

**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**COMPORTAMENTO DO CRESCIMENTO DE TRINCA
POR FADIGA DE UM AÇO ABNT 1016 LAMINADO A
QUENTE E SOLDADO PELO PROCESSO GMAW**

Rômulo Albertini Rigueira

Belo Horizonte

2011

Rômulo Albertini Rigueira

COMPORTAMENTO DO CRESCIMENTO DE TRINCA POR FADIGA DE UM AÇO ABNT 1016 LAMINADO A QUENTE E SOLDADO PELO PROCESSO GMAW

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro

Belo Horizonte

2011

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

G633d Rigueira, Rômulo Albertini
Comportamento do crescimento de trinca por fadiga de um aço ABNT 1016 laminado a quente e soldado pelo processo GMAW / Rômulo Albertini Rigueira. Belo Horizonte, 2011.
105f. : Il.

Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Aço – Fadiga. 2. Mecânica de fratura. 3. Soldagem MIG (Metal Inert Gas). I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 669.14

Rômulo Albertini Rigueira

**COMPORTAMENTO DO CRESCIMENTO DE TRINCA POR FADIGA
DE UM AÇO ABNT 1016 LAMINADO A QUENTE E SOLDADO PELO
PROCESSO GMAW**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro (Orientador) – PUC Minas

Dr. Geraldo de Paula Martins (Co-orientador) – CDTN

Dr. Claysson Bruno Santos Vimieiro – PUC Minas

Dr. Jefferson José Vilela – CDTN

Belo Horizonte, março de 2011.

Aos meus pais Ismael Rigueira e Cerise Albertini Rigueira, pelos exemplos de retidão, honradez e fé.

A Andréa, minha esposa, e aos meus filhos Bruna e Marcus Vinícius, pela compreensão nos momentos de ausência e pelo carinho, companheirismo e amor.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me abençoar sempre.

Ao professor José Rubens Gonçalves Carneiro, pela orientação, dedicação e ensinamentos transmitidos, mas, sobretudo pela amizade e por ser para mim uma referência na academia.

Ao Dr. Geraldo de Paula Martins, pelo apoio e colaboração.

A Larissa Villela minha ex-aluna pela dedicação e carinho.

Ao professor Wisley de Falco pelos ensinamentos transmitidos.

Ao professor Pedro Américo Filho todo o meu respeito e agradecimentos pela compreensão e apoio.

Aos colegas Marcos Roberto Alves e André Bragança Carvalho França pela prestimosa colaboração.

Aos professores e funcionários do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da PUC Minas pelo apoio na realização deste trabalho.

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

A FAPEMIG pela importante e imprescindível participação no financiamento desse projeto.

A Diretoria e aos colaboradores da Metal Mecânica pela compreensão e apoio.

A amiga Patrícia Gomes Barros pela dedicada e abdicada colaboração, meus mais sinceros e eternos agradecimentos.

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 à fadiga. Os objetivos deste trabalho são obter as expressões matemáticas para a taxa de propagação de trinca por fadiga em função do fator de intensidade de tensão, em amostras de aço ABNT 1016 laminado a quente na espessura de 12 mm, no Metal Base (MB), na Zona Fundida (ZF), e na Zona Termicamente Afetada (ZTA), do aço ABNT 1016, aço este soldado pelo processo de soldagem GMAW. Os resultados obtidos, no estágio II do ensaio de propagação de trinca por fadiga, indicaram que a taxa de propagação e o fator de intensidade de tensão respeitam a equação de Paris para sollicitação no sentido longitudinal e transversal. Os valores de propagação de trinca, relacionados ao número de ciclos do Metal Base (MB), Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA), encontrados experimentalmente foram comparados com teorias citadas na literatura. Verificou-se uma correlação linear entre os parâmetros C e m_f (Constantes da equação de Paris), conforme esperado essa correlação entre C e m_f deixa de existir, quando se trabalha com o modelo de Bergner. Houve variação na taxa de propagação de trinca por fadiga no estágio II, para a espessura de 12 mm na direção T-L, analisado segundo modelo de Bergner e na Zona Fundida (ZF). Mediu-se, também, o fator de intensidade de tensão limiar e crítico para ajuste do modelo de Collipriest para cálculo de vida média da junta soldada.

Palavras-chave: Fratura por fadiga. Aço ABNT 1016 laminado a quente. Processo de soldagem GMAW.

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. 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, in samples of an ABNT 1016 hot-rolling steel with thickness of 12 mm and in cast steel area ABNT 1016 and in HAZ obtained for welding process GMAW. The obtained results showed that on stage II, of the crack by fatigue propagation test, of the material obeys the Paris law for appliance longitudinal direction. The experimental values of the propagation crack, related to the number of cycles of the base metal, heat affected zone and welding zone were compared with the literature. 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. There was no variation on the rate of propagation of a crack by fatigue on stage II, for thickness of 12 mm direction T-L, analyzed according to Bergner's model and in welding steel area.

Key-words: Fatigue crack. ABNT 1016 hot-rolling steel. GMAW Welding Process.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1:	Representação esquemática de uma trinca interior em uma placa com largura infinita. (CALLISTER, 2002)	27
Figura 2:	Balanço de energia de uma trinca em uma placa infinita, quando nenhum trabalho é realizado por forças externas (EWALDS; WANHILL, 1993)	29
Figura 3:	Os três modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, modo de abertura ou de tração; (b) Modo II, modo de deslizamento; e (c) Modo III, modo de rasgamento. (CALLISTER, 2002)	31
Figura 4:	Distribuição de tensões na vizinhança no vértice da trinca (ANDERSON, 1995).....	32
Figura 5:	Parâmetros de tensão cíclica em fadiga com amplitude constante (DIETER, 1981).....	37
Figura 6:	Diferentes estágios na propagação de trinca por fadiga (SURESH, 1998)	39
Figura 7:	Representação esquemática de mecanismos mais comuns de fratura de metais, dúctil (a) e clivagem (b) (ANDERSON, 1995).....	51
Figura 8:	Regiões apresentadas em uma junta soldada de topo com identificação da Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB). (MIQUERI, 2006)	53
Figura 9:	Diferentes imperfeições em uma solda de topo (WAHAB; ALAM, 2004)	54
Figura 10:	Máquina de soldagem GMAW, onde se evidencia a fonte e o arame como material de adição da solda.....	58
Figura 11:	Dimensões e geometria do chanfro utilizadas no processo de soldagem GMAW em corpos de prova para ensaio de fadiga, evidenciando chanfro 1V (a) e ½V (b). Fonte: Autor	59

Figura 12:	Dispositivo desenvolvido e utilizado na máquina de solda GMAW mostrando a fixação da tocha (a) e o conjunto montado responsável pela automatização do processo de soldagem (b).....	60
Figura 13:	Dimensões em milímetros dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração retirados na chapa no sentido da laminação (ASTM E8M-04)	61
Figura 14:	Dimensões do corpo de prova para ensaio Charpy (ASTM E23-07Ae1 (2007))	63
Figura 15:	Curva de calibração de carga no cutelo versus tensão elétrica para a máquina Wolpert PW 30.	64
Figura 16:	Orientações para os corpos de prova (MOURA BRANCO; FERNANDES; CASTRO, 1997)	66
Figura 17:	Dimensões do corpo de prova do tipo tração-compressão, C(T), de propagação de trinca por fadiga, conforme norma ASTM E647-08e1 (2008) para o Metal Base (MB) (a), junta soldada com entalhe na Zona Termicamente Afetada (ZTA) (b) e na Zona Fundida (ZF) (c). W=75 mm e B=15 mm.	67
Figura 18:	Amostra do aço ABNT 1016 com a presença de ferrita e perlita. Ataque: Nital. Aumento 200X	71
Figura 19:	Radiografia na junta, onde se observa a presença de falta de penetração na região de ligação (chanfro 1V).	72
Figura 20:	Radiografia na junta, onde se observa a falta de fusão e penetração (chanfro ½V).....	72
Figura 21:	Macrografia da junta soldada com chanfro 1V onde se observa a falta de fusão na junção da solda com o Metal Base (MB). Aumento 10X.....	73
Figura 22:	Macrografia da junta soldada com chanfro ½V onde se observa a falta de fusão na junção da solda com o Metal Base (MB). Aumento 10X.....	73

Figura 23:	Macrografia da junta soldada com chanfro 1V (a) e (b), que apresentam regiões: Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB). Aumento de 5X.	74
Figura 24:	Evolução da microdureza Vickers nas regiões: Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB) para corpos de prova com perfil de solda 1V.....	75
Figura 25:	Evolução da microdureza Vickers nas regiões: Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB) para corpos de prova com perfil de solda ½V.....	75
Figura 26:	Aspecto e região da fratura dos corpos de prova com chanfro 1V (a) e ½V (b).	76
Figura 27:	(a) Aspecto e região de fratura do corpo de prova do Metal Base (MB) (b) evidenciando a presença de “ <i>dimples</i> ” com inclusões no seu interior. Aumento de 1.000X.....	77
Figura 28:	Aspecto e região de fratura do corpo de prova do Metal Base (MB) (a), evidenciando a presença de “ <i>dimples</i> ” com inclusões em seu interior (b) e a presença de facetas de clivagem e fissura (c).	78
Figura 29:	Curvas de energia absorvida versus temperatura para o aço ABNT 1016 segundo as direções L-T e T-L, para corpos de prova com espessura de 12 mm.....	79
Figura 30:	Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12 mm com entalhe no sentido transversal à laminação L-T, temperatura de ensaio 8 °C, analisada em MEV, com aumento de 20 X (a) e 800X (b) a (e).....	80
Figura 31:	Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação L-T, temperatura de ensaio 0°C, analisada em MEV, com aumento de 20X (a) e 800 X (b) a (e).	81

Figura 32:	Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação L-T, temperatura de ensaio -30°C, analisada em MEV, com aumento (a) 20X e (b) a (e) 800X.....	83
Figura 33:	Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação T-L, temperatura de ensaio 98°C, analisada em MEV, com aumento (a) 11X e (b) a(d) 800X.....	84
Figura 34:	Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação T-L, temperatura de ensaio 8°C, analisada em MEV, com aumento (a) 20X e (b) a (f) 800X.....	85
Figura 35:	Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação T-L, temperatura de ensaio -30°C, analisada em MEV, com aumento (a) 20X e (b) a (f) 800X.....	86
Figura 36:	Curva de energia versus temperatura para a orientação L-T do aço ABNT 1016.....	87
Figura 37:	Curva Energia Absorvida x Temperatura para a direção T-L.....	88
Figura 38:	Curva de transição pelo método da expansão lateral para a direção L-T.....	88
Figura 39:	Curva de expansão lateral versus temperatura para a orientação T-L.....	89
Figura 40:	Percentual de cisalhamento na fratura (PSF) obtida pela análise da superfície da fratura para a direção L-T.....	89
Figura 41:	Percentual de cisalhamento na fratura (PSF) obtida pela análise da superfície da fratura para a direção T-L.....	90
Figura 42:	Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de $\frac{\Delta K}{\Delta K_0}$ (modelo de Bergner) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular e no sentido de laminação (R=0,1), na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF) para aço ABNT 1016.....	102

Figura 43:	Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK (modelo de Paris) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular ao sentido de laminação para aço ABNT 1016.....	103
Figura 44:	Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK (modelo de Collipriest) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular ao sentido de laminação para aço ABNT 1016.....	104
Figura 45:	Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK (modelo de Priddle) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular ao sentido de laminação para aço ABNT 1016.....	105

LISTA DE TABELAS

Tabela 1:	Relação entre $f\left(\frac{a}{W}\right)$ e parâmetros geométricos do corpo de prova (ANDERSON, 1995).....	34
Tabela 2:	Valores de A', B', C' e D' para os materiais 7020-T7 e 2024-T3 (MOHANTY; VERMA; RAY, 2009).....	48
Tabela 3:	Propriedades mecânicas para os materiais 7020-T7 e 2024-T3 (MOHANTY; VERMA; RAY, 2009).....	49
Tabela 4:	Parâmetros de soldagem para cada tipo de corpo de prova.....	59
Tabela 5:	Composição química do aço ABNT 1016 utilizado nos experimentos, em porcentagem em peso	71
Tabela 6:	Resultado do módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência e alongamento para chapa de aço ABNT 1016 e junta soldada 1V e ½V.	76
Tabela 7:	Valores de DBTT calculados pelos diferentes métodos.....	90
Tabela 8:	Resultados de K_{JC} para a orientação L-T ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$).....	91
Tabela 9:	Resultados de K_{JC} para a orientação T-L ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$).....	91
Tabela 10:	Valores dos parâmetros das equações correspondentes aos modelos de Paris, Priddle e Colliepriest.....	93
Tabela 11:	Resultados dos números de ciclos dos ensaios e obtidos com a aplicação dos modelos de Paris, Priddle e Colliepriest.....	94

LISTA DE SÍMBOLOS

a	comprimento da trinca (m)
a_0	tamanho inicial da trinca
a_c	tamanho final da trinca
a_i	comprimento da trinca no i ésimo passo
a_j	comprimento da trinca no j ésimo passo
A'	fator de ajuste da curva polimomial de 3º grau
B	espessura do corpo de prova (m)
B'	fator de ajuste da curva polimomial de 3º grau
C	constante da equação de Paris
C_0	constante da equação de Bergner
C_1	deslocamento do eixo das abcissas
C_2	inclinação da curva
C_3	constante do material
C_4	constante do material
C'	fator de ajuste da curva polimomial de 3º grau
d	tamanho de grão (m)
$\frac{da}{dN}$	propagação de trinca por fadiga (m/ciclo)
e_m	deformação máxima
E	módulo de elasticidade (Pa)
$E_w(s)$	energia absorvida pelo corpo de prova em função do deslocamento (J)
EIC	energia de Impacto Charpy (J)
F	trabalho realizado pelas forças externas (J)
$f\left(\frac{a}{W}\right)$	fator de forma
$F(g)$	fator geométrico

$F(t)$	carga em função do tempo (N/s)
$F(s)$	carga em função do deslocamento (N)
G	taxa de liberação de energia (J)
G_c	taxa de liberação de energia crítica (J)
K	fator de intensidade de tensão ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K'	coeficiente de proporcionalidade ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_0	limite inferior de K ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_{00}	limiar para razão de carga $R=0$ ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
$K(a)$	intensidade de tensão
$K_I(a)$	$0,1 K(a)$
$K_{b1\text{max}}$	fator de intensidade de tensão máxima do carregamento ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_c	fator de intensidade de tensão crítico no estado plano de tensões ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_{IC}	fator de intensidade de tensão crítico no modo I de fratura no estado plano de deformação ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_{JC}	fator de intensidade de tensão crítico na integral J ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_m	fator de intensidade de tensão média ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
$K_{\text{máx}}$	fator de intensidade de tensão máximo ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_{min}	fator de intensidade de tensão mínimo ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
K_R	coeficiente entre tensão e deformação real
kV	kilovolts (volts)
l	fator adimensional na formulação no modelo exponencial
l_0	comprimento inicial (m)
l_f	comprimento final (m)
m	massa do pêndulo (Kg)
m_{ij}	taxa de crescimento específico no intervalo $i-j$
m_f	expoente da equação de Paris

N	coeficiente de encruamento
n_1	número de golpes por minuto
n_2	constante do material
n_3	constante do material
n_x	número de medidas de dureza para calcular o desvio padrão
N	número de ciclos
N_i	número de ciclos referente a nucleação ou iniciação da trinca
N_p	número de ciclos referente a vida de trinca
N_t	número de ciclos total, ou vida útil total
P	força aplicada no corpo de prova (N)
P(a)	carga máxima de fadiga (N)
$P_1(a)$	0,1 P(a) (N)
P(t)	população em qualquer tempo
P_0	população inicial
P_m	carga máxima de tração (N)
$P_{15\%}$	carga em 15% de deformação (N)
Q	parâmetro de forma
R	razão de carga ou tensão
R_c	resistência do condutor (Ohm)
R_s	extensão infinitesimal da trinca
$\frac{\Delta R}{R}$	variação relativa da resistência
r_1	r_2 – raio da matriz (m)
r	distância polar da trinca ao ponto onde se deseja calcular as tensões σ_{xx} , σ_{yy} e σ_{zz} (m)
r_c	coeficiente de correlação
R_s	aumento da energia de superfície (J)
s	raio da matriz (m)

S_0	área inicial do corpo de prova (m^2)
S_n	desvio padrão da amostra
S_p	carga média (N)
$s(t)$	deflexão do corpo de prova em função do tempo
T	tempo (s)
U	relação de tensão efetiva
U_k	taxa de relação de carga efetiva
U_T	energia total da placa trincada (J)
U_0	energia elástica da placa não trincada (constante) (J)
U_a	mudança na energia elástica causada pela introdução de uma trinca (J)
U_γ	mudança na energia elástica de superfície causada pela formação das superfícies da trinca (J)
v	velocidade (m/s)
v_0	velocidade inicial do pêndulo no ensaio de impacto (m/s)
$v(t)$	velocidade do pêndulo em função do tempo (m/s)
W	largura do corpo de prova (m)
x	valor da dureza Vickers em um ponto do CP
\bar{x}	média da dureza Vickers medida em vários pontos do CP
x, y	coordenadas retangulares normais à frente da trinca
Δa	variação da extensão da trinca (m)
Δf	amplitude média
ΔK	faixa do fator cíclico de intensidade de tensão ($Pa\sqrt{m}$)
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_0^c	efeitos de fechamento de trinca

ΔN	variação do número de ciclos
ε	variação relativa do comprimento
$\Delta\sigma$	variação de tensão (Pa)
ν	coeficiente de Poisson
θ	coeficiente de encruamento
γ	parâmetro de ajuste
γ_e	energia elástica de superfície do material (J)
σ	tensão (Pa)
σ_e	limite de escoamento a 0,2% - $\sigma_{0,2}$ (Pa)
$\sigma_{m\acute{a}x}$	tensão máxima (Pa)
$\sigma_{m\acute{i}n}$	tensão mínima (Pa)
σ_R	limite de resistência (Pa)
ρ	resistividade do condutor (Ohm.m)
σ_{yy}	tensão na direção y (Pa)
σ_{zz}	tensão na direção z (Pa)
Ω	resistência elétrica (Ohm)
τ_{xy}	tensão de cisalhamento plano xy (Pa)
τ_{yz}	tensão de cisalhamento plano yz (Pa)
τ_{zx}	tensão de cisalhamento plano zx (Pa)
$2r$	comprimento de curso (m)

LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
C(T)	Corpo de prova do tipo compacto
CC	Corrente Contínua
CCT	Corpo de prova para tração com trinca central
CDTN	Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear
CP	Corpo de Prova
CTOD	Deslocamento da Abertura da Trinca
DBTT	Temperatura de transição dúctil frágil
EIC	Energia de Impacto Charpy
FCGR	Taxa de crescimento de trinca por fadiga
FIAT	Fabbrica Italiana Automobili Torino
GMAW	Gas Metal Arc Welding
L-T	Corpo de prova retirado no sentido longitudinal da chapa e entalhe no sentido transversal da chapa
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica de fratura elasto-plástica
MIG	Metal Inert Gas
PID	Parâmetro de gerenciamento de dados
PSF	Porcentagem de Fratura por cisalhamento
SE(B)	Corpo de prova flexão em três pontos
TIG	Tungsten Inert Gas
T-L	Corpo de prova retirado no sentido transversal da chapa e entalhe no sentido longitudinal da chapa

T-S	Corpo de prova retirado no sentido transversal da chapa e entalhe no sentido da altura da chapa
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	22
1.1	Generalidades	22
1.2	Objetivos.....	25
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	26
2.1	Elementos da Mecânica de Fratura	26
2.2	Aproximação pelo Balanço de Energia de Griffith.....	26
2.3	Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE)	31
2.4	Plasticidade no Vértice da Trinca.....	35
2.5	Fadiga	36
2.5.1	<i>Conceitos iniciais.....</i>	<i>36</i>
2.5.2	<i>Propagação de Trinca por Fadiga.....</i>	<i>37</i>
2.6	Fratura.....	50
2.6.1	<i>Fratura dúctil / frágil.....</i>	<i>50</i>
2.6.2	<i>Fratura por fadiga.....</i>	<i>51</i>
2.7	Soldagem.....	52
2.7.1	<i>Processo GMAW</i>	<i>52</i>
3	METODOLOGIA	57
3.1	Análise Química e Metalográfica do Material	57
3.2	Soldagem dos corpos de prova.....	58
3.3	Ensaio de Tração	61
3.4	Ensaio de Impacto Charpy	63
3.5	Ensaio de Dureza	66
3.6	Ensaio de Fadiga.....	66

4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
4.1	Análise Química, Metalográfica	71
4.2	Ensaio de Tração	76
4.3	Ensaio de Impacto Charpy e Análise da Fratura	78
4.3.1	<i>Técnicas para levantamento da temperatura de transição</i>	<i>87</i>
4.4	Ensaio de Fadiga.....	91
4.4.1	<i>Gráficos.....</i>	<i>92</i>
4.4.2	<i>Cálculo de Vida</i>	<i>93</i>
5	CONCLUSÕES	95
	REFERÊNCIAS.....	97
	ANEXO A – Gráficos	102

1 INTRODUÇÃO

1.1 Generalidades

As estruturas metálicas modernas, como estrutura da carroceria dos automóveis ou estrutura parcial para sustentação de sistemas mecânicos dos automóveis, são projetos de alta complexidade técnica que exigem aços especiais para sua construção. O aço ABNT 1016 é aplicado na indústria da construção mecânica para a fabricação de estrutura, por apresentar baixo custo, boa soldabilidade e usinabilidade dentre outras. Atualmente na indústria automobilística, existe a necessidade de utilização desse tipo de aço no desenvolvimento de um projeto chamado fase mula que antecede a construção de protótipos. A fase mula normalmente se aplica em poucos objetos de prova, aproximadamente cinco veículos que são montados parcialmente a projeto com o objetivo de fornecer dados suficientes para dar prosseguimento ou não ao desenvolvimento de um projeto. Nessa fase, é comum a utilização do aço em questão em conjunto com solda para realizar a sustentação de sistemas mecânicos como motopropulsor, suspensão, tubulações de descarga, etc. Tal conjunto está sujeito a cargas cíclicas de diferentes amplitudes, e as regiões da junta soldada, em razão de concentradores de tensão externos (topo e fundo da solda) e internos (descontinuidade de soldagem planares ou não planares), são candidatos à iniciação e propagação de trinca com ruptura posterior por fadiga. Dessa forma, coloca-se em risco a segurança no andamento dos testes e funcionamento do sistema mecânico (MIQUERI, 2006). O processo de soldagem é largamente utilizado como um método de união para estruturas de aço. Juntas soldadas, muitas vezes, contêm descontinuidades tais como inclusões de escória, fusão incompleta, porosidades, rebaixos em junção da solda com metal. Estas descontinuidades atuam como concentradores de tensão e causam falha prematura de estruturas. Algumas destas descontinuidades atuam como trincas, e é mais desejável nesta circunstância avaliar a vida à fadiga com a ajuda da teoria de mecânica da fratura. O objetivo da mecânica da fratura é calcular se um defeito de

um tamanho propagará de maneira frágil sob carregamento de serviço (KNOTT, 1973; RATNAPULI; MELO FARIA, 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 componentes e é considerada o tipo mais sério de fratura em componentes de máquinas, uma vez que pode ocorrer em teste sem sobrecarga e sob condições normais de operação. 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.

Os resultados dos testes de fadiga indicam que a morfologia da superfície e os defeitos da superfície que são induzidos por cada estágio de processo de fabricação, influenciam fortemente o limite de fadiga. Os resultados do teste de crescimento de trinca por fadiga indicaram a influência do processo de fabricação no comportamento do crescimento de trinca na região limiar e não no estágio II (ALCÂNTARA, 2003).

É importante entender os efeitos do processo de fabricação no comportamento da fadiga considerando a segurança do componente estrutural.

A influência dos defeitos de superfície induzidos pelos processos de fabricação na resistência à fadiga de aços estruturais ainda não estão claros.

Portanto, no estudo presente, ensaios de resistência à fadiga e resistência à propagação de trinca foram realizados em amostras tomadas de vários estágios dos processos de fabricação para que a influência do processo de fabricação no comportamento de fadiga pudesse ser avaliada (OUNPANICH; MUTOH; YOSHII, 2008).

Wahab e Alam (2004) descrevem a influência de várias imperfeições na soldagem (trinca por solidificação, rebaixo e porosidade) na vida da propagação de trinca por fadiga devido aos carregamentos de fadiga.

Descobriu-se que as imperfeições na solda aceleram a propagação de trinca de juntas soldadas e o carregamento por tração/compressão acelera a iniciação de trinca. A tensão residual de tração, flexão, e cisalhamento por torção e diferentes propriedades mecânicas do Metal Base (MB), Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA) também reduzem a vida da propagação de trinca por fadiga.

Pesquisas estabeleceram, de forma geral, que a vida por fadiga é compreendida em duas fases: a iniciação da trinca e a propagação da trinca. Em estruturas metálicas a fase de iniciação da trinca é geralmente uma proporção considerável da vida total. Porém para estruturas soldadas, a presença de imperfeições na solda tais como inclusões de escória na junta soldada, rebaixos, tensões residuais, falta de penetração, desalinhamento, entre outros, reduzem efetivamente a fase inicial.

A avaliação de juntas soldadas é um problema de grande importância na indústria por dois motivos. Primeiramente, porque as soldas tendem a ser uma região de fragilidade em uma estrutura devido aos efeitos de concentração de tensão. Segundo, é difícil prever exatamente seu comportamento. Isso é, parcialmente, devido à dificuldade de definir as propriedades do material, o qual varia por toda solda e zona termicamente afetada, porém um problema mais importante é a dificuldade de definir a geometria da solda de forma suficientemente precisa para análise e ao mesmo tempo suficientemente simples para o uso industrial.

O projeto de estruturas submetidas a carregamentos cíclicos pode ser classificado de acordo com o projeto para vida infinita, projeto para vida finita ou segura, projeto para falha segura (falha por fadiga pode ocorrer, mas a falha da estrutura é detectada e reparada antes do colapso da estrutura) e projeto de dano tolerável (a descontinuidade existe e a mecânica da fratura determina como e quando a trinca cresce até causar o colapso da estrutura). Apesar de muito esforço em pesquisa do uso de mecânica da fratura para previsão de vida de solda, dificuldades surgem em razão de tensões residuais, heterogeneidade de material, geometria complexa e descontinuidade de soldagem. Uma junta soldada consiste de três zonas do ponto de vista microestrutural do material: Metal Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF). O tamanho e a frequência das imperfeições dependem do processo de soldagem, procedimento de soldagem, geometria da montagem incluindo facilidade de acesso e o cuidado em se fazer a solda. Em razão dessa concentração de tensão em descontinuidades da junta, busca-se, atualmente, método para cálculo de vida à fadiga de estruturas soldadas complexas, uma vez que técnicas numéricas tais como elementos finitos não conseguem fazer esta previsão de forma satisfatória (ATZORI et al., 2008).

Como um dos métodos correntes para avaliação de fadiga de estruturas é empírico, o presente trabalho estuda o comportamento de propagação de trinca segundo a mecânica da fratura das regiões da junta soldada (Metal Base (MB), Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA)), quando submetida a carregamento cíclico com amplitude constante de tensões de $R= 0,1$ e $0,2$ sob razão de carga constante.

1.2 Objetivos

- a) Obter as expressões matemáticas para a taxa de propagação de trinca por fadiga em função do fator de intensidade de tensão para o aço ABNT 1016 laminado a quente nas direções de laminação e perpendicular a ela, e nas regiões fundida e termicamente afetada da junta soldada desse aço obtida pelo processo GMAW;
- b) Avaliar a qualidade da junta soldada para os perfis de soldagem 1V e $\frac{1}{2}V$, em conjunto com os parâmetros de processo de soldagem GMAW automatizado;
- c) Estudar a fratura dos ensaios de tração e propagação de trinca por fadiga do aço ABNT 1016 laminado a quente e em soldagem de topo.

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 e inclusões. Exemplos de falhas devido a descontinuidades que não foram considerados em projetos são listados na literatura (BROEK, 1989; ANDERSON, 1995). 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. O emprego da metodologia da mecânica de fratura e de fadiga tem sido o enfoque principal de engenheiros e projetistas nas diversas aplicações de materiais, em especial, o aço. O comportamento dos materiais com relação à propagação de trinca vem estimulando esforço crescente no desenvolvimento de metodologias preditivas de análise da integridade de componentes mecânicos e desenvolvimento de produtos mais resistentes ao crescimento de trinca. Tais metodologias são de suma importância para o desenvolvimento de procedimentos realistas de avaliação do impacto de descontinuidades em materiais estruturais, e de construção mecânica com relação à extensão da vida útil de estruturas e equipamentos em serviço.

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; WANHILL, 1993).

Considere uma placa infinita de espessura unitária contendo uma trinca passante de comprimento $2a$, sujeito a uma tensão de tração uniforme σ , aplicada no infinito, conforme apresentado na Figura 1.

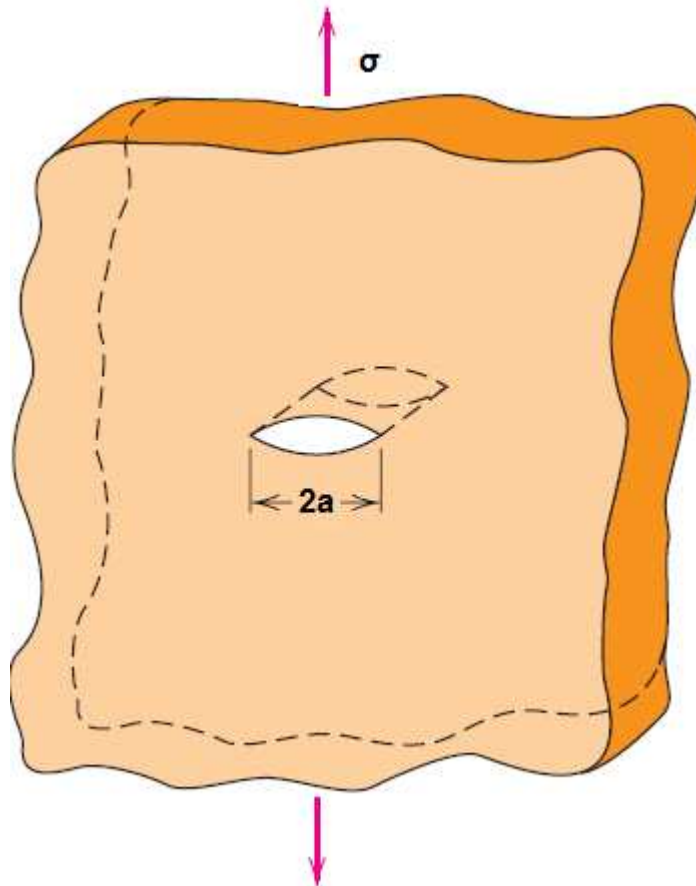


Figura 1: Representação esquemática de uma trinca interior em uma placa com largura infinita.
Fonte: CALLISTER, 2002

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

$$U_T = U_0 + U_a + U_\gamma - F \quad (1)$$

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 Equação 1, considerando que não é parte da energia interna da placa. Griffith usou uma análise de tensão desenvolvida por Inglis e mostrou que para uma espessura unitária, o valor absoluto de U_a é dado por:

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

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;

$$U_\gamma = 2(2a\gamma_e) = 4a\gamma_e \quad (3)$$

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

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

Como $U_0 = \text{constante}$, a condição de equilíbrio para propagação da trinca é:

$$\frac{dU}{da} \left(-\frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_e \right) = 0 \quad (5)$$

A Figura 2 (a) e (b) representa em forma esquemática os dois termos de energia na Equação 5, sua soma e a derivada, $\frac{dU}{da}$, como funções do comprimento da trinca $2a$.

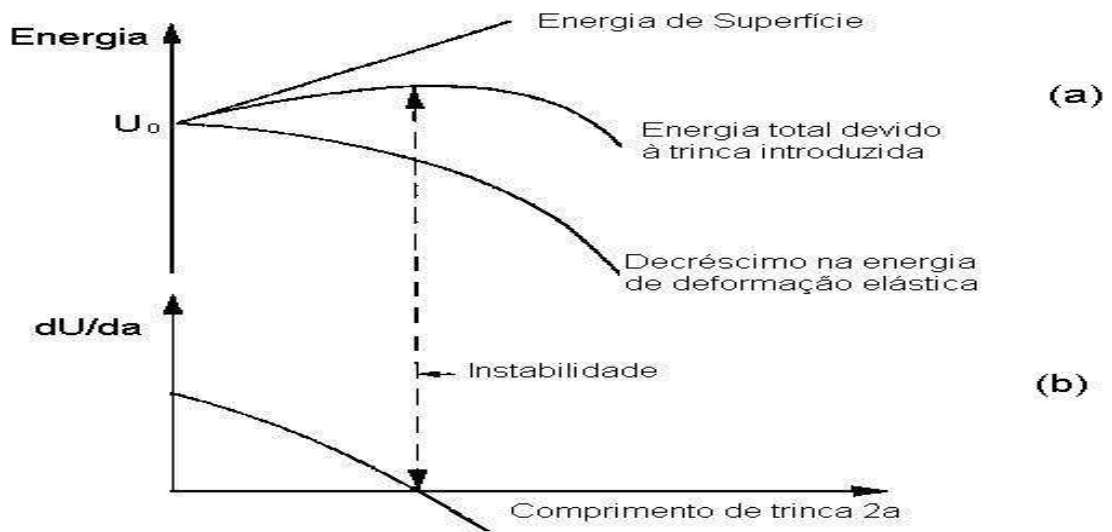


Figura 2: Balanço de energia de uma trinca em uma placa infinita, quando nenhum trabalho é realizado por forças externas

Fonte: EWALDS; WANHILL, 1993

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:

$$\frac{2\pi\sigma^2 a}{E} = 4\gamma_e \quad (6)$$

Rearranjando, obtém-se:

Para estado de tensão plana

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi a}} \quad (7)$$

Para estado de deformação plana

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi a(1-\nu^2)}} \quad (8)$$

A relação acima foi modificada por Irwin que considerou o fluxo plástico no vértice da trinca antes do início de propagação (IRWIN, 1957).

Reescrevendo a Equação 6 na forma:

$$\frac{2\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_e \quad (9)$$

O primeiro termo da Equação 9 é denominado força para extensão 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 termo representa o aumento da energia de superfície que deveria ocorrer devido a uma extensão infinitesimal da trinca, representado por R_s . 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 . Dessa forma ocorrerá a fratura se:

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = \frac{\pi\sigma_c^2 a}{E} = G_c = R_s \quad (10)$$

O valor crítico G_c pode ser determinado medindo-se a tensão σ necessária para fraturar uma placa contendo uma trinca de tamanho $2a$. Partindo-se da Equação 9, chega-se às seguintes equações:

Para estado de tensão plana

$$\frac{dU_a}{da} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} = G \quad (11)$$

Para estado de deformação plana

$$\frac{dU_a}{da} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} (1 - \nu^2) = G \quad (12)$$

Alcântara (2003) concluiu que, para o aço USI-SAC-50, tem-se o estado de deformação plana para a espessura de 12 mm para o corpo de provas CT.

2.3 Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE)

A tenacidade à fratura de componentes que contém discontinuidades pode também ser estudada por meio de análise de tensões, baseada nos conceitos da teoria da elasticidade (KANNINEN; POPELAR, 1985). Irwin (1957) publicou soluções para distribuições de tensões no vértice da trinca associadas com os três modos principais de carregamento apresentados na Figura 3, os quais envolvem diferentes deslocamentos das superfícies da trinca (ANDERSON, 1995).

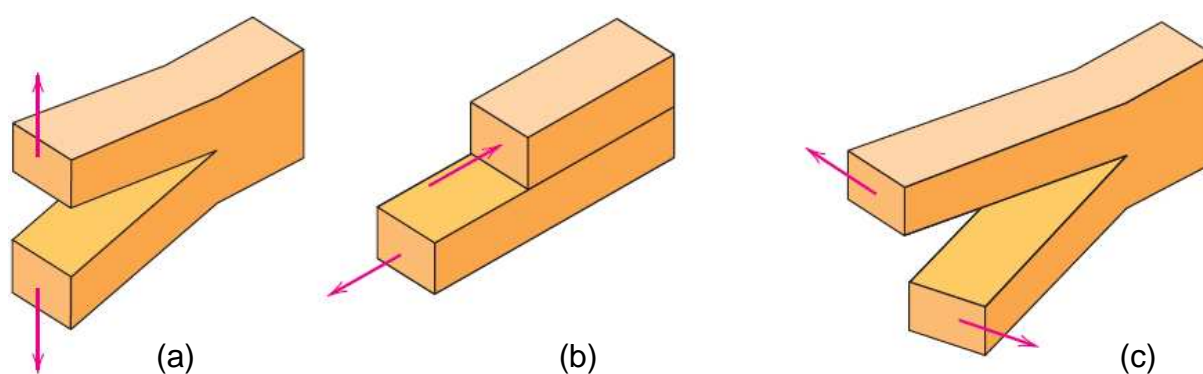


Figura 3: Os três modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, modo de abertura ou de tração; (b) Modo II, modo de deslizamento; e (c) Modo III, modo de rasgamento.

Fonte: CALLISTER, 2002

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 Figura 4, a partir da teoria de análise de tensões de Irwin, com a utilização de coordenadas polares, chega-se às seguintes equações:

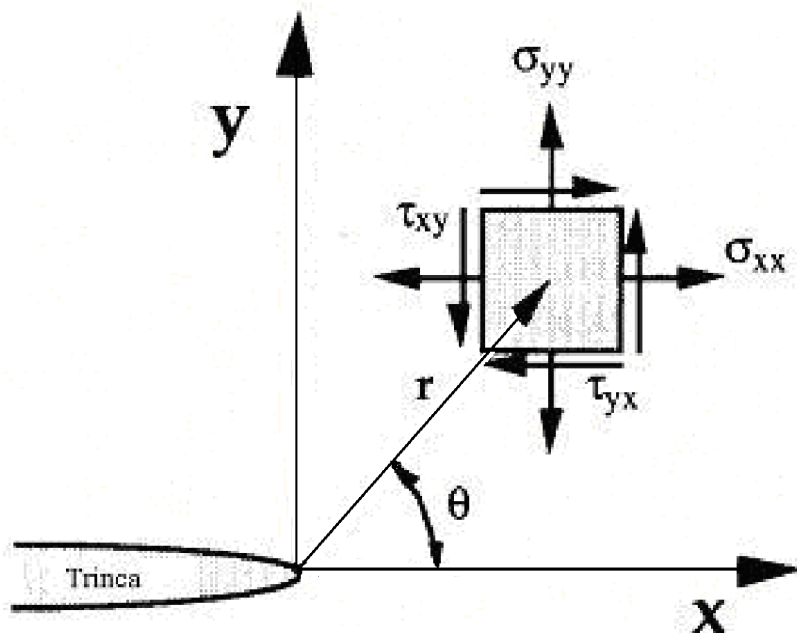


Figura 4: Distribuição de tensões na vizinhança no vértice da trinca (ANDERSON, 1995)

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (13)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (14)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (15)$$

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 Equações 13, 14 e 15, que K é função da tensão e do comprimento da trinca, ou seja,

$$K = f(\sigma, a) \quad (16)$$

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 de tensão plano. 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 de deformação plano. Em geral, a expressão de K assume a forma:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (17)$$

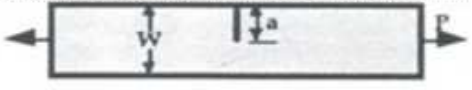
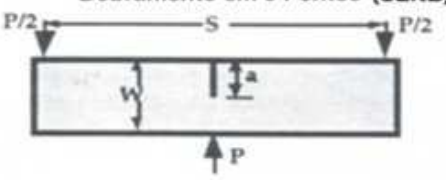

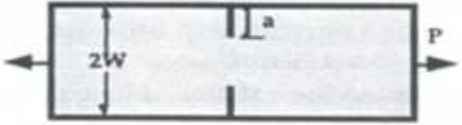
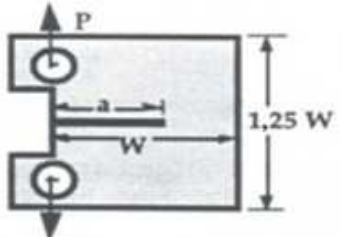
$f\left(\frac{a}{W}\right)$ é uma função de fatores geométricos. A Tabela 1 apresenta a relação $f\left(\frac{a}{W}\right)$ de acordo com a forma do corpo de prova.

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 (DIETER, 1981; ANDERSON, 1995; GODEFROID, 1999).

Em condições de estado de tensão plano, este valor crítico recebe a denominação de K_c . O valor de K_{Ic} se relaciona ao modo I e é uma propriedade do material em estado de deformação plano (ANDERSON, 1995). Assim, K_{Ic} representa a resistência inerente do material à falha, na presença de uma trinca.

A tabela 1 mostra a relação entre $f\left(\frac{a}{W}\right)$ e parâmetros geométricos do corpo de prova.

Tabela 1: Relação entre $f\left(\frac{a}{W}\right)$ e parâmetros geométricos do corpo de prova

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> 	$\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left[1 - \frac{a}{W} \right]^{3/2}} \left[8,886 + 4,64 \left[\frac{a}{W} \right] - 13,32 \left[\frac{a}{W} \right]^2 + 14,72 \left[\frac{a}{W} \right]^3 - 5,60 \left[\frac{a}{W} \right]^4 \right]$

Fonte: ANDERSON, 1995

Esse fator intensidade de tensão crítica é somente uma constante do material, quando certas condições são encontradas e depende da geometria do material. De acordo com a norma ASTM E1820-09e1 (2009), a determinação de K_{Ic} obedece, dentre outros, os seguintes critérios:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (18)$$

onde:

B é a espessura do corpo de prova;

W é o comprimento do corpo de prova.

2.4 Plasticidade no Vértice da Trinca

A distribuição elástica na vizinhança do vértice da trinca, Equações 13, 14 e 15, evidencia 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 (1957), faz a trinca se comportar como se fosse maior que seu tamanho físico. A mecânica de fratura linear elástica se aplica para comportamento elástico linear; admite-se, porém, uma plasticidade limitada no vértice da trinca. Quando a zona plástica não é muito pequena, o problema é tratado com a utilização dos conceitos da mecânica de fratura elasto-plástica (MFEP). Os conceitos mais usuais da (MFEP) são os deslocamentos 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 (ASTM E561-10, 2010), a integral J (ASTM E1820-09e1, 2009) e o (CTOD) (ASTM E1290-08e1, 2008) (FALCÃO; SPINELLI; GOMES, 1997; PASCOAL JUNIOR, 2002).

2.5 Fadiga

2.5.1 Conceitos iniciais

A fadiga é um processo de degradação localizada, progressiva e permanente que ocorre no material sujeito a variação nas tensões e deformações, que propicia a formação de uma trinca ou a completa fratura depois de ocorrido um número suficiente de ciclos. A falha de componentes estruturais em razão de carregamento cíclico é um problema principal de projeto. O processo de fratura por fadiga se caracteriza por três etapas distintas, a saber, nucleação, propagação da trinca e a fratura. O número de ciclos requerido para iniciar uma trinca de fadiga é denominado vida de iniciação de trinca de fadiga N_i , e para propagação até um comprimento crítico é denominado vida de propagação de trinca de fadiga N_p . A vida de fadiga total N_t , é a soma das vidas de iniciação e propagação, conforme Equação 19.

$$N_t = N_i + N_p \quad (19)$$

A etapa da nucleação consome a maior parte da vida da estrutura. A taxa de propagação no estágio de nucleação é da ordem de nm /ciclo, enquanto no estágio de propagação é de $\mu\text{m}/\text{ciclo}$. A tensão alternada aplicada, relacionada com o número de ciclos até a falha é denominada vida do elemento. A tendência do diagrama σ versus N é evidenciar que a vida do elemento aumenta com a diminuição da tensão cíclica e, abaixo de uma tensão chamada limite de resistência à fadiga, a vida não é mais afetada pela tensão aplicada. Essa tendência pode ser descrita pela Equação 20.

$$N = C(\sigma_r)^{n2} \quad (20)$$

onde:

C e n_2 são constantes do material determinadas experimentalmente, N é o número de ciclos e σ_r é a tensão cíclica aplicada ao material.

Apesar da utilização em engenharia, as curvas σ versus N não são capazes de separar as etapas de nucleação e propagação de trincas, trazendo dificuldades na avaliação do comportamento de elementos com entalhes acentuados ou de estruturas com trincas. A fratura do material tem origem em discontinuidades ou entalhes. É importante, assim, identificar o mecanismo de propagação de trinca por fadiga, com o intuito de melhorar as características do material (DUGDALE, 1960; SONG, 1996).

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

2.5.2 Propagação de Trinca por Fadiga

Considere uma trinca passante em uma placa sujeita a uma tensão senoidal remota que varia entre valor máximo e mínimo constantes, ou seja, um carregamento por fadiga, consistindo de tensão cíclica com amplitude constante como representado na Figura 5.

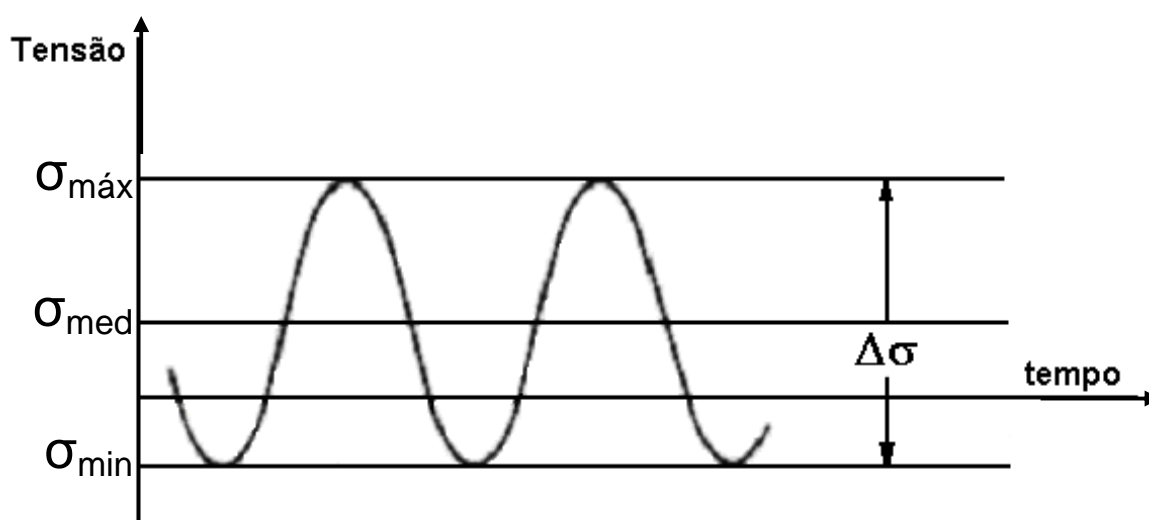


Figura 5: Parâmetros de tensão cíclica em fadiga com amplitude constante
Fonte: DIETER, 1981

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

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (21)$$

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

$$\lim_{\Delta N \rightarrow 0} \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{da}{dN} \quad (22)$$

A razão de tensões é definida como Equação 23 e se relaciona com a taxa de propagação de trinca:

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}} = \frac{K_{\text{mín}}}{K_{\text{máx}}} \quad (23)$$

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 ocorre durante o ciclo de carregamento.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (24)$$

Ren-Guan e Kang-Xian (1994), relacionaram a taxa de propagação de trinca $\frac{da}{dN}$ com a razão de tensões R , fator de intensidade de tensão K e a história de carregamento.

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 uma variação sigmoide e três estágios de propagação. Dentro da região I, a taxa de propagação de trinca torna-se menor com o decréscimo de ΔK e existe um valor deste ΔK abaixo do qual as trincas não evoluem. 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 (Figura 6).

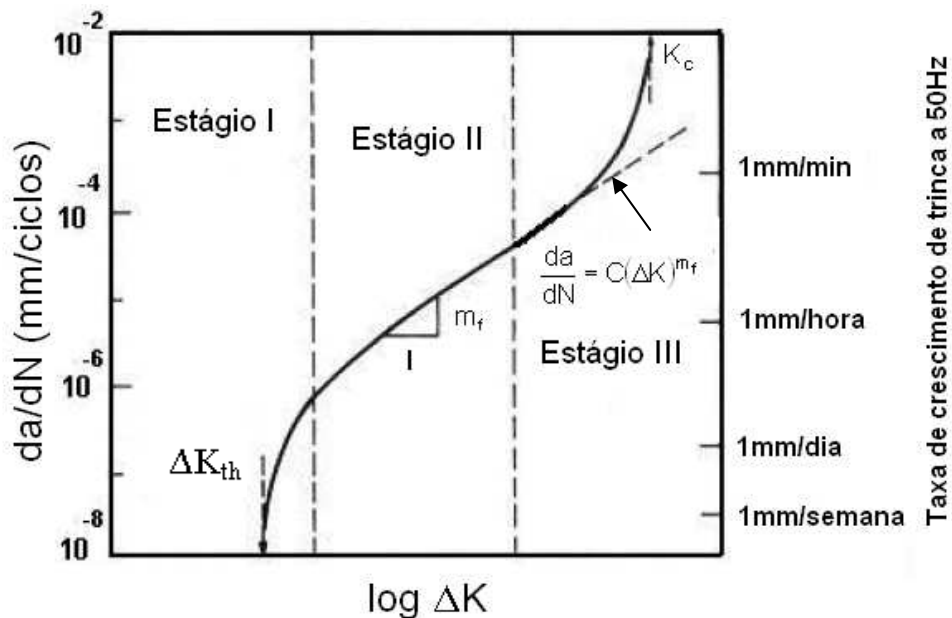


Figura 6: Diferentes estágios na propagação de trinca por fadiga
Fonte: SURESH, 1998

ΔK_{th} é o valor de ΔK abaixo do qual não há crescimento relevante da trinca e é uma propriedade do material afetado pela frequência, razão de tensões e ambiente de solitação (MARCO FILHO, 2002). Em termos práticos, ΔK_{th} 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 ΔK_{th} engloba duas componentes, conforme Equação 25:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th}^i + \Delta K_{th}^c \quad (25)$$

onde:

ΔK_{th}^i se refere à resistência intrínseca ao crescimento de trinca de fadiga e ΔK_{th}^c refere-se aos efeitos de fechamento de trinca. Elber (1970) observou que a trinca de fadiga fechava-se no descarregamento antes de se anular a carga aplicada. Esse processo denominado fechamento de trinca induzido por plasticidade, ocorre em razão do volume extra de material deformado plasticamente entre as faces da trinca que está submetido a um campo de tensões residuais compressivas no descarregamento, ocasionando o ΔK_{eff} .

Diversos parâmetros influenciam o ΔK_{th} tais como, o limite de escoamento, tamanho de grão, tensão média, história de carregamento, tensões residuais, modo de abertura no vértice da trinca, módulo de Young, temperatura e ambiente. Klesnil e Lucas (1972) propuseram a seguinte relação empírica entre ΔK_{th} e a razão de tensões R, conforme Equação 26.

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 (1 - R)^\gamma \quad (26)$$

onde:

ΔK_0 é o limiar para R=0 e γ é um parâmetro de ajuste. ΔK_{th} oscila entre 6 a 12 MPa .m^{1/2} para ligas de ferro.

Lal (1994) propôs a seguinte equação para aços, Equação 27:

$$\frac{da}{dN} = 9,6 \times 10^{-12} (\Delta K)^{5,28} \quad (27)$$

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

No estágio II ocorrem faixas de valores de intensidade de tensão mais elevados com a zona plástica no vértice da trinca incorporando muitos grãos. O processo de crescimento de trinca envolve fluxo através de dois sistemas de escorregamento e a trinca cresce através do avanço de uma quantidade fixa por

ciclo de tensão com evidência das estrias de fadiga. A microestrutura e as condições de carregamento não são muito importantes neste estágio.

Diversos modelos têm sido propostos para descrever a relação linear no estágio II. Paris e Erdogan (1963) mostraram que a propagação de trincas por fadiga, com amplitude constante, se relaciona com o fator cíclico de intensidade de tensões por meio da Equação 28:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^{m_f} \quad (28)$$

onde:

C e m_f são constantes determinadas experimentalmente, sendo que m_f varia entre 2 e 7 para metais. A equação de Paris não descreve a influência da tensão média, da espessura, da temperatura, do meio ambiente e do fechamento do vértice da trinca na vida do elemento (MARCO FILHO, 2002). A integração da Equação 28 entre os tamanhos inicial e crítico da trinca, fornece um critério de vida da estrutura (Equação 29).

$$N = \left[\frac{1}{C(\Delta\sigma)^{m_f}} \right] \int_{a_0}^{a_c} \left[\frac{da}{f\left(\frac{a}{W}\right)^{m_f} (\sqrt{\pi a})^{m_f}} \right] \quad (29)$$

onde:

N é o número de ciclos para falha, C e m_f constantes do modelo de Paris, a_0 e a_c tamanhos de trinca inicial e final e $f\left(\frac{a}{W}\right)$ fator de forma do material.

C e m_f são interdependentes para um dado material sob as mesmas condições de tratamento e a diferentes valores de R , através da Equação 30:

$$\log(C) = A_1 + B_1 \times m_f \quad (30)$$

Bergner e Zouhar (2000) analisaram a interdependência entre os coeficientes C e m_f da equação de Paris. Bergner e 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 Equações 31, 32, 33 e 34.

$$C_g = \left(\prod_{j=1,k} C_j \right)^{1/k} \quad (31)$$

$$\Delta K_p = 10 - \left(\frac{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m}) \log \left(\frac{C_j}{C_g} \right)}{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m})^2} \right) \quad (32)$$

$$\frac{da}{dN} = C_0 \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_p} \right)^{m_f} \quad (33)$$

$$C_0 = C \Delta K_p^{m_f} \quad (34)$$

Os modelos de Paris e Bergner não são capazes de fornecer o comportamento do material em baixos níveis de ΔK , onde ocorre a maior parte da vida em fadiga. Collipriest e Ehret (1974) descreveram os dados experimentais através da Equação 35:

$$\log \frac{da}{dN} = C_1 + C_2 \tanh^{-1} \left[\frac{\log \left(\frac{\Delta K^2}{K_{th} K_c (1-R)^2} \right)}{\log \frac{K_c}{K_{th}}} \right] \quad (35)$$

Os parâmetros C_1 e C_2 representam, respectivamente, o deslocamento do eixo das abscissas e a inclinação da curva, quando ela corta o eixo das abscissas.

Esta curva é assintótica às abscissas $(1 - R) K_c$ e $(1 - R) K_{th}$ (BARROSO, 2004). Este modelo descreve a propagação de trinca em fadiga nas três regiões, isto é, do limiar ΔK_{th} até a amplitude crítica de intensidade de tensão $\Delta K_c = (1 - R) K_c$, mas requer a obtenção K_c e ΔK_{th} experimentalmente.

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

Lal (1994) propôs a Equação 36 para aços carbono na região II:

$$\frac{da}{dN} = 4,27 \times 10^{-9} (\Delta K)^{3,05} \quad (36)$$

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

e o comportamento da taxa de crescimento de trinca por fadiga no aço estrutural pode ser calculado pela Equação 37 (KNOTT, 1973).

$$\frac{da}{dN} = 3,6 \times 10^{-10} (\Delta K)^3 \quad (37)$$

No estágio III, a taxa de propagação é mais elevada e oferece, também, pequena contribuição para a vida total do material. 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. Esse estágio sofre influência da microestrutura e das condições de carregamento.

A região III, por ter seu comportamento controlado pela tenacidade à fratura K_c , apresenta uma influência de R , verificada pelo deslocamento da parte superior da curva para distintos valores de ΔK_{th} . Forman, Hearney e Engle (1967)

descreveram a curva para as regiões II e III através da Equação 38, onde C e n são constantes.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R)K_c - \Delta K} = \left[\frac{C(\Delta K)^{n-1}}{\left(\frac{K_c}{K_{\text{máx}}} - 1 \right)} \right] \quad (38)$$

A fim de descrever o comportamento do material na região I, Erdogan e Ratwani (1970) modificaram a equação de Forman e obtiveram a Equação 39 abaixo, onde C_3 , P_1 , P_2 e β são constantes do material.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_3(1+\beta)^{P_1}(\Delta K - \Delta K_{\text{th}})^{P_2}}{K_c(1-\beta)\Delta K} \quad (39)$$

Para metais e polímeros, o modelo de crescimento de trinca que inclui efeitos da tensão média tem a forma da equação 40:

$$\frac{da}{dN} = \beta \lambda_1^{n_2} \quad (40)$$

onde:

$\lambda_1 = K_{\text{máx}}^2 - K_{\text{min}}^2 = 2\Delta K K_m$, e β e n_2 são constantes. A equação 40 foi modificada para correlacionar as taxas de crescimento de trinca nos três estágios da curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ para equação 41.

$$\frac{da}{dN} = A\phi^\alpha \quad (41)$$

onde:

$$\phi = \frac{\lambda_1 - \lambda_{th}}{K_c^2 - K_{m\acute{a}x}^2} \quad (42)$$

A equação 42 forneceu resultados satisfatórios na modelagem da curva de fadiga do aço BS15 em frequências de 0,25 e 35 Hz (BRANCO; RANDOM; CULVER, 1976).

Os resultados previstos são comparados com os dados experimentais do crescimento de trinca obtidos para os corpos de prova em ligas de alumínio 7020-T7 e 2024-T3 sob carregamento de amplitude constante. Foi observado que os resultados obtidos desse modelo estão em acordo com os dados experimentais e cobrem ambos estágios II e III da curva de crescimento de trinca por fadiga.

O modelo básico para a taxa de propagação de trinca foi primeiramente proposto por Paris e Erdogan (1963), que assumiu que a taxa propagação de trinca por fadiga $\frac{da}{dN}$ dependem da faixa do fator de intensidade de tensão ΔK . A região intermediária da curva (região II) seguiu uma linha reta ajustada em um gráfico log-log com escalas constantes C e m.

Portanto, alguns metais e ligas metálicas, como o titânio e suas ligas não seguem essa regra. Desde que o ponto de transição do estágio II para o estágio III dependa da tenacidade à fratura do material, da faixa do fator de intensidade de tensão e da razão de tensão. Forman, Hearney e Engle (1967), modificaram a equação acima e sugeriram a forma da equação 38.

Diversas equações empíricas e fenomenológicas tem sido propostas para o cálculo de vida em fadiga. Existem outros modelos desenvolvidos como os de Collipriest, Dover, Suliva e Crooker, Liu, Yokobori, Xiulin, etc. Entretanto, nenhum modelo único é aplicável a todos os materiais considerando a influência de todos os parâmetros ao mesmo tempo.

O objetivo de desenvolver um modelo de propagação de trinca é prever uma vida operacional segura enquanto a estrutura / componente estiver submetida ao ciclo de carregamento. A vida em serviço do componente abaixo do ciclo de carregamento pode ser estimada pela integração dessas equações propostas

nesses modelos empíricos. Contudo, a integração direta torna-se complicada e de difícil execução quando o fator geométrico ($f(g)$) na expressão de ΔK se modifica com o crescimento de trinca.

$$f(g) = 1,12 - 0,231\left(\frac{a}{w}\right) + 10,55\left(\frac{a}{w}\right)^2 - 21,72\left(\frac{a}{w}\right)^3 + 30,39\left(\frac{a}{w}\right)^4 \quad (43)$$

Portanto, a vida da fadiga pode ser estimada por integração numérica utilizando-se valores diferentes de $f(g)$, mantidos constantes sobre pequenos incrementos de comprimento de trinca. Para superar essa dificuldade, introduziu-se um procedimento para a previsão de vida adotando um “modelo exponencial”. O modelo pode prever a curva fundamental $a-N$ para calcular a vida sem a integração da curva da taxa de crescimento de trinca por fadiga (FCGR). A equação básica do modelo é:

$$P(t) = P_0 e^{rt} \quad (44)$$

onde:

$P(t)$ é a população em qualquer tempo t ; P_0 é a população inicial; r é a taxa intrínseca ou taxa de crescimento específica.

Esse novo modelo foi conduzido em ligas de alumínio 7020 e 2024.

A equação 45 foi usada para determinação da intensidade de tensão.

$$K = f(g) \frac{F\sqrt{\pi a}}{WB} \quad (45)$$

onde:

B é a espessura do corpo de prova, em mm.

W é a largura do corpo de prova, em mm.

a é o comprimento de trinca obtido na borda do corpo de prova, em mm.

A equação 45 diferencial que descreve um crescimento exponencial é:

$$\frac{dP}{dt} = rP \quad (46)$$

onde:

P é a população e t o tempo.

A solução da equação diferencial acima é a equação 47.

No caso presente a Equação 42 pode ser modificada e reescrita como:

$$a_j = a_i e^{m_{ij}(N_j - N_i)} \quad (47)$$

$$m_{ij} = \frac{\ln\left(\frac{a_j}{a_i}\right)}{(N_j - N_i)} \quad (48)$$

onde:

a_i e a_j é o comprimento de trinca nos i ésimo e j ésimo passos em mm respectivamente; N_i e N_j é o número de ciclos nos i ésimo e j ésimo passos, respectivamente; m_{ij} é a taxa de crescimento específico no intervalo $i - j$; i é o número de passos experimentais $j = i + 1$.

O comportamento do crescimento de trinca por fadiga depende fortemente do comprimento inicial da trinca e da história prévia de carregamento. Portanto, enquanto o modelo exponencial descrito for utilizado, cada comprimento de trinca anterior é medido como comprimento de trinca inicial para o passo presente e a taxa de crescimento de trinca específica “ m ” é calculada para cada passo de uma maneira incremental. Desde que este seja um modelo empírico, dados experimentais são necessários para a determinação dos valores de “ m ” para cada passo, o qual é um importante parâmetro de controle no modelo proposto. Os procedimentos tomados para a formulação são os seguintes:

1. A taxa de crescimento específica “ m ” é calculada para cada passo de um dado experimental $a-N$ de acordo com a Equação 48 e

subseqüentemente refinado pela curva ajustada com os valores de m e l calculados.

2. A taxa de crescimento específica é correlacionada com outro parâmetro l (fator adimensional na formulação no modelo exponencial) o qual considera as duas forças direcionais das trincas ΔK e K_{\max} tão bem como o material dos parâmetros K_c , E , σ_e e é representado pela Equação 49:

$$l = \left[\left(\frac{\Delta K}{K_c} \right) \left(\frac{K_{\max}}{K_c} \right) \left(\frac{\sigma_e}{E} \right) \right]^{\frac{1}{4}} \quad (49)$$

Os valores m e l diferentes são ajustados por uma equação polinomial de 3º grau para as regiões II e III para ambos materiais, Equação 50:

$$m = A'l^3 + B'l^2 + C'l + D' \quad (50)$$

A' , B' , C' e D' são constantes de ajuste da curva cujos valores médios para os materiais estão apresentados na tabela 2.

Tabela 2: Valores de A' , B' , C' e D' para os materiais 7020-T7 e 2024-T3

Material	A'	B'	C'	D'
7020-T7	$24.871,3 \times 10^6$	$29217,67 \times 10^6$	$-6.173,4 \times 10^6$	$311,153 \times 10^6$
2024-T3	518.820×10^6	-47.686×10^6	$975,443 \times 10^6$	$11,185 \times 10^6$

Fonte: MOHANTY; VERMA; RAY, 2009

A tenacidade à fratura no plano K_c foi calculado e apresentado na tabela 3, a tenacidade à fratura de deformação no plano (K_{Ic}) foi proposta por Irwin (1957) através de uma relação empírica como dada na Equação 51:

$$K_c^2 = K_{Ic}^2 (1 + 1,4\beta_{Ic}^2) \quad (51)$$

onde:

$$\beta_{Ic} = \frac{1}{B} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (52)$$

Tabela 3: Propriedades mecânicas para os materiais 7020-T7 e 2024-T3 (MOHANTY; VERMA; RAY, 2009)

Material	Resistência à tração (MPa)	Elasticidade (MPa)	Módulo de Young (MPa)	Razão de Poisson	Ductilidade a fratura no plano de deformação MPa x m ^{1/2}	Ductilidade a fratura no plano de tensão MPa x m ^{1/2}	Alongamento (mm)
7020-T7	352,14	314,7	70.000	0,33	50,12	236,8	40
2024-T3	469	324	73.100	0,33	37,0	95,31	12,7

O número de ciclos ou vida de fadiga previsto é calculado na Equação 53:

$$N_j = \frac{\ln\left(\frac{a_j}{a_i}\right)}{m_{ij}} + N_i \quad (53)$$

Os valores previstos da taxa de crescimento específica (m_{ij}) dos corpos de prova testados foram calculados colocando os valores médios das constantes de ajustes de curva na equação 50. O cálculo de vida por fadiga foi feito através da equação 53. Foi feito tomando os primeiros valores experimentais a e N dos corpos de prova ensaiados como valores iniciais (a_i e N_i), N_j (para $j=2$) é calculado dos valores iniciais de a e N (a_i e N_i para $i=1$). Subseqüentemente, o comprimento de trinca aumenta de 0,05 mm em 0,05 mm e o cálculo de vida por fadiga é feito até o comprimento de trinca final seja alcançado.

O modelo proposto não somente atende o estágio II, mas também o estágio III.

2.6 Fratura

2.6.1 Fratura dúctil / frágil

Materiais dúcteis usualmente falham como resultado da nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que se iniciam entre partículas de segunda fase e a matriz, ou quando ocorre ruptura destes “elementos” (CETLIN; SILVA, 1986). Como consequência, a fratura dúctil é constituída por “*dimples*”. 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 à partícula e coalescência destas microcavidades com microcavidades adjacentes. A fractografia em microscópio eletrônico de varredura (MEV), apresenta “*dimples*” característicos 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.

A fratura por clivagem, que é uma rápida propagação de uma trinca ao longo de um plano cristalográfico específico, pode ser percebida por uma deformação plástica grande ou não. 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. A Figura 7 mostra as representações esquemáticas dos dois mecanismos mais comuns de fratura em metais.

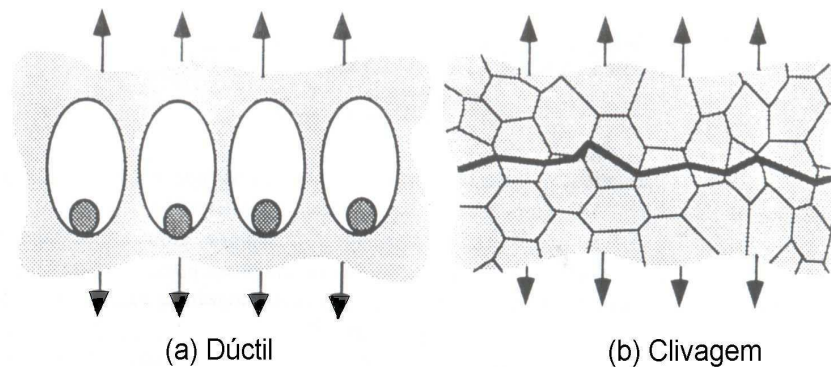


Figura 7: Representação esquemática de mecanismos mais comuns de fratura de metais, dúctil (a) e clivagem (b)
 Fonte: ANDERSON, 1995

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

2.6.2 *Fratura por fadiga*

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 por meio de microscopia eletrônica.

2.7 Soldagem

2.7.1 Processo GMAW

Soldagem é um processo de união de materiais utilizado para obter coalescência localizada de metais e não metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem utilização de pressão ou metal de adição (MARCO FILHO, 2002): A versatilidade, a produtividade e a possibilidade de obtenção de peças com geometria irregular, aliadas ao baixo custo são vantagens atrativas desse processo de fabricação. O processo de soldagem apresenta características interessantes como possibilidade de se ter variações de espessura na mesma peça, possibilidade de se usar diferentes materiais de acordo com as solicitações de projeto e funcionalidade da peça a ser fabricada, além de menor investimento, quando comparado a outros processos de fabricação (MARQUES, 1991).

No processo de soldagem GMAW, o arco elétrico é mantido sob o fluxo de um gás protetor entre o eletrodo (material de adição), e a peça a ser soldada. As características principais desse processo são alta produtividade e eficiência, motivadas pela continuidade do arame, altas densidades e faixas de corrente utilizadas, grandes velocidades de deposição, boa taxa de penetração, não geração de escória, menor Zona Termicamente Afetada (ZTA) e não limitação de espessura da peça. O processo GMAW é mais barato que o processo MIG (argônio) e fornece maior penetração e maior velocidade de soldagem (CHIARELLI; LANCIOTTI; SACCHI, 1999). Uma desvantagem do processo é a sua taxa de resfriamento que favorece alterações estruturais.

A Figura 8 apresenta as três regiões importantes de uma junta soldada com metal de adição, evidenciando Metal Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF).

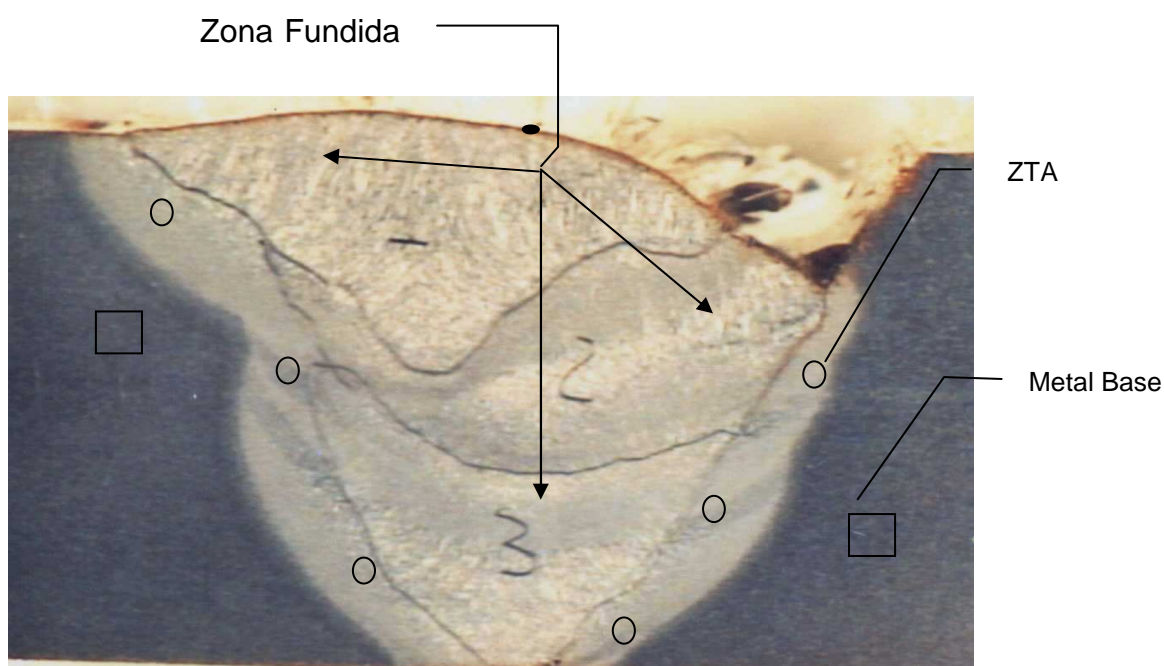


Figura 8: Regiões apresentadas em uma junta soldada de topo com identificação da Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB).

Fonte: MIQUERI, 2006

As juntas soldadas, por sua vez, são candidatas à falha por fadiga em razão das descontinuidades inerentes ao processo, das tensões residuais e concentrações de tensões em virtude da geometria da junta. O tamanho e a frequência das imperfeições dependem do processo de soldagem, procedimento de soldagem, geometria da montagem incluindo facilidade de acesso e o cuidado em se fazer a solda. Essas imperfeições têm diferentes características e, algumas vezes, são de difícil detecção e mostradas na figura 9 (WAHAB; ALAM, 2004).

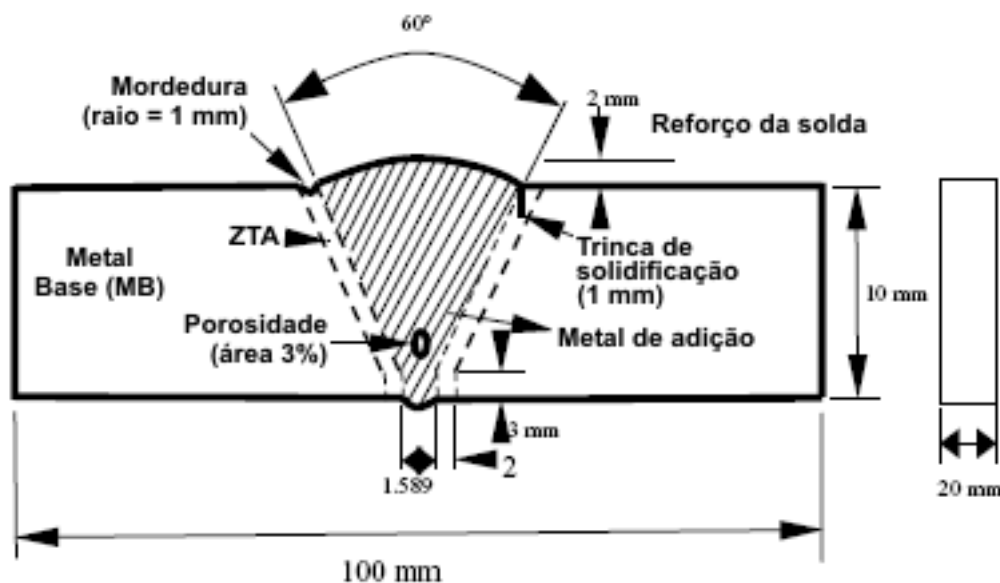


Figura 9: Diferentes imperfeições em uma solda de topo
Fonte: WAHAB; ALAM, 2004

Trincas por fadiga em soldas isentas de descontinuidades geralmente iniciam-se ao longo do encontro da solda com Metal Base (MB) e o tempo de vida à fadiga depende da metodologia experimental utilizada (PORTER; GLINKS; BAYLEY, 2000). Razões para isto incluem: severidade de concentração de tensão, presença de defeito, tipo trinca e tensões residuais na soldagem. Moura Branco, Fernandes e Castro (1997) citam a geometria da junta, o processo de soldagem, a qualidade da solda, a tensão e o meio ambiente como parâmetros importantes que influenciam a resistência à fadiga em juntas de topo. A concentração de tensões na junta aumenta com o acréscimo no desalinhamento angular, linear ou axial e variação de espessura, reduzindo a resistência à fadiga. Descontinuidades presentes nas três regiões da junta tais como trincas de solidificação, porosidades, inclusões, falta de fusão e penetração, trincas por decoesão lamelar e por fragilização por hidrogênio alteram a resistência à fadiga da junta.

A influência destas descontinuidades na vida da junta soldada ainda não está bem estabelecida na literatura, mas sabe-se que estas descontinuidades contribuem para que a fratura da junta não ocorra na superfície da estrutura. Alguns pesquisadores confirmaram que a tensão de tração residual poderia reduzir as propriedades de fadiga nas juntas soldadas. Por outro lado, tensões de compressão na superfície soldada podem aumentar a resistência à fadiga de estruturas soldadas. Kang, Song e Young (1989), mostraram que o fator efetivo de intensidade de tensão e a razão efetiva de tensão, podem ser aplicados para prever a taxa de crescimento

de trinca por fadiga em ambos os campos de tensões residuais, tração e compressão, utilizando os dados da taxa de crescimento de trinca do material com diferentes razões de tensão. Estudos abordam o tema experimentalmente e utilizam elementos finitos através da Mecânica da Fratura Linear Elástica, utilizando-se a lei de potência ou de Paris (placas de média e elevada espessura com a etapa de nucleação de trinca negligenciável) (PORTER; GLINKS; BAYLEY, 2000) ou através da teoria de pequenas trincas (10 μ m a 1mm). Pequenas trincas crescem em níveis abaixo do ΔK_{th} e crescem mais rápido que grandes trincas para o mesmo nível de ΔK . Pesquisas em pequenas trincas se concentram em efeitos de plasticidade utilizando-se a mecânica de fratura elasto-plástica, efeitos metalúrgicos (iniciam-se em inclusões, porosidades e partículas) e fechamento de trincas (deformação plástica residual deixada na esteira de uma trinca em avanço). Assim, uma pequena trinca pode não ser fechada para um ciclo de carregamento tanto quanto uma grande trinca (NEWMANN JUNIOR; PHILLIPS; SWAIN, 1999). Singh, Guha e Achar (2003) mostraram que o tempo de vida à fadiga de uma solda de topo consiste dos estágios de iniciação (66% do total da vida) e propagação através da espessura e largura da solda. Lee, Kim e Kim (2000) constataram que a resistência à iniciação e crescimento da trinca é maior no metal de solda e decresce da linha de fusão em direção ao Metal Base (MB) na Zona Termicamente Afetada (ZTA) por um fator de 2.

Os resultados obtidos da taxa de propagação de trinca de juntas soldadas com entalhe no centro da junta foi similar à taxa de propagação para o Metal Base (MB) e aquém da taxa para o entalhe na Zona Termicamente Afetada (ZTA) (CHIARELLI; LANCIOTTI; SACCHI, 1999).

Bucci (1981), investigou os efeitos das tensões residuais no crescimento de trinca por fadiga. Bell e Vosikovsky (1992) conduziram trabalho de pesquisa sobre a iniciação de trinca por fadiga e o comportamento da propagação para múltiplas trincas em juntas soldadas tipo T para estruturas "offshore". Eles mostraram que muitas trincas semi-elípticas iniciam-se ao longo da interface da junta soldada e progressivamente coalesceram, quando se dividem em poucas trincas maiores. É importante notar que a coalescência das trincas demonstrou uma porção significativa de propagação da vida. Moura Branco, Fernandes e Castro (1999) investigaram os efeitos dos fatores da geometria de solda nas propriedades da fadiga em juntas tipo T. O resultado mostrou que a espessura da placa e o raio da

concordância da junta soldada são os fatores mais importantes para as propriedades das juntas de fadiga.

Nordmark, Mueller e Kelsey (1987) estudaram o crescimento de trinca por fadiga em corpos de prova do tipo C(T) tirados de chapas na Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB) de placas com solda de topo, e mostraram que a taxa de propagação de trinca na Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB) eram aproximadamente os mesmos. Sanders Junior e Lawrence Junior (1977) estudaram os efeitos da falta de penetração e falta de fusão no comportamento de fadiga em soldas de topo. Eles concluíram que o defeito de falta de penetração pode reduzir a vida de fadiga. Mostrou que falta de fusão é geralmente menos séria que defeitos de falta de penetração.

As imperfeições na solda reduzem a resistência à fadiga de estruturas soldadas.

A magnitude das tensões residuais varia dependendo das condições de soldagem, do material e da restrição da junta, porém em estruturas reais espera-se que valores iguais aos do limite superior de escoamento sejam alcançados.

A taxa de crescimento de trinca geralmente é analisada em termos de mecânica da fratura utilizando relações que envolvem fatores de intensidade de tensão. A aproximação mais aceitável para a análise de propagação de trinca por fadiga em mecânica de fratura linear elástica, lei de Paris, que relata a taxa cíclica de crescimento de trinca, $\frac{da}{dN}$ à taxa do fator de intensidade de tensão ΔK .

Em uma situação de soldagem ideal, assume-se que não há imperfeições de solda, porém um comprimento de trinca inicial (defeitos do material) de 100 μm e comprimento final da metade da espessura da chapa é considerado. Pode-se ver que a vida da propagação de trinca diminui significativamente com as imperfeições na solda (NORDMARK; MUELLER; KELSEY, 1987). A trinca por solidificação é uma trinca de superfície e tem um entalhe agudo onde a concentração de tensão é maior que em outros casos.

3 METODOLOGIA

3.1 Análise Química e Metalográfica do Material

O material utilizado nessa pesquisa é o aço estrutural ABNT 1016 utilizado comumente na soldagem de peças protótipos, tendo a finalidade de dar sustentação aos sistemas mecânicos e, ao mesmo tempo, garantir segurança no seu funcionamento. Esse recurso é utilizado na área de protótipo de uma montadora de automóveis como material base na forma de chapa laminada a quente com espessura de 12 mm.

A análise química foi realizada em corpos de prova de dimensões 50 x 50 x 12 mm em espectrômetro ótico de emissão. Os elementos carbono e enxofre foram analisados no equipamento marca Leco a partir de limalhas obtidas desses corpos de prova com brocas de 3/16 polegadas.

As amostras para análise metalográfica foram cortadas na direção perpendicular à laminação e, também, no sentido de laminação. Essas amostras foram fresadas e, posteriormente, preparadas em lixas com granulometrias de 180, 220, 320, 400, 500, 600 e 1000 mesh. Em seguida, foi realizado polimento de acabamento em feltro impregnado com pasta de diamante de dimensão de 7, 3 e 1 μm . Para análise da microestrutura, essas amostras foram atacadas com nital 4%, e, posteriormente, analisadas em microscópio ótico marca Neophot, modelo 32, acoplado a uma estação de trabalho com analisador de imagem, marca Leco.

3.2 Soldagem dos corpos de prova

Todo o processo de soldagem realizou-se em corpos de prova por meio do processo GMAW automático, com a seguinte proporção (15% de CO₂ com balanço em argônio). A Figura 10 mostra as indicações 1, 2 e 3 utilizadas para regulagem, respectivamente, do comprimento do arame em relação a tocha, da velocidade do arame e da tensão no início da fusão. As escalas (A) e (B) são usadas para regular a tensão durante o restante do processo.



Figura 10: Máquina de soldagem GMAW, onde se evidencia a fonte e o arame como material de adição da solda

Não se utilizaram outros processos tais como soldagem oxiacetilênica, eletrodo revestido e TIG pela baixa produtividade, maior Zona Termicamente Afetada (ZTA), não são aplicáveis para espessura da chapa e impossibilidade de fazer o processo de automatização necessário para desenvolver esse experimento. Utilizou-se arame AWS A518-93ER70S-6, diâmetro de 0,9 mm com um passe e chanfro com os perfis 1V e ½V. A Figura 11 (a) e (b) mostra as dimensões dos chanfros nos corpos de prova para experimentação.

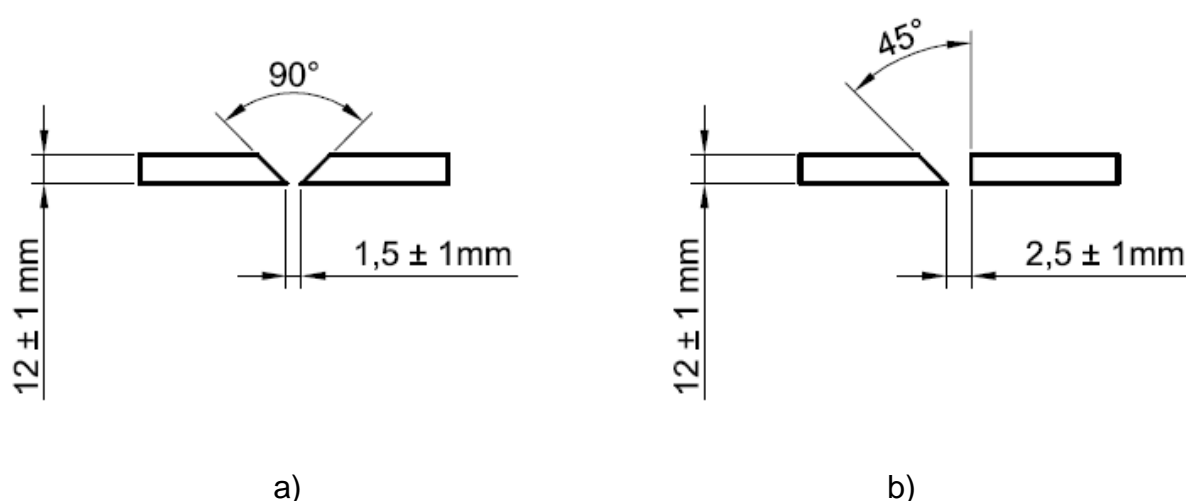


Figura 11: Dimensões e geometria do chanfro utilizadas no processo de soldagem GMAW em corpos de prova para ensaio de fadiga, evidenciando chanfro 1V (a) e $\frac{1}{2}V$ (b). Fonte: Autor

Utilizou-se o processo de soldagem GMAW, seguindo todo o procedimento descrito na instrução de processo 00920 - 1983. A posição de soldagem foi plano-horizantal, com metal de adição ER-70SG, arame tubular, gás na proporção CO_2 (15%) + Ar (85%) e corrente contínua (CC) com polaridade positiva (+).

A Tabela 4 apresenta os parâmetros de soldagem para dois tipos de ensaio e, também, dois perfis de solda no corpo de prova.

Tabela 4: Parâmetros de soldagem para cada tipo de corpo de prova

PARÂMETROS DA SOLDAGEM				
TIPO DE ENSAIO	FADIGA	FADIGA	TRAÇÃO	TRAÇÃO
PERFIL DA SOLDA	1V	$\frac{1}{2}V$	1 V	$\frac{1}{2} V$
Espessura do corpo de prova (mm)	12,00	12,00	8,00	8,00
Pressão do gás (kgf/cm^2)	130			
Vazão do gás (l/min)	20			
Altura da tocha ao corpo de prova (mm)	16			
% da velocidade do dispositivo	50	100	100	100
Comprimento do arco (mm)	3	3	3	3
Velocidade do arame (mm/s)	7	7,4	6	6
Tensão (V)	6	5	4	9
Tensão (V) escala A	5	5	2	5
Tensão (V) escala B	2	2	2	2

Esses parâmetros foram controlados por meio dos comandos 1, 2 e 3 do equipamento da Figura 10, e determinados experimentalmente em função da qualidade da solda. Foram soldados aproximadamente 60 corpos de prova, sendo a maior parte, 40 peças com perfil $\frac{1}{2}V$. Verificou-se a necessidade de estabelecer o início e o fim de curso no dispositivo, para evitar aumento do tamanho da Zona Termicamente Afetada (ZTA) no início e fim do processo de soldagem. Os corpos de prova foram soldados no dispositivo apresentado na Figura 12 (a) e (b). Foi dado um cordão de solda com um passe.

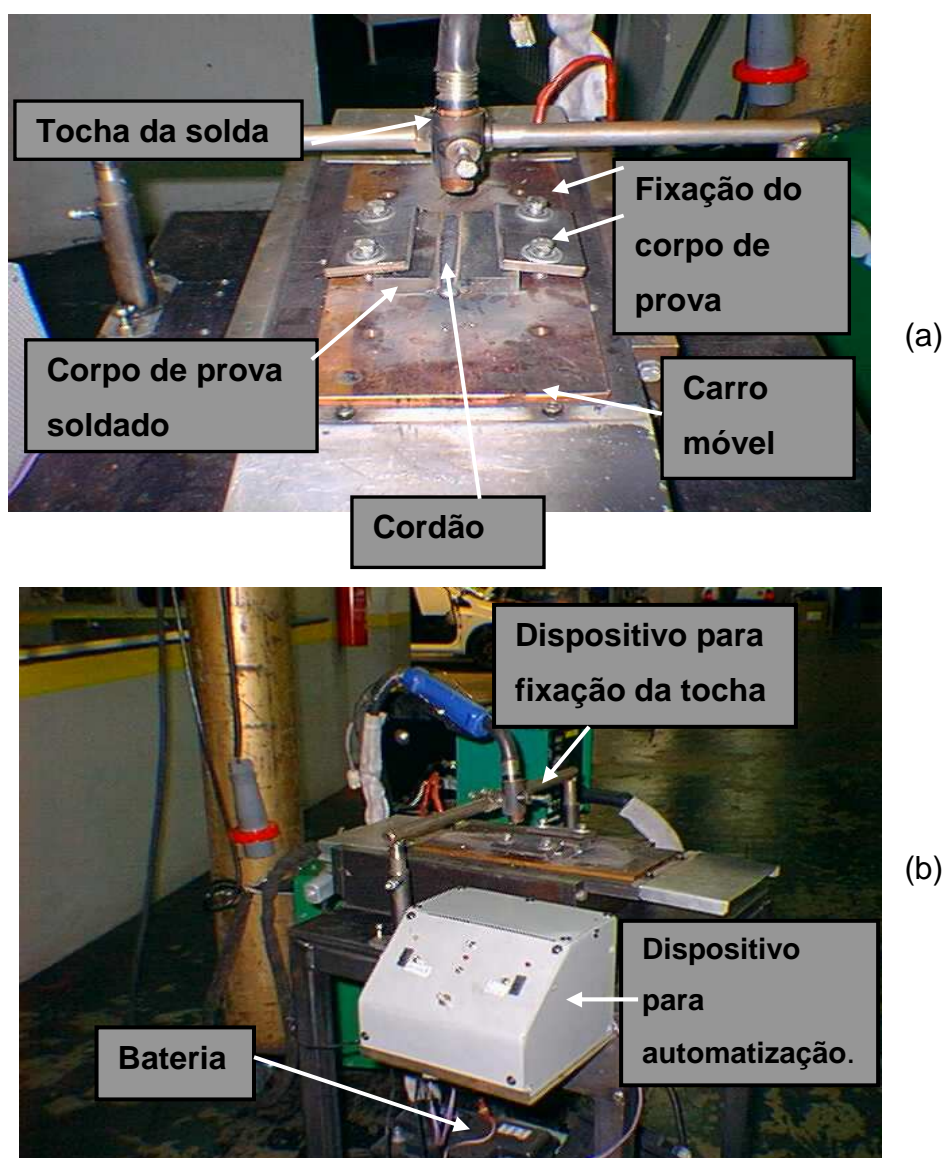


Figura 12: Dispositivo desenvolvido e utilizado na máquina de solda GMAW mostrando a fixação da tocha (a) e o conjunto montado responsável pela automatização do processo de soldagem (b).

Após execução da soldagem, realizou-se o ensaio de líquido penetrante em quatro tipos de corpos de prova identificados, respectivamente, por B1 e B2 (chanfro 1V) e B3 e B4 (chanfro $\frac{1}{2}V$). Utilizou-se o solvente desengraxante AM-88 e, posteriormente, secou-se os corpos de prova com ar comprimido. Em seguida, na região soldada, adicionou-se líquido penetrante SKL-WP. Após 15 minutos, realizou-se a limpeza do líquido penetrante com solvente desengraxante AM-88 e secou-se com ar comprimido. Com os quatro corpos de prova secos, fez-se a pulverização do revelador não aquoso SKD-S2. As trincas foram analisadas visualmente e fotografadas por meio de microscópio acoplado com microcâmera. Posteriormente ao ensaio de líquido penetrante, fez-se radiografia das juntas soldadas. Utilizou-se o aparelho Andrex Control Unit Model 3002 Automatic, com tensão máxima de 300kV e corrente de 6mA. Para o ensaio de radiografia sobre a maior superfície soldada, ou seja, sobre a base retangular, utilizou-se uma tensão de 200kV e uma corrente de 5mA com tempo de exposição de 1 minuto. Para o ensaio sobre a menor superfície soldada, ou seja, na direção da espessura da chapa, utilizou-se uma tensão de 250kV e uma corrente de 5mA com tempo de exposição de 5 minutos.

3.3 Ensaio de Tração

As dimensões dos corpos de prova de tração, conforme norma ASTM E8M-04, são apresentadas na Figura 13.

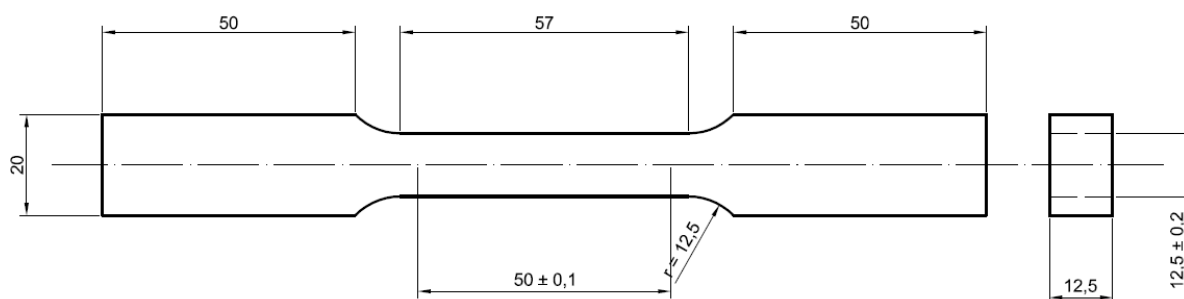


Figura 13: Dimensões em milímetros dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração retirados na chapa no sentido da laminação (ASTM E8M-04)

Os corpos de prova do aço ABNT 1016 para os ensaios mecânicos foram cortados a partir de chapas laminadas a quente com espessura de 12,5 mm. O corte

foi realizado em serra de fita, marca Franho, com lâmina de vídea. Os cortes foram realizados segundo a direção perpendicular à laminação e, também, no sentido de laminação. As tiras cortadas foram fresadas e, posteriormente, retificadas para as dimensões dos corpos de prova.

Retirou-se 3 corpos de prova no sentido de laminação. Mediu-se a espessura e largura com micrômetro digital Mitutoyo (resolução de 0,001mm). O equipamento utilizado para o ensaio de tração foi a máquina universal Instron, modelo 4487, com acionamento servo-hidráulico e célula de carga de 10 t.

O valor do limite de escoamento foi obtido a partir da deformação de 0,2% do gráfico carga em função da deformação, conforme norma ASTM E8M-04. O extensômetro transversal foi o responsável pela determinação da deformação na direção da largura e o longitudinal, com 25 mm de comprimento útil, foi o responsável pela determinação da deformação na direção do comprimento do corpo de prova. Usou-se o limite de escoamento obtido por esse ensaio de tração para calcular a variável $P(a)$, no ensaio de propagação de trinca. Após a ruptura, retirou-se o corpo de prova da máquina e mediu-se, respectivamente, as dimensões finais na região de estrição do corpo de prova.

Para o cálculo do coeficiente de encruamento n , utilizou-se a Equação 53, deformação convencional de 15% e o método de Nelson e Winlock (GUIMARÃES FILHO, 1990).

$$\frac{P_m}{P_{15\%}} = \left[\frac{1,10}{1 + e_m} \right] \left[\frac{n}{\ln(1,10)} \right]^n \quad (53)$$

onde:

P_m é a carga máxima;

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

e_m é a deformação máxima.

Calculou-se o limite de resistência por meio da Equação 54:

$$\sigma_R = \frac{P_m}{S_0} \quad (54)$$

O valor da carga máxima foi obtido no ponto onde o coeficiente de encruamento foi de zero. Calculou-se o coeficiente de encruamento a partir do banco de dados tensão versus deformação por meio da Equação 55:

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (55)$$

Calculou-se o alongamento por meio da Equação 56:

$$\Delta l = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (56)$$

onde:

l_f e l_0 são, respectivamente, os comprimentos final e inicial do corpo de prova. Analisou-se a fratura dos corpos de prova de tração em microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Phillips, tensão de 20kV e aumento de 50X e 800X.

3.4 Ensaio de Impacto Charpy

As dimensões dos corpos de prova de Charpy estão mostradas na Figura 14 (ASTM E23-07AE1, 2007).

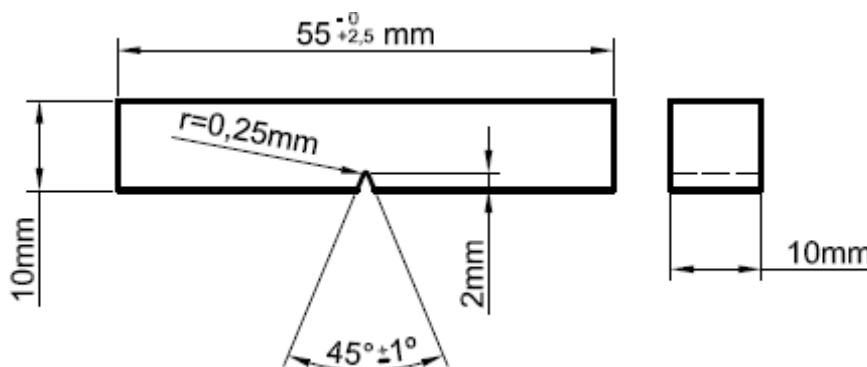


Figura 14: Dimensões do corpo de prova para ensaio Charpy (ASTM E23-07Ae1 (2007))

Utilizou-se uma retífica plana e o sobremetal deixado foi de 0,2mm para as dimensões de 10mm dos corpos de prova. Fez-se o entalhe em uma máquina, construída no Centro de Desenvolvimento da 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 300 J, cutelo de 40 kN. 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 , -30°C , -8°C , 0°C , 8°C , 23°C , 50°C , 70°C e 97°C . Para medição destas temperaturas, foi utilizado um termômetro de mercúrio com sensibilidade de $\pm 0,5^{\circ}\text{C}$. Essa máquina de ensaio Charpy é dotada de um sistema cuja frequência de aquisição de dados é de 1MHz. Um “*strain gage*” é colado no cutelo e o sinal de carga é enviado à interface. A coleta de sinal inicia-se no contato do cutelo com o corpo de prova. Esse sinal coletado em mV é convertido em carga por meio de uma curva de calibração do cutelo conforme Figura 15.

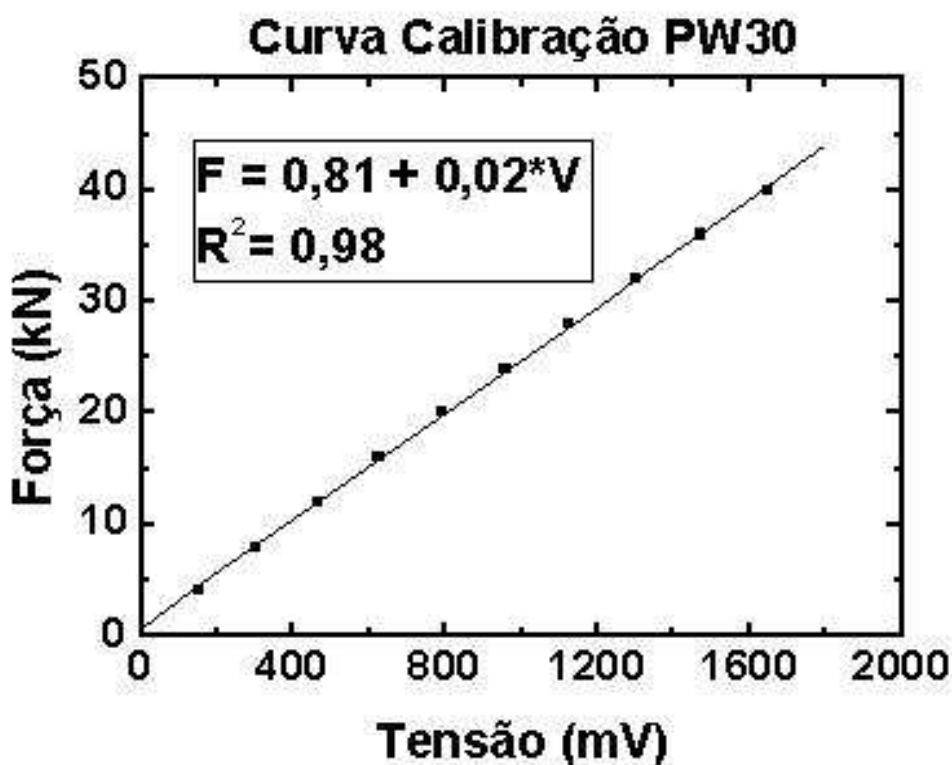


Figura 15: Curva de calibração de carga no cutelo versus tensão elétrica para a máquina Wolpert PW 30.

Esse sinal de carga versus tempo, $F(t)$, é utilizado para cálculo de velocidade do pêndulo através da Equação 57.

$$v(t) = v_0 - \left(\frac{1}{m}\right) \int_0^t F(t) dt \quad (57)$$

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 (Equação 58).

$$s(t) = \int_0^t v(t) dt \quad (58)$$

A energia absorvida pelo corpo de prova em função do deslocamento, $E_W(s)$, foi determinada pela integração da curva força versus deslocamento, respectivamente, conforme Equação 59.

$$E_W(s) = \int_0^s F(s) ds \quad (59)$$

A superfície de fratura dos corpos de prova de Charpy para as espessuras de 12 mm, nos sentidos L-T e T-L, foi analisada em MEV, marca Phillips, com tensão 20kV e aumento de 800 X.

3.5 Ensaio de Dureza

Mediu-se, também, a microdureza Vickers em equipamento, marca Wilson, quando se utilizou carga de 30 gf e aumento de 50X na superfície das regiões correspondentes ao Metal Base (MB), Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA) em distâncias de 0,2mm em amostras preparadas para metalografia. Calculou-se o desvio padrão associado a essas medidas por meio da Equação 60.

$$S_n = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \quad (60)$$

3.6 Ensaio de Fadiga

Os corpos de prova para o ensaio de propagação de trinca foram retirados na direção e perpendicularmente à laminação. A figura 16 mostra as orientações para o corpo de prova.

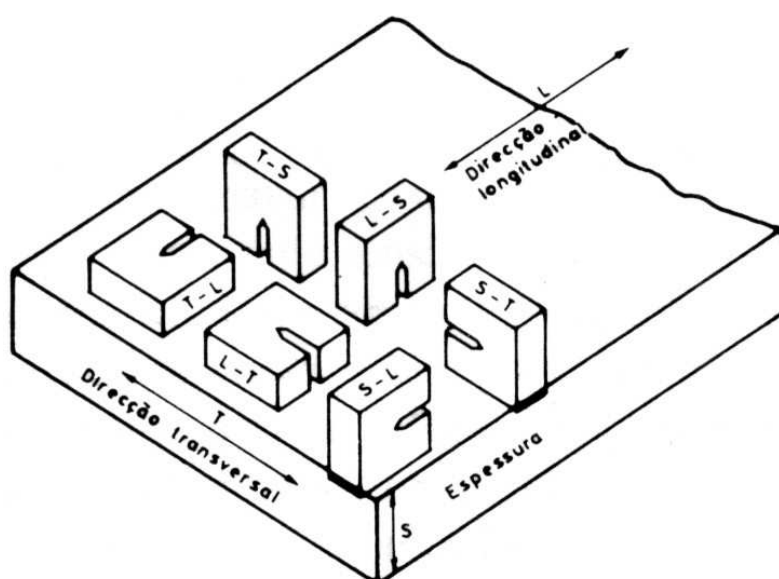


Figura 16: Orientações para os corpos de prova
Fonte: MOURA BRANCO; FERNANDES; CASTRO, 1997

Após a soldagem da chapa, os corpos de prova para o ensaio de fadiga foram usinados por fresamento sendo retirados no sentido transversal à solda. Os corpos de prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga foram do tipo tração-compacto C(T) (ASTM E647-08E1 (2008)), $\left(\frac{W}{20} \leq B \leq \frac{W}{4}\right)$, retirados respectivamente do Metal Base (MB) segundo a direção T-L e das juntas soldadas com entalhe localizado na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF), conforme apresentado na Figura 17(a), (b) e (c).

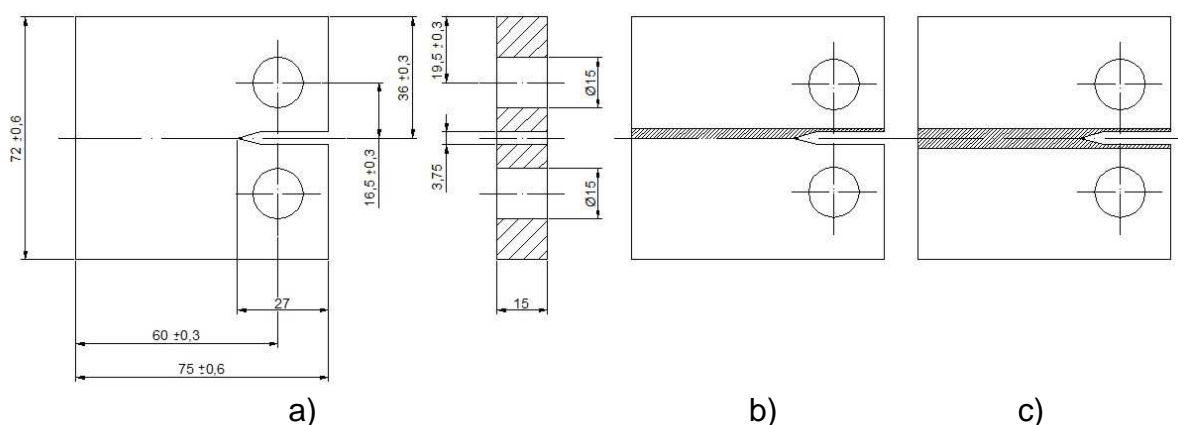


Figura 17: Dimensões do corpo de prova do tipo tração-compressão, C(T), de propagação de trinca por fadiga, conforme norma ASTM E647-08e1 (2008) para o Metal Base (MB) (a), junta soldada com entalhe na Zona Termicamente Afetada (ZTA) (b) e na Zona Fundida (ZF) (c). $W=75$ mm e $B=15$ mm.

Foram retirados 3 corpos de prova na direção perpendicular ao 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 E647-08E1 (2008). A distância entre os furos e o ângulo do entalhe dos corpos de prova foi medida em projetor de perfil, marca Wolpert. Após o fresamento para as dimensões finais, foi feito o chanfro e, posteriormente, o entalhe a 30° com uma máquina de eletroerosão. Posteriormente, ao término da usinagem, retirou-se óleo e graxa dos corpos de prova e, em seguida, colou-se dois dispositivos (“knife edge”) no corpo de prova para prender o “clip gauge”. A calibração do “clip gauge” foi feita por meio do programa “Fast Track” desenvolvido pela INSTRON.

O equipamento utilizado para o ensaio de fadiga foi uma máquina universal Instron, modelo 8802, composta de sistema dinâmico com capacidade máxima de 250 kN, garras de cabeçote e levantamento hidráulico da travessa com distância máxima 1515mm, controlador eletrônico digital de carga e posicionamento, construído em torre modular para cinco controladores ou placas de aquisição de dados. Cada sistema de aquisição de dados pode acomodar até oito transdutores adicionais, controlador eletrônico digital com atualização dos parâmetros de (PID) automático até 1kHz, 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.

Para a execução do ensaio de propagação de trinca, a norma ASTM E647-08e1, (2008), estabelece que deve-se ter uma pré-trinca mínima de comprimento $0,1B$, $0,06W$ ou 1mm , o que for menor. Para abertura dessa pré-trinca, calculou-se o valor de $f\left(\frac{a}{W}\right)$, apresentado na Tabela 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 a dimensão de 12 mm , foi calculado a carga máxima $P(\text{max})$ e $P(a)$ de acordo com as equações 61 e 62.

$$P(\text{max}) = \frac{0,4B(W - a)^2 \sigma_e}{(2W - a)} \quad (61)$$

$$P(a) = 0,70 * P(\text{max}) \quad (62)$$

Para uma relação de carga ($R = 0,1$), calculou-se $P_1(a) = 0,1P(a)$. Os valores da carga média (S_p) e amplitude (ΔF) foram calculados a partir das Equações 63 e 64.

$$S_p = \frac{P(a) + P_1(a)}{2} \quad (63)$$

$$\Delta F = \frac{P(a) - P_1(a)}{2} \quad (64)$$

Em seguida, calculou-se $K(a)$, $K_1(a)$ e $\Delta K(a)$ a partir das Equações 65, 66 e 67:

$$K(a) = \frac{P(a)f\left(\frac{a}{W}\right)}{B\sqrt{W}} \quad (65)$$

$$K_1(a) = 0,1K(a) \quad (66)$$

$$\Delta K(a) = K(a) - K_1(a) \quad (67)$$

No primeiro estágio, adotou-se uma pré-trinca máxima de 1mm, e trabalhou-se com a relação $\frac{\Delta K(a)}{E} < 2,0 \times 10^{-4} \text{ m}^{1/2}$. Os estágios subsequentes, segundo e terceiro, foram calculados de maneira similar ao primeiro estágio e, também, devem atender a relação $\frac{\Delta K(a)}{E} < 2,0 \times 10^{-4} \text{ m}^{1/2}$. Os valores de carga, tensão média e amplitude para o primeiro, segundo e terceiro estágios foram, respectivamente, de (8,4 ; 6,7 e 5,3 kN). A amplitude de carga, de 5,3 kN correspondente ao terceiro estágio foi utilizada no ensaio de propagação de trinca. No ensaio de ΔK decrescente, ΔK inicial corresponde aproximadamente ao valor final do último estágio da pré-trinca. O teste de ΔK decrescente é conduzido pelo acompanhamento de carga ambos continuamente ou por uma série de etapas, quando a trinca cresce. Os parâmetros geométricos do corpo de prova, a amplitude, o comprimento inicial da trinca de 3mm e a taxa de crescimento de trinca foram os dados informados ao “software” da própria Instron “Fast Track 2 Materials Testing”. Constatou-se experimentalmente que o ΔK obtido no final do último estágio de pré-trinca do Metal Base (MB) ($9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) não foi suficiente para a propagação de

trinca. Os valores do ΔK inicial utilizados para os ensaios do ΔK decrescente para os corpos de prova do Metal Base (MB), com entalhe na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF) foram, respectivamente, de 20, 35 e 35 MPa(m)^{1/2}. O comprimento de trinca medido pelo “clip gauge” e o número de ciclos foram registrados dinamicamente no computador. No final do ensaio, foi obtido o gráfico (log da /dN) em função de (ΔK). Em um teste de carga constante o gradiente de K normalizado:

$$C = \frac{1}{K} \frac{dK}{da} = \frac{1}{\Delta K} \frac{d\Delta K}{da} \quad (68)$$

A “compliance” C foi verificada por meio de ajuste dos pontos ΔK x a (comprimento de trinca) a equação abaixo:

$$\Delta K = \Delta K_0 \exp[C(a - a_0)] \quad (69)$$

onde:

ΔK_0 é ΔK inicial.

Devido a uma relação de sobrecarga crescente R_{ol}

$$R_{ol} = \frac{K_{ol}}{K_{Bl,max}} \quad (70)$$

Os efeitos do retardamento no crescimento de trinca aumentam. Por isso $K_{Bl,max}$ é o fator de intensidade de tensão máximo do carregamento do nível da linha de base e R_{ol} é o fator de intensidade de tensão máximo do carregamento. Outro fator de influência para a soma do retardamento é o carregamento no nível de linha de base. Com um decréscimo no carregamento do nível de linha de base, o efeito do retardamento aumenta.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Química, Metalográfica

A Tabela 5 apresenta a análise química do material da pesquisa em porcentagem em peso.

Tabela 5: Composição química do aço ABNT 1016 utilizado nos experimentos, em porcentagem em peso

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	Al	N(ppm)
0,14	0,96	0,19	0,013	0,006	0,03	0,03	0,01	0,006	0,003	0,033	53

O aço carbono laminado a quente apresenta boa característica de soldabilidade. A análise metalográfica evidenciou a presença de perlita e ferrita com porcentagem em peso, respectivamente, de 18,63 % e 81,37%, com desvio padrão de 1,21 (Figura 18). O tamanho de grão ferrítico medido pelo intercepto linear médio foi de (7 μm), com desvio padrão de (0,5 μm).

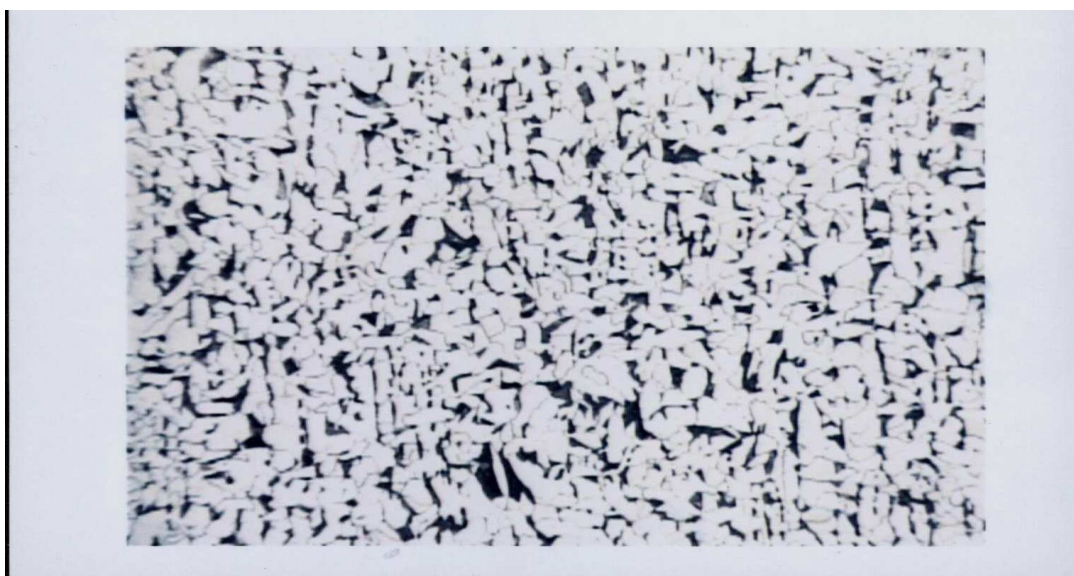


Figura 18: Amostra do aço ABNT 1016 com a presença de ferrita e perlita. Ataque: Nital. Aumento 200X

O ensaio radiográfico nos corpos de prova com chanfros 1V e $\frac{1}{2}$ V para verificação da qualidade da solda mostrou que os corpos de prova apresentaram descontinuidades tais como trincas e falta de penetração na junta soldada para espessura de chapa de 12 mm (Figuras 19 e 20).

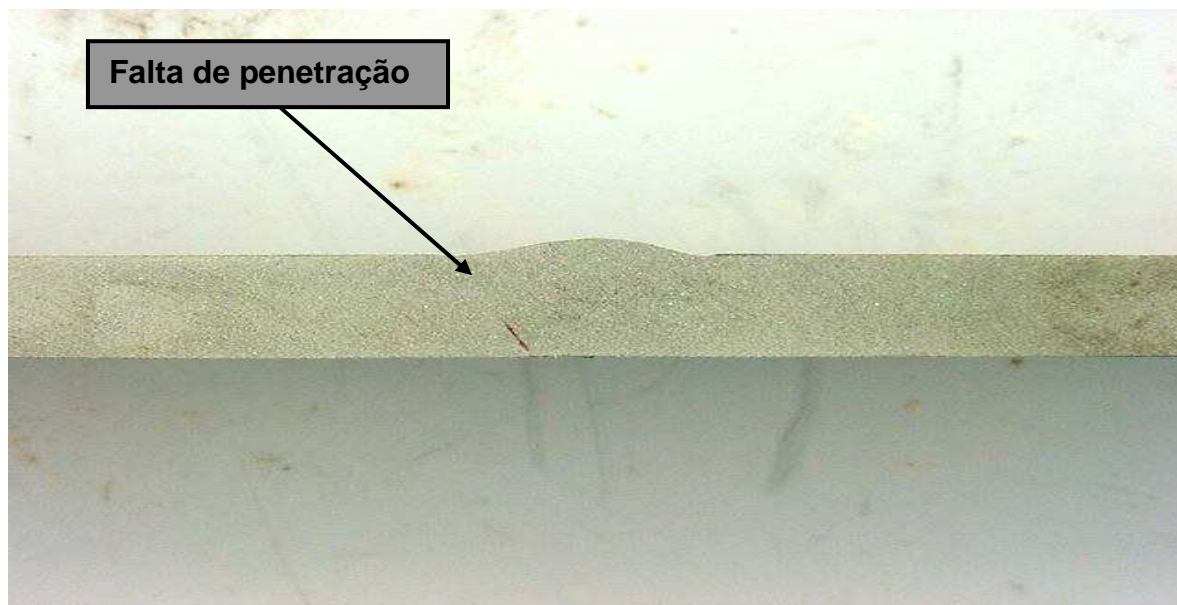


Figura 19: Radiografia na junta, onde se observa a presença de falta de penetração na região de ligação (chanfro 1V).

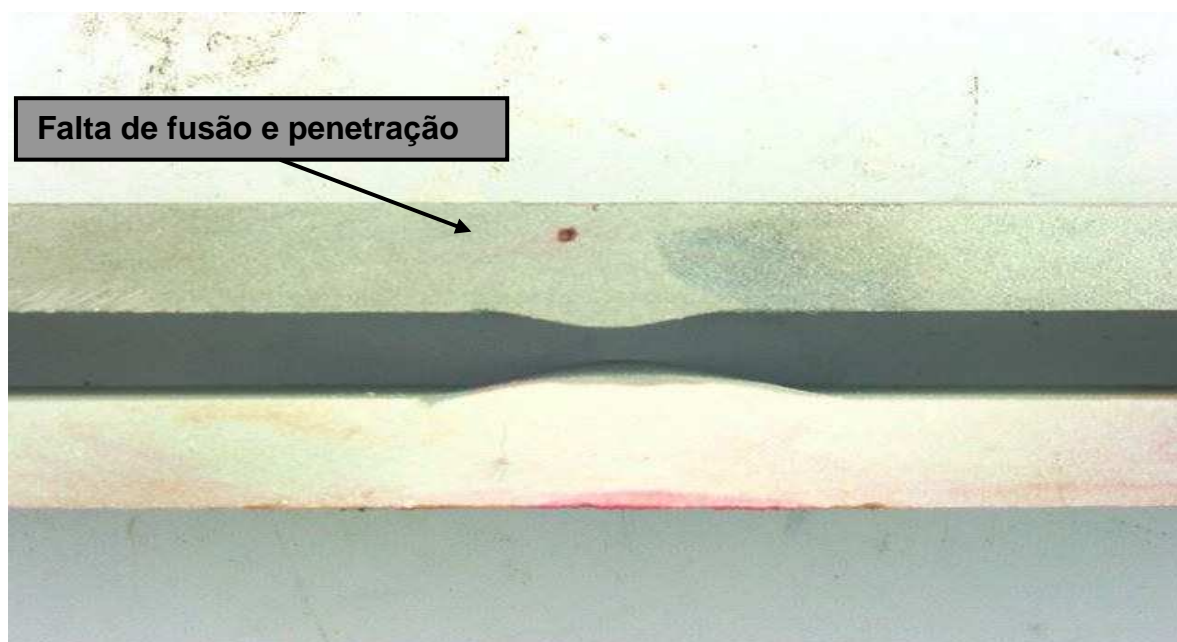


Figura 20: Radiografia na junta, onde se observa a falta de fusão e penetração (chanfro $\frac{1}{2}$ V).

A existência dessas descontinuidades observadas na radiografia foi confirmada, posteriormente, pela macrografia (Figuras 21 e 22).

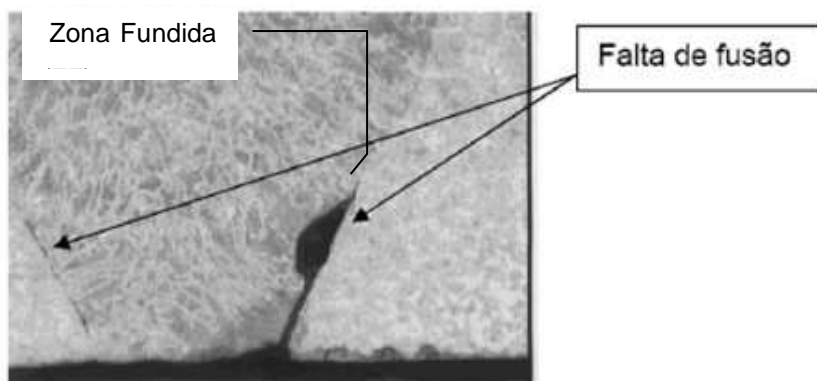


Figura 21: Macrografia da junta soldada com chanfro 1V onde se observa a falta de fusão na junção da solda com o Metal Base (MB). Aumento 10X.

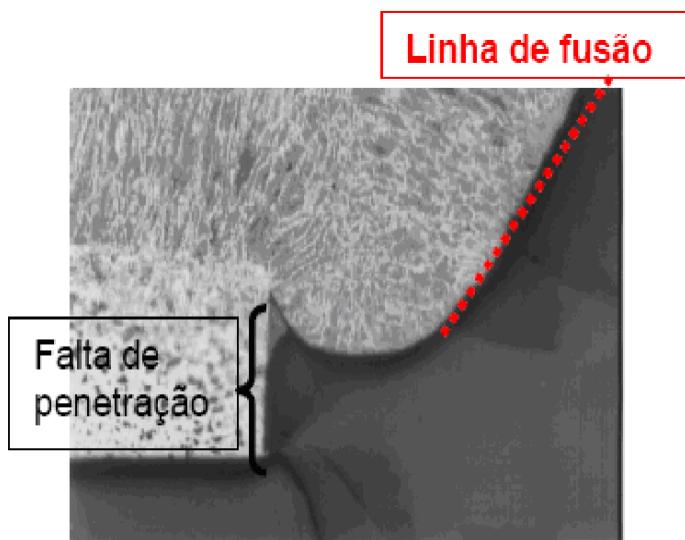


Figura 22: Macrografia da junta soldada com chanfro $\frac{1}{2}V$ onde se observa a falta de fusão na junção da solda com o Metal Base (MB). Aumento 10X.

A Figura 23(a) apresenta a macrografia da região de solda com chanfro 1V, que evidencia a Zona Fundida (ZF) Zona Termicamente Afetada (ZTA). A Zona Termicamente Afetada (ZTA) da junta com chanfro 1V com aproximadamente 3,0 mm apresenta perlita esboroadada e ferrita (Figura 23 (b)).

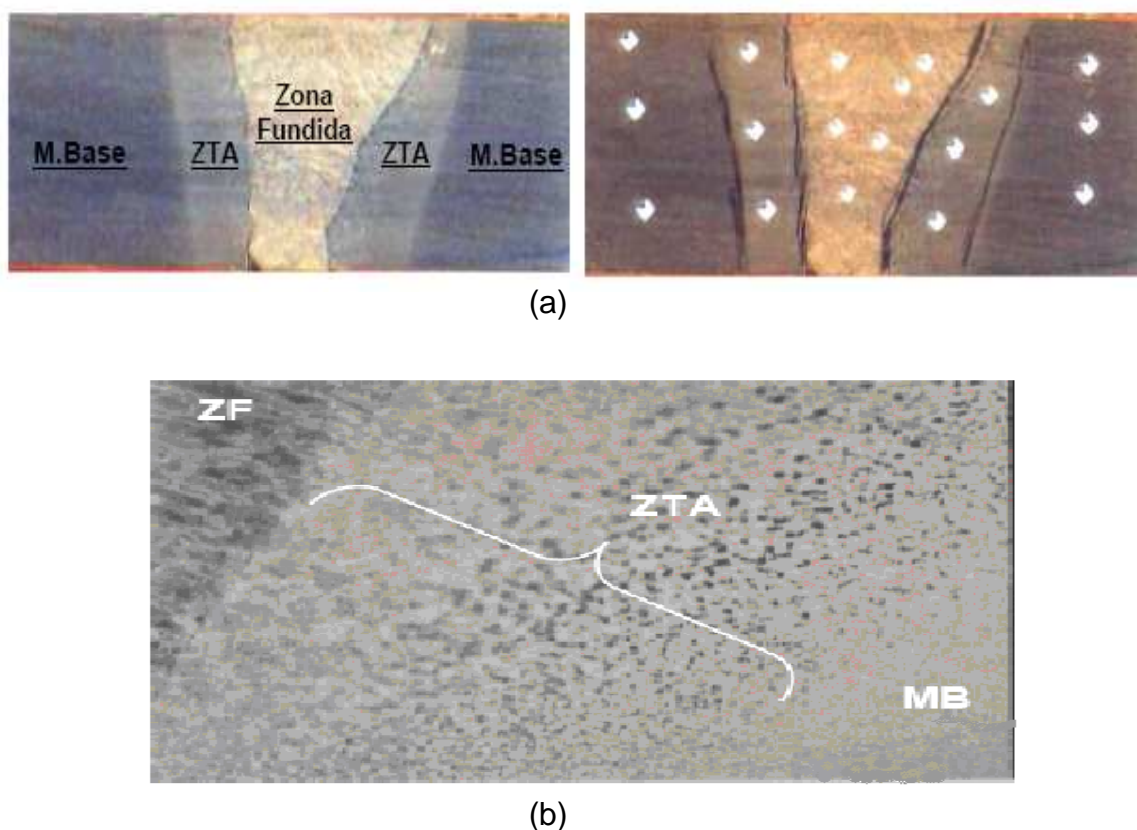


Figura 23: Macrografia da junta soldada com chanfro 1V (a) e (b), que apresentam regiões: Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB). Aumento de 5X.

A presença desses constituintes deve-se, principalmente, à espessura da chapa e o aporte térmico utilizado no processo de soldagem GMAW. Logo após vê-se uma região de granulação fina, composta de perlita e ferrita. Por último, também, observa-se o Metal Base (MB) com grãos ferríticos e carbonetos precipitados no contorno de grão. Apesar da comprovação pelos raios-X e metalográfica das discontinuidades dos corpos de prova com perfis de solda 1V e $\frac{1}{2}$ V, todos eles, também, foram submetidos aos ensaios de tração e fadiga.

A evolução de dureza Vickers para as diferentes regiões ocorreu conforme apresentado na Figura 24 (perfil 1V). A dureza Vickers da Zona Termicamente Afetada (ZTA) é levemente superior ao Metal Base (MB) em razão da não formação de estrutura acicular, mas apresentou diferença para os diferentes perfis 1V e $\frac{1}{2}$ V em função do tamanho desta mesma Zona Termicamente Afetada (ZTA) (Figuras 24 e 25).

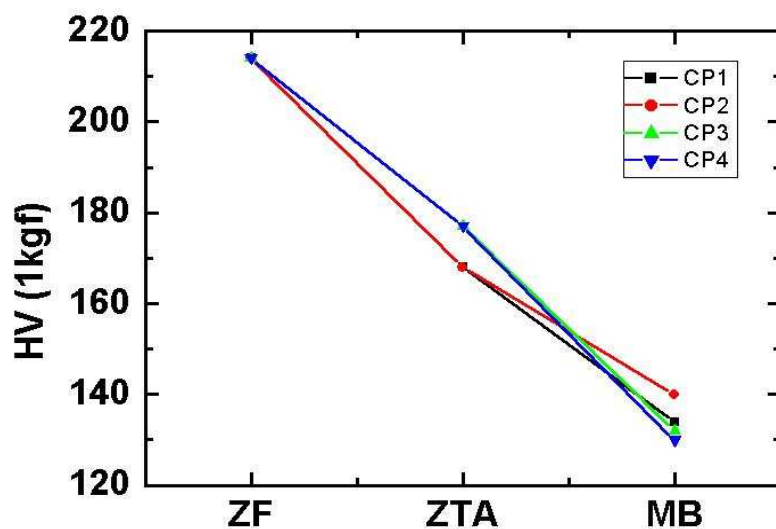


Figura 24: Evolução da microdureza Vickers nas regiões: Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB) para corpos de prova com perfil de solda 1V

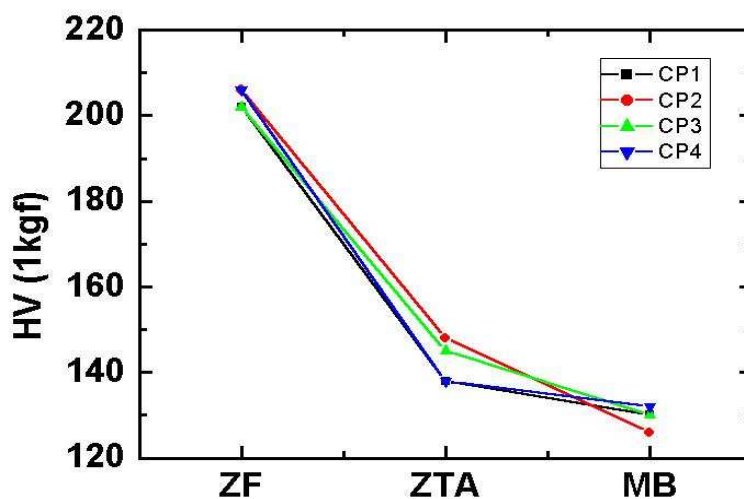


Figura 25: Evolução da microdureza Vickers nas regiões: Zona Fundida (ZF), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal Base (MB) para corpos de prova com perfil de solda 1/2V.

A diferença da microdureza Vickers apresentado nas Figuras 24 e 25 é devido ao maior aquecimento durante o processo de soldagem que o corpo de prova com perfil 1V apresenta em relação ao corpo de prova com perfil 1/2V, ou seja, mais material de adição é depositado, conseqüentemente, maior temperatura, maior Zona Termicamente Afetada (ZTA) e maior a microdureza Vickers nessa Zona Termicamente Afetada (ZTA).

4.2 Ensaio de Tração

Foram realizados 6 ensaios de tração na chapa do aço ABNT 1016 segundo a direção de laminação, na junta com chanfro 1V e ½V. A Tabela 6 apresenta os resultados do módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência e alongamento obtidos no ensaio de tração.

Tabela 6: Resultado do módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência e alongamento para chapa de aço ABNT 1016 e junta soldada 1V e ½V.

Propriedades	Metal Base (MB)	1V	½V
Módulo de Elasticidade (MPa)	116078,3	-----	-----
Limite de Escoamento (MPa)	211,1 ± 11,5	205,3 ± 4,7	206,7 ± 8,8
Limite de Resistência (MPa)	314,9 ± 14,9	318,1 ± 1,2	288,4 ± 36,9
Alongamento (%)	60,4 ± 1,4	60,1 ± 2,6	43,3 ± 14,4

Observa-se que as propriedades mecânicas da junta com chanfro 1V foram similares ao Metal Base (MB) que, por sua vez, foram discrepantes das juntas ½V. A Figura 26 mostra a região de fratura dos corpos de prova com chanfro em 1V e ½V localizada, respectivamente, em região fora da junta e na interface entre Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA).

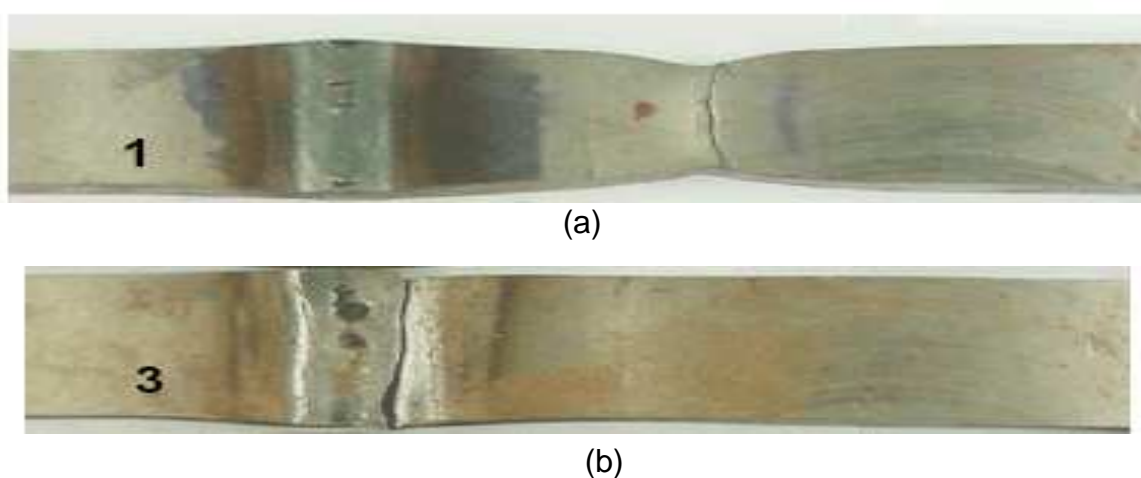


Figura 26: Aspecto e região da fratura dos corpos de prova com chanfro 1V (a) e ½V (b).

A análise de fratura da chapa do Metal Base (MB) em MEV mostrou a presença de “*dimples*”, fratura dútil com inclusões de enxofre no seu interior, conforme Figura 27.

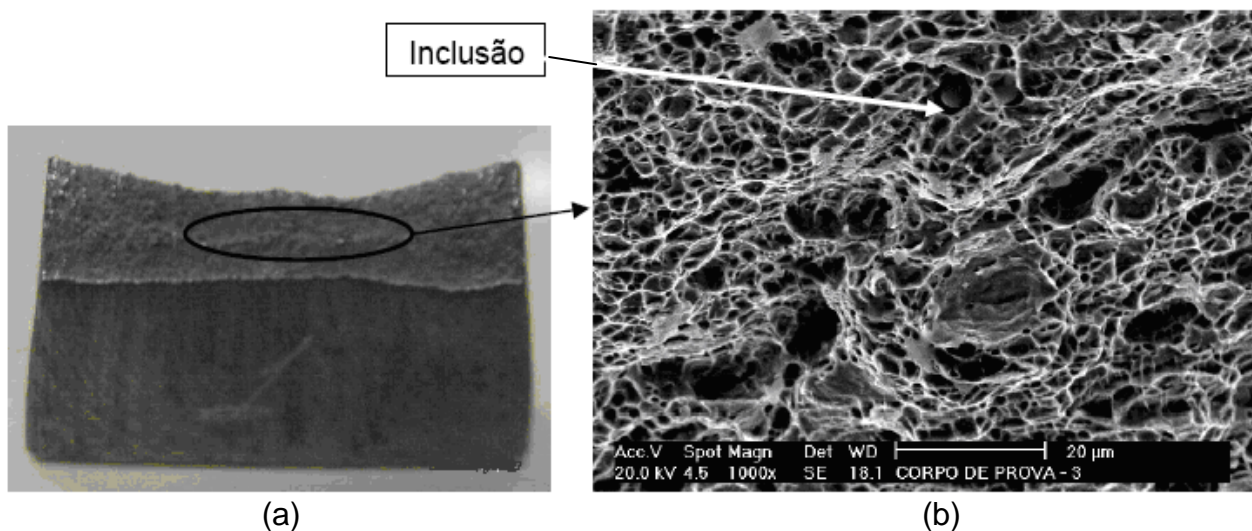


Figura 27: (a) Aspecto e região de fratura do corpo de prova do Metal Base (MB) (b) evidenciando a presença de “*dimples*” com inclusões no seu interior. Aumento de 1.000X.

A figura 28 apresenta a fratura do corpo de prova do Metal Base (MB), evidenciando a presença de “*dimples*” com inclusões em seu interior e a presença de facetas de clivagem e fissura.

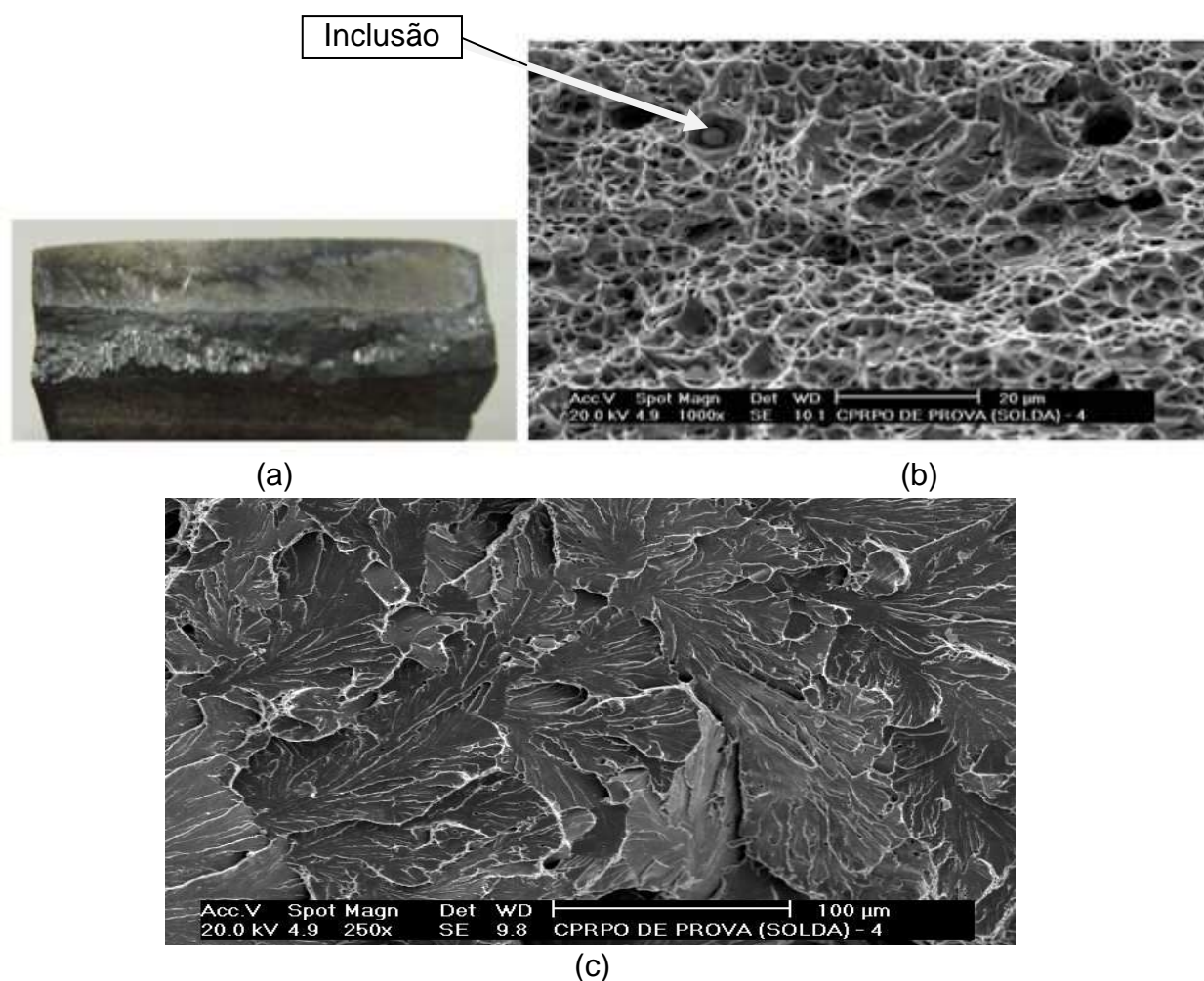


Figura 28: Aspecto e região de fratura do corpo de prova do Metal Base (MB) (a), evidenciando a presença de “*dimples*” com inclusões em seu interior (b) e a presença de facetas de clivagem e fissura (c).

4.3 Ensaio de Impacto Charpy e Análise da Fratura

A Figura 29 apresenta a energia absorvida pelo corpo de prova em função da temperatura para a espessura de 10 mm nos sentidos L-T e T-L. Nota-se a transição dúctil-frágil do material para os sentidos L-T e T-L. No intervalo de temperatura de $-197\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$, a energia absorvida foi em torno de 5J, caracterizando um comportamento frágil. As energias de platô obtidas para a chapa de 10 mm, no sentido T-L e L-T foram, respectivamente, de 180 e 80J. Esse valor de 180J encontrado para temperatura de transição de $-31\text{ }^{\circ}\text{C}$ para a chapa de 10 mm no sentido L-T, não coincidiu com o valor obtido por Pickerin (KRAUSS, 1992) à

temperatura de -137 °C. Krauss (1992) expressou a temperatura de transição ao impacto por meio da Equação 71.

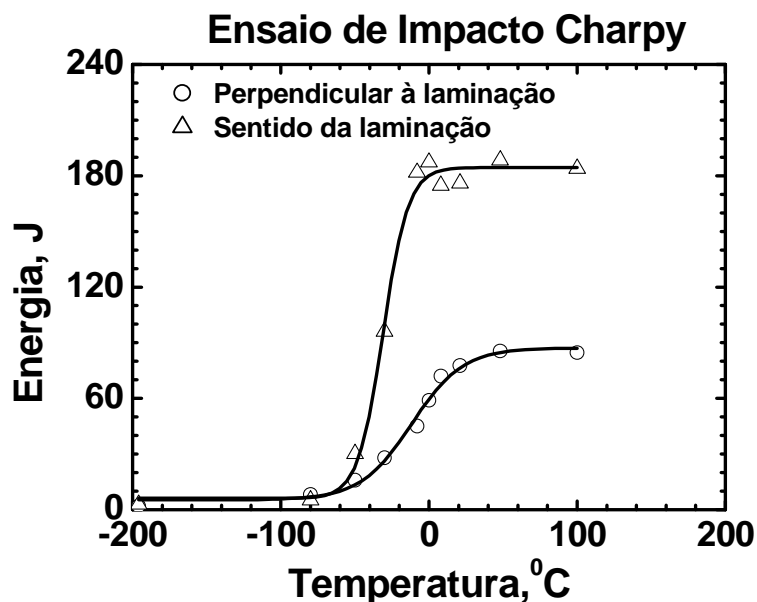


Figura 29: Curvas de energia absorvida versus temperatura para o aço ABNT 1016 segundo as direções L-T e T-L, para corpos de prova com espessura de 12 mm.

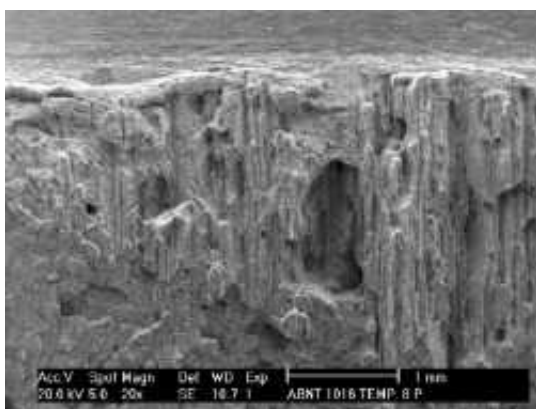
$$T_t(°C)(\pm 30°C) = -19 + 44(\%Si) + 700(N_f) - 11,5(d^{-1/2}) + 2,2(\%Perlita) \quad (71)$$

onde:

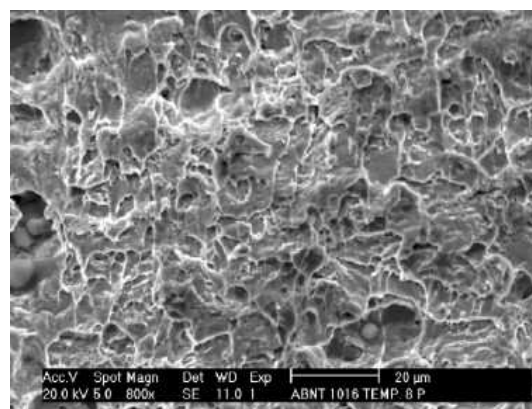
N_f é o nitrogênio livre, Si é o silício e d o tamanho de grão.

Para o aço ABNT1016, a expressão proposta, considerando todo o nitrogênio combinado como AlN, fornece o valor de -137°C, portanto, diferente do valor obtido experimentalmente (-31°C). No intervalo de temperatura de 50°C a 197°C, as energias absorvidas para a chapa de 12 mm, no sentido T-L e L-T foram, respectivamente, de 184J e 83J. Esse valor de 184J aproximou do valor obtido por Pickering de 200 J (KRAUSS, 1992). A Figura 30 (a), (b), (c), (d) e (e) apresenta a superfície de fratura de corpo de prova de 12 mm com entalhe no sentido transversal à direção de laminação L-T, na temperatura de 8 °C. A Figura 30 (a) evidencia a presença de microcavidades somente junto ao entalhe. Essa região foi analisada em detalhe (Figura 30 (b) e (c)) e evidencia-se a presença de “*dimples*”, o que indica

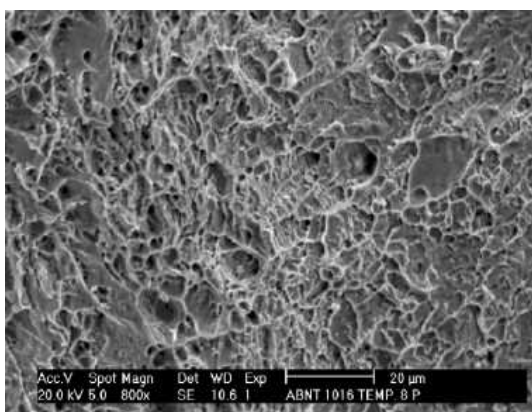
deformação plástica. Em região próxima ao final do corpo de prova, a fratura ocorreu por clivagem (Figura 30 (d) e (e)).



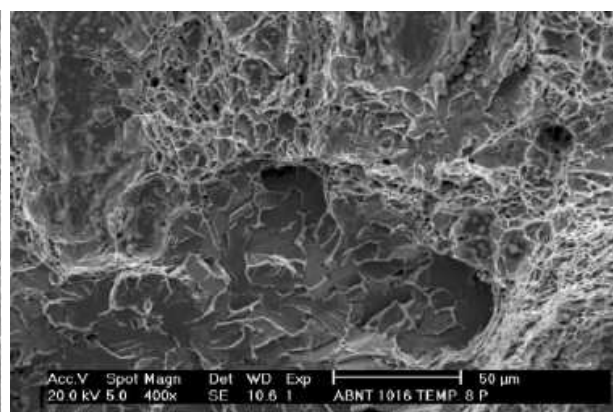
(a) Início do plano de fratura



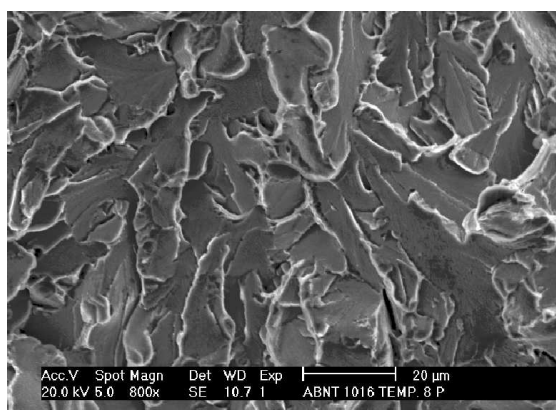
(b)



(c) Meio do plano de fratura



(d)



(e) Fim do plano de fratura

Figura 30: Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12 mm com entalhe no sentido transversal à laminação L-T, temperatura de ensaio 8 °C, analisada em MEV, com aumento de 20X (a) e 800X (b) a (e)

A Figura 31 (a), (b), (c), (d) e (e) mostra a superfície de fratura de corpo de prova de 12 mm com entalhe no sentido transversal à direção de laminação L-T, na

temperatura de 0 °C. A Figura 31 (a) evidencia a presença de microcavidades somente junto ao entalhe. Essa região foi analisada em detalhe (Figura 31 (b) e (c)) e mostrou a presença de “*dimples*” o que indica deformação plástica. Em região próxima ao final do corpo de prova, a fratura ocorreu por clivagem e com cisalhamento dos “*dimples*” (Figura 31 (d) e (e)). Observou-se que o percentual de fratura frágil é crescente com a distância do entalhe, o que evidencia, também, que a natureza da fratura depende da espessura do corpo de prova.

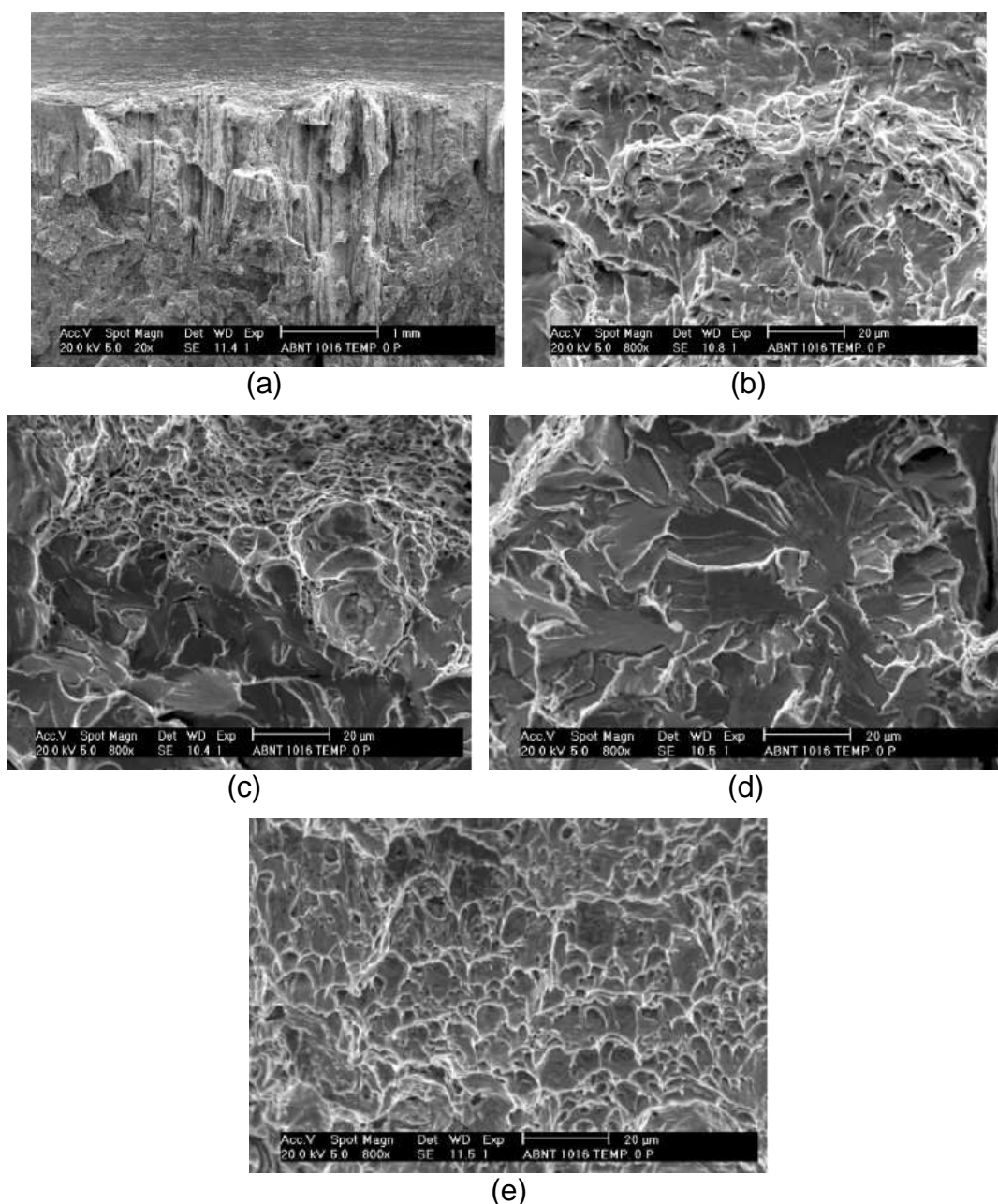


Figura 31: Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação L-T, temperatura de ensaio 0°C, analisada em MEV, com aumento de 20X (a) e 800 X (b) a (e).

A Figura 32 (a), (b), (c), (d) e (e) evidencia a superfície de fratura do corpo de prova de 12 mm com entalhe no sentido transversal à direção de laminação L-T, na temperatura de -30 °C. A Figura 32 (a) evidencia a presença de trincas que se iniciam junto ao entalhe. Essa região foi analisada em detalhe (Figura 32 (b) e (c)) e não apresenta “*dimples*” e, sim, cavidades que, provavelmente, coalesceram de poros contribuindo para fraturas. No interior destas cavidades, não se detectou partículas que poderiam contribuir para a nucleação da fratura. Em região próxima ao final do corpo de prova, a fratura ocorreu por clivagem (Figura 32 (c), (d) e (e)). Com o decréscimo da temperatura, notou-se, também, o acréscimo da área com maclas de clivagem.

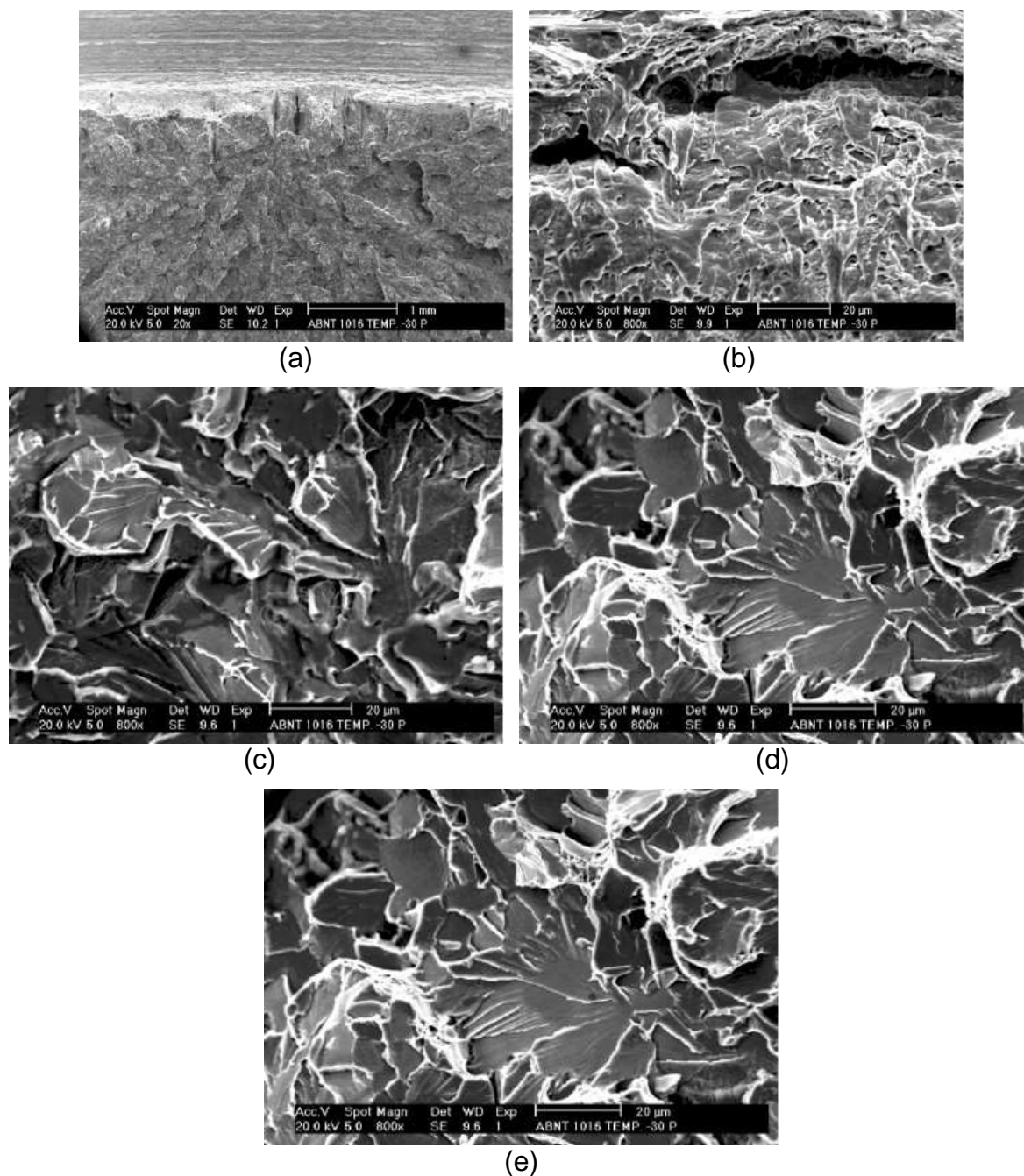


Figura 32: Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido transversal à laminação L-T, temperatura de ensaio -30°C , analisada em MEV, com aumento (a) 20X e (b) a (e) 800X.

A Figura 33 (a), (b), (c) e (d) mostra a superfície de fratura do corpo de prova de 12 mm com entalhe no sentido da laminação T-L, na temperatura de 98°C . A Figura 33 (a) evidencia a presença de trincas que se iniciam junto ao entalhe. Essa região foi analisada em detalhe (Figura 33 (b) e (c)) e evidenciou a presença de “*dimples*” deformados por cisalhamento. Não se constatou a presença de fratura frágil ao longo de toda a região de fratura. (Figura 33 (d)).

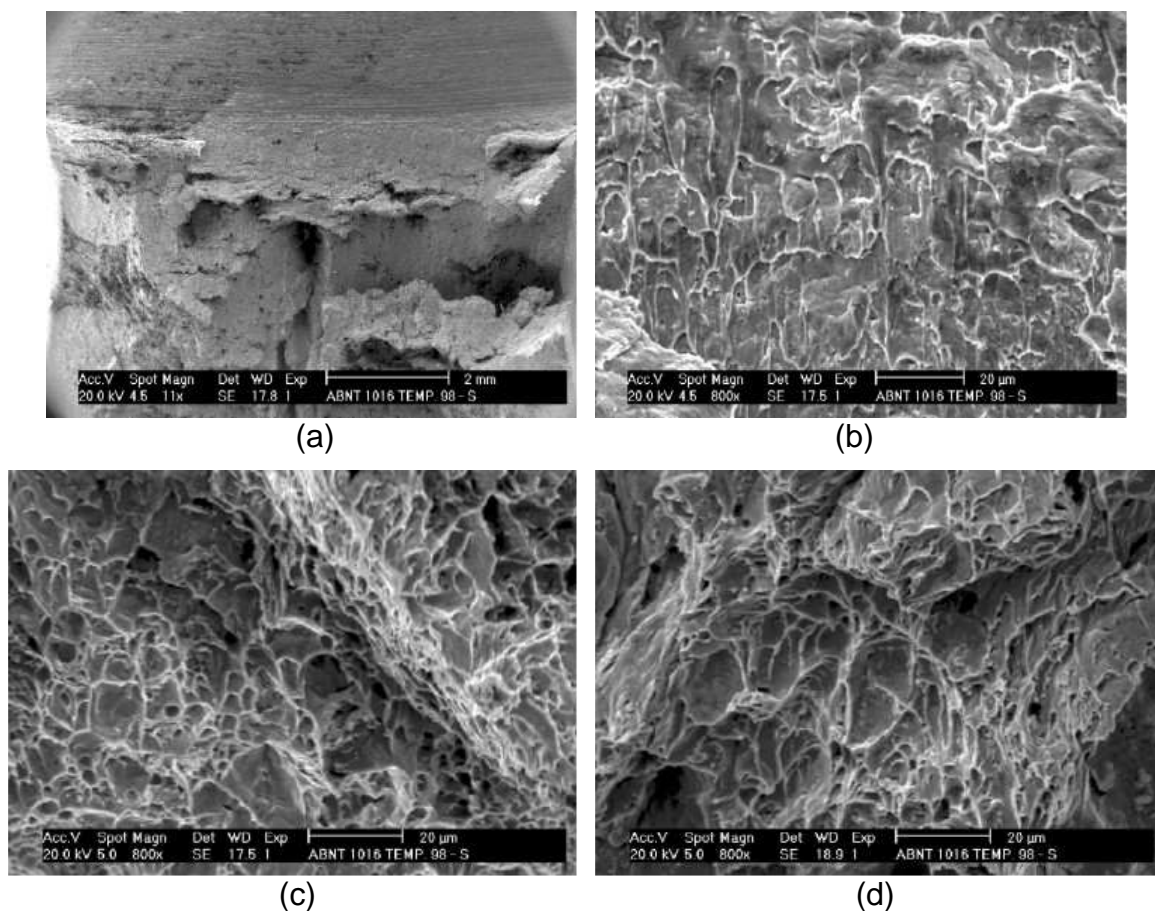


Figura 33: Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação T-L, temperatura de ensaio 98°C, analisada em MEV, com aumento (a) 11X e (b) a(d) 800X.

A Figura 34 (a), (b), (c), (d), (e) e (f) mostra a superfície de fratura do corpo de prova de 12 mm com entalhe no sentido da laminação T-L, na temperatura de 8°C. A Figura 34(a) evidencia a presença de trincas que se iniciam junto ao entalhe, e com a propagação coalescem. Essa região foi analisada em detalhe (Figura 34 (b) e (c)) e mostrou a presença de “*dimples*” deformados por cisalhamento. Não se constatou a presença de fratura frágil ao longo de toda região de fratura. (Figura 34 (d), (e), (f)).

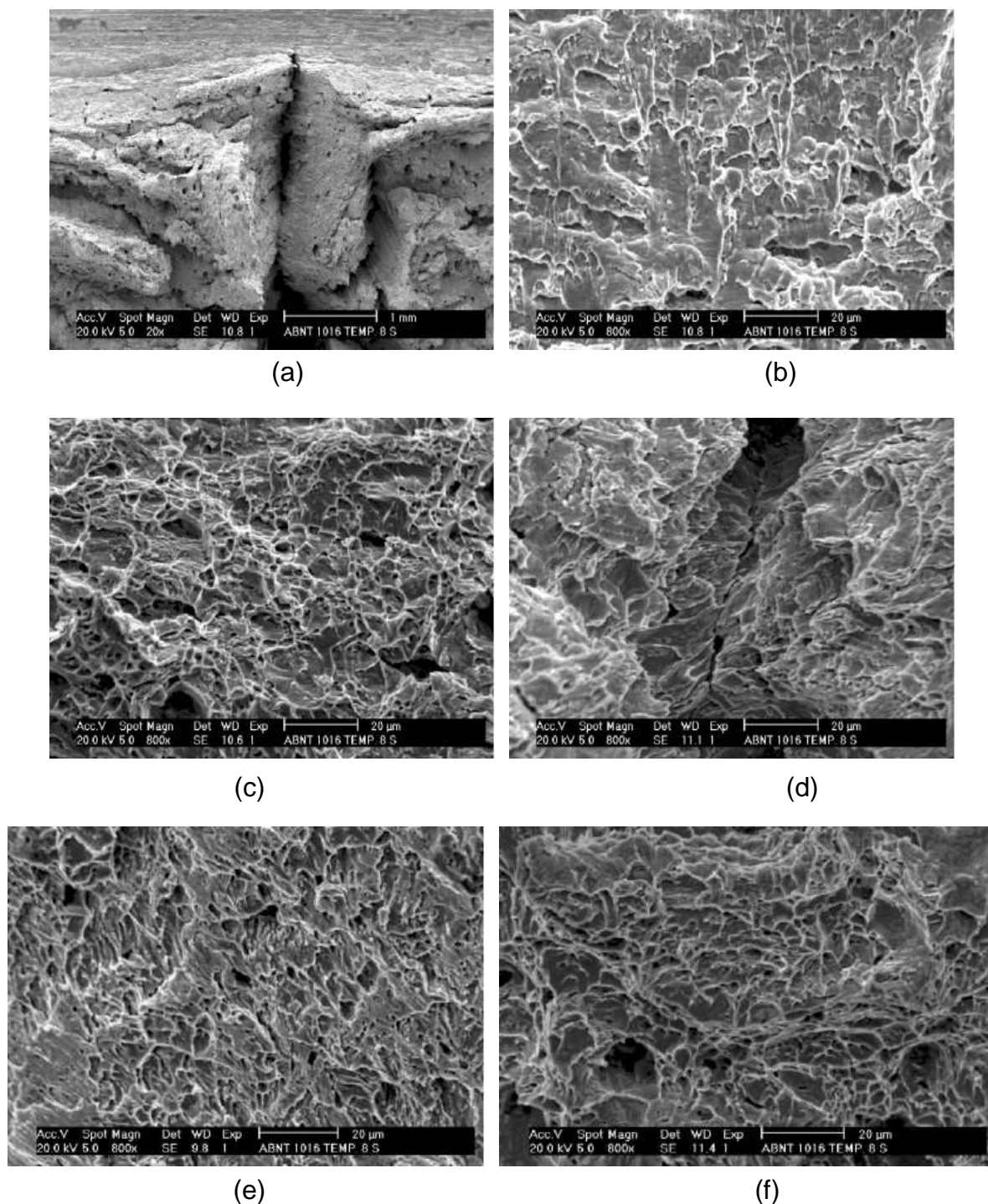


Figura 34: Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação T-L, temperatura de ensaio 8°C, analisada em MEV, com aumento (a) 20X e (b) a (f) 800X.

A Figura 35 (a), (b), (c) e (d) mostra a superfície de fratura do corpo de prova de 12 mm com entalhe no sentido da laminação T-L, na temperatura de -30 °C. A Figura 35 (a) evidencia a presença de trincas e microcavidades junto ao entalhe. Essa região foi analisada em detalhe (Figura 35 (b)) e mostrou a presença de

“*dimples*”. Constatou-se a presença de fratura frágil na região de fratura distante do entalhe (Figura 35 (c) e (d)).

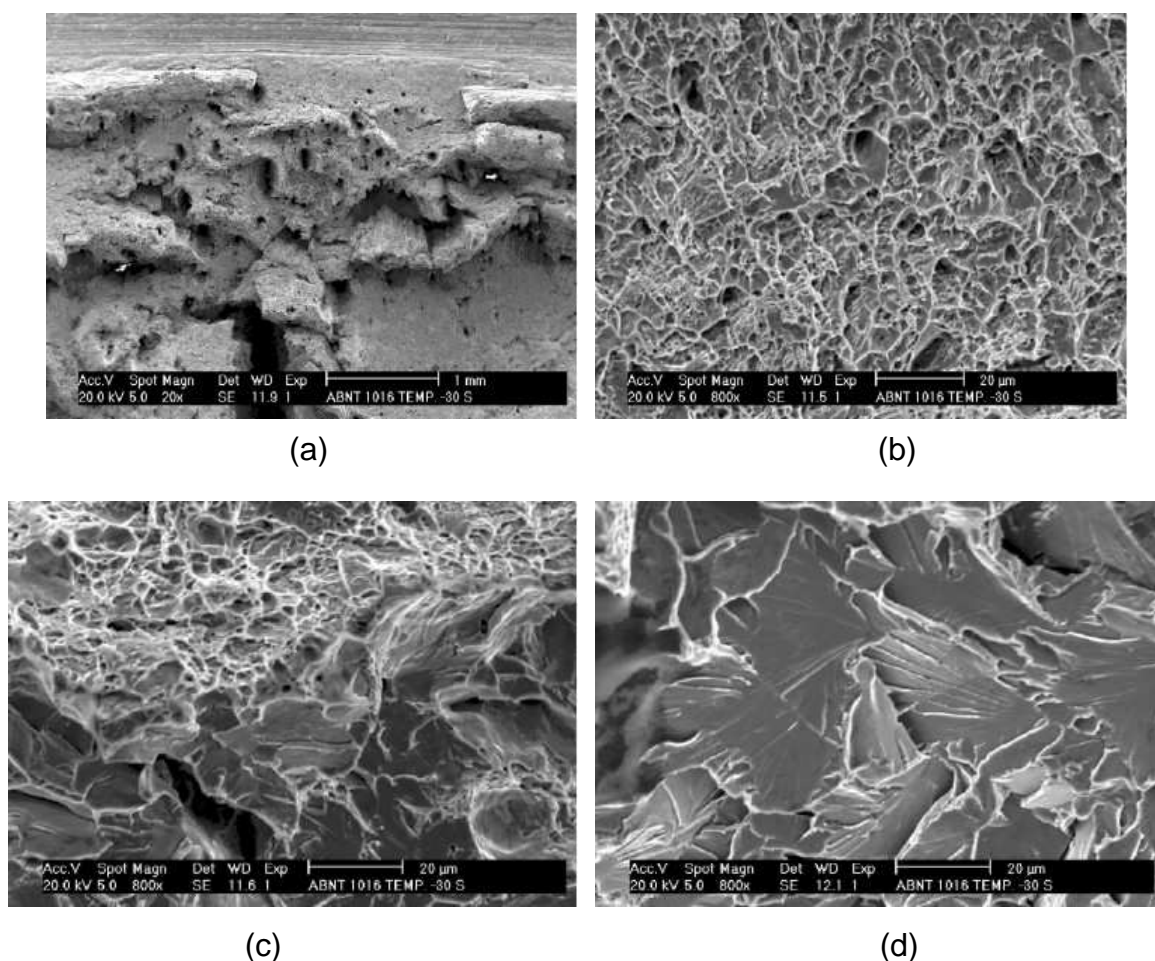


Figura 35: Microfractografia da superfície de fratura da amostra de 12mm com entalhe no sentido da laminação T-L, temperatura de ensaio -30°C, analisada em MEV, com aumento (a) 20X e (b) a (f) 800X.

Verificou-se que as curvas de energia de fratura em função da temperatura foram diferentes para as direções normal e paralela à laminação. Segundo Sakir (1991), a separação dos constituintes de ferrita e perlita em bandas afeta as propriedades ao impacto. As energias de impacto no platô superior dos corpos de prova longitudinais aumentam de 3 a 6 vezes aos transversais para geometria divisora e obstrutora (SAKIR, 1991). Segundo Doherty, Martin e Cantor (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 proeutetóide, o que enriquece a área adjacente em carbono e formação de perlita. Grange (1971) demonstrou o efeito do bandeamento na redução da ductilidade transversal e tenacidade à fratura da liga. Não se detectou bandeamento nas

amostras de aço ABNT 1016 que justificassem as variações nas curvas de energia de fratura em função da temperatura para as direções normal e paralela à laminação. Constatou-se, por sua vez, que a nucleação da trinca junto ao entalhe foi diferente para as duas direções de retirada dos corpos de prova. Na direção de laminação, essa nucleação ocorreu com formação de “*dimples*” e deformação plástica, o que pode justificar a discrepância de comportamento para as duas direções L-T e T-L

4.3.1 Técnicas para levantamento da temperatura de transição

Nas figuras 36 e 37 são apresentadas as curvas de energia versus temperatura para as orientações L-T e T-L, respectivamente. Ambas as curvas mostraram bom ajustamento com a Equação 72 abaixo.

$$y = A + B \tanh\left(\frac{x + C}{D}\right) \quad 72$$

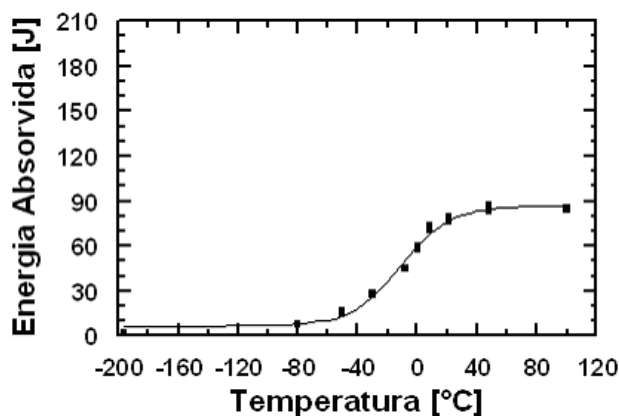


Figura 36: Curva de energia versus temperatura para a orientação L-T do aço ABNT 1016

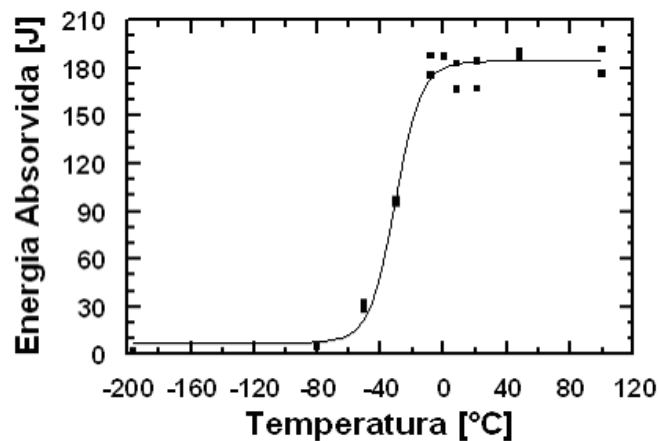


Figura 37: Curva Energia Absorvida x Temperatura para a direção T-L

As curvas de expansão lateral versus temperatura para as orientações L-T e T-L são apresentadas nas Figuras 38 e 39. O patamar superior para a orientação L-T foi mais baixo que o da orientação T-L, curvas similares às curvas energia versus temperatura obtidas (Figuras 36 e 37).

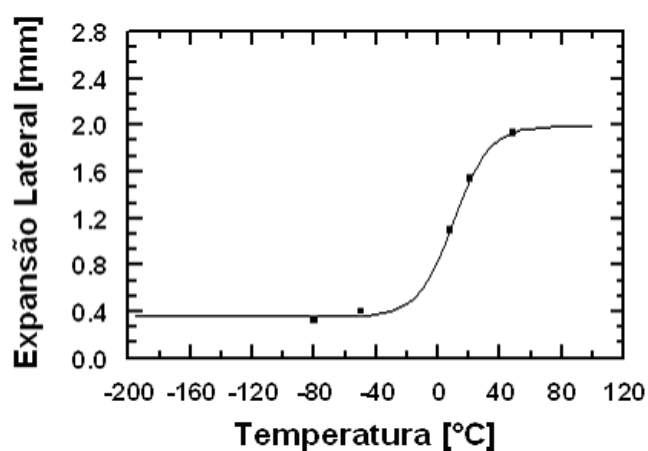


Figura 38: Curva de transição pelo método da expansão lateral para a direção L-T

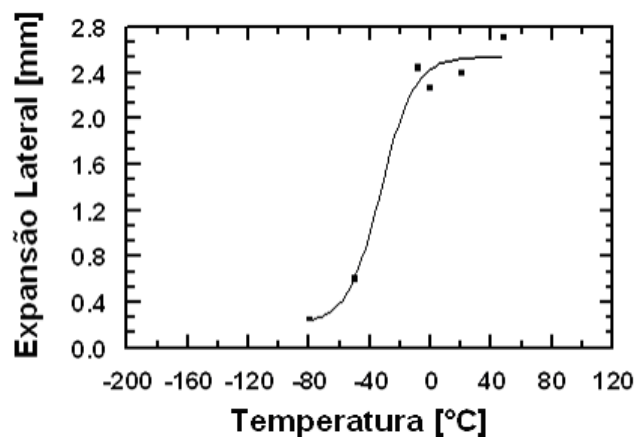


Figura 39: Curva de expansão lateral versus temperatura para a orientação T-L

As curvas Porcentagem de Fratura por Cisalhamento (PSF) versus temperatura para as orientações L-T e T-L são mostradas nas Figuras 40 e 41. A temperatura de transição dúctil-frágil corresponde a 50% de PSF. Por este método, o valor da temperatura de transição foi 24°C mais alta que a obtida com as curvas energia versus temperatura e curvas de expansão lateral.

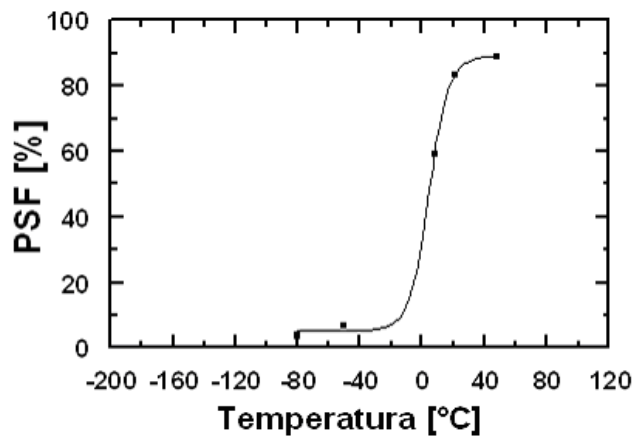


Figura 40: Percentual de cisalhamento na fratura (PSF) obtida pela análise da superfície da fratura para a direção L-T

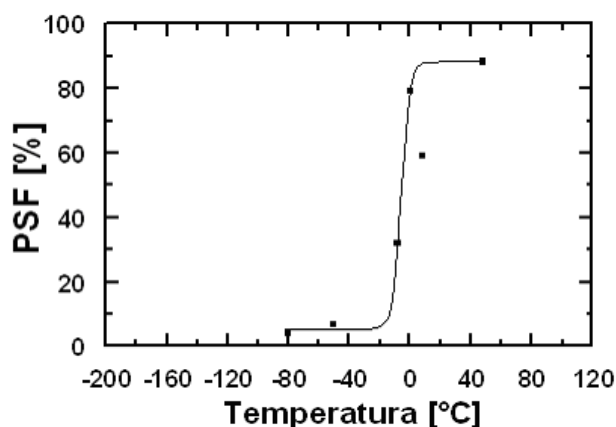


Figura 41: Percentual de cisalhamento na fratura (PSF) obtida pela análise da superfície da fratura para a direção T-L

Os valores de temperaturas de transição dúctil-frágil, obtidos pelos diferentes métodos estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7: Valores de DBTT calculados pelos diferentes métodos

Orientação	Média entre os patamares de energia absorvida	Expansão lateral	PSF 50%
L-T	0°C	4°C	6°C
T-L	-33°C	30°C	-6°C

Para efeito de comparação, os valores de K_{JC} à temperatura ambiente são mostrados nas Tabelas 8 e 9, para as orientações L-T e T-L, respectivamente. Os resultados mostrados apresentaram diferenças entre as duas orientações. Para a orientação L-T, os valores de $K_{JC(x)}$ foram mais baixos que $K_{JC(lim)}$ e a temperatura de referência foi 55,2°C e a tenacidade crítica foi 69,4 MPa(m^{1/2}) à temperatura ambiente. Para a orientação T-L, os limites de K_{JC} foram excedidos, portanto, os valores provenientes da curva de temperatura de transição dúctil-frágil não puderam ser utilizados.

Tabela 8: Resultados de K_{JC} para a orientação L-T ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)

$K_{JC(\text{lim})}$	127,4	$K_{JC(x)}$	106,4
$K_{JC(\text{lim})}$ corrigido	105,1	$K_{JC(x)}$ corrigido	88,5
$K_{JC(\text{lim})} > K_{JC(x)}$ corrigido			
K_0	88,4		
$K_{JC(\text{med})}$	82,5		
T_0	55,2°C		
$K_{JC} T_{\text{amb}}$	69,4		

Tabela 9: Resultados de K_{JC} para a orientação T-L ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)

$K_{JC(\text{lim})}$	127,4	$K_{JC(x)}$	156,7
$K_{JC(\text{lim})}$ corrigido	105,1	$K_{JC(x)}$ corrigido	128,3
$K_{JC(\text{lim})} > K_{JC(x)}$ corrigido			
K_0	105,1		
$K_{JC(\text{med})}$	97,7		
T_0	11,8		
$K_{JC} T_{\text{amb}}$	119,9		

4.4 Ensaio de Fadiga

Ensaio de propagação de trinca por fadiga em corpos de prova tipo CT, foram realizados, com $W=60$ mm, de acordo com a norma ASTM 647-08e1 (2008). Os corpos de prova foram usinados com entalhe no Metal Base (MB) em orientações T-L e L-T, entalhe na Zona Termicamente Afetada (ZTA), e entalhe na Zona Fundida (ZF). Nos ensaios de propagação de trinca realizados nos diversos corpos de prova, o ensaio foi finalizado antes de se obter o K_C , ou seja, antes de se obter os dados do estágio III. Isto ocorreu devido à alta capacidade de deformação do corpo de prova por se tratar de um material muito tenaz, ocorrendo, portanto uma abertura do entalhe e, conseqüentemente liberação do “clip-gage” colocado na abertura do entalhe. O ensaio é automaticamente finalizado quando se deixa de coletar dados de leitura fornecidos pela abertura do “clip-gage”.

Foram aplicados os seguintes modelos de Paris e Erdogan, Bergner e Zouhar, Collipriest e Priddle para propagação de trinca no aço estudado para todas

as regiões: Metal Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF). Sendo que os modelos de Paris-Erdogan e Bergner-Zouhar são válidos apenas para a região II, região de propagação da trinca regredidos logaritmicamente. Os modelos de Colliepriest e Priddle são válidos para as três regiões do gráfico.

4.4.1 Gráficos

Em nenhum dos ensaios de propagação de trinca foi possível obter o K_C , devido à acentuada deformação plástica, com uma abertura da boca da trinca suficiente para soltar o “clip-gage” do corpo de prova, interrompendo, assim, o ensaio. Porém, para quase todos os corpos de prova obteve-se valores de taxa de propagação de trinca na faixa de 10^{-7} mm/ciclo, o que permitiu uma extrapolação para se avaliar o ΔK_{limiar} . O ΔK_C foi estimado através da correlação de Barson e Rolfe, utilizando-se a expressão:

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right)^2 = \frac{5}{\sigma_e} \left(\text{EIC} - \frac{\sigma_e}{20} \right) \quad (54)$$

sendo K_{IC} em $\text{ksi}\sqrt{\text{in}}$, σ_e em ksi e EIC (Energia de Impacto Charpy) em lb-ft. Segundo Barson e Rolfe, esta correlação foi desenvolvida para aços que apresentam limites de escoamento superiores a 689,475700 GPa, porém, pode ser utilizada para aços ferríticos-perlíticos com limite de escoamento inferiores a 689,475700 GPa ksi, com certa cautela.

O Metal Base (MB) apresentou resultados de EIC igual a 130 lb-ft para a orientação T-L e 58,5 lb-ft para a orientação L-T.

Aplicando estes resultados na equação, para $R=0,1$, com as unidades já transformadas para o SI, obtém-se: $K_C = 149 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e $\Delta K_C = 134 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para a orientação T-L e $K_C = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e $\Delta K_C = 90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, para a orientação L-T.

Os dados obtidos (tabela 10) foram inseridos no software Origin versão 8.0, processados e gerou-se os gráficos (Anexo) para obtenção dos parâmetros correspondentes aos modelos de Bergner, Paris, Priddle e Colliepriest.

Tabela 10: Valores dos parâmetros das equações correspondentes aos modelos de Paris, Priddle e Colliepriest

CP	Paris		Priddle		Colliepriest	
	C	n	C	n	C1	C2
P4	$2,4 \times 10^{-9}$	3,15	$1,34 \times 10^{-3}$	1,56	-3,69	0,38
ZF1	$6,06 \times 10^{-11}$	4,06	$1,02 \times 10^{-3}$	1,27	-3,49	0,28
ZTA2	$4,51 \times 10^{-7}$	1,87	$6,30 \times 10^{-3}$	0,71	-3,48	0,16
S2	$7,89 \times 10^{-9}$	2,77	$7,1 \times 10^{-4}$	1,13	-3,75	0,29
ZTA3	$6,73 \times 10^{-10}$	3,46	$7,90 \times 10^{-4}$	1,17	-3,71	0,28
S1	$6,84 \times 10^{-9}$	2,90	$1,47 \times 10^{-3}$	1,51	-3,67	0,36
S4	$2,55 \times 10^{-8}$	2,54	$9,90 \times 10^{-4}$	1,23	-3,59	0,32

onde:

P4

P = Corpo de prova retirado no sentido perpendicular à laminação, entalhe no sentido longitudinal à laminação (L-T) e 4 = número do corpo de provas;

ZF1

ZF = Zona Fundida e 1 = número do corpo de provas;

ZTA2

ZTA = Zona Termicamente Afetada e 2 = número do corpo de provas;

S2 e S4

S = Corpo de prova retirado no sentido longitudinal à laminação, entalhe no sentido perpendicular à laminação (T-L) e 1 ou 4 = número do corpo de provas;

4.4.2 Cálculo de Vida

Foram realizadas integrações numéricas para o cálculo de vida em número de ciclos, aplicando cada um dos modelos: Paris, Priddle e Colliepriest. Os resultados encontrados são apresentados na Tabela 11 abaixo:

Tabela 11: Resultados dos números de ciclos dos ensaios e obtidos com a aplicação dos modelos de Paris, Priddle e Colliepriest

CP	Nº de ciclos do ensaio	Modelo de Paris	Modelo de Priddle	Modelo de Colliepriest
P4	1.271.000	736.570	1.184.785	1.263.313
ZF1	1.363.000	445.381	1.275.506	1.382.794
ZTA2	299.200	143.690	287.853	298.834
S2	908.700	661.381	902.152	901.215
ZTA3	1.682.000	805.901	1.612.009	1.680.997
S1	1.045.000	565.321	1.017.096	1.035.804
S4	908.700	515.817	904.449	842.561

Verifica-se que os modelos de Colliepriest e de Priddle que se aplicam às três regiões fornecem resultados bem próximos aos reais, obtidos nos ensaios, enquanto que o modelo de Paris, aplicável à região II é bem conservativo. O modelo de Priddle é mais conservativo que o de Colliepriest.

5 CONCLUSÕES

Dos resultados de propagação de trinca conclui-se:

- a) As propagações de trinca por fadiga para a Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA) foram mais rápidas quando comparadas ao Metal Base (MB);
- b) Os coeficientes C e m obtidos para o modelo de Paris foram próximos quando comparados Metal Base (MB) e Zona Fundida (ZF), não permitindo assim, uma diferenciação dos mecanismos;
- c) Para quase todos os corpos de prova obteve-se valores de taxa de propagação de trinca na faixa de 10^{-6} mm/ciclo, o que permitiu uma extrapolação para se avaliar o ΔK_{limiar} ;
- d) A aplicação dos modelos de Paris, Colliepriest e Priddle foram utilizados para calcular a vida utilizando resultados de corpos de prova com entalhes localizados respectivamente no Metal Base (MB), na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e na Zona Fundida (ZF) e comparados com a vida obtida experimentalmente. Dos modelos observou-se que o de Paris é muito conservativo, e os modelos de Colliepriest e de Priddle apresentaram resultados muito próximo dos obtidos experimentalmente;
- e) As análises de fratura para corpos de prova do Metal Base (MB) e para as juntas soldadas revelaram boa tenacidade, sendo que as regiões analisadas apresentaram “*dimples*”, característica de fratura dúctil;
- f) Nos ensaios de dureza, observou-se que a dureza Vickers da Zona Termicamente Afetada (ZTA) é levemente superior ao do Metal Base (MB) em razão da não formação de estrutura acicular, mas apresentou diferença para os diferentes perfis 1V e 1V/2 em função do tamanho desta mesma Zona Termicamente Afetada (ZTA);
- g) A propagação de trinca por fadiga para a Zona Fundida (ZF) foi mais rápida quando comparada ao metal base.

Dos resultados de fratura dinâmica, conclui-se que:

- a) A curva de transição para o metal base apresenta uma diferença acentuada para as duas orientações T-L e T-S. O patamar superior para a orientação T-L apresenta valores de energia bem superior que a orientação T-S;
- b) Para as juntas soldadas, as curvas de transição são similares, apresentando pequenas diferenças para as duas orientações;
- c) Em todos os métodos estudados, a curva Temperatura-Energia se ajustou bem com a Equação da tangente hiperbólica.

Das fractografias obtidas dos corpos de prova dos ensaios de impacto Charpy, pode-se observar que o aço ABNT 1016 apresenta uma boa tenacidade, $K_C = 149 \text{ MPa(m}^{1/2}\text{)}$, não apresentando, portanto, risco de fratura frágil o que permite concluir que o aço pode ser empregado na confecção das longarinas dos veículos da FIAT Automóveis.

REFERÊNCIAS

ALCÂNTARA, F.L. **Comportamento do Crescimento de Trinca por Fadiga de um Aço USI-SAC-50 Laminado a Quente em Diferentes Espessuras** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E8M-04** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric], Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E23-07ae1** Standard Methods for Notches Bar Impact Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E561-10** Standard Test Method for K-R Curve Determination, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E647-08e1** Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2008

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E1290-08e1** Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2008

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E1820-09e1** Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics Fundamentals and Applications**. 2. ed. Texas: CRC Press, 1995.

ATZORI, B.; LAZZARIN, P., MENEGHETTI, G., RICOTTA, M. Fatigue design of complex welded structures. **International Journal of Fatigue**, article in press.

BARROSO, E.K.L. **Efeito da pré-deformação e shot peening na tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga da liga de alumínio 7475-T7351 de aplicação aeronáutica** Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2004.

BARSON, J.M.; ROLFE, S.T. **Fract. and Fatigue Control in Struct**, 3rd edition, Woburn: Prentice-Hall, 1999.

BELL, R; VOSIKOVSKY, O. A fatigue life prediction model for multiple cracks in the welded joints for offshore structures. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING, 11, 1992, Calgary. **Proceedings of...** Calgary: OMAE, 1992. p. 630-645.

BERGNER, F.; ZOUHAR, G. 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**. V.22, n.3, p. 229-239, 2000.

BRANCO, C. M.; RANDOM, J. C.; CULVER, L. E. Growth of Fatigue Cracks in Steels. **Metal Science**, v. 10, no. 5, p. 146-152, 1976.

BROEK, K.D., **The Practical use of Fracture Mechanical**. Netherlands: Kluwer Academic Publishers Dordrecht, 1989.

BUCCI, R.J. Effect of residual stress on fatigue crack growth rate measurement. **Journal of Fracture Mechanics**, ASTM STP 743, p. 28-47, 1981.

CALLISTER, W.D. **Materials Science and Engineering: An Introduction** 5. ed. New York: John Wiley, 2002.

CETLIN, P.R.; SILVA, P.S.P. **Análise de Fraturas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1986

CHIARELLI, M; LANCIOTTI, A.; SACCHI, M. Fatigue resistance of GMAW welded steel elements. **International Fatigue of Fatigue**, v. 21, p. 1099-1110, 1999.

COLLIPRIEST, J.E.; EHRET, R.M. **A Generalized relationship representing the sigmoidal distribution of fatigue crack growth rates** Rockwell International Report SD74-CE-0001, 1974.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica** 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DOHERTY, R.D.; MARTIN J.W.; CANTOR, B. **Stability of Microstructure in Metallic Systems**, 2. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1997.

DUGDALE, D.S. Yielding of Steel Sheets Containing Slits. **Journal Mechanics Physics Solids**, v. 8, p. 100-104, 1960.

ELBER, W. Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension. **International Journal of Fracture**, v. 2, p. 37-45, 1970.

ERDOGAN, F.; E RATNAWI, M. Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack. **International Journal of Fracture**, v. 6, p. 379-392, 1970.

EWALDS, H.L.; WANHILL, R.J.H. **Fracture Mechanics**. New York: Edward Arnold, 1993.

FALCÃO, C.A.J.; SPINELLI, D.; GOMES, S.I.N. Estudo da Tenacidade à Fratura da ZTA de Soldas Múltiplos Passos em um Aço ARBL. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DE MATERIAIS, 13, 1998, São Paulo. **13. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências de Materiais**, São Paulo, 1998. p. 842-850.

FORMAN, R.G.; HEARNEY, V.E.; ENGLE, R.M. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-loaded Structures. **Journal of Basic Engineering Transactions of ASME**, v. 89, 1967.

GODEFROID, L.B. **Fundamentos da Mecânica de Fratura**. Ouro Preto: Universidade Federal de Ouro Preto, 1999.

GRANGE, R.A. **Metallurgical Transactions** v.2, p. 417, 1971.

GUIMARÃES FILHO, P.A.V. **Estampagem**. Relatório (Estágio Supervisionado de Engenharia Mecânica) Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1990.

HERTZBERG, R. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials** 3. ed. New York: John Wiley, 1989.

IRWIN, G.R. Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate. **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p. 361-364, 1957.

KANG, K.J.; SONG, H.; YOUNG, Y. Fatigue crack growth and closure behavior through a compressive residual stress field. **J. Eng. Fract. Mech.** 33, v. 3, p. 397-407, 1989.

KANNINEN, M.F.; POPELAR, R.C.H. **Advanced Fracture Mechanics**. Oxford: Oxford University Press, 1985.

KLESNIL, M.; LUKAS, P. **Fatigue of Metallic Materials**. Praga: Elsevier Science, 1972.

KNOTT, J.F. **Fundamentals of Fracture Mechanics**. New York: John Wiley, 1973.

KRAUSS, G. **Heat Treatment and Processing Principles Materials**. Park: American Society for Metals, 1992.

LAL, D.N. A New Machanistic Approach to Analysing LEFM Fatigue Crack Growth Behaviour of Metals and Alloys. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 47, p. 379-401, 1994.

LEE, H.K.; KIM, C.M; KIM, K.S. Fracture resistance of a steel weld joint under fatigue loading. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 66, p. 403-419, 2000.

LOURENÇO, O.R. **Influência da Porosidade sobre o Comportamento Mecânico de Ferro Sinterizado quando Submetido a Ensaio de Impacto** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1999.

MARCO FILHO, F. **Propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas circunferenciais de aço API 5L Grau X-65 para utilização em risers rígidos** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2002.

MARQUES, P.V. **Tecnologia de soldagem**. Belo Horizonte: Editora da Universidade Federal de Minas Gerais, 1991.

MIQUERI, F.R. **Comportamento do crescimento de trinca por fadiga de um aço ABNT 1016 laminado a quente e soldado por GMAW** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

MOHANTY, J.R.; VERMA, B.B.; RAY, P.K. Prediction of fatigue crack growth and residual life using an exponential model: Part 1 (constant amplitude loading). **International Journal of Fatigue**, v. 31 pp. 418–424, 2009.

MOURA BRANCO, C; FERNANDES, A.A.; CASTRO, P.T. **Fadiga de Estruturas Soldadas**. Lisboa: Fundação C. Gulbenkian, 1997.

NEWMANN JUNIOR, J.C.; PHILLIPS, E.P; SWAIN, M.H. Fatigue-life prediction methodology using small crack theory. **International Journal Fatigue**, v. 21, n. 2, p. 109-119, 1999.

NORDMARK, G.E.; MUELLER, L.N.; KELSEY, R.A. Effect of residual stresses on fatigue crack growth rate in weldments of aluminum alloy 5456b plate. **Residual Stress Effect Fatigue**, ASTM STPT 776. p. 45-62, 1987.

OUNPANICH, D.; MUTOH, Y.; YOSHII, K. Fatigue behavior of hot-rolled steel plate at various stages of fabrication. **Materials Science and Engineering**, A 477. p. 386-394, 2008.

PARIS, P.C.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws **Journal of Basic Engineering**, v.85, p. 528-534, 1963.

PASCOAL JUNIOR, F.A. **Influência da Geometria e da Orientação do Entalhe na Determinação Experimental da Integral J e CTOD em uma Junta de Aço Soldada** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2002.

PORTER, J.; GLINKS, G.; BAYLEY, C. Fatigue crack initiation and growth in A517 submerged arc welds under variable amplitude loading. **International Journal of Fatigue**, v. 22, pp. 799-808, 2000.

RATNAPULI, R.C.; MELO, T.M.F.; FARIA, A.V. Avaliação da Tenacidade e da Resistência a Fadiga de Juntas Soldadas do Aço USI-SAC-50. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 53, 1998, Belo Horizonte. **53º Congresso anual da ABM**. Belo Horizonte: ABM, 1998.

REN-GUAN, H; KANG-XIAN, L. Experimental Study of Fatigue Crack Propagation Under Programmed Spectrum Loading. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 47, p.133-137, 1994.

SAKIR, A.B. Effect of Pearlite Banding on Mechanical Properties of Hot-rolled Steel Plates. **Iron and Steel Institute of Japanese**, v. 31, n. 12, p. 1445-1446, 1991.

SANDERS JUNIOR, W.W; LAWRENCE JUNIOR, F.V. Fatigue behavior of Aluminum alloy weldments. **Fatigue Test, Weld**, ASTM STP 648, 1977.

SILVA, J.G.A. **Avaliação Comportamental de Juntas Soldadas de um Aço Estrutural, do Tipo SAC-50 sob Fadiga** Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2001.

SINGH, P.J; GUHA, B.; ACHAR, D.R.G. Fatigue life prediction for stainless steel welded plate CCT geometry base don Lawrence's local-stress approach. **Engineering Failure Analysis**, v. 10, p. 655-665, 2003.

SONG, J.I. Mechanical Properties and Fatigue Crack Propagation Behavior of Hybrid Metal Matrix Composites. **Fatigue Techonology** SAE PT-67, 960577, 1996.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. , Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

WAHAB, M.A; ALAM, M.S The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. **Journal of Materials Processing Technology**, v.153-154, p. 931-937, 2004.

ANEXO A – Gráficos

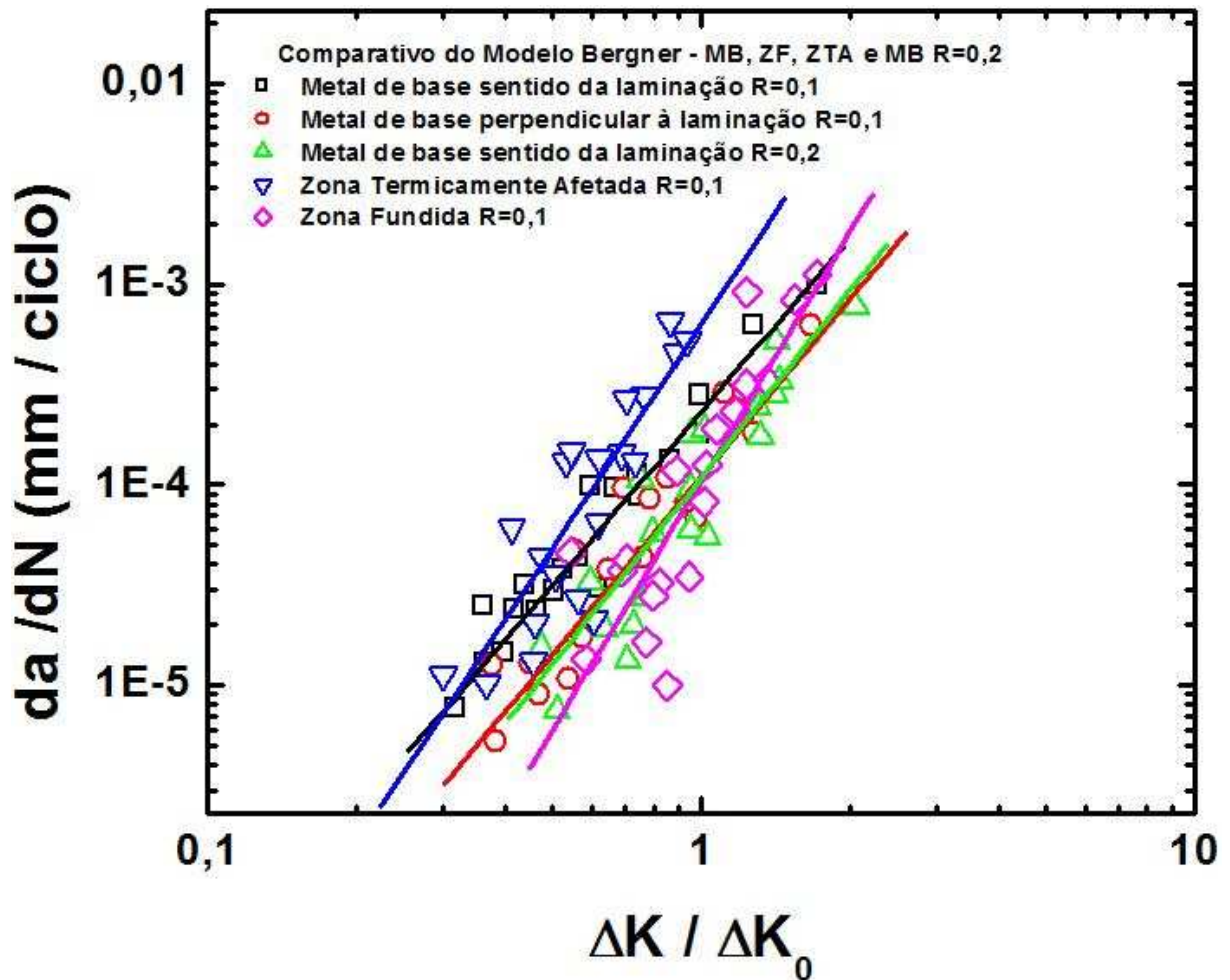


Figura 42: Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de $\frac{\Delta K}{\Delta K_0}$ (modelo de Bergner) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular e no sentido de laminação (R=0,1), na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF) para aço ABNT 1016.

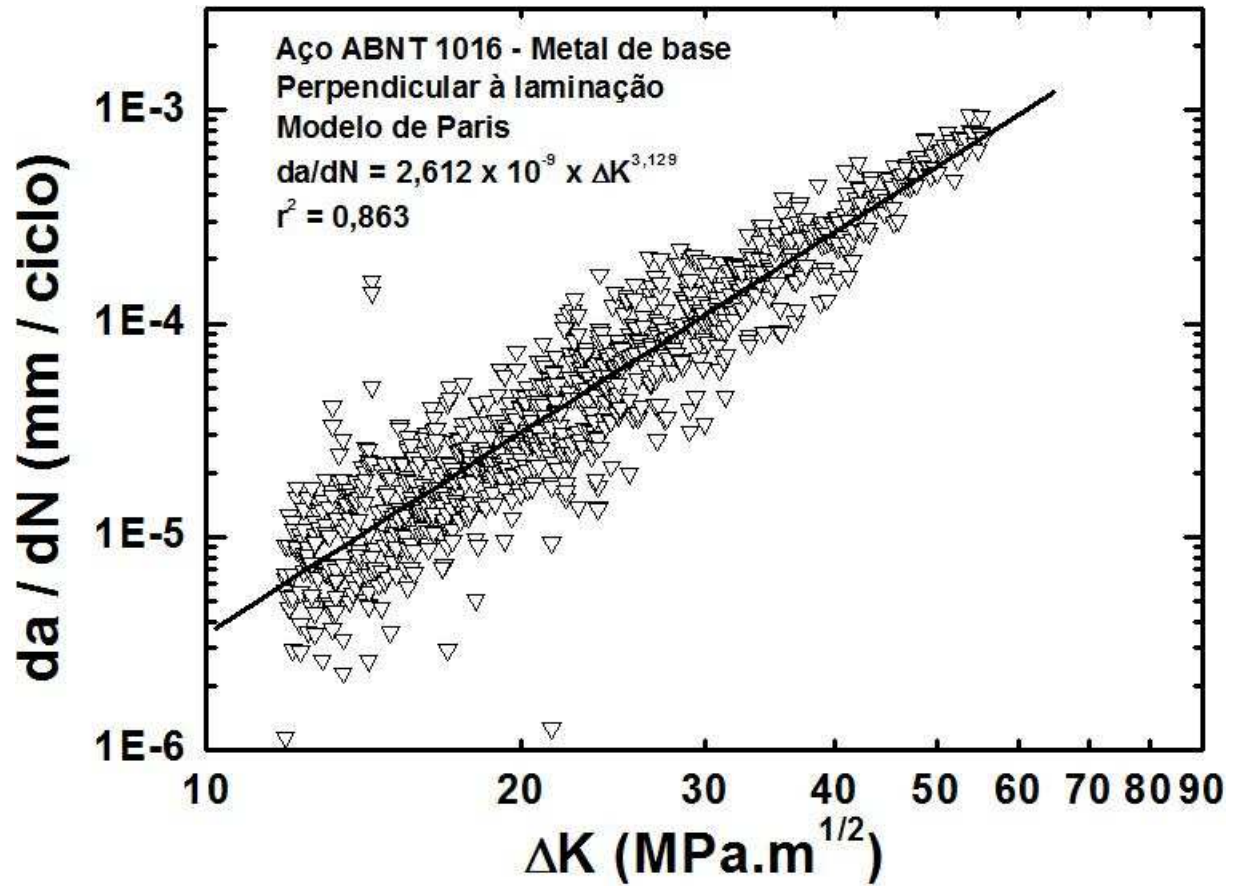


Figura 43: Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK (modelo de Paris) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular ao sentido de laminação para aço ABNT 1016.

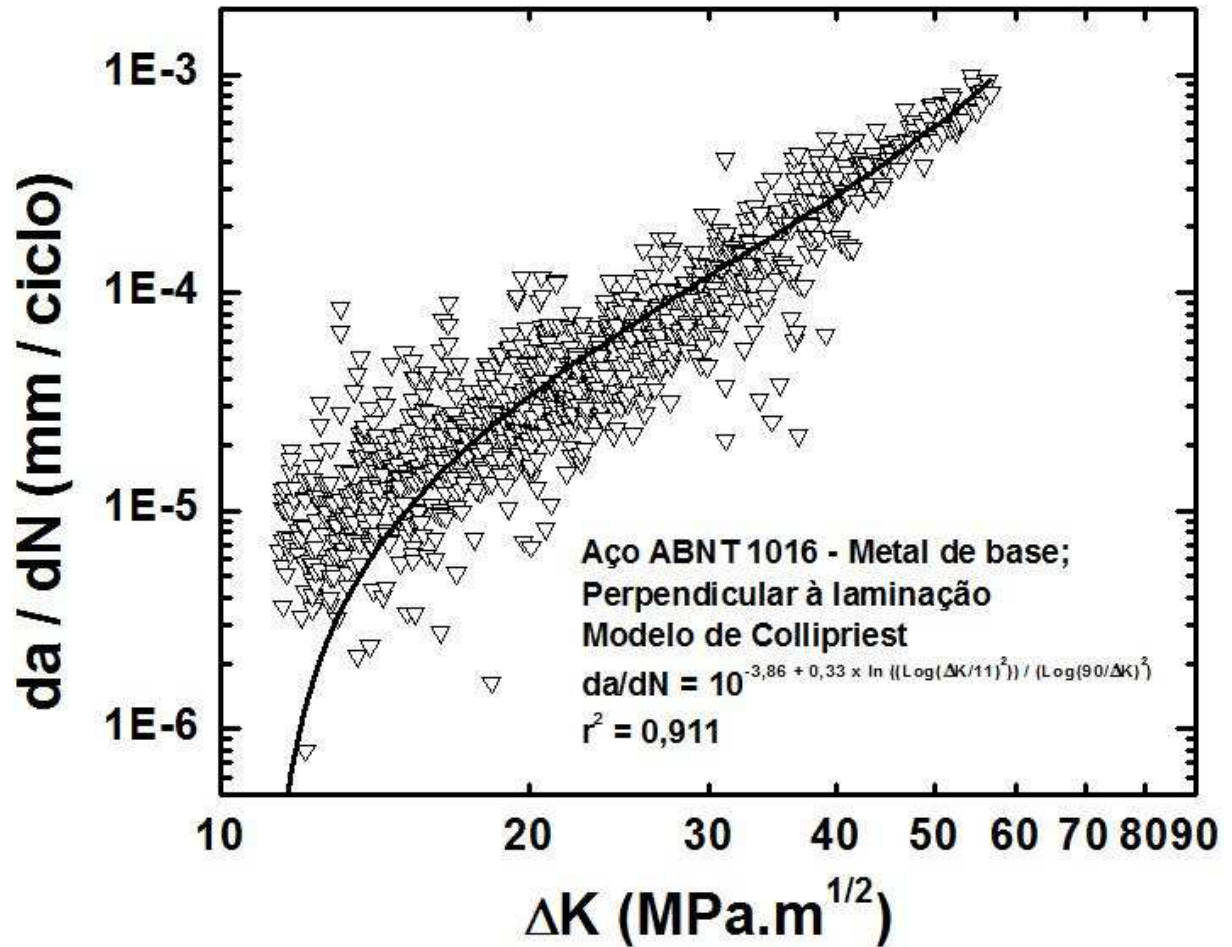


Figura 44: Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK (modelo de Collipriest) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular ao sentido de laminação para aço ABNT 1016.

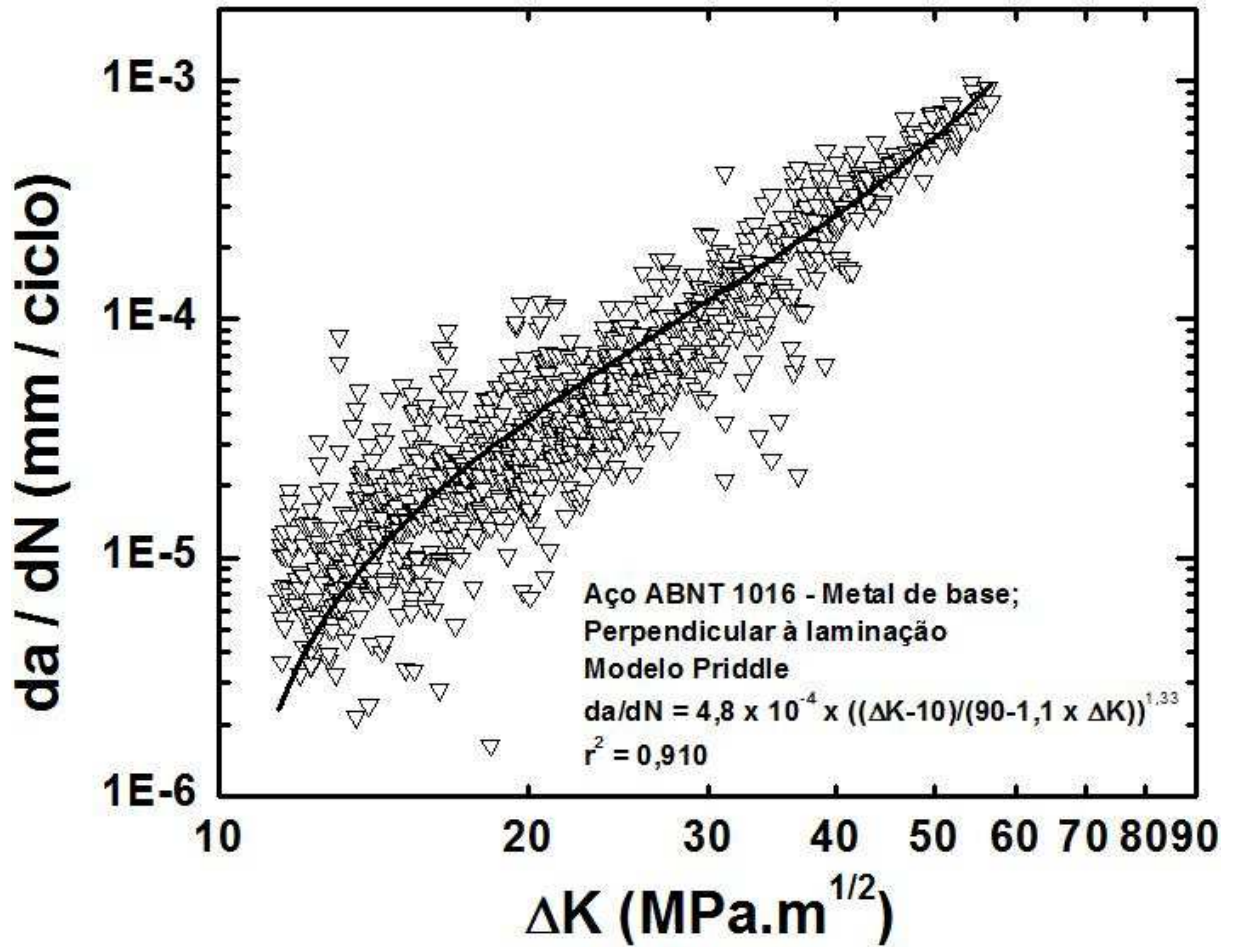


Figura 45: Evolução de $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK (modelo de Priddle) para Metal Base (MB) com trinca perpendicular ao sentido de laminação para aço ABNT 1016.