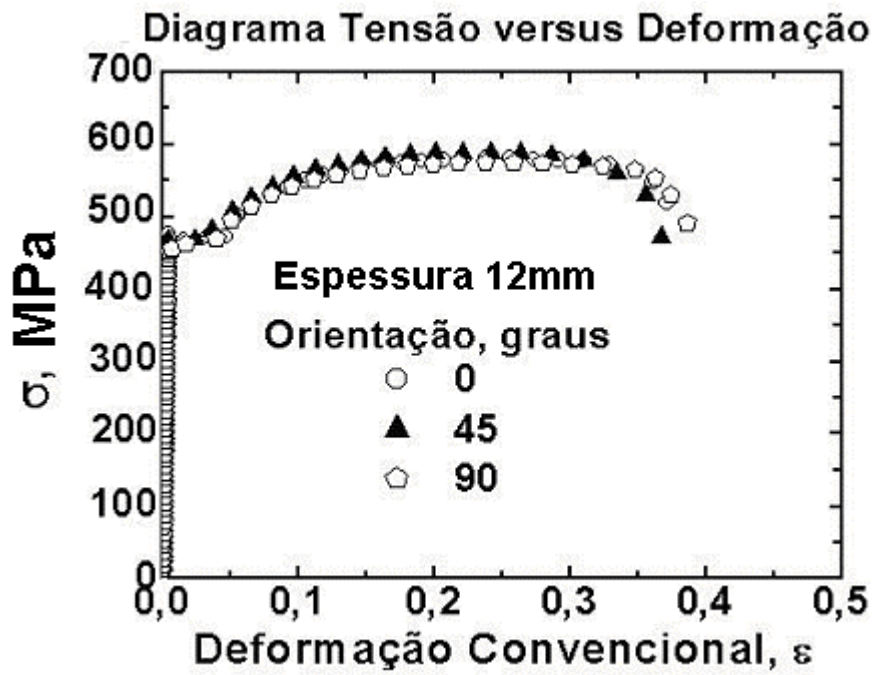


(b)

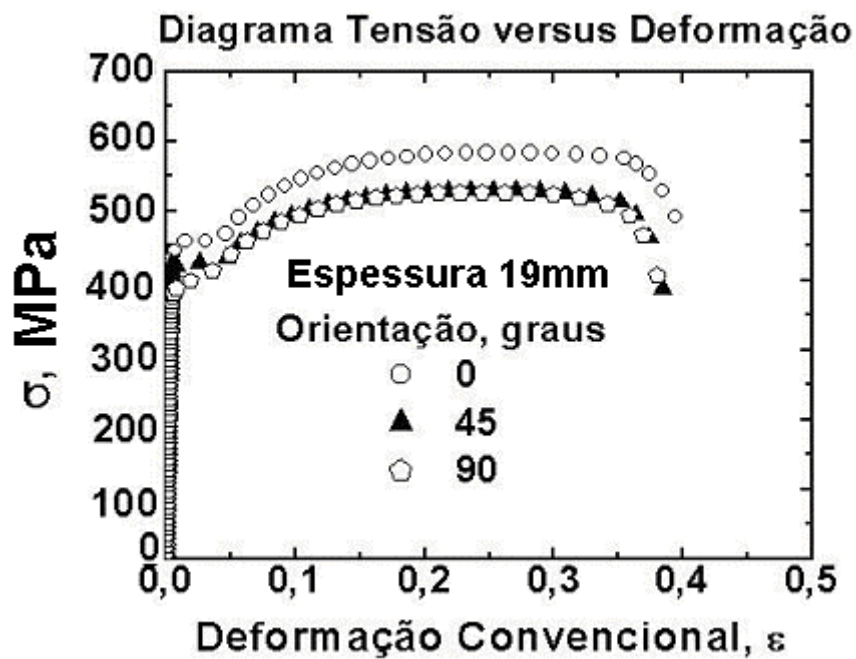


(c)

Figura 4.15- Microfractografia da superfície da amostra de 19mm com entalhe no sentido da laminação (TL), temperatura de ensaio de -30°C (a), 24°C (b) e 140°C (c), analisada em MEV, com aumento de 50X.



(a)



(b)

Figura 4.16 - Gráficos de tensão versus deformação convencional para os corpos-de-prova de 12mm (a) e 19mm (b) do aço USI-SAC-50 retirados a 0°, 45° e 90° do sentido de laminação.

A Tabela 4.2 mostra os resultados do módulo de elasticidade, limites de escoamento e resistência, alongamento, coeficiente de encruamento e de anisotropia obtidos no ensaio de tração dos corpos-de-prova de 12 e 19 mm.

Tabela 4.2 – Resultado do módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência, alongamento, coeficiente de encruamento e coeficiente de anisotropia, para o aço USI-SAC-50, para as espessuras de 12 e 19 mm retirados a 0°, 45° e 90° do sentido de laminação.

| Dimensões | 12mm | | | 19mm | | |
|------------------------------|--------------------|------|-------------|--------------------|------|-------------|
| Módulo de Elasticidade (MPa) | 116078,3 ± 10841,5 | | | 127068,3 ± 10818,5 | | |
| Limite Escoamento (MPa) | 442,9 ± 7,8 | | | 415,2 ± 31,8 | | |
| Limite de Resistência (MPa) | 554,7 ± 1,1 | | | 546,2 ± 32,0 | | |
| Alongamento (%) | 27,0 ± 1,4 | | | 28,7 ± 0,6 | | |
| Coeficiente de Encruamento | 0,152 ± 0,003 | | | 0,162 ± 0,003 | | |
| Coeficiente de Anisotropia | 0° | 0,76 | 0,77 ± 0,04 | 0° | 0,76 | 0,73 ± 0,03 |
| | 45° | 0,73 | | 45° | 0,70 | |
| | 90° | 0,81 | | 90° | 0,74 | |

O resultado teórico do limite de escoamento obtido a partir de Eq. 4.2, foi de $172,6 \pm 31$ MPa, portanto, bem discrepante dos valores encontrados. A Equação 4.2, não considera como mecanismo endurecedor a fração volumétrica de perlita, o espaçamento interlamelar da perlita e a subestrutura.

O valor do coeficiente de anisotropia encontrado foi de $0,77 \pm 0,04$, para espessura de 12mm e $0,73 \pm 0,03$, para espessura de 19mm. Esses valores

baixos do coeficiente de anisotropia se justificam pela textura difusa encontrada pela técnica de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD).

A Figura 4.17 (a) e (b) mostra a fratura do corpo-de-prova de espessura de 12mm, analisada em MEV. Essa figura mostra a presença de microcavidades e “dimples” na superfície de fratura. Na região de microcavidades, havia presença de inclusões cujas análises por EDS, revelaram a presença de Al_2O_3 (Fig. 4.18 (a)), FeO (Fig. 4.18 (b)) e Al_2O_3 , FeO (Fig. 4.18 (c)).

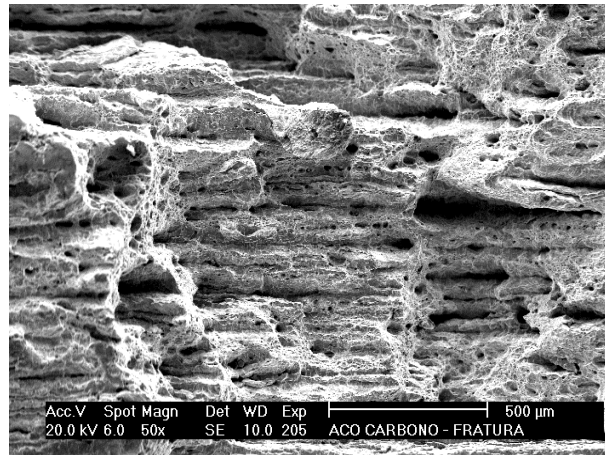
4.3- Ensaio de Fadiga

A Figura 4.19 mostra um corpo-de-prova de espessura 19mm após ensaio de propagação de trinca por fadiga. Não se observou desvio da trajetória da trinca ao longo de todo ensaio.

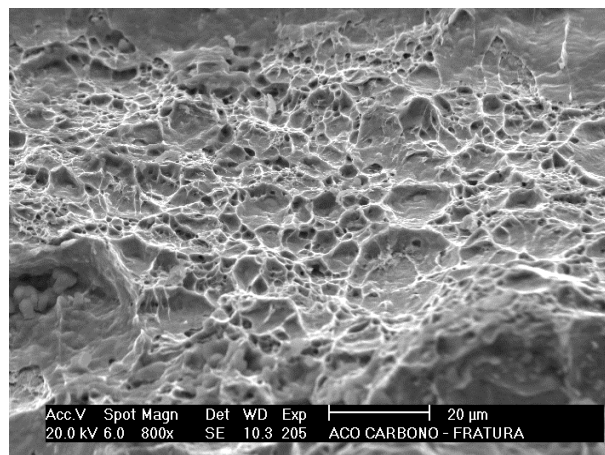
Para obtenção do estágio I, foi reduzida a amplitude de carga para 3,60kN, com comprimento de pré trinca de 6mm. A evolução da curva da/dN versus ΔK , para estágio I, ocorreu conforme mostrado na Fig. 4.20. Não se observou uma relação linear entre da/dN versus ΔK , conforme proposto por Lal (Lal, 1994). É possível

que, para valores baixos de $\Delta K \left(< 10,5 \text{MPam}^{1/2} \right)$, a taxa de propagação de trinca

decrece com o aumento de ΔK , passando por um mínimo. Após esse valor mínimo a taxa de crescimento de trinca cresce com o aumento de ΔK , podendo ser linear (Fig. 4.20).

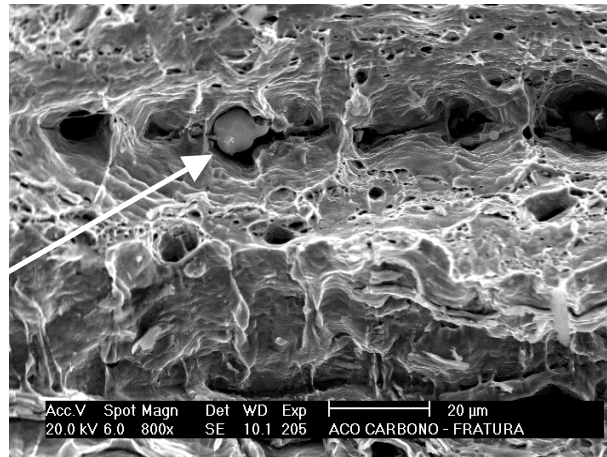


(a)

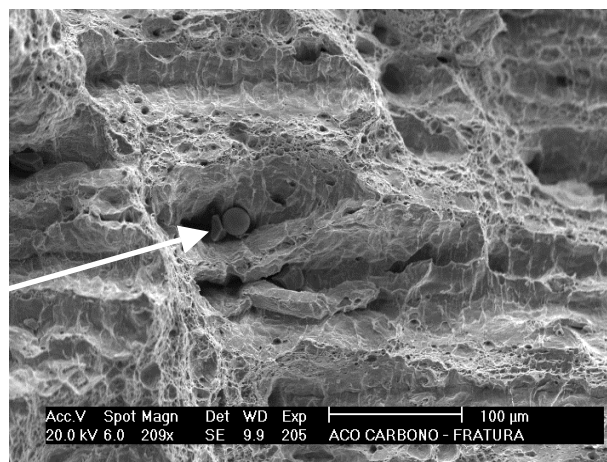


(b)

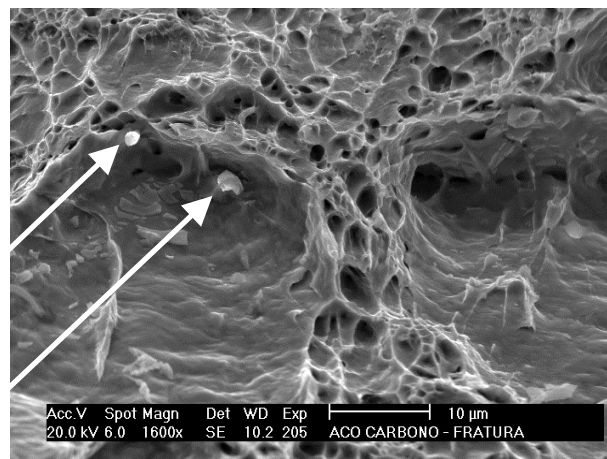
Figura 4.17- Microfractografia da superfície de fratura do corpo-de-prova de espessura 12mm obtido segundo sentido de laminação (TL) com aumento de 50X (a) e 800X (b).



(a)



(b)



(c)

Figura 4.18 – Presença de inclusões não metálicas de Al_2O_3 (a), FeO (b) e Al_2O_3 , FeO (c), na superfície de fratura da chapa de espessura 12mm, sentido TL.



Figura 4.19 - Corpo-de-prova de espessura 19mm após ensaio de propagação de trinca por fadiga.

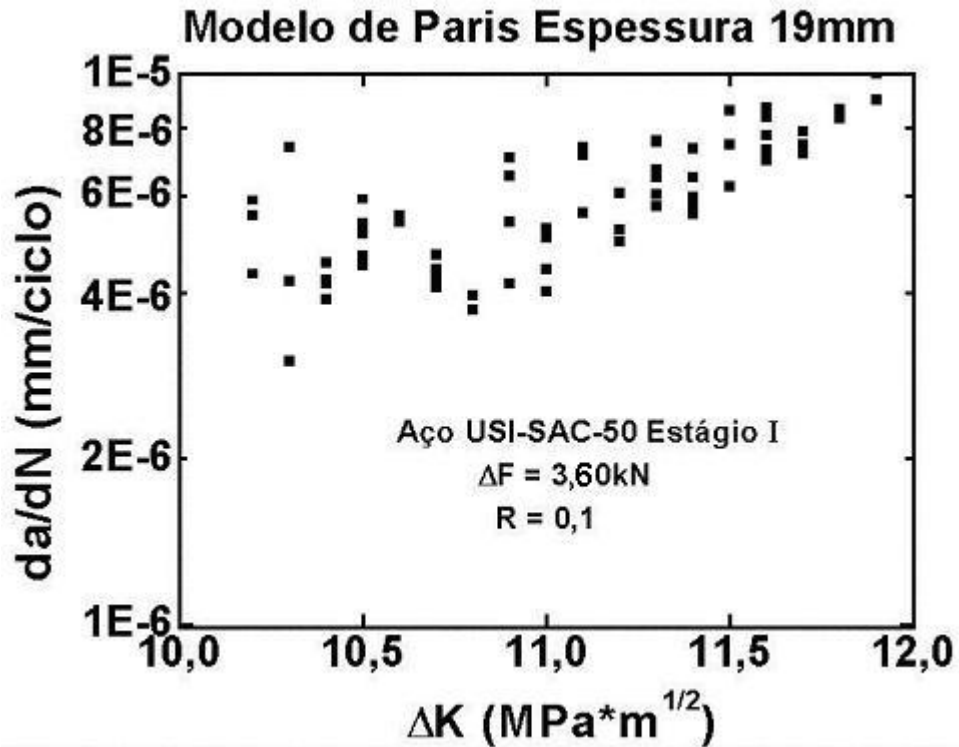


Figura 4.20 - Evolução de da/dN versus ΔK , para chapa de espessura 19 mm, sentido LT, para estágio I, frequência de 20Hz e temperatura ambiente.

A Figura 4.21 (a) e (b) mostra os gráficos da/dN versus ΔK , para o corpo-de-prova de 12 e 19 mm respectivamente, no sentido LT, estágio II, para razão de carga $R = 0,1$ e frequência de 20Hz. Os coeficientes e expoentes de ΔK encontrados estão de acordo com o proposto por Lal (Lal, 1994) e em desacordo com o proposto Barsom (Rolfe & Barsom, 1987), para aços ferrito-perlítico. Observou-se que os coeficientes C e m_f foram próximos e, simultaneamente, o coeficiente de determinação foi elevado, evidenciando um bom ajuste estatístico.

A Figura 4.22 mostra o gráfico da/dN versus ΔK , para o corpo-de-prova de espessura de 12 e 19 mm, no sentido LT, no estágio II. Observa-se um deslocamento da curva da/dN versus ΔK para a direita, correspondente a espessura de 19mm. Kumar e Singh (Kumar & Singh, 1995) comprovaram para aço baixo carbono que, aumento de carga com a mesma espessura e razão de carga $R = 0$, $R = 0,2$ e $R = 0,4$, aumenta a taxa de propagação de trinca por ciclo. Em nossos experimentos, a amplitude de carga para o ensaio de espessura 19mm foi de 8,90kN e superior a amplitude de carga do ensaio de espessura 12mm (3,6kN). A taxa de propagação de trinca por ciclo para a espessura de 19mm aumentou em relação à espessura de 12mm. Para verificar somente o efeito da espessura na taxa de propagação de trinca, foi feito ensaio na espessura de 19 mm com a mesma razão de carga $R = 0,1$ e amplitude de carga $\Delta F = 3,6kN$. A Figura 4.23 mostra gráfico da/dN versus ΔK , para $R = 0,1$ e $\Delta F = 3,6kN$, para as espessuras de 12 e 19 mm, sentido LT. Observa-se, agora, que não houve variação na taxa de propagação de trinca para as espessuras de 12 e 19 mm.

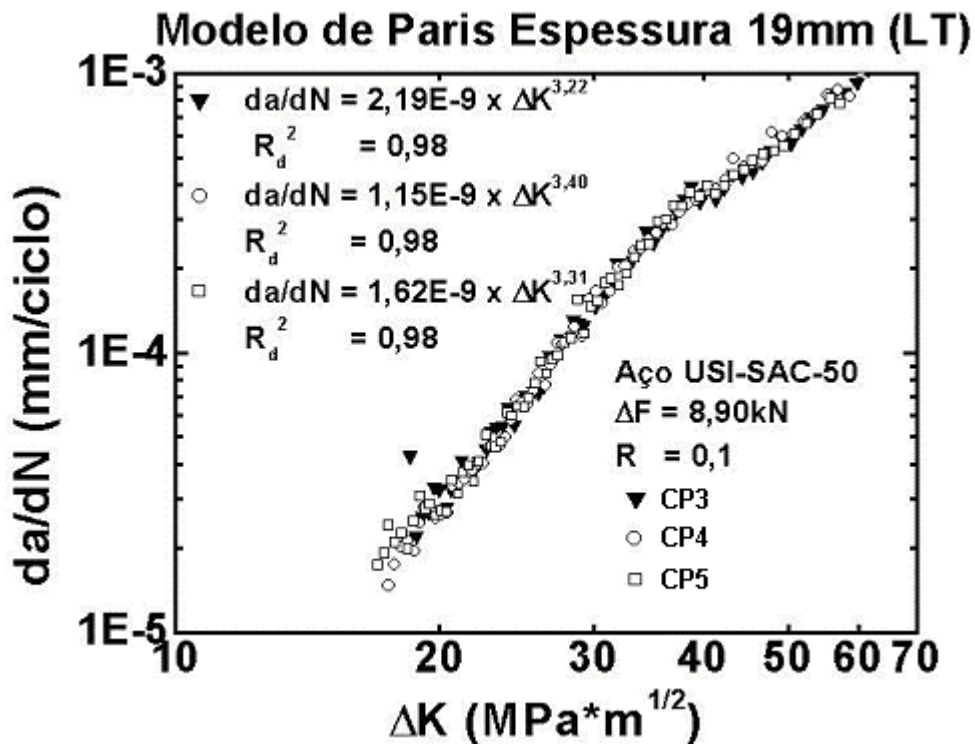
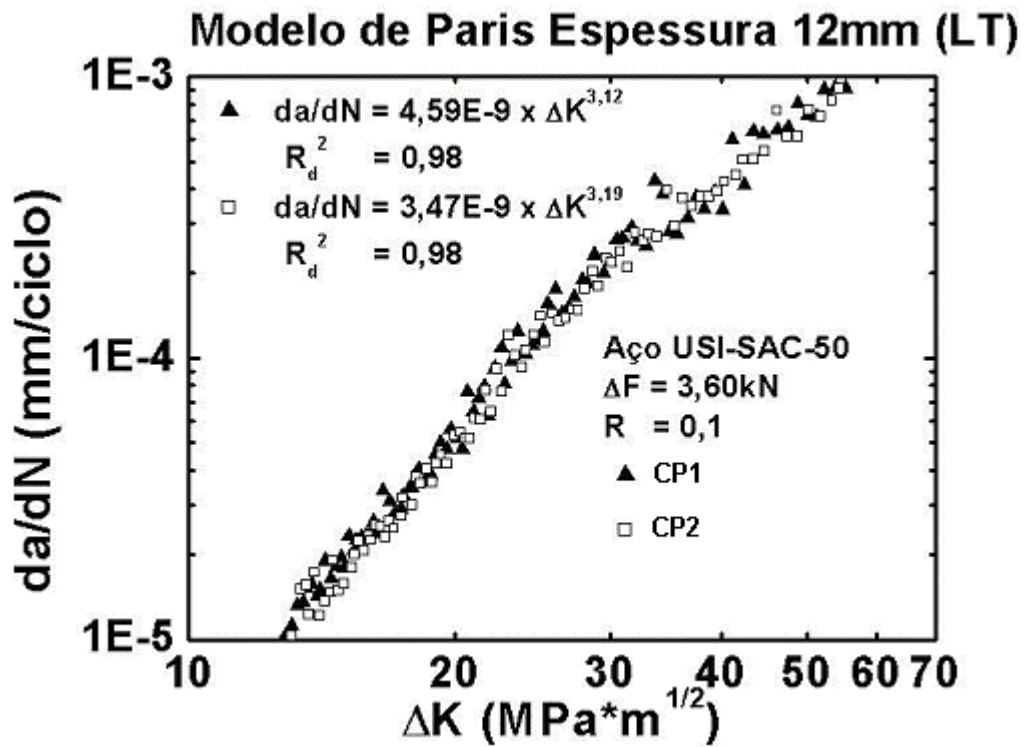


Figura 4.21 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , para as espessuras de 12mm (a) e 19mm (b), sentido LT, no estágio II, para amostra de um aço USI-SAC-50.

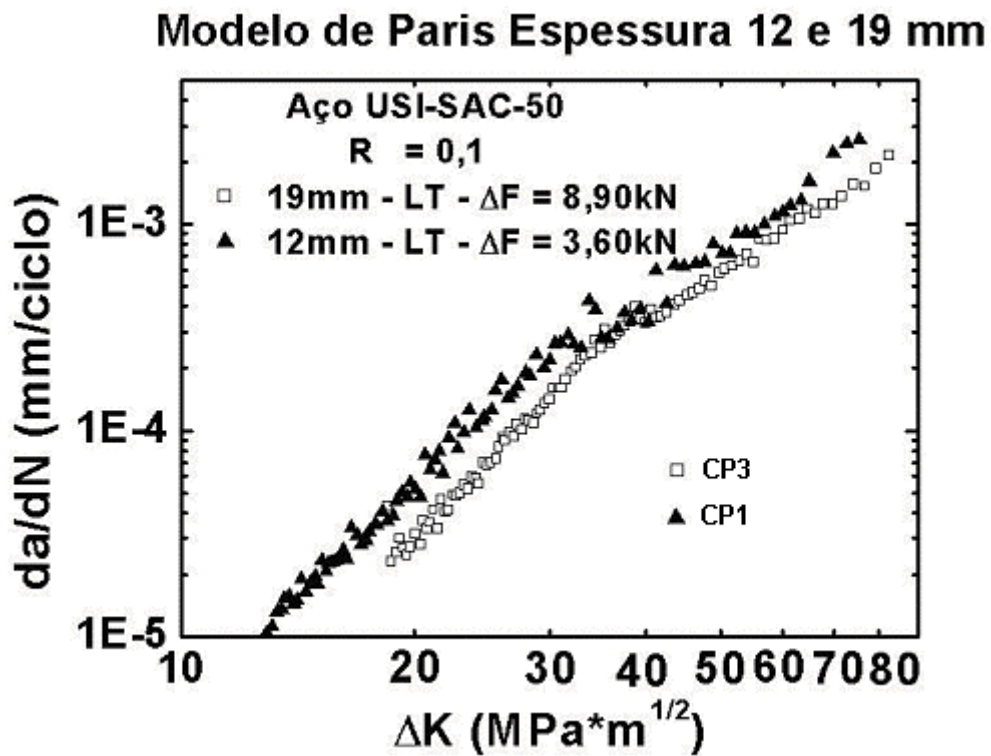


Figura 4.22 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , para as espessuras de 12 e 19 mm, sentido LT, no estágio II, com variação de amplitude.

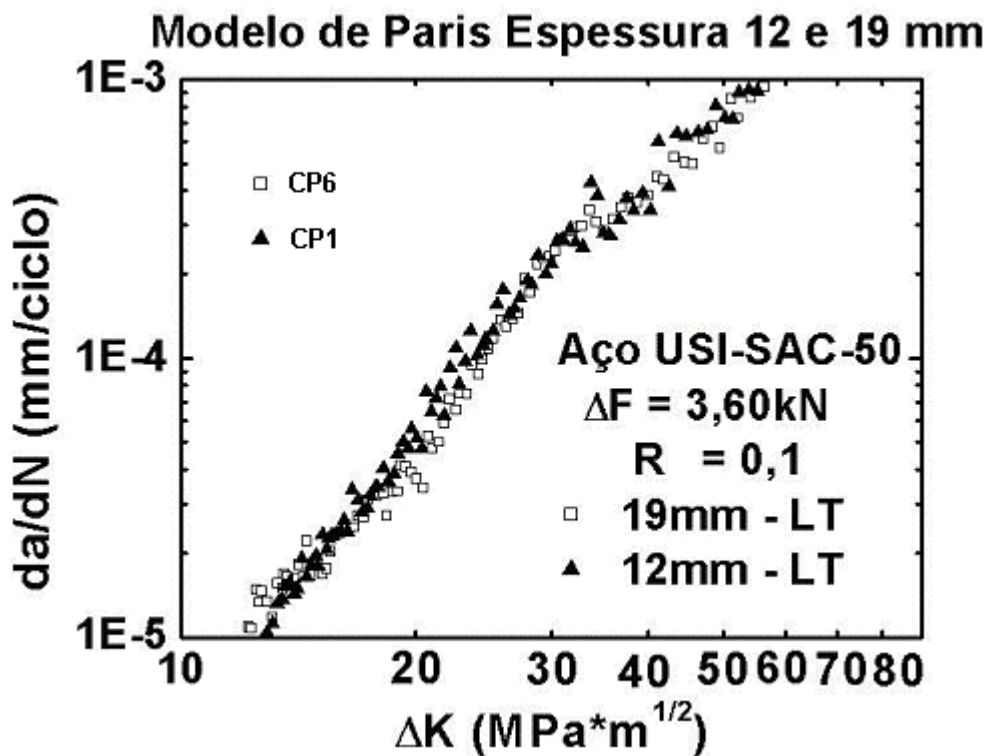


Figura 4.23 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , para as espessuras de 12 e 19 mm, sentido LT, no estágio II, com a mesma amplitude (3,60kN).

A Figura 4.24 mostra os gráficos da/dN versus ΔK , para o corpo-de-prova de 19mm, no sentido TL, no estágio II, para diferentes razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$. Observa-se que com o aumento de R , as curvas da/dN versus ΔK , se superpõem, isto é, não houve variação na taxa de propagação de trinca por fadiga com essa variação de R . Além desse fato, verificou-se a linearidade entre da/dN versus ΔK e, também, o aparecimento do estágio III para $R = 0,3$ e $R = 0,7$ com os valores de $\Delta K_{\text{máx}}$, respectivamente, de 77,9 e 60,8 MPa m^{1/2}.

Crooker (Crooker, 1973) estudou o efeito da razão de carga $-2 \leq R \leq 0,75$ para o aço HY com 140ksi de limite de resistência. Os dados experimentais ajustaram-se através da Eq. 4.3:

$$\frac{da}{dN} = \frac{A(\Delta K)^{2,25}}{(1-R)^{0,5}} \quad (4.3)$$

A Figura 4.25 mostra os dados experimentais para o aço USI-SAC-50 para as razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$ e espessura 19mm, na direção TL, segundo o modelo de Crooker (Crooker, 1973). Verifica-se que este modelo não se ajustou para valores $\frac{da}{dN} < 1,0E - 4$ (mm/ciclo). Vale, também, lembrar que para valores de

$R > 0,3$ já se atingiu o estágio III, num intervalo de $1,0E - 4 \leq \frac{da}{dN} \leq 1,0E - 3$.

Kumar e Singh (Kumar & Singh, 1995) estudaram o fenômeno de abertura e fechamento de trinca durante o ciclo de carregamento. Foi concluído que a trinca por fadiga inicia-se após abertura completa durante a porção de tração do ciclo de carregamento. A taxa de crescimento de trinca é função do fator de intensidade de tensão efetiva ΔK_{eff} , para aço carbono, através das Eq. 4.4, 4.5 e 4.6:

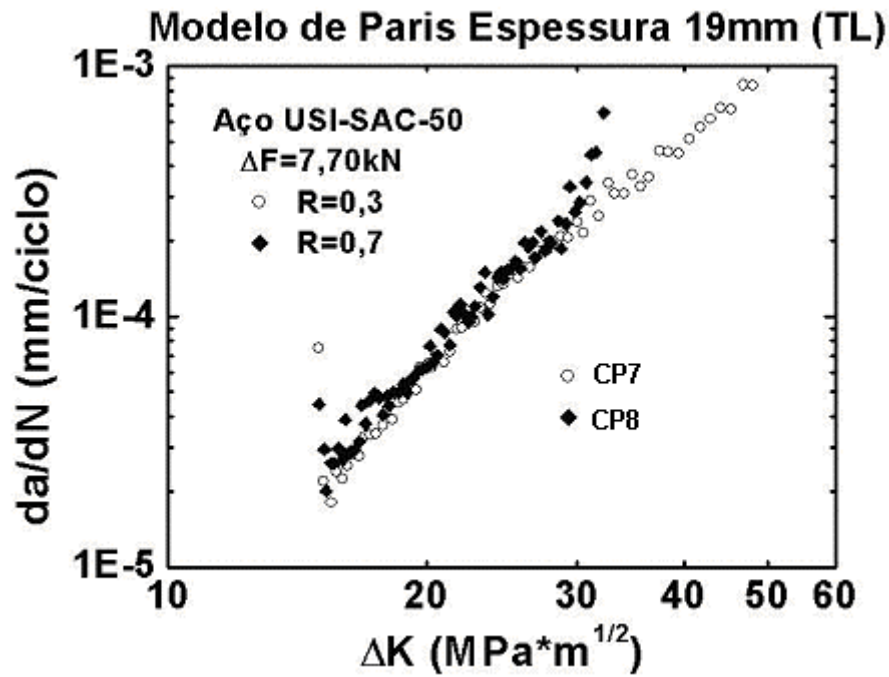


Figura 4.24 - Evolução da curva da/dN versus ΔK , segundo a direção TL, no estágio II, diferentes razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$, para amostra do aço USI-SAC-50, espessura 19mm.

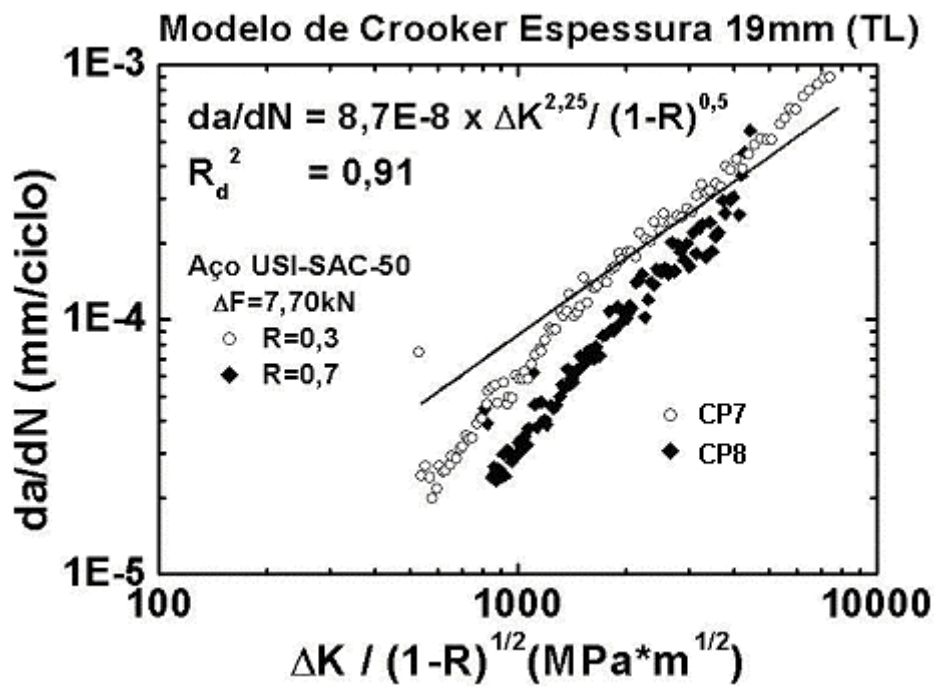


Figura 4.25 - Dados experimentais para o aço USI-SAC-50 para as razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$ e espessura 19mm, na direção TL, segundo o modelo de Crooker (Crooker, 1973).

$$\Delta K_{\text{eff}} = U_k \Delta K \quad (4.4)$$

$$U_k = 0,7 + 0,15R(2 + R) \quad (4.5)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^{m_f} \quad (4.6)$$

A Figura 4.26 mostra os dados experimentais para o aço USI-SAC-50 para as razões de carga $R = 0,3$ e $R = 0,7$ e espessura 19mm, na direção TL, segundo o modelo de Kumar e Singh (Kumar & Singh, 1995). Verifica-se que, quando ΔK é substituído por ΔK_{eff} na equação de Paris, todas as curvas $\frac{da}{dN}$ versus ΔK , para diferentes valores de R no intervalo de $0,3 \leq R \leq 0,7$, se ajustaram à Eq. 4.6.

A Tabela 4.3 mostra os diferentes valores de C e m_f encontrados para aços baixo Carbono, desse trabalho em comparação ao encontrado por Kumar e Singh (Kumar & Singh, 1995).

Tabela 4.3 – Diferentes valores de C e m_f encontrados para o ajuste da equação

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^{m_f} .$$

| | C | m_f |
|---------------|----------|-------|
| Este Trabalho | 6,0E-9 | 3,24 |
| Kumar | 8,16E-10 | 3,64 |

A Figura 4.27 (a) e (b) mostra os gráficos da/dN versus ΔK , para um corpo-de-prova de 12mm, no sentido LT e TL, estágio II, para razão de carga $R = 0,1$ e frequência de 20Hz.

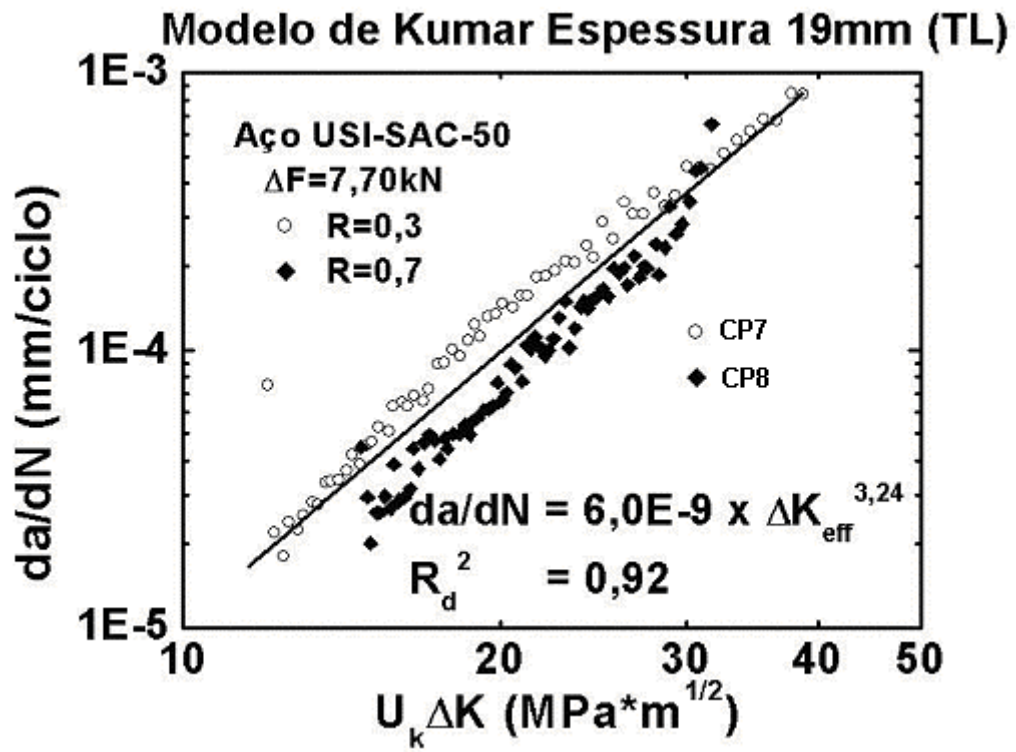


Figura 4.26 - Dados experimentais para o aço USI-SAC-50 para as razões de carga R = 0,3 e R = 0,7 e espessura 19mm, na direção TL, segundo o modelo de Kumar e Singh (Kumar & Singh, 1995).

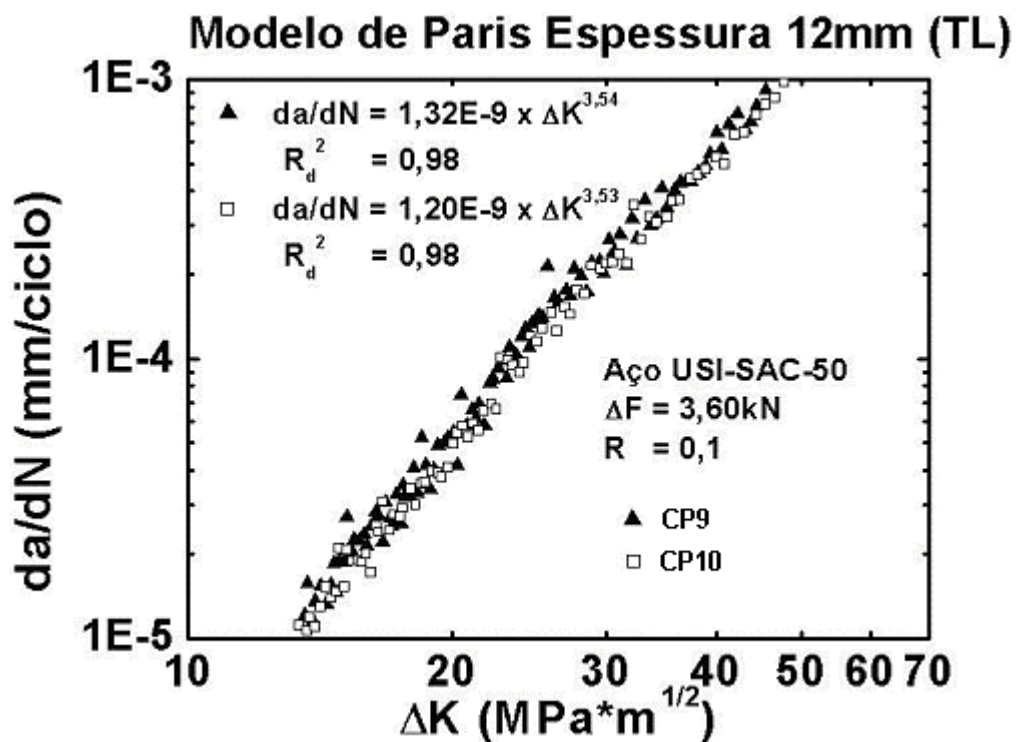
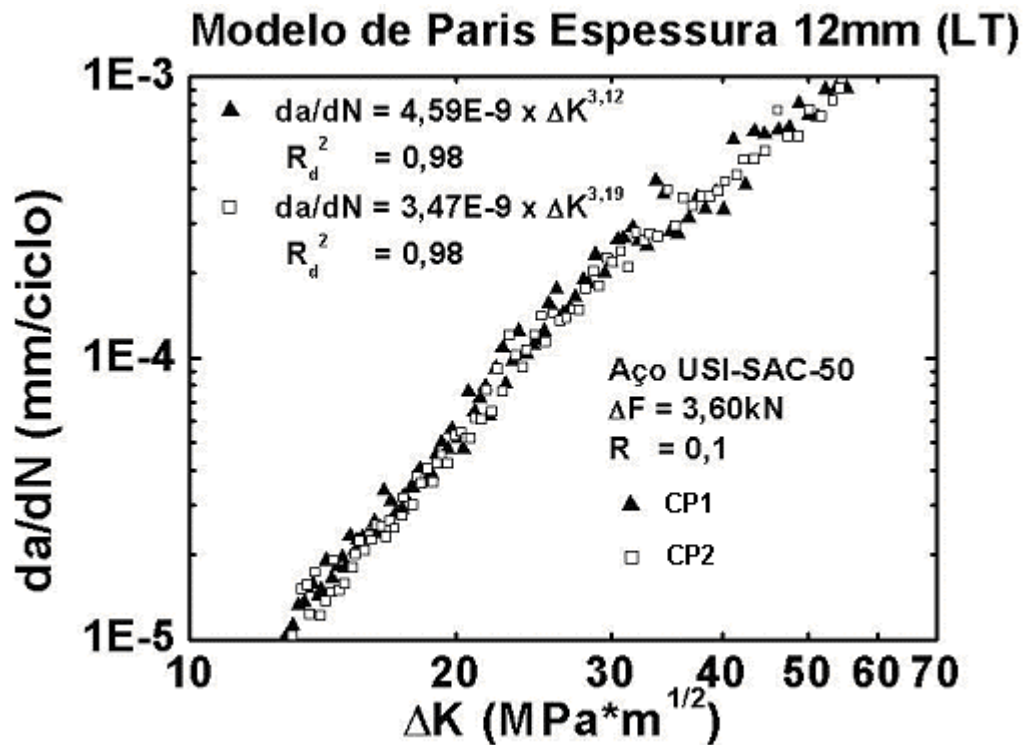


Figura 4.27 - Gráficos da/dN versus ΔK , para um corpo-de-prova de 12mm, no sentido LT (a) e TL (b), estágio II, para razão de carga $R = 0,1$ e freqüência de 20Hz.

Observou-se que os coeficientes C e m_f foram próximos e, simultaneamente, o coeficiente de determinação foi elevado, evidenciando um bom ajuste estatístico.

A Figura 4.28 mostra gráfico da/dN versus ΔK , para $R = 0,1$ e $\Delta F = 3,6kN$, para as espessuras de 12mm, sentido LT e TL. Observa-se que não houve variação na taxa de propagação de trinca para as espessuras de 12mm nos sentidos LT e TL.

Cortie (Cortie, 1991) estabeleceu que a correlação entre os parâmetros C e m_f da equação de Paris:

- é formal e tem pequena relevância física;
- é causada pela forma dimensional e o coeficiente de correlação elevado é devido a representação dos dados em escala logarítmica.

Bergner e Zouhar (Bergner & Zouhar, 2000), propuseram uma correlação entre C_0 e m_f que é estatisticamente independente do coeficiente e expoente de Paris (C e m_f). Esta representação é obtida dividindo o fator de intensidade de tensão ΔK , por um fator de escala ΔK_p e determinando um novo coeficiente C_0 , conforme mostrado nas Eqs. 4.7, 4.8, 4.9 e 4.10.

$$C_g = \left(\prod_{j=1,k} C_j \right)^{1/k} \quad (4.7)$$

$$\Delta K_p = 10^{-\left(\frac{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m}) \log(C_j / C_g)}{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m})^2} \right)} \quad (4.8)$$

$$\frac{da}{dN} = C_0 \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_p} \right)^{m_f} \quad (4.9)$$

$$C_0 = C \Delta K_p^{m_f} \quad (4.10)$$

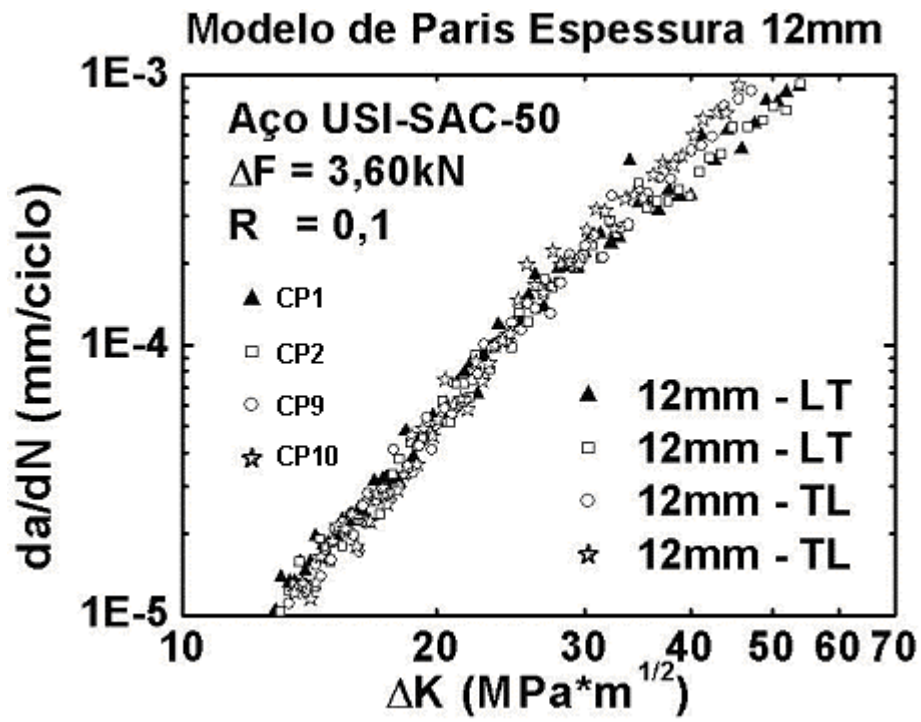


Figura 4.28 - Gráfico da/dN versus ΔK , para razão de carga $R = 0,1$ e $\Delta F = 3,6\text{kN}$, para a espessura de 12mm, sentido LT e TL, frequência de 20Hz.

A Tabela 4.4 mostra o expoente m_f , o coeficiente da lei de potência C , o fator de escala ΔK_p e o $\log(C_0)$ para o aço USI-SAC-50, espessura 12, nos sentidos LT e TL, e 19 mm, no sentido LT e TL em diferentes razões de carga $0,3 \leq R \leq 0,7$.

Tabela 4.4 - Resultados da taxa de crescimento de trinca e $\log(C_0)$ para o aço USI-SAC-50, espessura 12, nos sentidos LT e TL, e 19 mm, no sentido LT e TL em diferentes razões de carga $0,3 \leq R \leq 0,7$.

| Espessura (mm) / Direção | R | m_f | C | ΔK_p | $\log(C_0)$ |
|--------------------------|-----|-------|---------|--------------|-------------|
| 19 / LT | 0,1 | 3,22 | 2,19E-9 | 35,82 | -3,66 |
| 19 / LT | 0,1 | 3,40 | 1,15E-9 | | -3,66 |
| 19 / LT | 0,1 | 3,31 | 1,62E-9 | | -3,65 |
| 19 / TL | 0,3 | 3,20 | 4,07E-9 | 14,72 | -4,65 |
| 19 / TL | 0,7 | 3,67 | 1,15E-9 | | -4,65 |
| 12 / LT | 0,1 | 3,12 | 4,59E-9 | 56,10 | -2,88 |
| 12 / LT | 0,1 | 3,19 | 3,47E-9 | | -2,88 |
| 12 / TL | 0,1 | 3,54 | 1,32E-9 | 7,82E-5 | -23,4 |
| 12 / TL | 0,1 | 3,53 | 1,20E-9 | | -23,4 |

A Figura 4.29 mostra o gráfico de correlação entre $\log(C)$ e m_f segundo a equação de Paris, para o aço USI-SAC-50, espessura 12mm, sentido TL e LT e 19 mm, sentido LT e razão de carga $R = 0,1$. Esta figura mostra que existe uma correlação linear entre os parâmetros de crescimento de trinca C e m_f e esse coeficiente de correlação foi de $r_c = -0,89$.

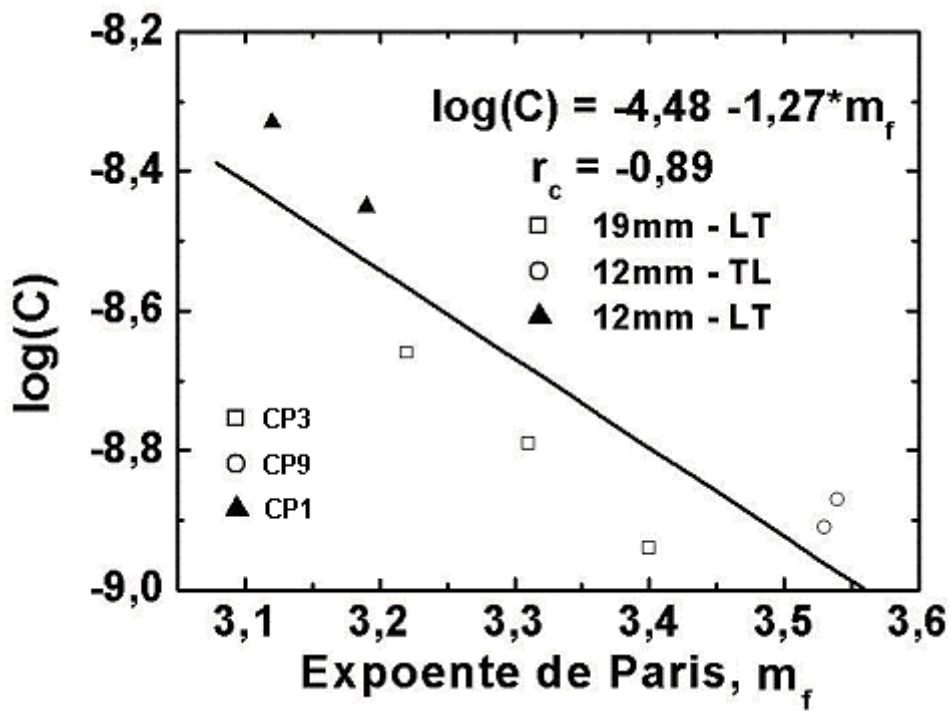


Figura 4.29 - Gráfico de correlação entre $\log(C)$ e m_f segundo a equação de Paris, para o aço USI-SAC-50, espessura 12mm, sentido TL e LT e 19 mm sentido LT e razão de carga $R = 0,1$.

Justifica-se tal fato pela estrutura algébrica da equação de Paris e a unidade de medida de ΔK ($\text{MPa m}^{1/2}$) está distante de ΔK_p (Fig. 4.30). Não foi representado no gráfico de r_c versus ΔK_p , os valores obtidos para o ensaio na espessura de 12mm, sentido TL, em virtude dos valores de m_f serem próximos, o que provocou um decréscimo no valor de $\log \Delta K_p$ para $-4,10 \text{MPa m}^{1/2}$.

A Figura 4.31 mostra o gráfico de correlação entre $\log(C_0)$ e m_f segundo a equação de Bergner e Zouhar (Bergner & Zouhar, 2000), para o aço USI-SAC-50, espessura 12mm, sentido TL e LT, e 19mm, sentido LT e TL e razão de carga $R = 0,1$, $R = 0,3$ e $R = 0,7$. Esta figura mostra que não existe uma correlação linear entre os parâmetros de crescimento de trinca C_0 .

A Figura 4.32 (a), (b) e (c) mostra os gráficos da/dN versus $\Delta K / \Delta K_p$ segundo a equação de Bergner e Zouhar (Bergner & Zouhar, 2000), para o corpo-de-prova de 12mm, no sentido LT e TL, e 19mm, sentido LT, para razão de carga $R = 0,1$.

A Figura 4.33 mostra as fraturas de corpos-de-prova, de espessura 19mm, no sentido TL e LT e razão de carga $R = 0,1$. Observa-se, respectivamente, as regiões 1, 2 e 3 as quais representam, região de pré trinca, interface e propagação de trinca. A parte final do corpo-de-prova mostra a região de ruptura instantânea. O comprimento total de propagação foi de aproximadamente 74mm.

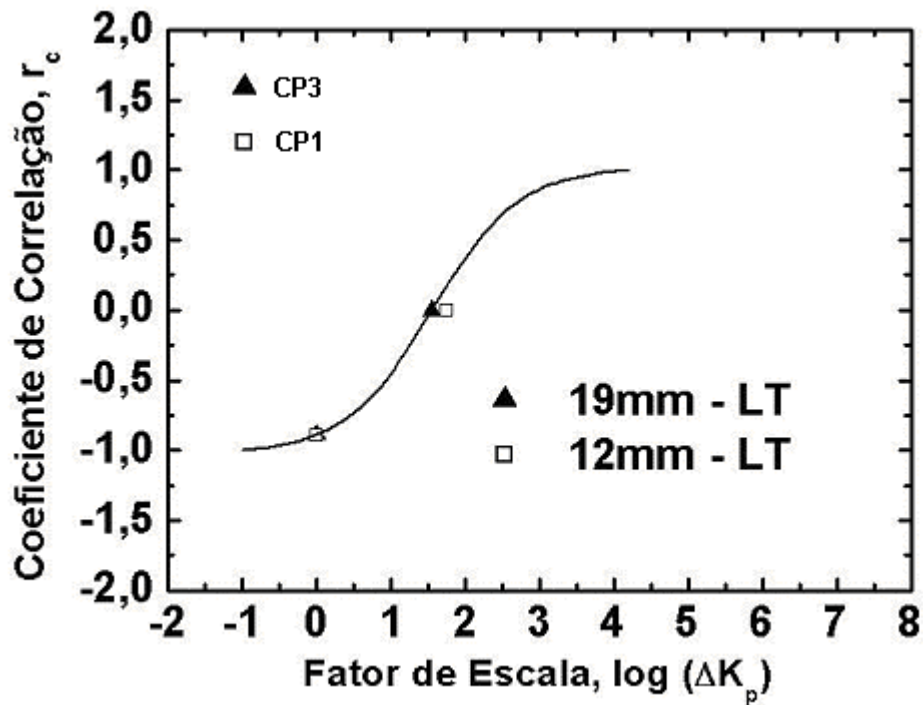


Figura 4.30 - Dependência do coeficiente de correlação, r_c , entre $\log(C_0)$ e m_f no fator de escala ΔK_p .

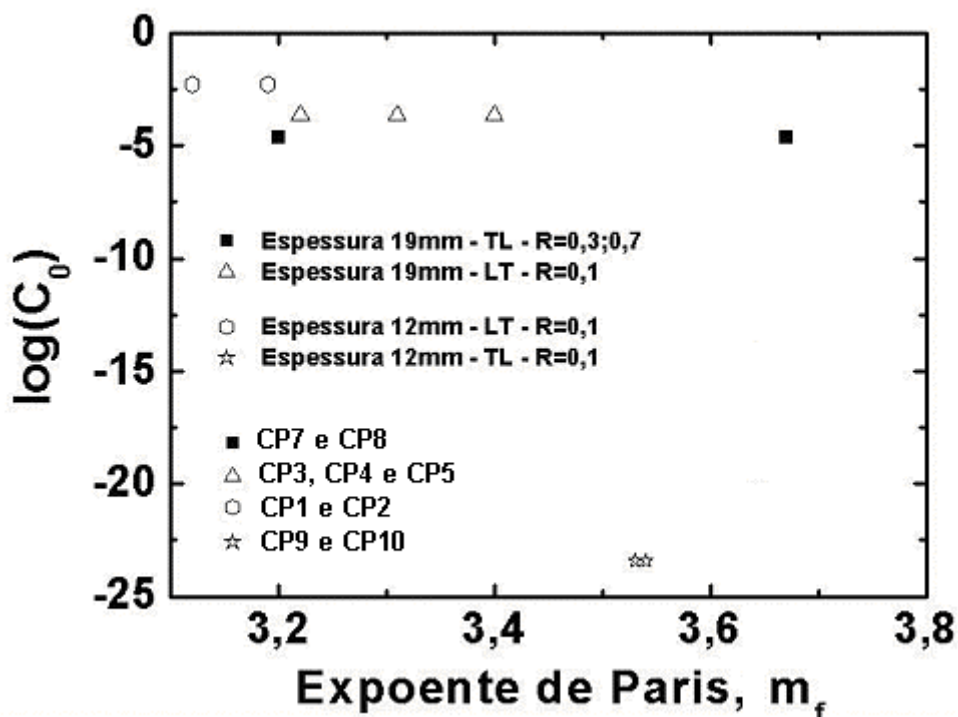
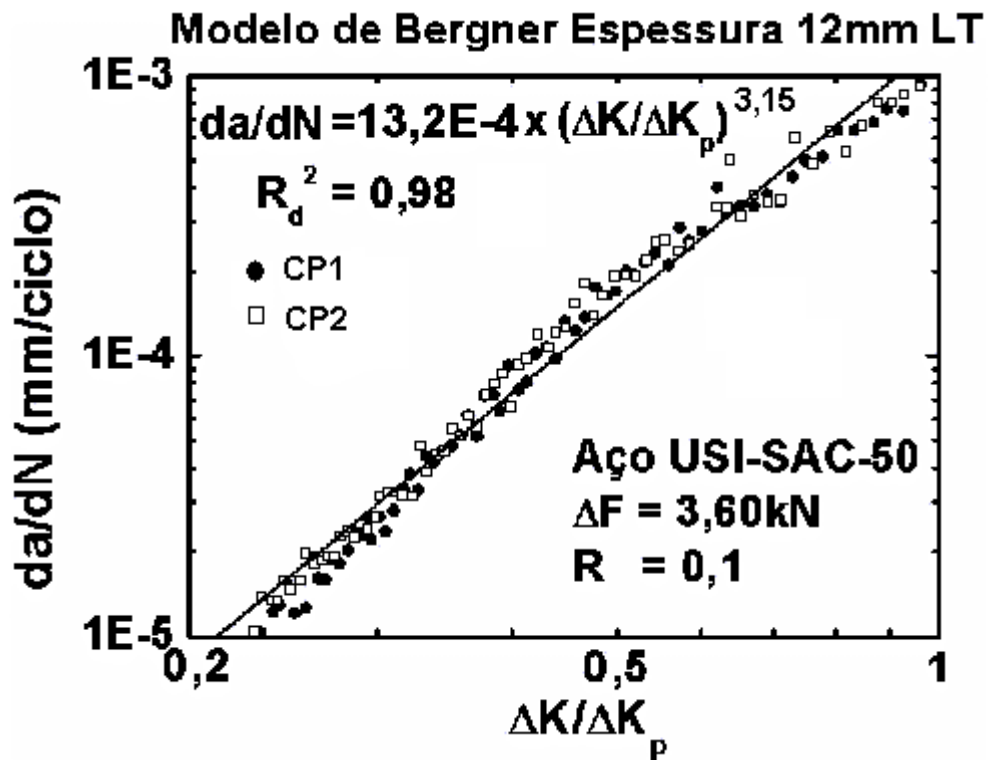
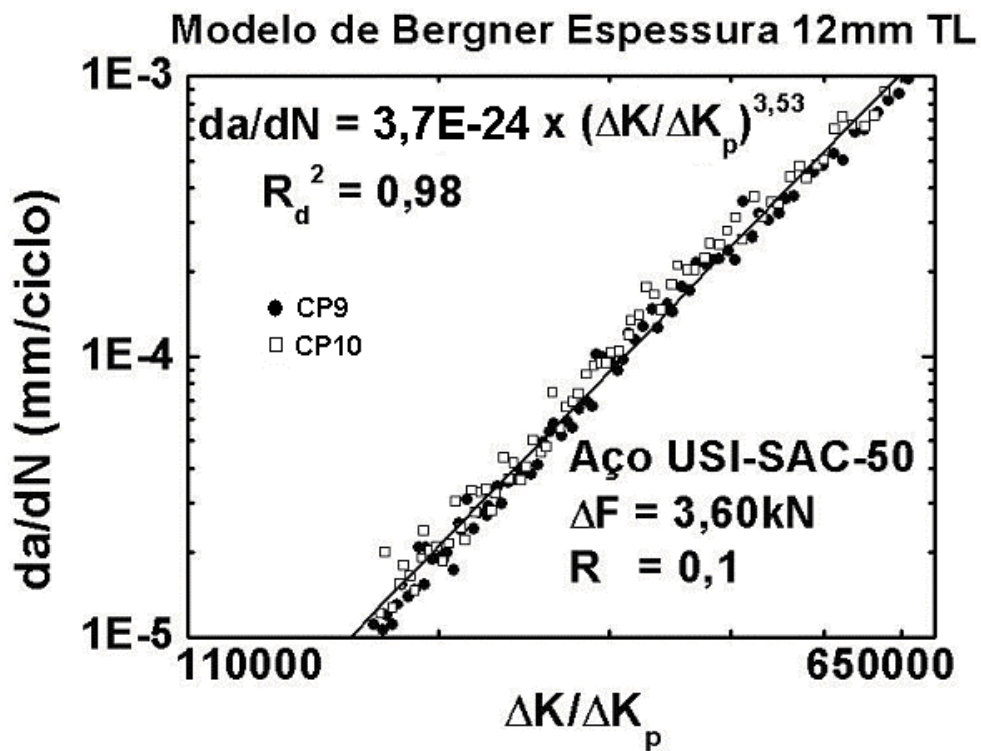


Figura 4.31 - Gráfico de correlação entre $\log(C_0)$ e m_f segundo a equação de Bergner e Zouhar (Bergner & Zouhar, 2000), espessura 12mm, sentido TL e LT, e 19 mm, sentido LT e TL e razões de carga $R = 0,1$, $R = 0,3$ e $R = 0,7$.



(a)



(b)

A Figura 4.34 (a) e (b) mostra as microfractografias do aço USI-SAC-50, na espessura 19mm, sentido TL, na região 1. Essa figura representa a região de pré-trinca e evidencia a presença de algumas microcavidades, ruptura decoesiva (ASM, 1992) e clivagem em maior quantidade. O aparecimento de microcavidades se justifica em razão da deformação plástica junto ao entalhe. Até à distância de 0,5mm do entalhe havia presença dessas microcavidades.

A Figura 4.35 (a) e (b) mostra as microfractografias da região de interface (região 2). Observa-se a presença de estrias de fadiga e estas mudam de direção em uma distância muito curta. Estas estrias, ao cruzarem contorno de grão, alteram o seu trajeto. Essas estrias de fadiga se posicionam perpendicularmente ao sentido de aplicação da carga de tração. Houve presença de ruptura decoesiva ao longo do contorno de grão, que não esteve associada à presença de microinclusões.

A Figura 4.36 (a) e (b) mostra as microfractografias da região de propagação de trinca (região 3). Observa-se a presença de estrias de fadiga e estas mudam de direção em razão do contorno de grão.

A Figura 4.37 (a), (b) e (c) mostra as microfractografias do aço USI-SAC-50, na espessura 19mm, sentido LT e razão de carga $R = 0,1$, nas regiões 1, 2 e 3. A Figura 4.37 (a) mostra a microfractografia da região de pré trinca próximo ao entalhe (região 1). Evidencia a presença de microtrincas cujo detalhe verificou ser ruptura decoesiva intergranular. Notou-se, também, presença de estrias de fadiga que mudam de direção em grãos adjacentes à ruptura decoesiva. Esses aspectos da fractografia foram similares, respectivamente, na região de interface e propagação de trinca (Fig. 4.37 (b) e (c)).

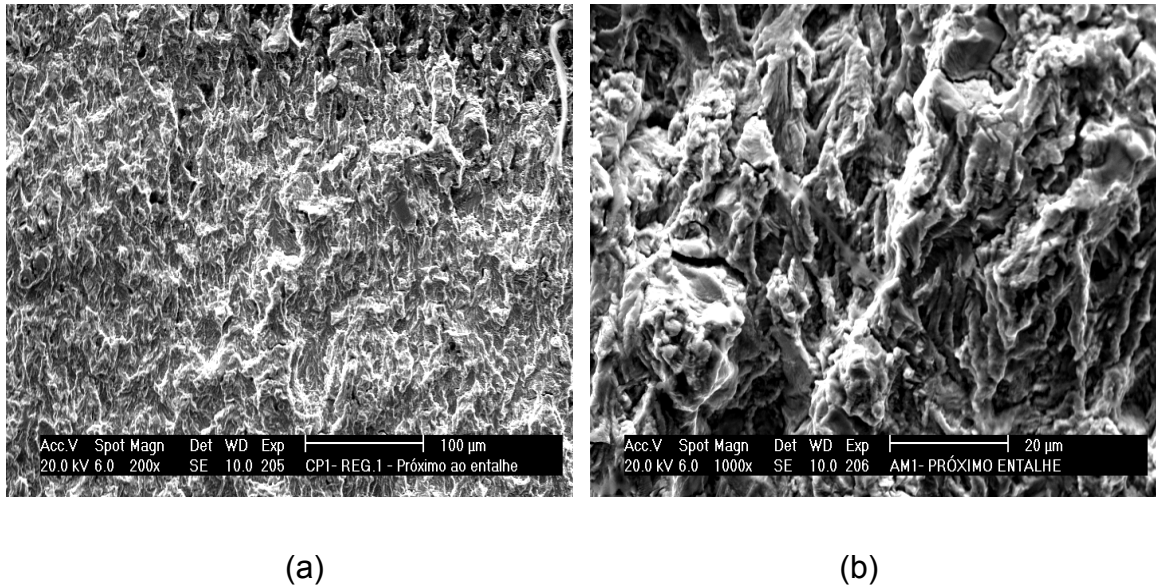


Figura 4.34 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido TL, região de pré-trinca, evidenciando clivagem, microcavidades e ruptura decoesiva, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 200X (a) e 1000X (b).

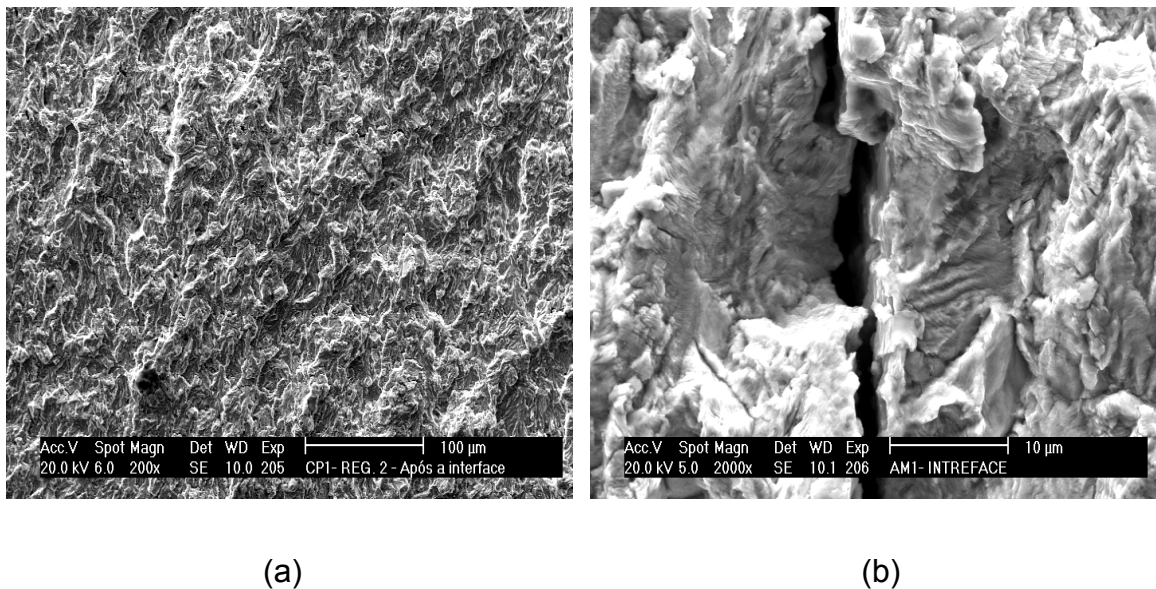
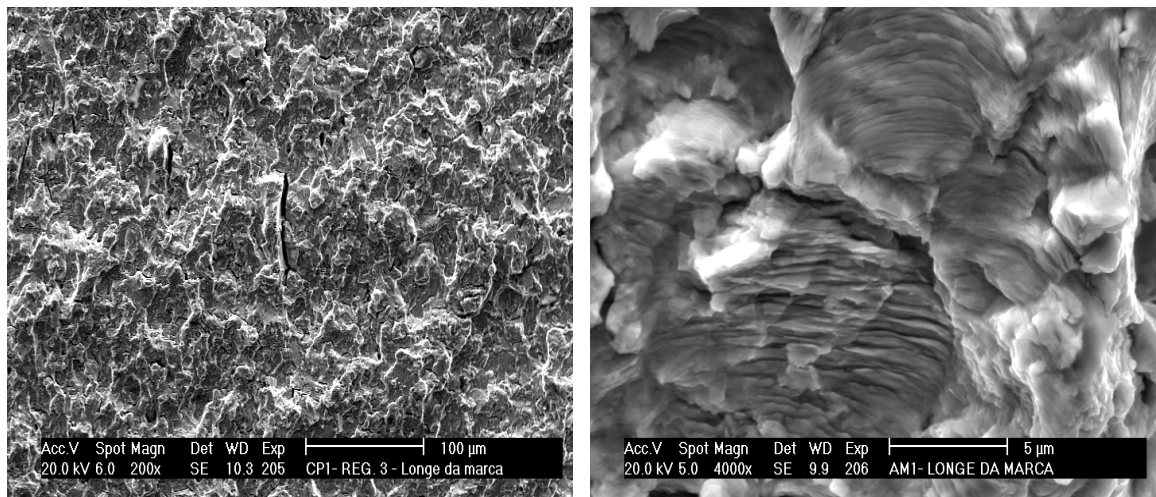


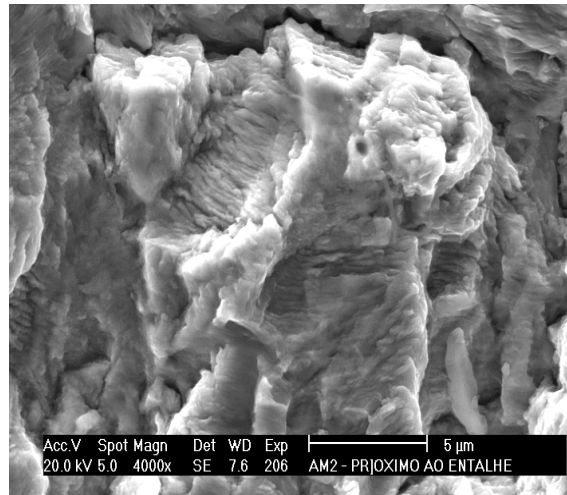
Figura 4.35 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido TL, região de interface entre pré trinca e propagação, evidenciando clivagem, ruptura decoesiva e estrias de fadiga, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 200X (a) e 2000X (b).



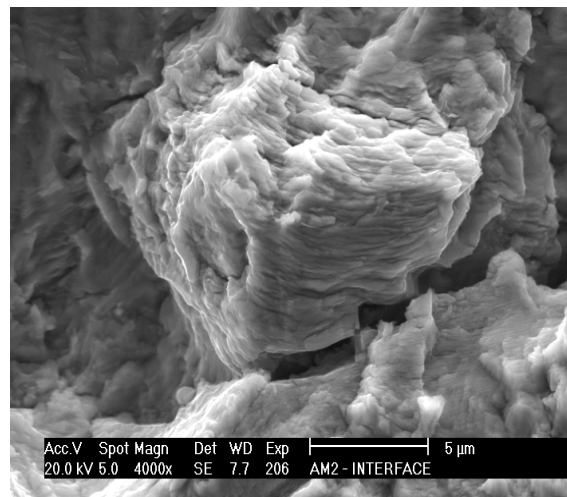
(a)

(b)

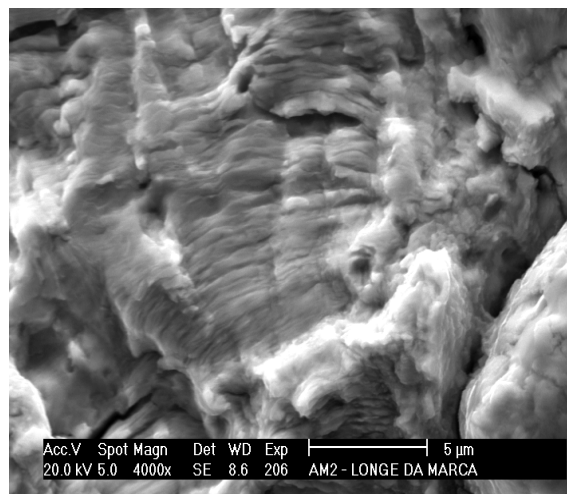
Figura 4.36 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido TL, região de propagação de trinca, evidenciando trincas e estrias de fadiga, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 200X (a) e 4000X (b).



(a)



(b)



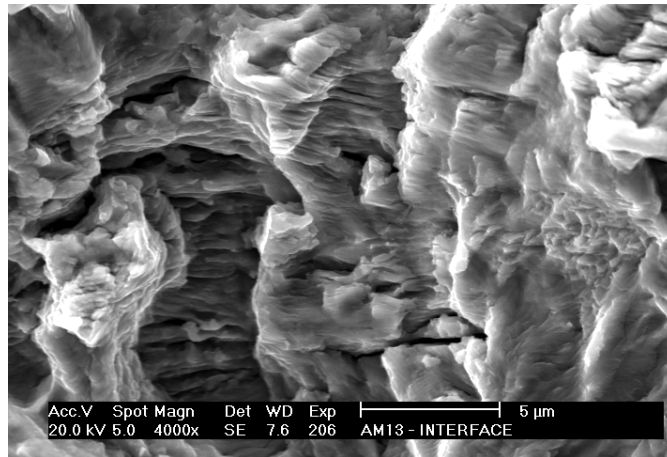
(c)

Figura 4.37 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, sentido LT, região 1 (a), região 2 (b) e região 3 (c), evidenciando microtrincas, ruptura decoesiva e estrias de fadiga, razão de carga $R = 0,1$, aumento de 4000X.

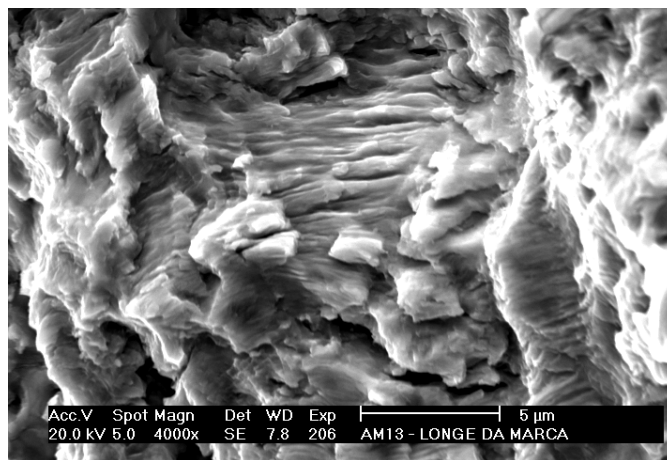
A Figura 4.38 (a) e (b) mostra as microfractografias, do aço USI-SAC-50, na espessura de 19mm, região de propagação de trinca, sentido TL e razão de carga $R = 0,7$. Evidencia a presença de ruptura decoesiva e estrias de fadiga com largura maior do que as encontradas para razão de carga $R = 0,1$ (Fig. 4.38 (a) e (b)).

A Figura 4.39 (a) e (b) mostra as microfractografias da região de interface entre propagação de trinca e ruptura por tração, do aço USI-SAC-50, na espessura de 19mm, sentido TL e razão de carga $R = 0,7$, evidenciando a presença de microcavidades e estrias de fadiga (Fig. 4.39 (a) e (b)). Analogamente a fractografia em Charpy, sentido TL à temperatura ambiente, não se observou a presença de “dimples”.

A análise de fratura por tração mostrou que o aparecimento da microtrinca se associou à presença de microinclusões. No ensaio de Charpy, a iniciação da microtrinca ocorreu em razão da deformação plástica na região do entalhe ou clivagem em temperaturas baixas. A análise de fratura por fadiga, por sua vez, apresentou estrias de fadiga e ruptura decoesiva intergranular que não foram motivadas pela presença de microinclusão. É provável pela mudança de direção dessas estrias de fadiga em unidades cristalinas adjacentes que a deformação plástica em planos e direções mais compactas de escorregamentos esteja sendo decisiva como mecanismo de fratura. A partir dessa premissa, a técnica de EBSD, poderá fornecer informações relevantes na descrição desse fenômeno, uma vez que essa técnica descreve a microtextura e orientação cristalográfica do material. A correlação da microtextura com propagação de trinca é um estudo que está em aberto na literatura.

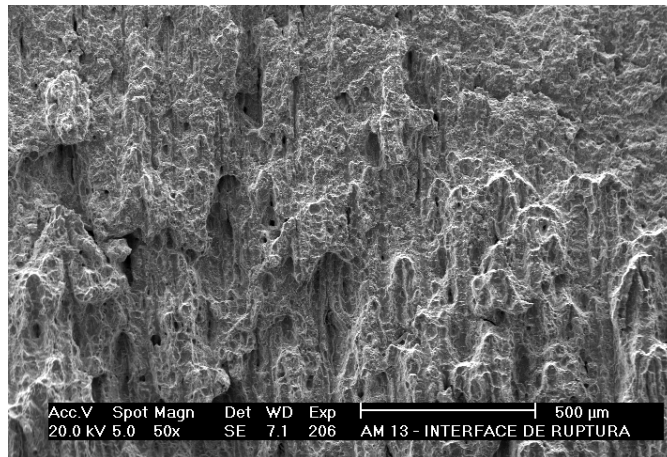


(a)

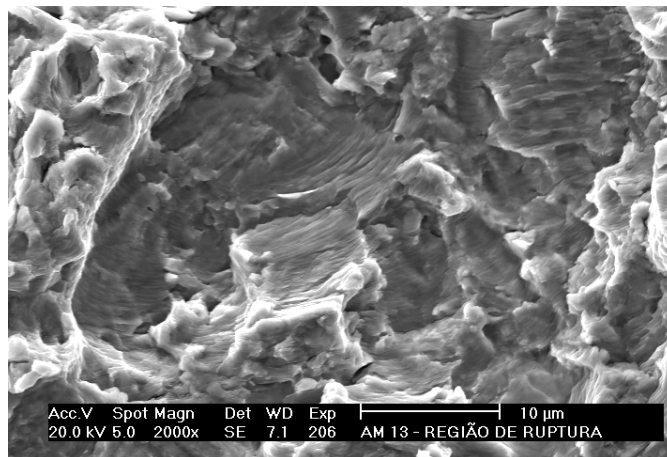


(b)

Figura 4.38 - Microfractografia do aço USI-SAC-50 em MEV, na espessura 19mm, região de propagação de trinca, sentido TL, razão de carga $R = 0,7$, evidenciando ruptura decoesiva e estrias de fadiga, aumento de 4000X (a) e (b).



(a)



(b)

Figura 4.39 – Microfractografia da região de interface entre propagação de trinca e a ruptura por tração, do aço USI-SAC-50, na espessura de 19mm, sentido TL e razão de carga $R = 0,7$, evidenciando a presença de microcavidades e estrias de fadiga, aumento de 50X (a) e 200X (b).

Capítulo 5

CONCLUSÕES

Neste capítulo são apresentadas as conclusões obtidas dos resultados dos ensaios experimentais realizados neste trabalho e sugestões para trabalhos futuros.

- A orientação cristalográfica do aço USI-SAC-50 avaliada por EBSD, mostrou-se aleatória nos sentidos TL e LT, ou seja, textura fraca. As direções cristalográficas mais fortes em cada direção DN, DL e DT foram respectivamente $[111]$, $[101]$ e $[111]$ com intensidade máxima de 1,7, para a chapa de 12mm e $[111]$, $[101]$ e $[101]$ com intensidade máxima de 1,9, para a chapa de 19mm.
- A textura fraca justifica o valor baixo do coeficiente de anisotropia médio, \bar{R} , encontrado para o aço USI-SAC-50 em tração. Não houve variação de textura entre a superfície e o centro da chapa.
- O aço USI-SAC-50, laminado a quente, apresentou-se com estrutura bandeada nos sentidos TL e LT. Esse bandejamento não afeta as propriedades de resistência mecânica (limite de escoamento e resistência), mas altera a tenacidade no ensaio de Charpy.

- O modelo proposto por Krauss (Krauss, 1992) para cálculo do limite de escoamento, não se ajustou para o aço USI-SAC-50, em razão de não considerar como mecanismos endurecedores a fração volumétrica de perlita, o espaçamento interlamelar na perlita e a subestrutura.
- A correlação entre o coeficiente e o expoente da lei de crescimento de trinca por fadiga no regime de Paris foi eliminada por meio de um fator de escala de intensidade de tensão, ΔK_p . Os valores do fator de escala ΔK_p para o aço USI-SAC-50 foram, respectivamente, 56,10 e 35,82 MPa m^{1/2}, nas espessuras de 12 e 19 mm, no sentido LT e razão de carga $R = 0,1$.
- Comprovou-se, com base no conceito de fechamento de trinca, que a relação da/dN versus ΔK_{eff} , onde $\Delta K_{eff} = U_k \Delta K$, se ajustou a equação $da/dN = 6,0E - 9 \times \Delta K_{eff}^{3,24}$ para valores de $R = 0,3$ e $R = 0,7$ e $U_k = 0,7 + 0,15R(2 + R)$ (Kumar e Singh, 1995).
- Os coeficientes C e m_f , do modelo de Paris, para o corpo-de-prova de espessura 12mm, sentidos TL e LT, foram próximos e, simultaneamente, o coeficiente de determinação foi elevado, evidenciando um bom ajuste estatístico. Observou-se que não houve variação na taxa de propagação de trinca para as espessuras de 12mm nos sentidos LT e TL, região II.
- Não houve diferença entre as taxas de propagação de trinca, da/dN , versus $\Delta K / \Delta K_p$ para as espessuras de 12 e 19 mm no sentido LT.
- A energia de fratura no platô do ensaio de Charpy mostrou valor mais elevado na direção LT (espessura 12mm (120J) e espessura 19mm (150J)

do que encontrado na direção TL (espessura 12mm (40J) e espessura 19mm (75J).

- A análise de fratura por tração, Charpy e fadiga mostrou mecanismos diferentes de ocorrência de fratura. É provável, pela mudança de direção das estrias de fadiga em unidades cristalinas adjacentes, que a deformação plástica em planos e direções mais compactas de escorregamentos esteja sendo decisiva como mecanismo de fratura por fadiga. A partir dessa premissa, a técnica de EBSD, poderia fornecer informações relevantes na melhor descrição desse fenômeno.

5.1 – Sugestões para Trabalhos Futuros

- Desenvolver ensaios de propagação de trinca por fadiga para ΔK decrescente em materiais frágeis.
- Desenvolver ensaios de propagação de trinca por fadiga em diferentes ambientes corrosivos.
- Investigar a variabilidade da taxa de crescimento de trinca e o efeito da espessura nessa variabilidade.
- Desenvolver o ensaio de Charpy de modo a obter propriedades ligados a tenacidade a fratura.

APÊNDICE A

Cálculo do fator de forma e do fator de intensidade de tensões

cps CT; espessura: 19 mm.

1º Estágio

$$a := 0.02, 0.0202 \dots 0.021 \quad B := .0175 \quad W := 0.100 \quad \sigma := 405$$

$$f(a) := \frac{2 + \left(\frac{a}{W}\right)}{\left[1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right]^2} \cdot \left[0.866 + 4.64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4\right]$$

$$P(a) := \frac{0.4 \cdot B \cdot (W - a)^2 \cdot \sigma}{(2 \cdot W - a)} \quad P(a) := 0.0285 \quad P1(a) := 0.1 \cdot P(a)$$

$$K(a) := \frac{P(a)}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f(a) \quad K1(a) := K(a) \cdot 0.1 \quad \Delta K(a) := K(a) - K1(a)$$

| a | $\frac{a}{W}$ | f(a) | P(a) | P1(a) | K(a) | K1(a) | $\Delta K(a)$ | $\frac{\Delta K(a)}{200000}$ |
|-------|---------------|-------|--------|---------|--------|-------|---------------|------------------------------|
| 0.02 | 0.2 | 4.212 | 0.0285 | 0.00285 | 21.693 | 2.169 | 19.523 | |
| 0.02 | 0.202 | 4.237 | 0.0285 | 0.00285 | 21.822 | 2.182 | 19.64 | $9.762 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.02 | 0.204 | 4.263 | 0.0285 | 0.00285 | 21.952 | 2.195 | 19.757 | $9.82 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.021 | 0.206 | 4.288 | 0.0285 | 0.00285 | 22.082 | 2.208 | 19.874 | $9.879 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.021 | 0.208 | 4.313 | 0.0285 | 0.00285 | 22.212 | 2.221 | 19.991 | $9.937 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.021 | 0.21 | 4.338 | 0.0285 | 0.00285 | 22.343 | 2.234 | 20.109 | $9.996 \cdot 10^{-5}$ |
| | | | | | | | | $1.005 \cdot 10^{-4}$ |

SP = 15,9 kN

Ampl. = 12,6 kN

Cálculo do fator de forma e do fator de intensidade de tensões

cps CT; espessura: 19 mm.

2º Estágio

$a := 0.021, 0.0212 \dots 0.022$ $B := .0175$ $W := 0.100$ $\sigma := 405$

$$f(a) := \frac{2 + \left(\frac{a}{W}\right)}{\left[1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right]^2} \cdot \frac{1}{3} \left[0.866 + 4.64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$$

$P(a) := \frac{0.4 \cdot B \cdot (W - a)^2 \cdot \sigma}{(2 \cdot W - a)}$ $P(a) := 0.024$ $P1(a) := 0.1 \cdot P(a)$

$K(a) := \frac{P(a)}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f(a)$ $K1(a) := K(a) \cdot 0.1$ $\Delta K(a) := K(a) - K1(a)$

| a | f(a) | P(a) | P1(a) | K(a) | K1(a) | $\Delta K(a)$ | $\frac{\Delta K(a)}{200000}$ |
|-------|-------|-------|-------|--------|-------|---------------|------------------------------|
| 0.021 | 4.338 | 0.024 | 0.002 | 18.815 | 1.882 | 16.934 | |
| 0.021 | 4.364 | 0.024 | 0.002 | 18.925 | 1.893 | 17.033 | $8.467 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.021 | 4.389 | 0.024 | 0.002 | 19.035 | 1.904 | 17.132 | $8.516 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.022 | 4.415 | 0.024 | 0.002 | 19.146 | 1.915 | 17.231 | $8.566 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.022 | 4.44 | 0.024 | 0.002 | 19.256 | 1.926 | 17.331 | $8.616 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.022 | 4.466 | 0.024 | 0.002 | 19.367 | 1.937 | 17.43 | $8.665 \cdot 10^{-5}$ |
| | | | | | | | $8.715 \cdot 10^{-5}$ |

SP = 13,2 kN

Ampl. = 10,8 kN

Cálculo do fator de forma e do fator de intensidade de tensões

cps CT; espessura: 19 mm.

3º Estágio

$a := 0.022, 0.0222 \dots 0.023$ $B := .0175$ $W := 0.100$ $\sigma := 405$

$$f(a) := \frac{2 + \left(\frac{a}{W}\right)}{\left[1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right]^2} \cdot \left[0.866 + 4.64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4\right]$$

$P(a) := \frac{0.4 \cdot B \cdot (W - a)^2 \cdot \sigma}{(2 \cdot W - a)}$ $P(a) := 0.021$ $P1(a) := 0.1 \cdot P(a)$

$K(a) := \frac{P(a)}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f(a)$ $K1(a) := K(a) \cdot 0.1$ $\Delta K(a) := K(a) - K1(a)$

| a | f(a) | P(a) | P1(a) | K(a) | K1(a) | $\Delta K(a)$ | $\frac{\Delta K(a)}{200000}$ |
|-------|-------|-------|--------|---------|--------|---------------|------------------------------|
| 0.022 | 4.466 | 0.021 | 0.0021 | 16.9462 | 1.6946 | 15.2516 | |
| 0.022 | 4.491 | 0.021 | 0.0021 | 17.0433 | 1.7043 | 15.339 | $7.626 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.022 | 4.517 | 0.021 | 0.0021 | 17.1406 | 1.7141 | 15.4265 | $7.669 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.023 | 4.543 | 0.021 | 0.0021 | 17.2381 | 1.7238 | 15.5143 | $7.713 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.023 | 4.568 | 0.021 | 0.0021 | 17.3358 | 1.7336 | 15.6022 | $7.757 \cdot 10^{-5}$ |
| 0.023 | 4.594 | 0.021 | 0.0021 | 17.4337 | 1.7434 | 15.6903 | $7.801 \cdot 10^{-5}$ |
| | | | | | | | $7.845 \cdot 10^{-5}$ |

SP = 12,1 kN

Ampl. = 8,9 kN

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Acesita, 2003, "Curso sobre Microscopia de Imagem de Orientação", pp 1-28.

Anderson, T. L., 1995, "Fracture Mechanics". Fundamentals and Applications. CRC Press, 2ª ed., Texas, USA.

ASM, 1992, "Fractography". American Society for Metals International. Vol. 12. ISBN 087170-007-7. pp. 1-71.

ASTM E 8M-95a, 1995, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials". Philadelphia, pp. 77-97.

ASTM E 23/96, 1996, "Standard Methods for Notches Bar Impact Testing of Metallic Materials". American Society for Testing and Materials. Philadelphia.

ASTM E 561-92a, 1986, "Standard Practice of Fracture Toughness (Draft)". American Society of Metallic Materials. Philadelphia.

ASTM E 647-00, 2000, "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates". American Society of Metallic Materials. Philadelphia.

ASTM E 813-89, 1987, "Standard Test Method for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness. American Society for Testing Materials. Philadelphia.

ASTM E 1290, 1993, "Standard Test Method for Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement".

ASTM E 1820, 1996, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness". American Society of Metallic Materials. Philadelphia,.

Bergner, F. & Zouhar, G., 2000, "A New Approach to the Correlation Between the Coefficient and the Exponent in the Power Law Equation of Fatigue Crack Growth". *International Journal of Fatigue*, pp. 229-239.

Broek, K.D., 1989, "The Practical use of Fracture Mechanical. Kluwer Academic Publishers Dordrecht. Netherlands.

CDTN, 2003, "Relatório Técnico Interno sobre Utilização da Máquina Instron Wolpert PW30".

Cetlin, P. R. & Silva, P. S. P., 1986, "Análise de Fraturas". Associação Brasileira de Metais. São Paulo.

Cortie, M.B., 1991, "The Irrepressible Relationship Between the Paris Law Parameters". *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 40, nº 3, pp. 681-682.

Crooker, T.W., 1973, "Effect of Constant Amplitude Loading Parameters on Low Cycle Fatigue Crack Growth in a 140 to 150 ksi Yield Strength Steel". Report of NRL Progress, Naval Research Laboratory, Washington, D.C.

Dieter, G.E., 1981, "Metalurgia Mecânica", 2ª ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois.

Doherty, R.D., Martin J.W. Cantor, B. 1997, "Stability of Microstructure in Metallic Systems".

Dugdale, D. S., 1960, "Yielding of Steel Sheets Containing Slits". *J. Mech. Phys. Sol.*, vol. 8.

Ewalds, H. L. & Wanhill, R. J. H., 1993 "Fracture Mechanics". Edward Arnold, New York, N Y.

Falcão, C.A.J.; Spinelli, D., Gomes, S.I.N., 1998, “Estudo da Tenacidade à Fratura da ZTA de Soldas Múltiplos Passos em um Aço ARBL”. 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências de Materiais. pp. 842-850. São Paulo, Brasil.

Godefroid, L.B., 1999, “Fundamentos da Mecânica de Fratura” – Universidade Federal de Ouro Preto, pp. 150.

Grange, R.A., 1971, “Metallurgical Transactions”. vol.2, pp. 417.

Guimarães Filho, P.A.V., 1990, “Estampagem”. Relatório de Estágio Supervisionado. UFMG. Belo Horizonte, Brasil.

Hertzberg, R., 1989, “Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials”. 3ª ed. John Wiley & Sons. New York, NY.

Jonas, J. J., Butron-Guillen, M. P. e Savoie, J., 1994, “Transformation Textures in Steels” – Iron and Steel Institute of Japan International – vol. 34, nº12, pp. 927-942.

Kanninen, M. F. & Popelar, R. C. H., 1985, “Advanced Fracture Mechanics”. Oxford University Press. USA.

Klesnil, M. & Lukas, P., 1972, “Fatigue of Metallic Materials”. Praga. Elsevier.

Krauss, G., 1992, “Heat Treatment and Processing Principles Materials Park”. American Society for Metals.

Kumar, R. & Singh, K., 1995, “Influence of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth in Mild Steel”. Engineering Fracture Mechanics, vol. 50, nº 3, pp. 377-384.

Lal, D.N., 1994, "A New Machanistic Approach to Analysing LEFM Fatigue Crack Growth Behaviour of Metals and Alloys". Engineering Fracture Mechanics, vol. 47, nº 3, pp. 379-401.

Lourenço, O.R., 1999, "Influência da Porosidade sobre o Comportamento Mecânico de Ferro Sinterizado quando Submetido a Ensaio de Impacto". Departamento de Engenharia Mecânica-UFMG, pp. 85.

NBR 6215, 1991, "Produtos Siderúrgicos". Associação Brasileira de Normas Técnicas, São Paulo.

Pascoal Junior, F.A., 2002, "Influência da Geometria e da Orientação do Entalhe na Determinação Experimental da Integral J e CTOD em uma Junta de Aço Soldada". Dissertação de Mestrado, PUC-MG, maio, pp. 1-102

Paris, P.C. & Erdogan, F., 1963, "A Critical Analysis of Crack Propagation Laws". Journal of Basic Engineering 85, pp. 528-534.

Park, Y.B. & Gotisteyn G., 1996, "Development of Texture Inhomogeneity During Hot Rolling in Interstitial Free Steel". Acta mater, vol.44, nº8, pp. 3421-3427.

Pinto, L.C.M., 1996 "Quantkov – Um Analisador Microestrutural para Ambiente Windows." Tese Doutorado USP- São Paulo.

Raabe, D., 1996, "On the Influence of the Chromium Content on the Evolution of Rolling Textures in Ferritic Stainless Steels". Journal of Materials Science. vol. 31, pp. 3839-3845, 1996

Ratnapuli, R. C., Melo, T. M. F., 1998, "Faria, A. V. "Avaliação da Tenacidade e da Resistência a Fadiga de Juntas Soldadas do Aço USI-SAC-50" . 53º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais; Belo Horizonte, 14 a 16 de setembro.

Ray, R.K., Jonas, J.J., Hook, R.E., 1994, "Cold Rolling and Annealing Textures in Low Carbon and Extra Low Carbon Steels". International Materials Reviews, nº4, vol.39, pp.129-172

Ren-Guan, H. & Kang-Xian, L., 1994, "Experimental Study of Fatigue Crack Propagation Under Programmed Spectrum Loading". Engineering Fracture Mechanics, vol. 47, nº 1, pp. 133-137.

Rice, J. R. & Rosengren G. F., 1968, "Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material". Journal of the Mechanics and Physics of Solids. vol. 16.

Rolfe, S. T., & Barsom, J. M., 1987 "Fracture and Fatigue Control in Structures". Applications of fracture mechanics. 2ª ed. Prentice Hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey.

Sakir, A.B., 1991, "Effect of Pearlite Banding on Mechanical Properties of Hot-rolled Steel Plates". Iron and Steel Institute of Japanese, vol. 31, nº12, pp.1445-1446.

Silva, J.G.A., 2001, "Avaliação Comportamental de Juntas Soldadas de um Aço Estrutural, do Tipo SAC-50 sob Fadiga". Dissertação de Mestrado, UFOP-MG, Setembro, pp.1-90

Song, J.I., 1997, "Mechanical Properties and Fatigue Crack Propagation Behavior of Hybrid Metal Matrix Composites". Fatigue Technology SAE PT-67, 960577.

Spinelli, D.; Bose Filho, W.W.; Silva, R.V., 1997, "Avaliação da Tenacidade à Fratura de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga Pelo Método da Integral J". 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais. pp. 1-9. São Paulo, Brasil.

Suresh, S., 1998, "Fatigue of Materials", Cambridge University Press.

Usiminas. USI-SAC, 1990, "Aços resistentes à corrosão atmosférica".Catálogo.

