

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

FADIGA NO AÇO ABNT 1010 AA.
NA COND. BIFÁSICA

Guaratinguetá
1995



***"Fadiga no Aço ABNT 1010 AA.
na Condição Bifásica"***

JUAREZ PERES MESSIAS

46



1110000275



"Fadiga no Aço ABNT 1010 AA
na Condição Bifásica"

ILAREZ PEREZ MESSIAS

6 m 178,3 (0,13)
11-053

"FADIGA NO AÇO ABNT 1010 AA. NA CONDIÇÃO BIFÁSICA"

JUAREZ PERES MESSIAS

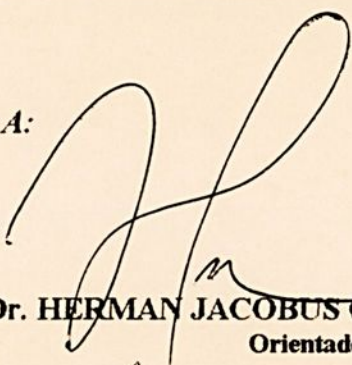
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

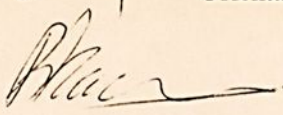
ESPECIALIDADE: MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS

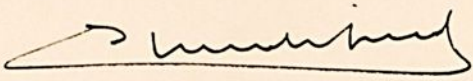
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Araildo Lima da Silva
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Orientador


Prof. Dr. VIKTOR ALEXEEVICH PASTOUKHOV


Prof. Dr. LEONARDO BARBOSA GODEFROID

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

275

275

620.178.3(043)
1585f
Agosto de 1995

Aos meus pais

Benedito Peres Messias

Benedicta da Silva Messias

E irmãos.



A música sublime do saber encontra-se na biblioteca da vida, e os livros que nela contém somos nós a folhear novas etapas.

Muitas vezes somos folhas a esperar que o Mestre Divino nos indique o mentor que contém os lírios do saber, para nos projetar na esfera de uma universidade.

Tu que caminhas como eu, prossiga, numa jornada incessante rumo a horizontes novos, mas confiante que as páginas brancas de um livro de outrora, hoje contém escritas que jamais o tempo que há de vir a romperão; seja ela o desânimo, a dificuldade, lembremos que a conquista de uma nova etapa vale a pena !

A esperança, meus amigos, foi o livro que faltava para preencher o espaço que a biblioteca do saber precisava, ouço a música, uma nova melodia....

(Vó Maria)



AGRADECIMENTOS

Ao Senhor nosso Deus, fonte da vida.

Ao professor Herman Jacobus Cornelis Voowald pelo trabalho de orientação.

Aos professores Carlos António Reis Pereira Baptista e Viktor Alexeevich Pastoukhov, pelo apoio durante o desenvolvimento do trabalho.

À FNV - Veículos e Equipamentos S/A, na pessoa do eng. Cleginaldo Pereira de Carvalho, pelo fornecimento do material para confecção dos corpos de provas.

À CONFAB Industrial S/A, na pessoa do eng. Nasareno das Neves, pela realização das análises químicas do material.

Ao INPE / LCP, pela realização da análise térmica diferencial

À EDE - Embraer, na pessoa do eng. Breno Sávio M. Sodero Horta, e também ao Sr. José Raimundo Sobrinho e ao Sr. João António Pontes Martins, pela realização dos tratamentos térmicos e ensaios mecânicos.

Ao ITA, na pessoa do cel. Carlos Moura Neto, pela cessão do equipamento para ensaio de fadiga, e também ao eng. Júlio César Santos e ao técnico Marcos Vinícius de Oliveira Resende pela colaboração durante o desenvolvimento experimental.

Ao AMR - CTA, na pessoa do cap. Cosme Roberto Moreira da Silva, pela cessão do microscópio ótico.

À CAPES pela concessão de bolsa de mestrado.

Ao setor de Usinagem da FEG - UNESP, na pessoa do Sr. José Rubens dos Santos e do Sr. Humberto Lopes Rodrigues, pela confecção dos corpos de provas.

A Sr^{ta} Lúcia Helena de Paula (Dep. Mec-FEG.), pela confecção dos desenhos.

Ao pólo computacional (FEG - UNESP), pela ajuda na digitação da tese.



CONTEÚDO

Resumo.....	ix
Abstract	x
Lista de Figuras	1
Lista de Tabelas.....	6
Lista de Símbolos.....	7
1 - Introdução.....	11
1.1 - Considerações Gerais.....	11
1.2 - Objetivo do Trabalho	13
2 - Revisão Bibliográfica.....	14
2.1 - Aspectos Mecânicos.....	14
2.1.1 - Introdução.....	14
2.1.2 - Modos geométricos da fratura	15
2.1.3 - Fator intensidade de tensão	15
2.1.4 - Zona plástica na ponta da trinca	20
2.1.5 - Falhas por fadiga.....	24
2.1.6 - Crescimento da trinca por fadiga.....	26
2.1.7 - Equações de crescimento de trinca por fadiga	29



2.2 - Considerações Sobre o Material	41
2.2.1 - Introdução.....	41
2.2.2 - Obtenção do aço bifásico	43
2.2.3 - Propriedades mecânicas do aço bifásico.....	45
2.2.4 - Revenimento do aço bifásico.....	48
2.2.5 - Propriedades de fadiga do aço bifásico.....	49
3 - Procedimento Experimental	55
3.1 - Material	55
3.2 - Transformação de fase	55
3.3 - Tratamento térmico.....	57
3.4 - Análise metalográfica e micro dureza.....	58
3.5 - Ensaio de tração.....	58
3.6 - Ensaio de propagação de trinca.....	59
3.6.1 - Máquina de fadiga.....	59
3.6.2 - Corpo de prova para ensaio de propagação de trinca.....	62
3.6.3 - Parâmetros de ensaio	62
4 - Resultados e Análises	64
4.1 - Microestrutura e propriedades mecânicas.....	64
4.2 - Resultados do ensaio de propagação de trinca.....	75
5 - Conclusões.....	87



6 - Sugestões para Trabalhos Futuros 88

Referência Bibliográfica..... 89



RESUMO

No presente trabalho, estudou-se a melhor temperatura de tratamento térmico intercrítico no aço ABNT 1010 AA, quanto a resistência em tração e na propagação de trinca por fadiga.

O tratamento térmico intercrítico realizado foi a têmpera em degrau (TD), obtendo uma microestrutura com matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita (FEM).

O ensaio de propagação de trinca foi realizado sob o carregamento de “tração - tração”, com amplitude de tensão constante para as três razões de cargas (0,20 ; 0,33 ; 0,50). Nas análises dos resultados de fadiga utilizou-se o modelo de Paris.

Verificou-se que na temperatura de têmpera para obtenção da maior resistência à tração, não se obtém a melhor resistência quanto a propagação da trinca por fadiga, independente da morfologia, sendo 800°C a temperatura de têmpera intercrítica com melhor resistência à propagação de trinca por fadiga.



ABSTRACT

In the present work, the best intercritical heat treatment temperature was studied, related to tensile strength and fatigue crack propagation. The microstructure obtained as a result of step quenching was a ferritic matrix involving island of martensite (FEM).

Fatigue crack propagation tests were tension-tension, with constant stress amplitude for three stress ratios (0,20 ; 0,33 ; 0,50). Paris equation was used in order to represent fatigue behavior.

It was observed that higher tensile strength values not resulted in the best fatigue resistance, independent of the morphology, and 800 °C as intercritical quenching temperature resulted in the best fatigue crack propagation behavior.



LISTA DE FIGURAS

Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica

2.1 - Aspectos Mecânicos

Figura 2.1 - Modos de abertura da trinca em função do carregamento	15
Figura 2.2 - Tensões na ponta da trinca.....	16
Figura 2.3 - Fator intensidade de tensão crítico pela espessura associado ao modo de fratura.....	19
Figura 2.4 - Formato da zona plástica usando o critério de Von Mises	21
Figura 2.5 - Variação da zona plástica na ponta da trinca de acordo com a espessura	22
Figura 2.6 - Tamanho da zona plástica.....	23
Figura 2.7-(a) Iniciação, fases I e II do crescimento de uma trinca de fadiga	25
(b) Representação esquemática de intrusões e extrusões	25
Figura 2.8 - Regime de crescimento de trinca por fadiga.....	27
Figura 2.9 - Representação esquemática do crescimento de trinca sob fadiga por mecanismo de embotamento plástico	28
Figura 2.10 - Propagação da trinca de fadiga sob diferentes estados de tensão.....	29



Figura 2.11 - Ciclos de tensão típicos em fadiga.....	30
Figura 2.12 - Comprimento da trinca "a" em função do número de ciclos "N"	33
Figura 2.13 - Taxa de propagação de trinca da/dN pelo fator intensidade de tensão cíclico ΔK	34
Figura 2.14 - Fator intensidade de tensão efetivo.....	36
 2.2 - Considerações Sobre o Material	
Figura 2.15 - Aplicações do aço bifásico em automóvel	42
Figura 2.16 - Representação esquemática da têmpera em degrau (TD) e recozimento intercrítico (RI).....	43
Figura 2.17 - Curvas tensão pela deformação	46
Figura 2.18 - Taxa de crescimento de trinca na estrutura bifásica contendo diferentes porcentagens de carbono na martensita	51
Figura 2.19 - Taxa de crescimento de trinca na estrutura bifásica contendo diferentes frações volumétricas da martensita.....	52
Figura 2.20 - Esquema da partícula na frente da trinca em uma chapa submetida a tensão	53



Capítulo 3 - Procedimento Experimental

Figura 3.1 - Gráfico da análise térmica diferencial na descida.....	56
Figura 3.2 - Esquema do tratamento térmico	58
Figura 3.3 - Corpo de prova de tração	59
Figura 3.4 - Esquema da máquina de fadiga.....	61
Figura 3.5 - Corpo de prova para ensaio de propagação de trinca	62

Capítulo 4 - Resultados e Análises

Figura 4.1 - Micrografia ótica do aço normalizado	65
Figura 4.2 - Micrografia ótica do aço temperado a 750° C.....	66
Figura 4.3 - Micrografia ótica do aço temperado a 800° C.....	67
Figura 4.4 - Micrografia ótica do aço temperado a 850° C.....	68
Figura 4.5 - Micrografia ótica do aço temperado a 860° C.....	69
Figura 4.6 - Micrografia ótica do aço temperado a 875° C.....	70
Figura 4.7 - Micrografia ótica do aço temperado a 890° C.....	71
Figura 4.8 - Gráfico da microdureza da martensita (Hv) e fração volumétrica da martensita (%V _m) em função da temperatura de têmpera	72



Figura 4.9 - Gráfico da fração volumétrica da martensita ($\%V_m$) e resistência a tração (σ_t) em função da temperatura de têmpera.....	73
Figura 4.10 - Gráfico da resistência a tração (σ_t) e microdureza da martensita (Hv) em função da temperatura de têmpera.....	74
Figura 4.11 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.20$	77
Figura 4.12 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.33$	77
Figura 4.13 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.50$	78
Figura 4.14 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.20$	78
Figura 4.15- Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.33$	79
Figura 4.16 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.50$	79
Figura 4.17 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.20$	80
Figura 4.18 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.33$	80



Figura 4.19 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 850^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.50$	81
Figura 4.20 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 875^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.20$	81
Figura 4.21 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 875^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.33$	82
Figura 4.22 - Gráfico do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N) , para $T = 875^{\circ}\text{C}$ e $R = 0.50$	82
Figura 4.23 - Gráfico do parâmetro geral de regressão(C_{lg}) em função da temperatura de têmpera	84
Figura 4.24 - Gráfico do parâmetro geral de regressão(C_{lg}) em função da razão de carga.....	85
Figura 4.25 - Gráfico da comparação entre as microestruturas FEM e MEF	86



LISTA DE TABELAS

Capítulo 3 - Procedimento Experimental

Tabela 3.1 - Composição química (% em peso) do aço ABNT 1010 A A	55
Tabela 3.2 - Parâmetros de ensaio	63

Capítulo 4 - Resultados e Análises

Tabela 4.1 - Parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas	64
Tabela 4.2 - Valores médios das propriedades mecânicas (MEF)	74
Tabela 4.3 - Valores das constantes de regressão “ C_1 “ e “ b “	83
Tabela 4.4 - Valores de “ C_1 “ para a equação bipamétrica.....	86



LISTA DE SÍMBOLOS

A_0	Constante da equação de Newman
A_1	Constante da equação de Newman
A_2	Constante da equação de Newman
A_3	Constante da equação de Newman
a	Tamanho da trinca
b	Parâmetro de regressão
B	Espessura mínima para deformação plana
C, n	Constantes da equação de Paris
C_1	Parâmetro de regressão
C_{lg}	Parâmetro de regressão genérico
C_{li}	Parâmetro de regressão individual
d	Raio da partícula
da/dN	Taxa de propagação de trinca
E_{ri}	Erro relativo individual
E_{rg}	Erro relativo genérico
$f(g)$	Fator geométrico adimensional



FEM	Ferrita envolvendo a martensita
Hv.....	Micro dureza Vickers
K.....	Fator intensidade de tensão
K_{ab}	Fator intensidade de tensão de abertura
K_c	Fator intensidade de tensão crítico para tensão plana
K_{IC}	Fator intensidade de tensão crítico, modo "I" de abertura da trinca, para deformação plana.
$K_{m\acute{a}x_{SC}}$	Fator intensidade de tensão máximo na sobrecarga
$K_{m\acute{a}x_{CR}}$	Fator intensidade de tensão máximo na carga de referência.
$K_{m\acute{a}x}$	Fator intensidade de tensão máximo
$K_{m\acute{i}n}$	Fator intensidade de tensão mínimo
MEF	Martensita envolvendo a ferrita
N.....	Número de ciclos
N_f	Número de ciclo final
r	Raio de coordenadas polares
r_y	Estimativa do tamanho da zona plástica
$r_p(\theta)$	Tamanho da zona plástica em função do ângulo
R.....	Razão de carga ou tensão
RI.....	Recozimento intercrítico



TD	Têmpera em degrau
U.....	Relação entre ΔK_{ef} e ΔK
%V _m	Porcentagem volumétrica de martensita
α	Ferrita
β	Constante do material
ΔK	Amplitude do fator intensidade de tensão
ΔK_{ef}	Amplitude do fator intensidade de tensão efetiva
ΔK_{th}	Amplitude do fator intensidade de tensão threshold
$\Delta \sigma$	Amplitude de tensão
γ	Austenita
λ	Constante plástica
ν	Coefficiente de Poisson
θ	Ângulo polar
σ	Tensão normal
σ_{xx}	Tensão normal na direção "x"
σ_{yy}	Tensão normal na direção "y"
σ_a	Tensão alternada
σ_{ab}	Tensão de abertura
σ_e	Tensão de escoamento



σ_m Tensão média

$\sigma_{\max}$ Tensão normal máxima

$\sigma_{\min}$ Tensão normal mínima

σ_t Limite de resistência a tração

τ_{xy} Tensão de cisalhamento na direção "xy"



CAPÍTULO - I - INTRODUÇÃO

1.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS

O grau de conhecimento científico empregado no desenvolvimento de um material, tem efeito determinante no seu preço; e a capacidade de produzi-lo é uma medida do grau de desenvolvimento tecnológico de uma nação [1].

A maioria dos materiais de interesse tecnológico é constituída de mistura mais ou menos homogêneas, cujo comportamento em serviço depende de vários fatores, dos quais o mais importante é a microestrutura, tornando assim de interesse prático e científico a correlação de resposta mecânica de um material e sua microestrutura [2].

O aço bifásico cuja microestrutura consiste de uma matriz ferrítica com partículas de martensita, tem recebido muita atenção devido as combinações de alta resistência e boa ductilidade. Estes aços são caracterizados por uma baixa tensão de escoamento e grande taxa de encruamento inicial [3-4]. Como resultado de tais propriedades, este aço é empregado na indústria automobilística, pois possibilita redução no peso do veículo e consequente economia energética [4].

As falhas de componentes quase sempre se dão por fadiga. Quando estes são submetidos a muitas aplicações da mesma carga, a fratura ocorre sob tensões muito menores do que as necessárias para a ruptura em ensaio de tração. A fratura por fadiga sempre se inicia como uma pequena trinca que, sob aplicações repetidas de tensão,



aumenta de tamanho. À medida que a trinca cresce, a seção transversal resistente do corpo de prova diminui, resultando em um aumento de tensão na seção [5].

O fenômeno da fadiga tem sido muito estudado, e muitos trabalhos que descrevem a irreversibilidade do dano metalúrgico, a iniciação e o crescimento de trinca, têm sido apresentados. Uma superfície fraturada por fadiga apresenta duas zonas característica : zona de fadiga (superfície com aspecto brilhante) e zona de fratura repentina (superfície com aspecto rugoso). Analisando a zona de fratura repentina é possível se avaliar a ductilidade do material, o tipo de carregamento etc. O tamanho relativo da zona de fratura repentina comparada com a zona de fadiga, serve como um indicativo da intensidade do nível de tensões que atua numa dada peça. Quanto maior o nível de solicitação, tanto maior será o tamanho da zona de fratura repentina [6]. A propagação de uma trinca sob a influência de tensões alternadas produz fraturas, cujas superfícies exibem uma topografia caracteristicamente diferente daquelas produzidas por outros mecanismos. Estas superfícies exibem uma série de marcas paralelas, normalmente curvas, regularmente espaçadas e orientadas numa direção normal à direção local de propagação da trinca. Essas marcas recebem o nome de “estrias”, qualquer que sejam o perfil que elas apresentem [7]. A presença de estrias de fadiga (característica microscópica) define sem dar margem de dúvidas, que a falha foi produzida por fadiga, mas sua ausência não exclui a possibilidade de fratura por fadiga [6].

Peças com concentradores de tensões, como por exemplo, chanfros, rugosidade superficial etc., são fontes nucleadoras de trincas. O principal fator controlador da vida de componentes em engenharia são o início e a propagação da trinca que pode



ocasionar a falha do componente [8]. A propagação da trinca no estágio II, que se dá na direção normal à aplicação da tensão, ocupa grande parte da vida em fadiga, portanto, conhecendo-se o comportamento da trinca neste estágio durante a utilização da peça, pode-se estabelecer parâmetros de vida útil [9] utilizando por exemplo a equação cinética desenvolvida por Paris.

1.2 - OBJETIVO DO TRABALHO

Este trabalho teve como objetivo determinar a melhor temperatura de tratamento térmico intercrítico, no que tange a resistência em tração e propagação de trinca por fadiga de aço estrutural bifásico.

O material utilizado foi o aço ABNT 1010AA, laminado a quente, que é utilizado pela FNV na fabricação de rodas para caminhões e onibus.

Assim, com esses estudos aumentam a quantidade de informações disponíveis sobre este material, ajudando na tomada de decisões quanto ao projeto e manufatura de peças.



CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - ASPECTOS MECÂNICOS

2.1.1 - Introdução

A falha de um componente estrutural ocorre quando este não mais funciona como foi projetado. Para estruturas mecânicas isso significa, geralmente, que um componente não suporta o carregamento aplicado, devido a ruptura parcial, desgaste, deformação excessiva etc., resultando da ação isolada ou combinada de carregamento (estático, cíclico ou variável), da temperatura e influência do meio ambiente.

O conhecimento de possíveis falhas que podem ocorrer é fundamental para o não comprometimento do projeto. Desde as construções das primeiras pontes, prédios, automóveis etc., teve-se a necessidade da previsão de falhas, sendo estas resolvidas de forma empírica, pelas experiências anteriores e pelos dados existentes. Para desenvolver um projeto adequado é necessário o conhecimento de condições e propriedades das deformações, da desintegração do elemento e/ou da estrutura, que podem provocar a falha do elemento estrutural. Isto estimulou as pesquisas do fenômeno da fratura no sentido de previsão e prevenção das falhas em construções mecânicas [10].



2.1.2 - Modos Geométricos da Fratura

Na figura 2.1 estão representados os três modos básicos de abertura da trinca em função do tipo geométrico do carregamento. O modo I de carregamento é chamado de modo de abertura, onde uma tensão de tração é normal às faces da trinca. Este modo é a situação mais importante, pois é o mais comum na prática e geralmente o material tem menos resistência à propagação de trinca. O modo II é chamado de modo de deslizamento ou cisalhamento frontal. A tensão de cisalhamento é normal a aresta que avança. E o modo III é chamado de modo de rasgamento ou cisalhamento transversal, sendo a tensão de cisalhamento paralela à aresta frontal da trinca [11]. Uma trinca real pode ser considerada com superposição desses três tipos básicos.

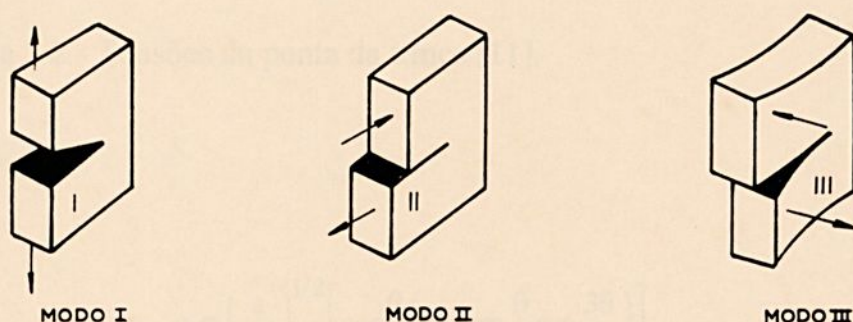


Figura 2.1 - Modos de abertura de trinca em função do carregamento [11].

2.1.3 - Fator Intensidade de Tensão

A distribuição de tensões para uma placa de um sólido elástico na ponta da trinca, em termos de coordenadas polares (r , θ) com origem na ponta da trinca é dado

pelas equações 2.1, 2.2, e 2.3. A figura 2.2 esquematiza o modelo para essas equações. A placa está sujeita a uma tensão de tração " σ " a uma distância infinita e normal à trinca.

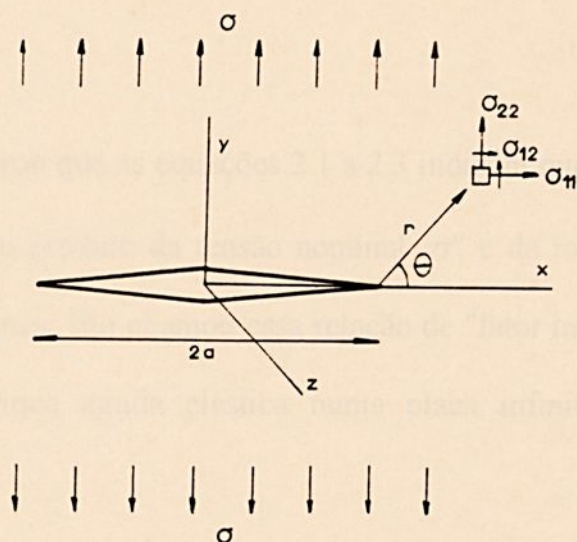


Figura 2.2 - Tensões na ponta da trinca [11].

$$\sigma_{xx} = \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.1)$$

$$\sigma_{yy} = \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.2)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (2.3)$$

Para $\theta = 0$, ou seja, uma orientação diretamente na frente da trinca, temos:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \quad \text{e} \quad \tau_{xy} = 0$$

Irwin mostrou que as equações 2.1 a 2.3 indicam que as tensões locais perto da trinca dependem do produto da tensão nominal " σ " e da raiz quadrada da metade do comprimento da trinca. Ele chamou essa relação de "fator intensidade de tensões (K)", onde para uma trinca aguda elástica numa placa infinitamente larga é definido como [11-12]:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

As unidades de "K" podem ser: $(N/m^2) \cdot \sqrt{m}$ ou $Pa\sqrt{m}$ ou $Nm^{-3/2}$.

Utilizando a definição para K, as equações para o campo de tensões na ponta da trinca podem ser escritas como:

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.5)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.6)$$



$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.7)$$

Para uma placa fina (tensão plana), tem-se $\sigma_z = \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$.

Para uma placa grossa (infinita na direção z), existe deformação plana, portanto $\sigma_{zz} = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ e $\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$.

O fator intensidade de tensão descreve o nível de tensão ao redor da ponta da trinca ($r \ll a$), e seu valor varia em função da geometria do corpo de prova, da trinca, e da maneira de aplicação da carga externa [11-12]. Para muitos casos o fator intensidade de tensões pode ser aproximado em função do comprimento da trinca (a) e da tensão aplicada distante da trinca (σ), de acordo com a equação 2.8 :

$$K = f(g)\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.8)$$

onde $f(g)$ é um fator geométrico adimensional.

O valor de “K” no estado crítico é denominado por “ K_C ”, no caso de tensão plana, e “ K_{IC} ”, no caso de deformação plana.

O fator intensidade de tensão tem sido utilizado como parâmetro em análise de resultados de fadiga devido ao fato de ser uma característica completa de estado de tensão nas vizinhanças da ponta da trinca em situações de fratura frágil ou quase frágil [13].



A figura 2.3 mostra a variação do fator intensidade de tensão com a espessura da chapa. Para as amostras finas obtém-se um modo de fratura misto dúctil-frágil, com bordas de cisalhamento a 45°. Quando a chapa possui espessura suficiente, a superfície de fratura é plana e a tensão de fratura torna-se, deste ponto em diante, constante com o aumento da espessura. A espessura mínima para que seja válida a medida de “ K_{IC} ”, é dado pela expressão deformação plana, segundo a equação 2.9 [12-14-15]:

$$B \geq 2,5 \left[\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right]^2 \quad (2.9)$$

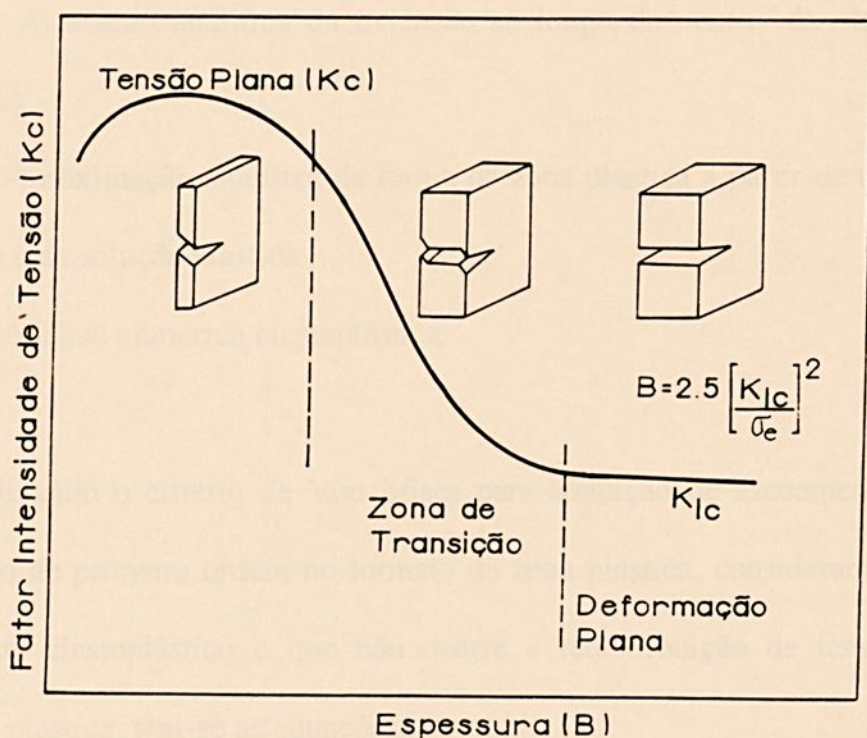


Figura 2.3 - Fator intensidade de tensão crítico pela espessura associado ao modo de fratura [14].

2.1.4 - Zona Plástica na Ponta da Trinca

Nas equações 2.1 a 2.3 verifica-se que quando $r \rightarrow 0$, a tensão $\sigma_{ij} \rightarrow \infty$. Isto não ocorre na realidade. O que limita a magnitude dessa tensão é o escoamento e o aparecimento da zona plástica ao redor da ponta da trinca, que é influenciada pela espessura do componente, o estado de tensão, taxa de deformação e pela temperatura [8].

Os três tipos de considerações para analisar o tamanho e a forma da zona plástica são conhecidas [14] :

- 1 - Avaliação analítica da extensão ao longo do eixo da trinca (Irwin, Dugdale etc),
- 2 - Aproximação analítica da forma da zona plástica a partir de um critério de escoamento e da solução elástica,
- 3 - Análise numérica elastoplástica.

Utilizando o critério de Von Mises para condição de escoamento, com uma aproximação de primeira ordem no formato da zona plástica, considerando o material perfeitamente elastoplástico e que não ocorre a redistribuição de tensão devido a deformação plástica, tem-se as equações [14 - 16]:



para tensão plana:

$$r_p(\theta) = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \left(\frac{1}{2} + \frac{3}{2} \sin^2 \theta + \frac{1}{2} \cos \theta \right) \quad (2.10)$$

para deformação plana:

$$r_p(\theta) = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \left[\frac{3}{4} \sin^2 \theta + \frac{(1-2\nu)^2}{2} (1 + \cos \theta) \right] \quad (2.11)$$

As equações 2.10 e 2.11 podem ser "normalizadas" fazendo a divisão por " r_y ", obtendo a figuras 2.4 e 2.5.

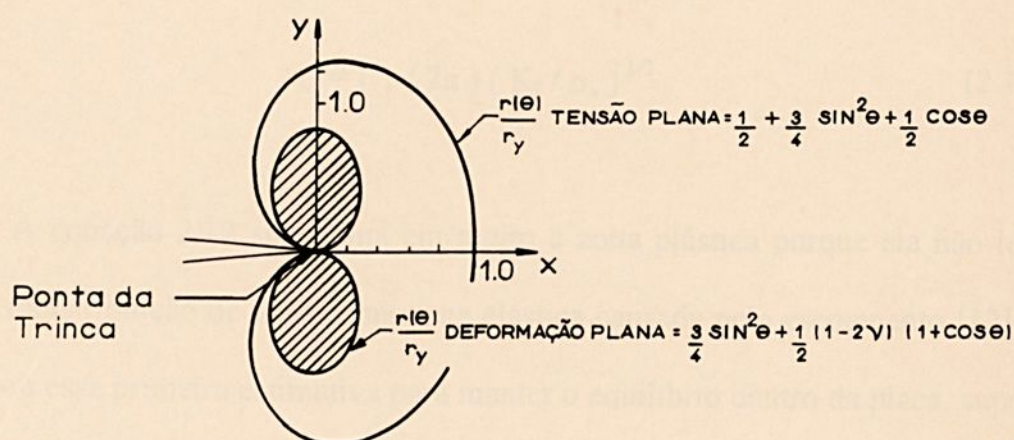


Figura 2.4 - Formato da zona plástica utilizando o critério de Von Mises [14].

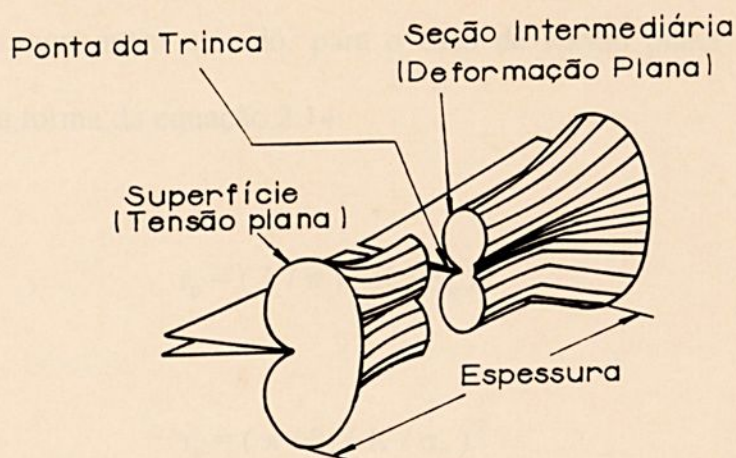


Figura 2.5 - Variação da zona plástica na ponta da trinca de acordo com a espessura [14].

Assumindo um material perfeitamente elastoplástico com tensão de escoamento, σ_e , uma primeira estimativa do tamanho da zona plástica “ r_y ” à frente da trinca (figura 2.6) é dado por [14 - 16]:

$$r_y = (1 / 2\pi) (K_I / \sigma_e)^{1/2} \quad (2.12)$$

A equação 2.12 subestima em muito a zona plástica porque ela não leva em conta a redistribuição de tensões na zona elástica causada pelo escoamento [12]. Irwin modificou essa primeira estimativa para manter o equilíbrio dentro da placa, supondo o deslocamento paralelo à direita da curva assintótica elástica para compensar a queda de tensões na zona plástica, chegando a conclusão que a extensão da zona plástica era duas vezes maior do que o previsto pela equação 2.12, visto na figura 2.6 e

equação 2.13. Este resultado é confirmado pela estimativa de Dugdale [11 - 12] desenvolvida, por um outro método, para o caso de tensão plana, que para fratura quase frágil tem a forma da equação 2.14.

$$r_p = (1 / \pi) . (K / \sigma_e)^2 \quad (2.13)$$

$$r_p = (\pi / 8) . (K / \sigma_e)^2 \quad (2.14)$$

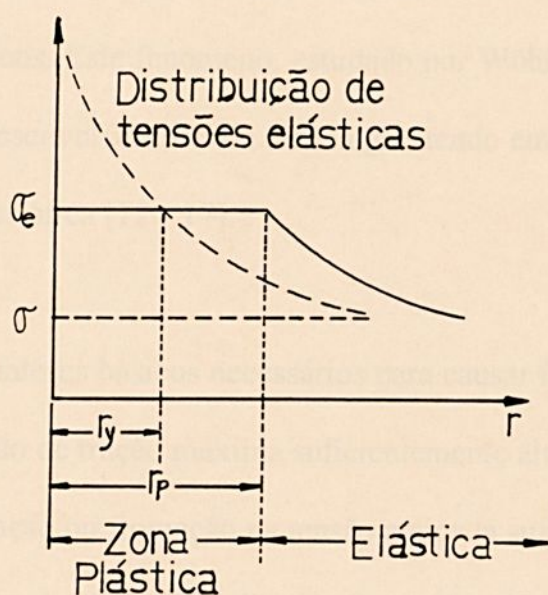


Figura 2.6 - Tamanho da zona plástica

Assim, o centro de perturbação, a ponta aparente de trinca, é localizado a uma distância “ r_y ” da ponta da trinca. O comprimento efetivo da trinca é:

$$(2a)_{ef} = 2 (a + r_y) \quad (2.15)$$

A substituição de "a" por $(a + r_y)$ nas equações de campo de tensões elásticas avalia de forma adequada o tamanho da zona plástica na ponta de trinca para condições de escoamento em pequena escala [11].

2.1.5 - Falhas por Fadiga

O fenômeno da fadiga cíclica pode ocorrer em peças que estejam sujeitas a carregamentos cíclicos. Este fenômeno, estudado por Wöhler em 1850, tem sido muito importante com o desenvolvimento da tecnologia, tendo em vista que a falha por fadiga é muitas vezes catastrófica [12 - 17].

São três os fatores básicos necessários para causar falha por fadiga [12]:

- a) uma tensão de tração máxima suficientemente alta,
- b) uma variação ou flutuação na tensão aplicada suficientemente grande,
- c) um número de ciclos de aplicação de tensão suficientemente grande.

É sabido que existe grande número de falhas por fadiga, aproximadamente 85% das falhas dos componentes e estruturas. A causa deste grande número de falha pode ser devido [18]:

- a) Problema de formato; frequente no detalhe estrutural.
- b) Escolha de material; muitas vezes a dificuldade na decisão é devido a classificação incompleta.



c) Manufatura; produção requer máquinas ferramentas especiais ou o equipamento não está disponível.

d) Limite operacional; tensão excessiva ou inadmissível mudança de meio ambiente sem saber seu dano.

e) Manutenção; verificação insuficiente ou reparo inadequado.

O mecanismo da fadiga compreende as seguintes fases sucessivas: nucleação ou início da trinca de fadiga, propagação dessa trinca, e ruptura final. Uma vez iniciada, a propagação da trinca de fadiga dá-se em três fases, de acordo com a figura 2.7. A fase I consiste num crescimento a 45° relativamente à direção de sollicitação, ocorrendo cisalhamento cristalográfico. Na fase II a trinca se propaga perpendicularmente à tensão de tração. Nesta fase, quando a trinca atinge o tamanho crítico, dá-se a propagação instável e consequente ruptura final [11 - 17].

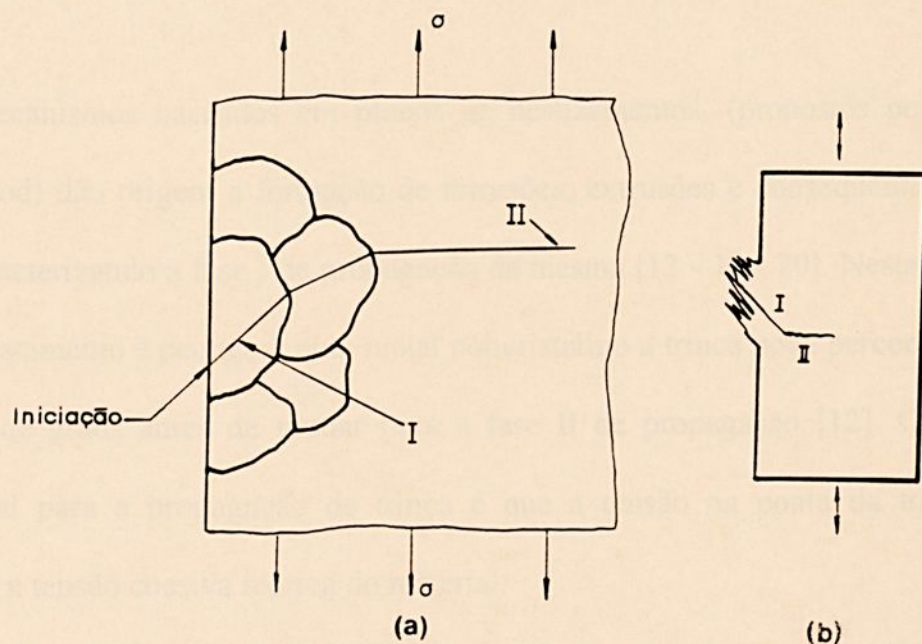


Figura 2.7 - (a) Iniciação, fase I e II do crescimento de uma trinca de fadiga,

(b) Representação esquemática de intrusões e extrusões [17].

Com a possibilidade de se fazer um acompanhamento da propagação da trinca de fadiga na fase II, através de ensaios não destrutivos, resta-nos saber quais são as leis que regem a propagação dessa trinca, tornando possível a utilização maximizada da peça ou componente que contém a trinca.

A aplicação do acompanhamento do crescimento de trinca em componentes aeronáuticos tem sido altamente estimulada pelo conceito que visa garantir vida segura em fadiga e maior durabilidade do avião. Pequenas trincas, ou pré-trinca de manufatura ou criadas pelas condições de trabalho, considera-se que crescerão durante a vida útil da aeronave. Este crescimento deve ser predito para orientar e determinar o programa de inspeção no qual se garanta que a trinca não será maior que a considerada anteriormente [19].

2.1.6 - Crescimento da Trinca por Fadiga

Mecanismos baseados em planos de deslizamentos, (propostos por Cottrell, Hull e Wood) dão origem a formação de intrusões, extrusões e consequente trinca de fadiga, caracterizando a fase I de propagação da mesma [12 - 13 - 20]. Nesta fase, cuja taxa de crescimento é pequena, num metal policristalino a trinca pode percorrer poucos diâmetros de grãos antes de mudar para a fase II de propagação [12]. O requisito fundamental para a propagação de trinca é que a tensão na ponta da trinca deve ultrapassar a tensão coesiva teórica do material.

Na figura 2.8, tem-se ilustrado diferentes regimes de crescimento de trinca. Na falta de um defeito inicial, 90% da vida em fadiga é gasto na nucleação e formação de



micro trinca [19]. Entretanto no caso em que existe a macrotrinca ou outro concentrador de tensão, a etapa da propagação da trinca é muito significativa e o comprometimento na peça deve ser analisado.

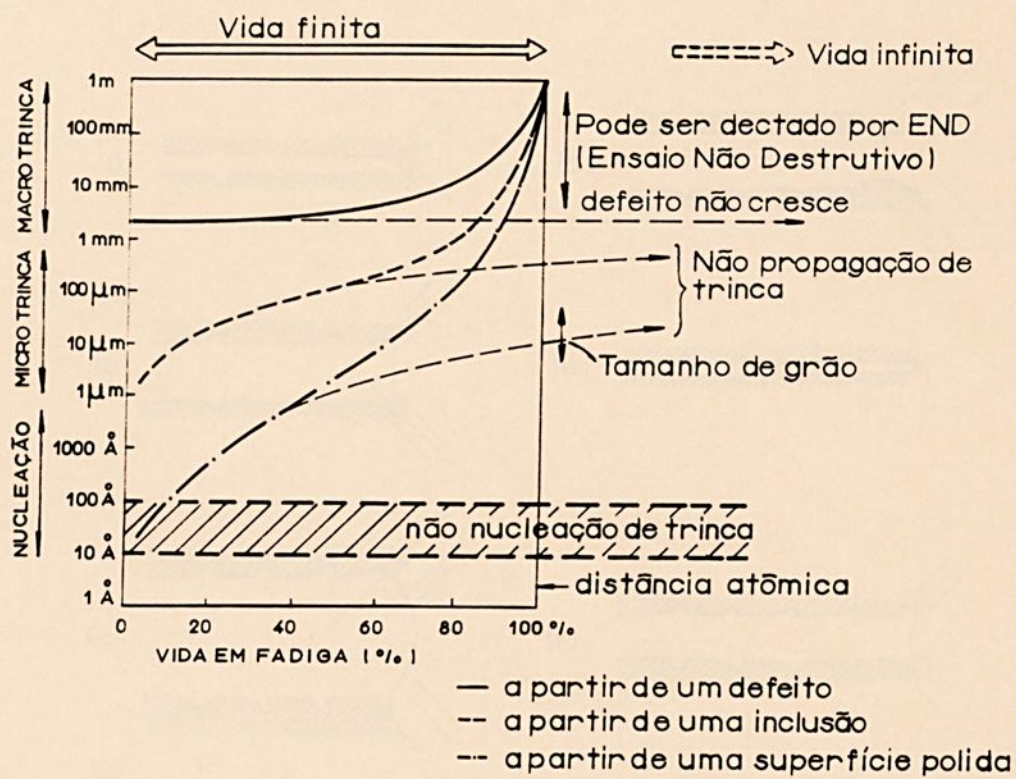
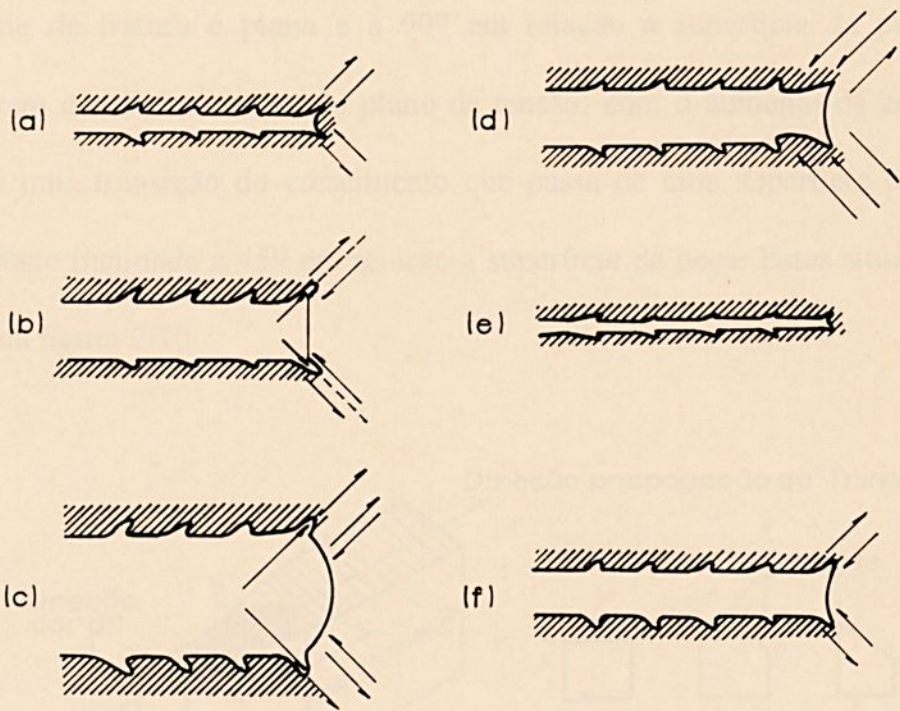


Figura 2.8 - Regime de crescimento de trinca por fadiga [19].

Na propagação da macrotrinca, fase II, ocorre um processo plástico que torna a ponta da trinca rombuda, conforme a sequência mostrada na figura 2.9. Quando a trinca está sujeita ao carregamento de tração, deformações plásticas na ponta da trinca causam deslizamento localizado nos planos de cisalhamento máximo. Na reversão do carregamento, força as faces da trinca a se juntarem, sendo que a nova superfície criada durante a tração não é totalmente fechada devido ao deslizamento reverso. Dependendo

do material e do meio ambiente, uma grande parte do deslizamento durante a compressão ocorre em novos planos de deslizamento formando "orelhas" na ponta da trinca. Quando o ciclo de compressão termina, a trinca torna-se aguda novamente, estando pronta para reiniciar o processo [11 - 12].



(a) Trinca fechada

(b) Trinca abrindo

(c) Trinca aberta (carga máxima)

(d) Trinca fechando

(e) Trinca totalmente fechada

(f) Reabertura

Figura 2.9 - Representação esquemática do crescimento da trinca sob fadiga por mecanismo de embotamento plástico [21].

A direção de propagação da trinca de fadiga numa amostra solicitada uniaxialmente depende do estado de tensão instalado, isto é, se de estado plano de deformação ou tensão [17]. Se prevalecer o estado plano de deformação (tensões aplicadas baixas ou trinca de pequeno comprimento, dando lugar à formação de pequena zona plástica na ponta da trinca quando comparada com a espessura da peça), a superfície de fratura é plana e a 90° em relação a superfície da peça. Quando prevalecerem condições de estado plano de tensão, com o aumento da zona plástica, verifica-se uma transição do crescimento que passa de uma superfície plana de 90° para um plano inclinado a 45° em relação a superfície da peça. Estas situações podem ser vistas na figura 2.10.

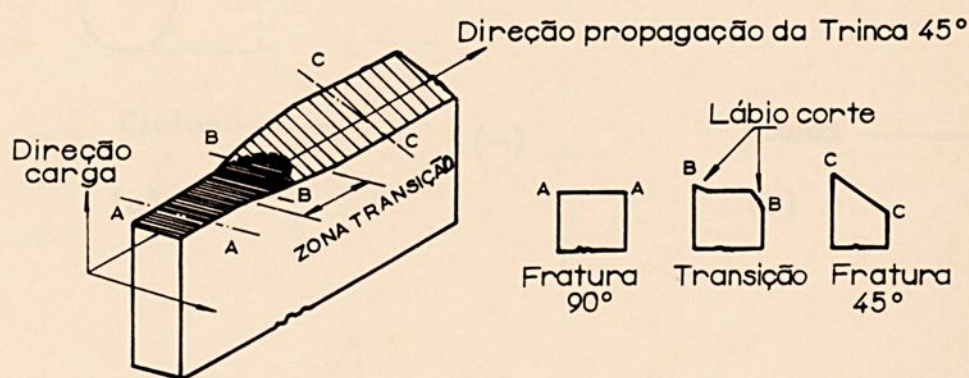
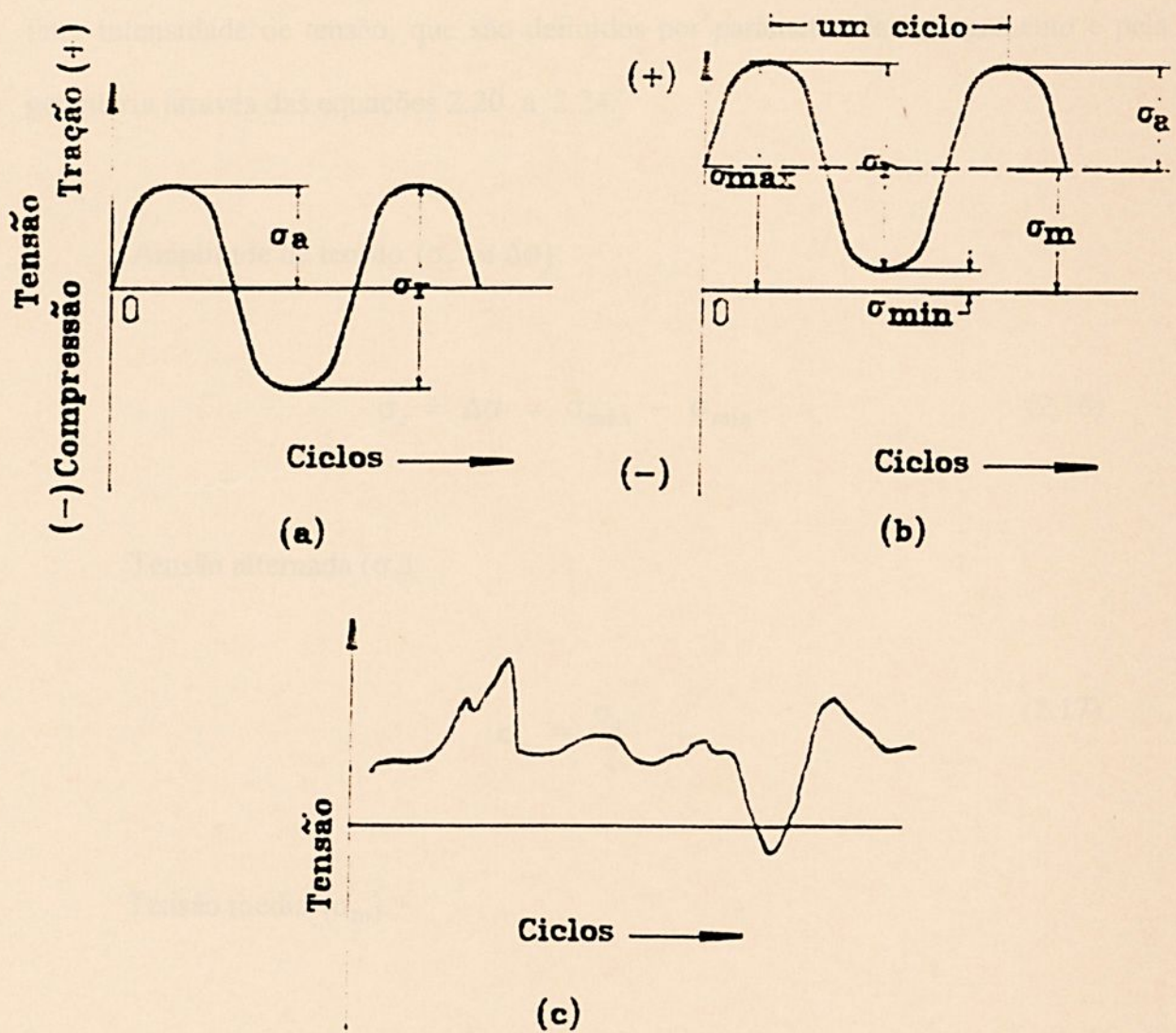


Figura 2.10 - Propagação da trinca de fadiga sob diferentes estados de tensão [17]

2.1.7 - Equações de Crescimento de Trinca por Fadiga

Os tipos gerais de tensões flutuantes que podem ocasionar a fadiga estão representados na figura 2.11. A figura 2.11.(a) ilustra um ciclo de tensões alternadas de

forma senoidal. Para este tipo de ciclo de tensões, as tensões máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e mínima ($\sigma_{\text{mín}}$) são iguais. Na figura 2.11.(b) tem-se um ciclo de tensão flutuante no qual a tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$), e a tensão mínima ($\sigma_{\text{mín}}$) são diferentes. A figura 2.11.(c) ilustra um ciclo de tensão irregular ou aleatória, que pode ser encontrado num componente como uma asa de avião, que está sujeita a sobrecargas periódicas imprevisíveis devido, por exemplo, a correntes de vento [12].



(a) Tensão alternada (b) Tensão flutuante (c) Tensão irregular ou aleatória

Figura 2.11 - Ciclos de tensão típicos em fadiga [12].

Os principais parâmetros que caracterizam o ciclo de carregamento são: tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$), tensão mínima ($\sigma_{\text{mín}}$), amplitude de tensão (σ_r ou $\Delta\sigma$), tensão alternada (σ_a), tensão média (σ_m) e razão de carga (R). Dois destes parâmetros são suficientes para definir a condição de carregamento. As equações 2.16 a 2.19 representam relações entre esses parâmetros. Nas vizinhanças da ponta da trinca a variação do estado de tensão é caracterizada por dois dos parâmetros em termos do fator intensidade de tensão, que são definidos por parâmetro de carregamento e pela geometria através das equações 2.20 a 2.24.

Amplitude de tensão (σ_r ou $\Delta\sigma$):

$$\sigma_r = \Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad (2.16)$$

Tensão alternada (σ_a):

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} \quad (2.17)$$

Tensão média (σ_m):

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (2.18)$$



Razão de tensão (R):

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.19)$$

$$R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (2.20)$$

Fator intensidade de tensão máximo ($K_{\max}$):

$$K_{\max} = f(g) \cdot \sigma_{\max} \cdot (\pi a)^{1/2} \quad (2.21)$$

Fator intensidade de tensão mínimo ($K_{\min}$):

$$K_{\min} = f(g) \cdot \sigma_{\min} \cdot (\pi a)^{1/2} \quad (2.22)$$

Amplitude do fator intensidade de tensão (ΔK)

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2.23)$$

$$K_m = \frac{K_{\max} + K_{\min}}{2} \quad (2.24)$$

Geralmente dois métodos são utilizados para determinar a vida em fadiga. O primeiro método é utilizando a tradicional curva " σ - N ", que necessita de um grande número de amostras para estabelecer a realidade estatística dos dados, com o objetivo de obter experimentalmente uma correlação de vida média com a carga de serviço (projeto de vida segura). No entanto, a "vida segura" não é apropriada para se aplicar na vida residual de um componente contendo trincas ou defeitos com tamanho conhecido. Ela não prevê também a condição necessária para iniciar, propagar e parar a trinca. Estes aspectos podem ser tratados utilizando um método, que aplica os conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP) [14 -18].

Uma curva característica de crescimento de trinca por fadiga é apresentada na figura 2.12, comprimento de trinca em função do número de ciclos, onde " a_0 " é o tamanho inicial da trinca, " a_c " é o tamanho crítico de trinca e " N_f " é o número de ciclo final para atingir o tamanho crítico de trinca [11].

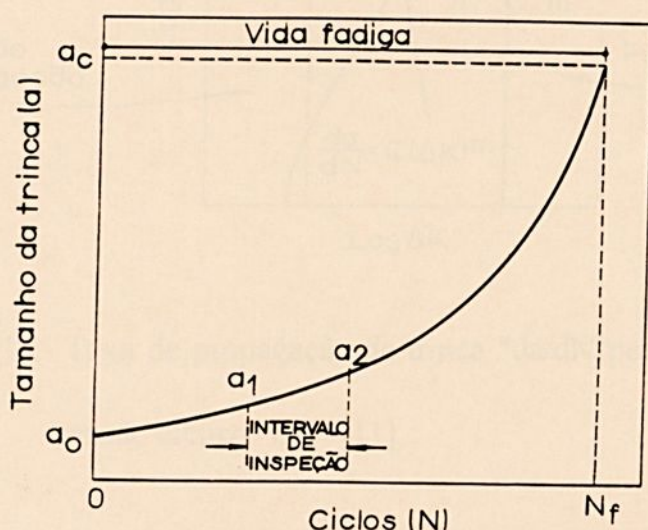


Figura 2.12 - Comprimento da trinca " a " em função do número de ciclos " N " [11].

A taxa de crescimento de trinca por ciclo, da/dN , pode ser expressa como uma função do fator intensidade de tensão na ponta da trinca. Assim se for uma equação matemática que descreva o processo de crescimento de trinca e as condições de contorno para este crescimento, pode-se computar a vida-fadiga [11].

Na figura esquemática 2.13, a curva sigmoidal da/dN em função de ΔK , tem-se três regiões distintas. A região "I" indica um valor limite (ΔK_{th}) onde a trinca não se propaga. Para os aços o valor de ΔK_{th} está entre 6,5 a 9,5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, para o titânio entre 2 a 7 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e para o alumínio entre 1 a 3 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. A região II é linear e relaciona $\log da/dN$ e $\log \Delta K$; nesta região é válida a equação de Paris. Na região III a taxa de crescimento da trinca aumenta rapidamente até a falha [11 - 14].

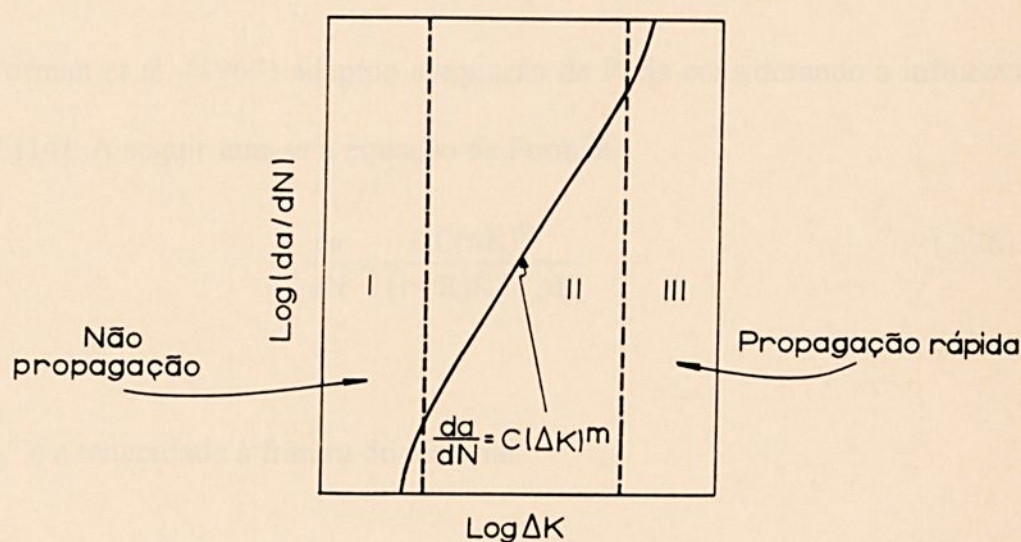


Figura 2.13 - Taxa de propagação de trinca " da/dN " pelo fator intensidade de tensão cíclico " ΔK " [11].

Existe uma grande quantidade de modelos de propagação de trinca de fadiga, empíricos e analíticos.

O modelo empírico de Paris et al. (1961), um dos primeiros a utilizar os conceitos da mecânica da fratura na propagação de trinca, considera que a força motriz é o fator cíclico de intensidade de tensão " ΔK " na ponta da trinca, que por sua vez depende exclusivamente da tensão cíclica aplicada e da geometria do elemento com trinca [22]. A equação proposta por Paris é muito utilizada devido sua simplicidade. A seguir tem-se a equação de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \quad (2.25)$$

onde "C" e "n" são constantes do material obtidas experimentalmente.

Forman et al. (1967) adaptou a equação de Paris considerando a influência da razão "R" [14]. A seguir tem-se a equação de Forman.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (2.26)$$

onde, " K_c " é a tenacidade à fratura do material.

Os modelos apresentados por Paris e Forman não consideram o fenômeno do fechamento da trinca. Elber (1970) considerou esse fenômeno na sua equação, supondo que a trinca de fadiga fecha-se no descarregamento antes de se anular a carga, ou seja, ainda com tensões de tração. Isto ocorre porque a zona plástica que se forma à frente da trinca vai sendo deixada para trás durante a sua propagação, formando um envólucro



plástico com tensões residuais compressivas que fecha prematuramente a trinca diminuindo sua propagação. Elber argumentou que a trinca se propaga somente com uma porção do ciclo de carga, quando a trinca está totalmente aberta, em uma efetiva variação de intensidade de tensão ΔK_{ef} , como mostrado na figura 2.14 [14 - 19 - 22].

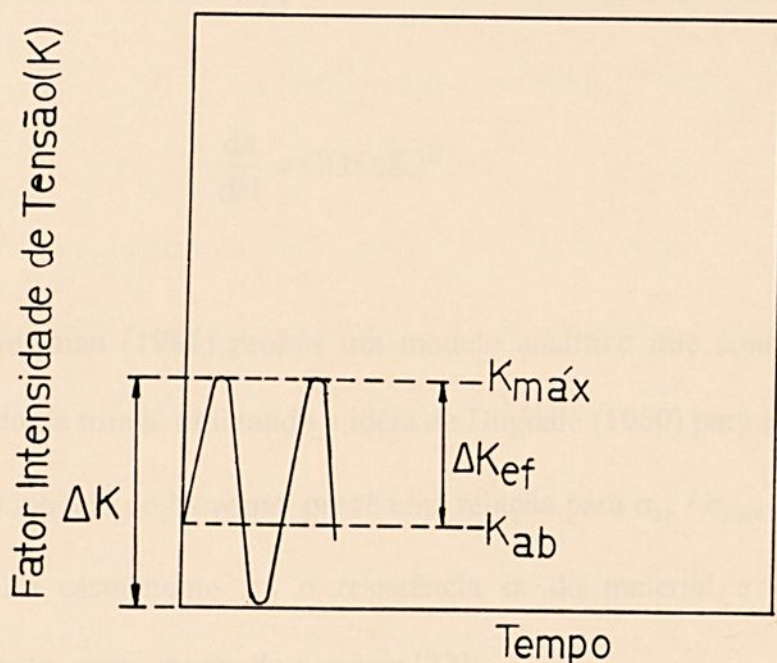


Figura 2.14 - Fator intensidade de tensão efetivo

$$\Delta K_{ef} = (K_{máx} - K_{ab}) \quad (2.27)$$

onde " K_{ab} " corresponde ao ponto para o qual a trinca está totalmente aberta.

Elber definiu a relação (2.28), e estudando a liga Al-2024-T3, chegou na equação (2.29) em função de R , que é dado a seguir.

$$U = \Delta K_{cf} / \Delta K \quad (2.28)$$

$$U = 0,5 + 0,4R \quad \text{para } -0,1 < R < 0,7 \quad (2.29)$$

Substituindo as equações 2.27 e 2.28 na equação de Paris temos:

$$\frac{da}{dN} = C(U\Delta K)^n \quad (2.30)$$

Newman (1984) propôs um modelo analítico que considera o fenômeno do fechamento da trinca, utilizando a idéia de Dugdale (1960) para a zona plástica.

O modelo de Newman prevê uma relação para $\sigma_{ab} / \sigma_{m\acute{a}x}$, função da razão "R", da $\sigma_{m\acute{a}x}$, do escoamento σ_e e resistência σ_t do material e do estado de tensão predominante, como mostrado a seguir [22]:

$$\sigma_{ab} / \sigma_{m\acute{a}x} = A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 \quad (2.31)$$

sendo:

$$\sigma_0 = (\sigma_e + \sigma_t) / 2$$

$$A_0 = (0,825 - 0,34\lambda + 0,05\lambda^2) [\cos(\pi / 2R)]^{1/\lambda}$$

$$A_1 = (0,415 - 0,071\lambda) (\sigma_{m\acute{a}x} / \sigma_0)$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3$$

constante plástica:

$\lambda = 1$ para estado plano de tensão

$\lambda = 3$ para estado plano de deformação

O crescimento da trinca por fadiga é afetado pelo histórico de carregamento, ou seja, dependerá do que ocorreu no ciclo anterior. Sobrecarga no ciclo de carregamento causará retardo no crescimento da trinca e subcarga causará aceleração. A sequência de sobrecarga e subcarga também resultará numa diferença do comportamento no crescimento da trinca [19].

Algumas interações de sobrecargas são resumidamente, apresentados a seguir [23 - 24 - 25]:

- a) Maior retardo pode ser obtido na sobrecarga positiva com um aumento no valor da sobrecarga, repetindo a sobrecarga durante a propagação da trinca e aplicando blocos de sobrecarga em vez de uma sobrecarga [23].
- b) Sobrecarga negativa tem pouca influência na propagação de trinca, no entanto se aplicada logo após uma sobrecarga positiva, irá reduzir significativamente seu efeito de retardo. Se a sobrecarga negativa é aplicada antes da positiva, irá influenciar pouco no efeito do retardo [23].

c) O retardo depende da ductilidade do material, baixa tensão de escoamento produzirá maior retardo [24].

d) Aplicação intermitente de pequeno número de ciclos (2 ciclos) de tensão acima do escoamento, durante grande número de ciclo abaixo do valor limite (ΔK_{th}), causa significativa aceleração no crescimento da trinca. A aceleração é afetada pela tensão média, sendo a aceleração muito menor na carga tração-tração do que tração-compressão [25].

O retardo originário do pico de sobrecarga é devido a grande zona plástica na frente da trinca. Inicialmente ocorre uma aceleração no crescimento da trinca, pois mesmo com a tensão mínima do carregamento normal, ela permanece totalmente aberta ($\Delta K_{ef} = \Delta K$), mas quando esta atinge a zona plástica criada pela sobrecarga, encontra altas tensões residuais de compressão porque esta zona plástica está acomodada pelo material elasticamente tensionado, causando um aumento no fechamento da trinca e portanto diminuindo a taxa de crescimento [26]. No trabalho de Voorwald [27], verificou-se que o retardo na propagação da trinca por fadiga está diretamente associada à relação $K_{máx_{SC}} / K_{máx_{CR}}$, onde, $K_{máx_{SC}}$ é o fator intensidade de tensão máximo na sobrecarga e $K_{máx_{CR}}$ é o fator intensidade de tensão máximo na carga de referência. Quanto maior o valor desta relação, maior a intensidade do retardo, sendo que para a liga de alumínio 2024 - T3 e espessura 1,27 mm, o valor da relação igual a 1,2 indica o limite inferior a partir do qual se observa as interações em da/dN quando a amplitude do carregamento cíclico é reduzida. Quando o valor atinge 1,6 ocorre uma parada total no crescimento da trinca. Nelson [19] verificou que para haver uma parada total no crescimento da trinca após um pico de sobrecarga para a liga



de titânio Ti-6Al-4V, para o aço 1020 laminado a frio e para o aço 4340 é, respectivamente, 170%, 150% e 140% de sobrecarga, relativo a carga de referência.

2.2 - CONSIDERAÇÕES SOBRE O MATERIAL

2.2.1 - Introdução

As dificuldades energéticas na década de setenta, principalmente com os derivados de petróleo, levaram as indústrias automotivas a promoverem melhorias de projeto, no sentido de obter economia de combustível. Uma das soluções foi a redução do peso do veículo, através da utilização de materiais mais leves como o alumínio, plásticos e fibras; ou o emprego dos aços de alta resistência, dentre eles o aço bifásico [28]. Este tipo de aço também vem sendo empregado na fabricação de tubos e arames [29].

A indústria automobilística, especialmente a japonesa e americana, vêm empregando o aço bifásico nos seguintes componentes [28 - 30]: pára-choque e seu suporte; disco e aro da roda; coluna de direção; componentes do chassi e porta; reforço e aba de capô; suporte do núcleo do radiador etc. A figura 2.15 mostra algumas dessas peças.



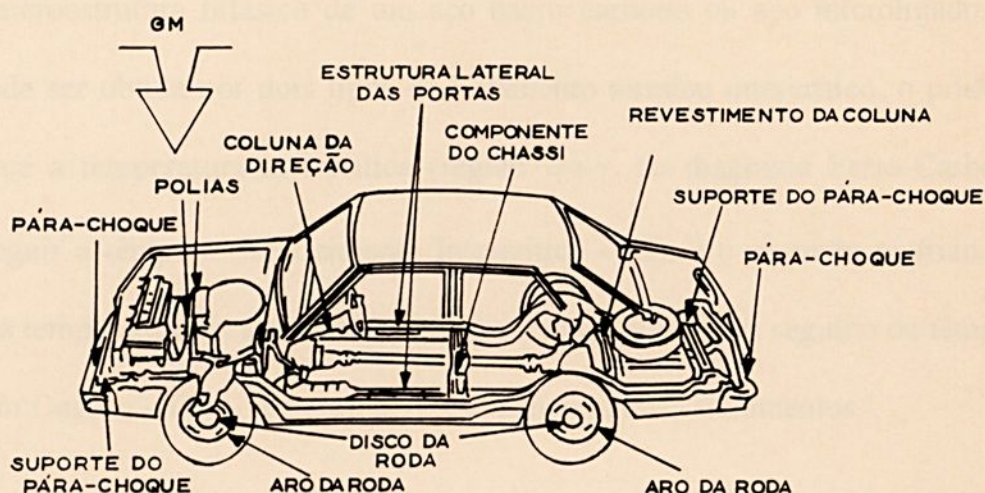


Figura 2.15 - Aplicações do aço bifásico em automóvel.

O desenvolvimento tecnológico do aço bifásico teve enorme impulso em função dos resultados de Hayami, Furukawa e de Rashid, que desenvolveram trabalhos mostrando que o tratamento intercrítico reduz a tensão de escoamento do aço e aumenta sua ductilidade sem alterar a resistência mecânica [30].

É preferível conceituar aço bifásico em função das condições de equilíbrio de fases (ferrita + austenita) existentes à temperatura do processamento térmico e/ou termomecânico final, pois além da ferrita e martensita, a microestrutura pode conter bainita, austenita e perlita [30].

2.2.2 - Obtenção do Aço Bifásico

A microestrutura bifásica de um aço baixo carbono ou aço microligado, em princípio pode ser obtida por dois tipos de tratamento térmico intercrítico, o primeiro aquecendo até a temperatura intercrítica (região $\alpha + \gamma$ do diagrama Ferro-Carbono) fazendo a seguir a têmpera (Recozimento Intercrítico - RI), e o segundo resfriando a partir de uma temperatura de austenitização até a região intercrítica seguido de têmpera (Têmpera em Degrau - TD). A figura 2.16 esquematiza estes tratamentos.

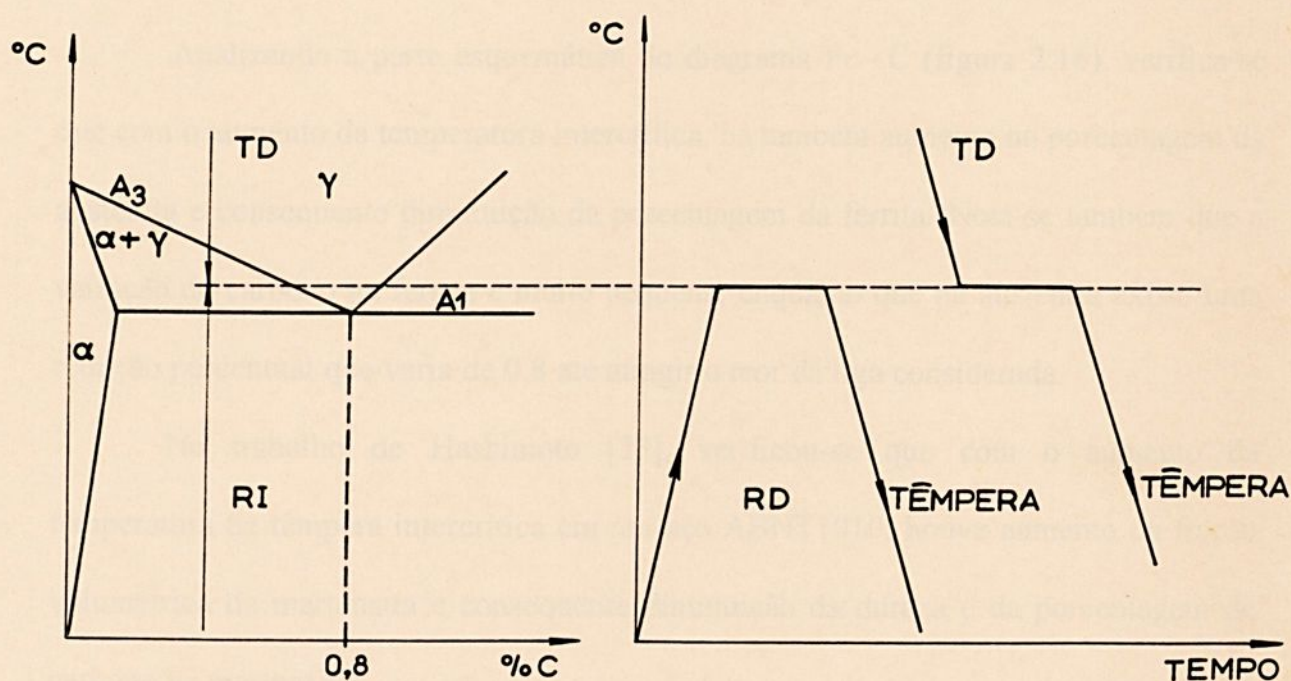


Figura 2.16 - Representação esquemática da Têmpera em Degrau (TD) e Recozimento Intercrítico (RI).

Durante o resfriamento a partir da faixa intercrítica $A_1 - A_3$, há o aumento de ferrita e o consequente enriquecimento em carbono e elementos de liga da austenita, desta forma a austenita restante sofre transformação martensítica após o tratamento de têmpera [31].

No recozimento intercrítico (RI), partindo da microestrutura ferrita mais perlita, há nucleação da austenita na interface carbono / ferrita. Na têmpera a austenita transformará em martensita, ficando a microestrutura constituída de ilhas de ferrita envolvidas por martensita contínua (MEF). Na têmpera em degrau (TD), partindo da austenita para a região intercrítica, há nucleação de ferrita no contorno de grão de austenita; após a têmpera a ferrita irá envolver a martensita (FEM) [32 - 33 - 34].

Analizando a parte esquemática do diagrama Fe - C (figura 2.16), verifica-se que com o aumento da temperatura intercrítica, há também aumento na porcentagem da austenita e consequente diminuição da porcentagem da ferrita. Nota-se também que a variação do carbono na ferrita é muito pequena, enquanto que na austenita existe uma redução percentual que varia de 0,8 até atingir o teor da liga considerada.

No trabalho de Hashimoto [33], verificou-se que com o aumento da temperatura de têmpera intercrítica em um aço ABNT1010, houve aumento da fração volumétrica da martensita e consequente diminuição da dureza e da porcentagem de carbono na martensita.

Em função da composição química do aço, da temperatura, tempo e taxa de resfriamento, a microestrutura final após a têmpera intercrítica pode ser essencialmente bifásica (ferrita e martensita) ou mais complexa, constituída de ferrita, martensita, bainita, austenita retida e vários tipos de agregados de ferrita e carboneto [26].



2.2.3 - Propriedades Mecânicas do Aço Bifásico

Do ponto de vista fenomenológico, um aço bifásico é um material conjugado constituído de uma matriz dúctil (ferrita) reforçado por uma dispersão de partículas sensivelmente mais resistente (martensita e os demais produtos de têmpera). Assim sendo, as características mecânicas do aço dependem tanto das características das fases presentes, como da maneira como interagem quando o material é solicitado. Considerando somente a presença da ferrita e da martensita, pode-se dizer que a resposta em tração do aço bifásico está situada entre esses dois microconstituintes [30], no entanto as propriedades mecânicas são determinadas pela composição, quantidade e distribuição da segunda fase [35] e são caracterizadas pelos seguintes requisitos [35 - 36]:

- a) Ausência de ponto de escoamento definido
- b) Alto encruamento sob pequenos graus de deformação, alcançando um valor de coeficiente de encruamento de até 0,30; diminuindo então sob maiores deformações.
- c) Maior alongamento uniforme e total em comparação com aços de alta resistência convencionais com o mesmo nível de limite de resistência.
- d) Elevado limite de resistência [37].
- e) Baixa relação limite de escoamento / limite de resistência (0,5 a 0,6).



As curvas tensão-deformação da figura 2.17 permitem a comparação das características, descritas anteriormente, de um aço bifásico e um aço ARBL de mesmo nível de resistência e um aço baixo carbono.

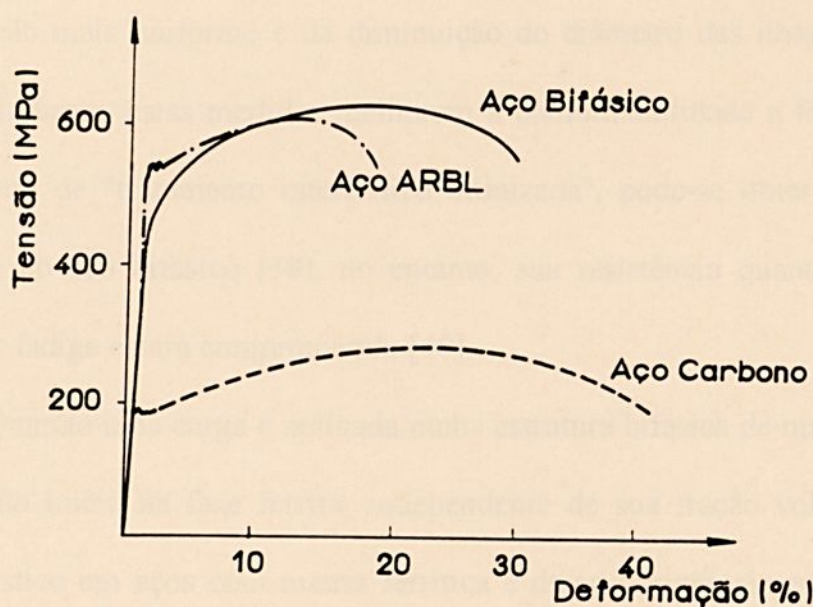


Figura 2.17 - Curva tensão pela deformação [33].

O não aparecimento do patamar de escoamento no aço bifásico é atribuído à presença de tensões residuais e discordâncias móveis na ferrita, que surgem na interface ferrita-martensita em decorrência da transformação da austenita em martensita, devido ao aumento de volume de aproximadamente 2% associado a essa reação [30 - 35].

Aumentando-se o teor ou a dureza da martensita, através da variação da temperatura na região intercrítica ($\alpha + \gamma$) ou utilizando um aço com maior porcentagem de carbono, eleva-se o limite de resistência do aço bifásico [35 - 38].

A diminuição do tamanho de grão ferrítico proporciona um aumento no limite de escoamento, aumentando também o limite de resistência em decorrência da distribuição mais uniforme e da diminuição do diâmetro das ilhas de martensita. De maneira indireta, estas medidas melhoram a conformabilidade a frio [35]. Através da temperatura de "tratamento intercrítico otimizada", pode-se obter melhor resistência mecânica no aço bifásico [39], no entanto, sua resistência quanto à propagação de trinca por fadiga estará comprometida [40].

Quando uma carga é aplicada numa estrutura bifásica de matriz martensítica, a deformação inicia na fase ferrita, independente de sua fração volumétrica. O baixo limite elástico em aços com matriz ferrítica é devido principalmente a quantidade de ferrita com baixa densidade de discordância. O efeito é aumentado pela tensão de acomodação elástica local [41]. Os resultados obtidos por Faustino e Spinelli no ensaio de tração para uma microestrutura bifásica (aço ASTM A 572 GR 42), demonstram que a tensão máxima e de escoamento da microestrutura martensita envolvendo a ferrita (MEF) foram maiores do que na ferrita envolvendo a martensita (FEM)[42].

O entendimento da relação entre propriedades mecânicas e estrutura bifásica do aço tem encontrado grandes dificuldades. Inúmeras tentativas têm sido feitas para explicar suas propriedades mecânicas, pela aplicação de modelos que assumem basicamente que as propriedades do aço bifásico é dependente somente da fração



volumétrica e resistência da ferrita e martensita, não considerando o tamanho e distribuição das ilhas de martensita, incorrendo em erros de previsão [43].

2.2.4 - Revenimento do Aço Bifásico

Os aços temperados e revenidos foram inicialmente desenvolvidos para atender às exigências do mercado de chapas grossas para aplicações onde resistência, tenacidade e peso fossem os principais requisitos. Durante o processo de revenimento, a martensita e austenita retida são transformadas em vários produtos, sendo dependente da temperatura e do tempo [44].

Os tamanhos dos grãos austeníticos originais de aços temperados e revenidos alteram certas propriedades mecânicas dos mesmos, a exemplo dos limites de resistência e escoamento e da tenacidade, que têm seus valores aumentados à medida que decrescem os tamanhos dos grãos [45].

O revenimento pode ser empregado como um meio de proporcionar modificações benéficas no mecanismo de fratura, desde que através desse tratamento se possa conferir uma maior plasticidade à fase dura martensita. Com o reaquecimento, a dureza da ferrita e a tensão de escoamento dos aços bifásicos sofrem alterações devido a vários fenômenos que podem ocorrer simultaneamente [46]:

- Envelhecimento devido à interação de intersticiais, por exemplo o carbono, e discordâncias, podendo ocorrer posterior precipitação de carbonetos.
- Alívio de tensões residuais.



- Recuperação estática que ocorre na estrutura de discordâncias.
- Revenimento da martensita, com consequente diminuição do volume, diminuição de sua dureza e alteração do sinergismo entre ferrita e martensita.
- No caso da existência da austenita retida, um aumento do limite de escoamento pela transformação desta em bainita.

O revenimento da martensita apresenta certos efeitos esperados, tais como [46] : queda no limite de resistência e na tensão de escoamento e aumento na ductilidade.

A concentração de elementos desoxidantes na martensita tem um efeito retardador de revenido, retardando a cinética do processo [31].

Com o aumento da temperatura de revenimento, é caracterizado um retorno gradual da descontinuidade do limite de escoamento, com o surgimento das Bandas de Lüders. Esse aumento também ocasiona uma redução na vida em fadiga do material [47]. A presença do limite de escoamento definido após o revenimento é desvantajosa para certas operações de conformação. Se necessário, ele poderá ser eliminado por uma deformação da ordem de 1% [46].

2.2.5 - Propriedades de Fadiga do Aço Bifásico

Embora haja vários pareceres de que o limite de resistência do corpo de prova liso não está associado com a tensão para iniciar trincas, mas com a tensão para propagar trinca microscópica da ordem de tamanho de grão, a influência da



microestrutura na condição "threshold" para não propagação não é bem compreendida. Autores têm concluído que o limite de resistência da microestrutura bifásica pode ser descrito como a tensão crítica requerida para nuclear trincas na ferrita e propagar para segunda fase martensita. Esta conclusão é baseada na observação microscópica de que a propagação de trinca de fadiga contida na matriz ferrítica foi impedida pela fase martensita [48].

Wan verificou que a nucleação da trinca de fadiga de baixo ciclo em uma microestrutura bifásica, obtida por recozimento intercrítico (RI), situa-se na interface ferrita-martensita. Sugere como causa a formação de células de discordâncias na ferrita e seu endurecimento por saturação, ocasionando deformações plásticas não homogêneas que podem ser desenvolvidas na forma de bandas de deslizamento. Esta deformação plástica será sempre restrita pelas partículas dispersas de martensita e irá acumular na interface ferrita-martensita [49].

Estudos têm demonstrado [32] que o aço Fe-2 Si-0,1 C apresenta valores de ΔK_{th} para as microestruturas FEM (Ferrita Envolvendo a Martensita) e MEF (Martensita Envolvendo a Ferrita), iguais a $17,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $19,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectivamente. Neste material, a trinca se propagou mais rapidamente na microestrutura martensita envolvendo a ferrita, que apresentou maior valor da constante "n" da equação de Paris. O modo de fratura observada foi a transgranular, com igual preferência para fase ferrita e martensita, no entanto, para a microestrutura grosseira ferrita envolvendo a martensita, a propagação da trinca sofreu desvios, sendo preferencialmente ocorrida nas interfaces ferrita / ferrita e ferrita / martensita [32].



Nos estudos de McEvily [50], para o aço AISI - SAE 1018, para a microestrutura MEF, não houve preferência na propagação da trinca entre as fases ferrita e martensita, no entanto, para a microestrutura FEM, com variação de ΔK entre 11 e 21,5 MPa (m)^{1/2} teve preferência pela ferrita, podendo penetrar na martensita obtendo uma superfície de fratura plana. Para variação de ΔK entre 21,5 e 40 MPa (m)^{1/2} a trinca tende a permanecer na ferrita, desviando da martensita, resultando em uma superfície de fratura tortuosa.

Considerando o recozimento intercrítico para os aços 1010, 1020 e 1035, verificou-se que com o aumento da porcentagem de carbono na martensita ou com o aumento da fração volumétrica da martensita, há uma diminuição no valor do ΔK_{th} , ocorrendo um aumento no valor de da/dN , para o mesmo nível de ΔK , conforme figuras 2.18 e 2.19 [51].

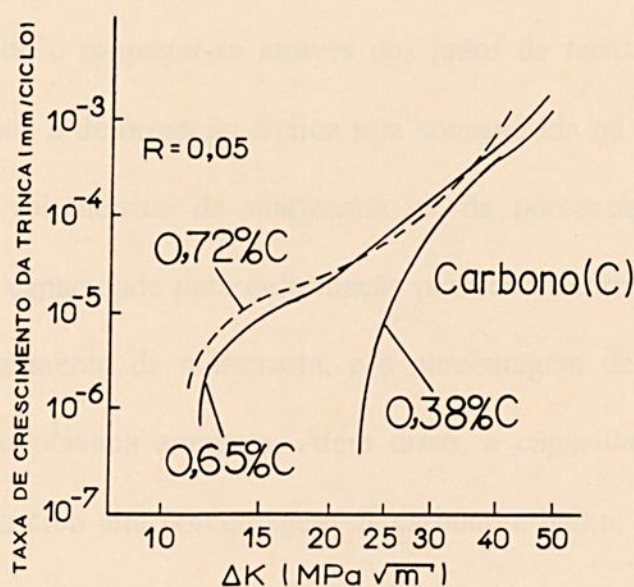


Figura 2.18 - Taxa de crescimento de trinca na estrutura bifásica contendo diferentes porcentagens de carbono na martensita.

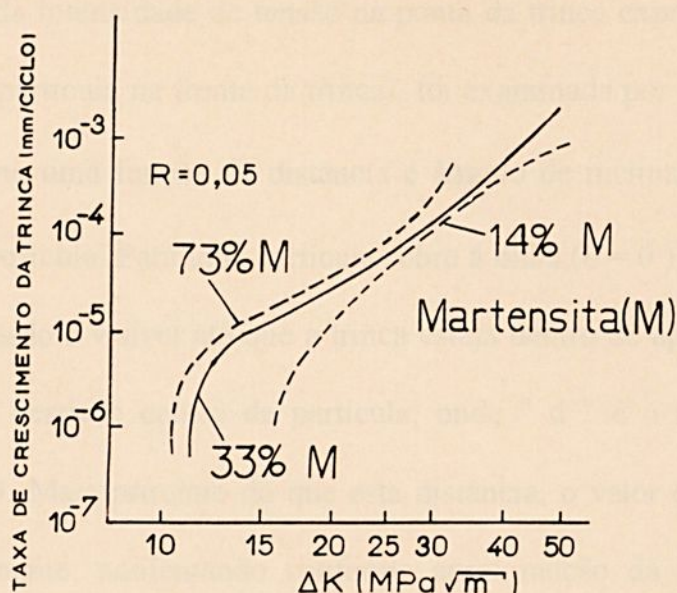


Figura 2.19 - Taxa de crescimento de trinca na estrutura bifásica contendo diferentes frações volumétricas de martensita.

Verificou-se que a trinca de fadiga nestes materiais, com recozimento intercrítico (RI), tende a propagar-se através dos grãos de ferrita com alta banda de deformação, desde que a deformação cíclica seja concentrada na fase ferrítica. Com o aumento da fração volumétrica da martensita ou da porcentagem de carbono na martensita, a efetiva capacidade para deformação plástica na ferrita diminui, visto que o retraimento pelo aumento da martensita, e a porcentagem de ilhas de martensita unindo a deformação plástica aumenta. Além disso, a capacidade para deformação plástica da martensita com alta porcentagem de carbono é baixa, e a falha frágil pode facilmente ocorrer, assim como a propagação da trinca por fadiga através da martensita [51].

A variação da intensidade de tensão na ponta da trinca expressada em termos de taxa (com e sem partícula na frente da trinca), foi examinada por Padkin, Bereton e Plumbridge, conforme uma função de distância e ângulo de inclinação " θ " entre a ponta da trinca e a partícula. Para uma partícula sobre a linha ($\theta = 0$) pequena variação na intensidade de tensão é visível até que a trinca esteja dentro de aproximadamente a distância de " $4d$ " desde o centro da partícula, onde " d " é o raio da partícula, conforme figura 2.20. Mais próximo do que esta distância, o valor da intensidade de tensão varia rapidamente, aumentando conforme aproximação da partícula mole e diminuindo perto de partícula dura. Isto sugere que partículas duras devem retardar e desviar o crescimento da trinca por fadiga, enquanto partículas moles devem acelerar e atrair trincas adjacentes [52].

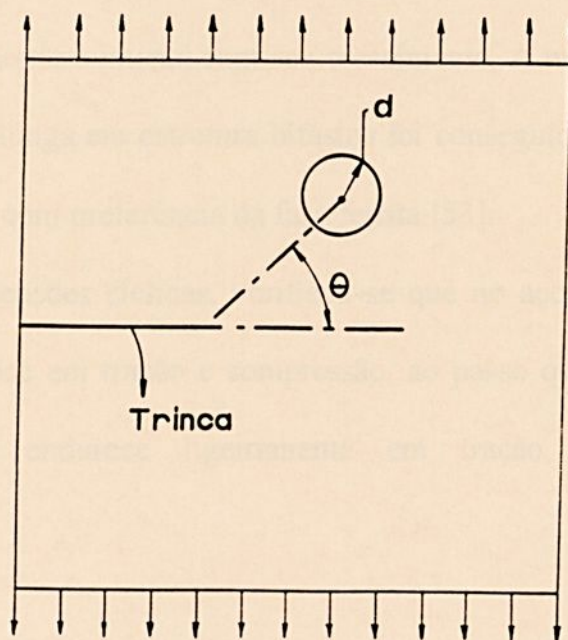


Figura 2.20 - Esquema da partícula na frente da trinca em uma chapa submetida a tensão [52].

A extensão da trinca é geralmente considerada ser impelida pela presença de uma "força motriz" oposta a resistência da microestrutura, sendo esta "força motriz" caracterizada pelo parâmetro intensidade de tensão " K_I ", que descreve a tensão predominante e o campo de deformação na ponta da trinca. Assim é sabido que a resistência ou restrição do crescimento da trinca é conseguido pelo aumento da resistência microestrutural, pelo espaçamento de partículas grosseiras etc. O processo de proteção na ponta da trinca é importante para ciclo com baixo carregamento, assim como o desvio e fechamento da "trinca de cunha", formação de vazio e o fenômeno de declive entre as superfícies da trinca. O mecanismo de fechamento pode envolver o efeito cunha de corrosão de fragmentos, superfície de fratura áspera, fluido pressurizado e a presença da plasticidade cíclica no caminho da trinca. Visto que a proteção atua primeiramente no caminho da trinca, uma implicação direta é o tamanho da trinca, onde a força motriz aumenta com seu crescimento. A mais eficiente proteção na propagação de trinca longa em estrutura bifásica foi conseguida pela "tortuosidade" na propagação da trinca, com preferência da fase ferrita [53].

Em testes com tensões cíclicas, verificou-se que no aço bifásico com matriz ferrítica, a ferrita endurece em tração e compressão, ao passo que quando a matriz é martensítica, a ferrita endurece ligeiramente em tração, mas amolece em compressão [41].



CAPÍTULO III - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 - MATERIAL

O material fornecido pela FNV - Veículos e Equipamentos S/A foi o aço ABNT1010 acalmado ao alumínio, laminado a quente na forma de chapa com 7,00 mm de espessura, cortado com tesoura mecânica no sentido de laminação nas dimensões 290,00 x 71,00 mm.

A análise química do material como recebido foi realizado na Confab Tubos S/A, cujos resultados estão apresentados na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química (% em peso) em aço ABNT1010AA

C	Mn	P	S	Ni	V	Si	Al
0,080	0,850	0,019	0,006	TR	TR	0,020	0,010

TR: Traço Residual

3.2 - TRANSFORMAÇÃO DE FASE

Para facilitar a determinação da temperatura de tratamento térmico intercrítico (TD - Têmpera em Degrau) na qual a resistência mecânica fosse maximizada, determinou através da análise térmica diferencial o início e o final da transformação de



fase no resfriamento, para o aço em estudo. O ensaio foi realizado no INPE/LCP, com o equipamento "SETARAM" modelo TG-DTA92-16. A atmosfera utilizada foi a de argônio, e o padrão de referência foi a alumina. A quantidade de amostra do aço ABNT1010AA, em limalha, foi de 146,415 mg. A velocidade de resfriamento entre as temperaturas de 1000°C até 600°C foi de 1,2°C/min, e os resultados obtidos foram de 894°C para o início da transformação de fase (linha Ar₃ do diagrama ferro carbono) e de 736°C para o final da transformação (linha Ar₁ do diagrama ferro carbono). A figura 3.1 demonstra essas temperaturas.

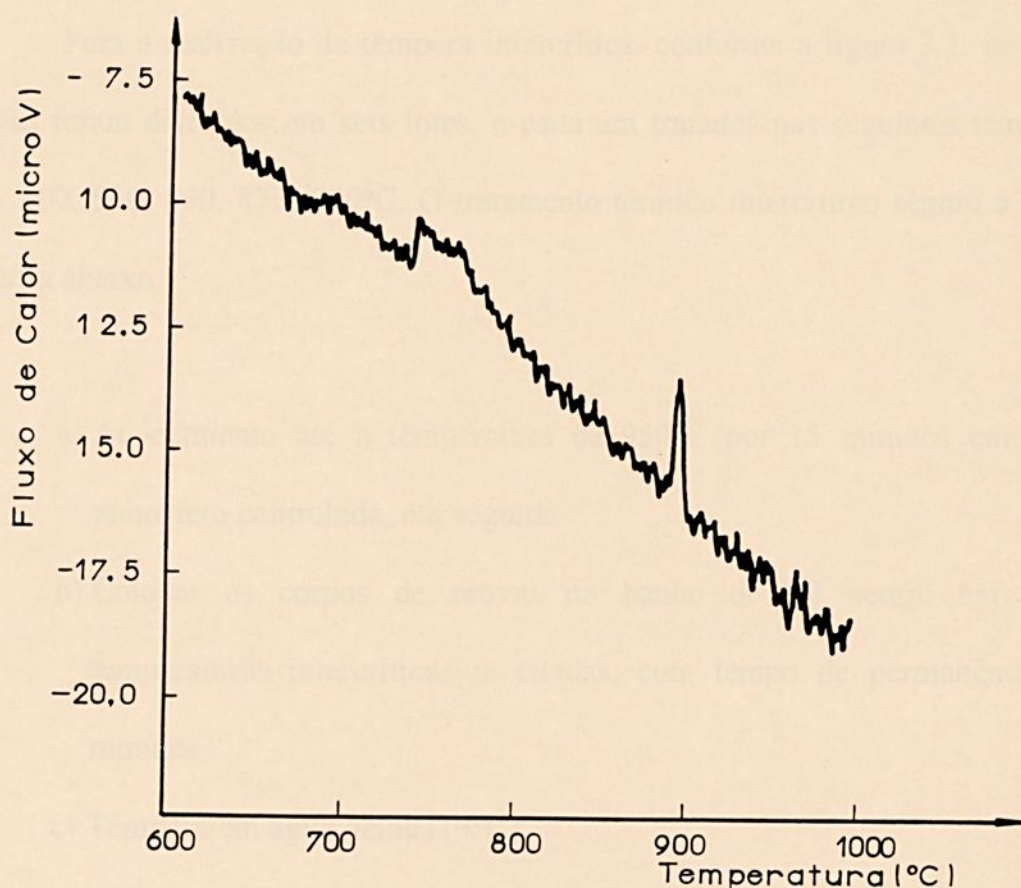


Figura 3.1 - Gráfico da análise térmica diferencial na descida.

3.3 - TRATAMENTO TÉRMICO

Os tratamentos térmicos foram realizados na Embraer-Divisão de Equipamentos (EDE), sendo que os equipamentos utilizados foram o forno elétrico automático IPSEM - modelo T4-E, com atmosfera controlada (Nitrogênio + 0,10% C) e forno para banho de sal tipo TO70/130- 950°C com sal Durferit - GS540/R2.

Todos corpos de prova foram inicialmente normalizados em uma única fornada, no forno de atmosfera controlada, aquecendo-se até a temperatura de 950°C e permanecendo por 90 minutos nesta temperatura. Fez-se resfriamento ao ar calmo.

Para a realização da têmpera intercrítica, conforme a figura 3.2, os corpos de provas foram divididos em seis lotes, e cada um tratados nas seguintes temperaturas: 750, 800, 850, 860, 875, 890°C. O tratamento térmico intercrítico seguiu a seqüência descrita abaixo:

- a) Aquecimento até a temperatura de 950°C por 15 minutos em forno de atmosfera controlada, em seguida
- b) Colocar os corpos de provas no banho de sal neutro em uma das temperaturas intercríticas já citadas, com tempo de permanência de 40 minutos
- c) Têmpera em água gelada (3°C)



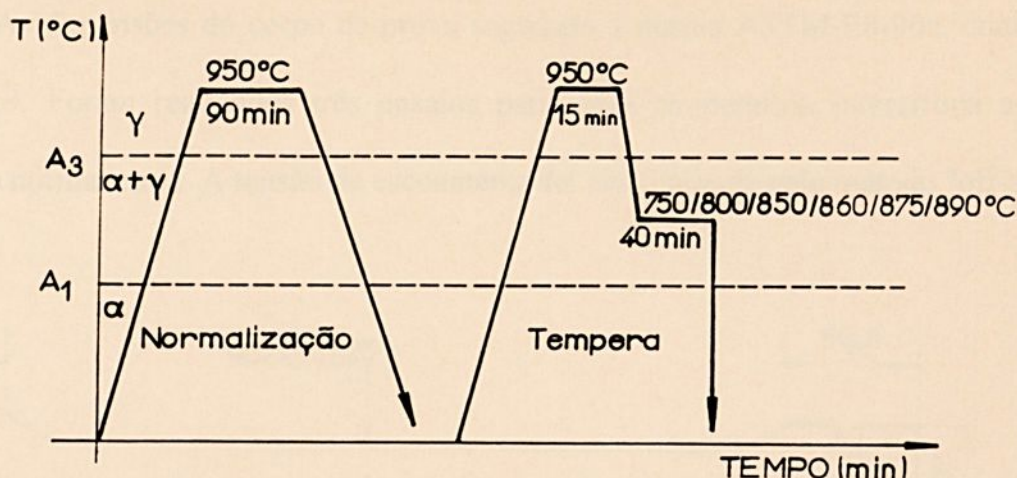


Figura 3.2 - Esquema do tratamento térmico

3.4 - ANÁLISE METALOGRÁFICA E MICRODUREZA

Para cada condição de tratamento térmico, normalização e têmpera intercrítica, foi retirada uma amostra no sentido longitudinal e transversal de laminação. A fração volumétrica da martensita foi determinada pela técnica da contagem de pontos, no mínimo 10 medidas, utilizando microscópio Neophot 21 e grade com 99 pontos. As medidas de microdureza Vickers foram realizadas com carga de 15 gramas, tempo de 15 segundos e aumento de 400 vezes, em um equipamento de fabricação japonesa (Micro Hardness Tester-Shimadzu) modelo M.

3.5 - ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado na Embraer-EDE, na máquina WOLPERT tipo 20TUZ 750.

As dimensões do corpo de prova seguiram a norma ASTM-E8-90a, conforme figura 3.3. Foram realizados três ensaios para cada temperatura intercrítica e para condição normalizada. A tensão de escoamento foi determinada pelo método "off-set".

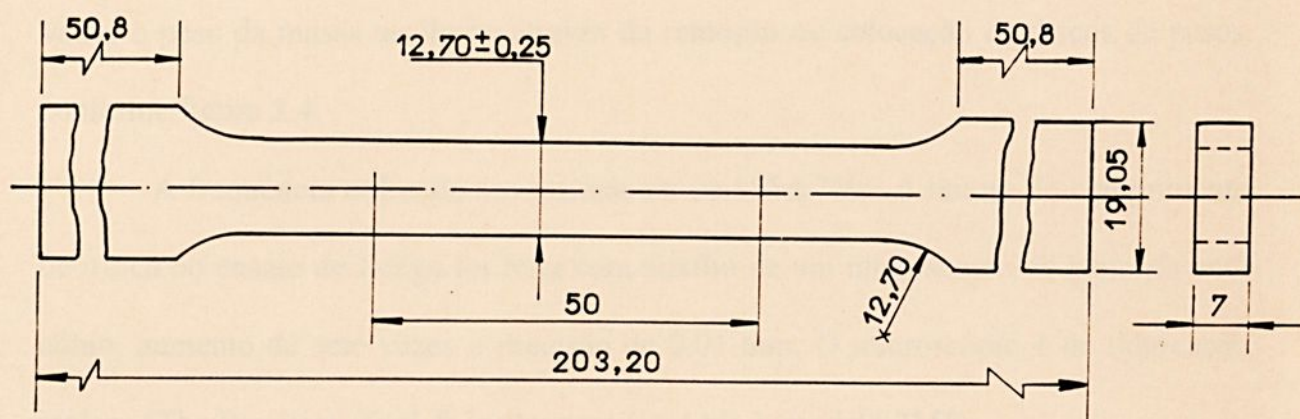


Figura 3.3 - Corpo de prova de tração

3.6 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA

Os ensaios de fadiga (propagação de trinca) foram realizados no laboratório de estruturas do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA). Os parâmetros de fadiga estão definidos no item 3.6.3.

3.6.1 - MÁQUINA DE FADIGA

O equipamento utilizado foi uma máquina AMSLER modelo 10HFP422, com capacidade para 10 ton f. O princípio de funcionamento é o da ressonância magnética,

na qual a frequência de ensaio coincide com a frequência natural dos elementos oscilantes.

A frequência de ensaio dependerá do tamanho e rigidez elástica do corpo de prova, bem como do peso das massas oscilantes. Para variar a frequência de ensaio basta variar o peso da massa oscilante através da remoção ou colocação de discos de pesos, conforme figura 3.4.

A frequência utilizada nos ensaios foi de $155 \pm 3\text{Hz}$. A leitura do comprimento de trinca no ensaio de fadiga foi feita com auxílio de um microscópio de bancada com nônio, aumento de sete vezes e precisão de 0,01 mm. O microscópio é de fabricação inglesa (The Precision Tool & Instrument Co. Ltda.), modelo 2158.

Para que a leitura do comprimento de trinca fosse realizada sem a necessidade de alterar o andamento normal do ensaio, como por exemplo diminuição momentânea da frequência, foi utilizado luz estroboscópica, fabricação americana (General Radio Company) modelo 1538-A. O corpo de prova teve as superfícies de leitura preparadas com lixamento até a granulação 600. Isto feito, mais a utilização de líquido penetrante vermelho (Magnatech-VS32) facilitou sobremaneira a leitura do comprimento da trinca, pois possibilitou maior nitidez.



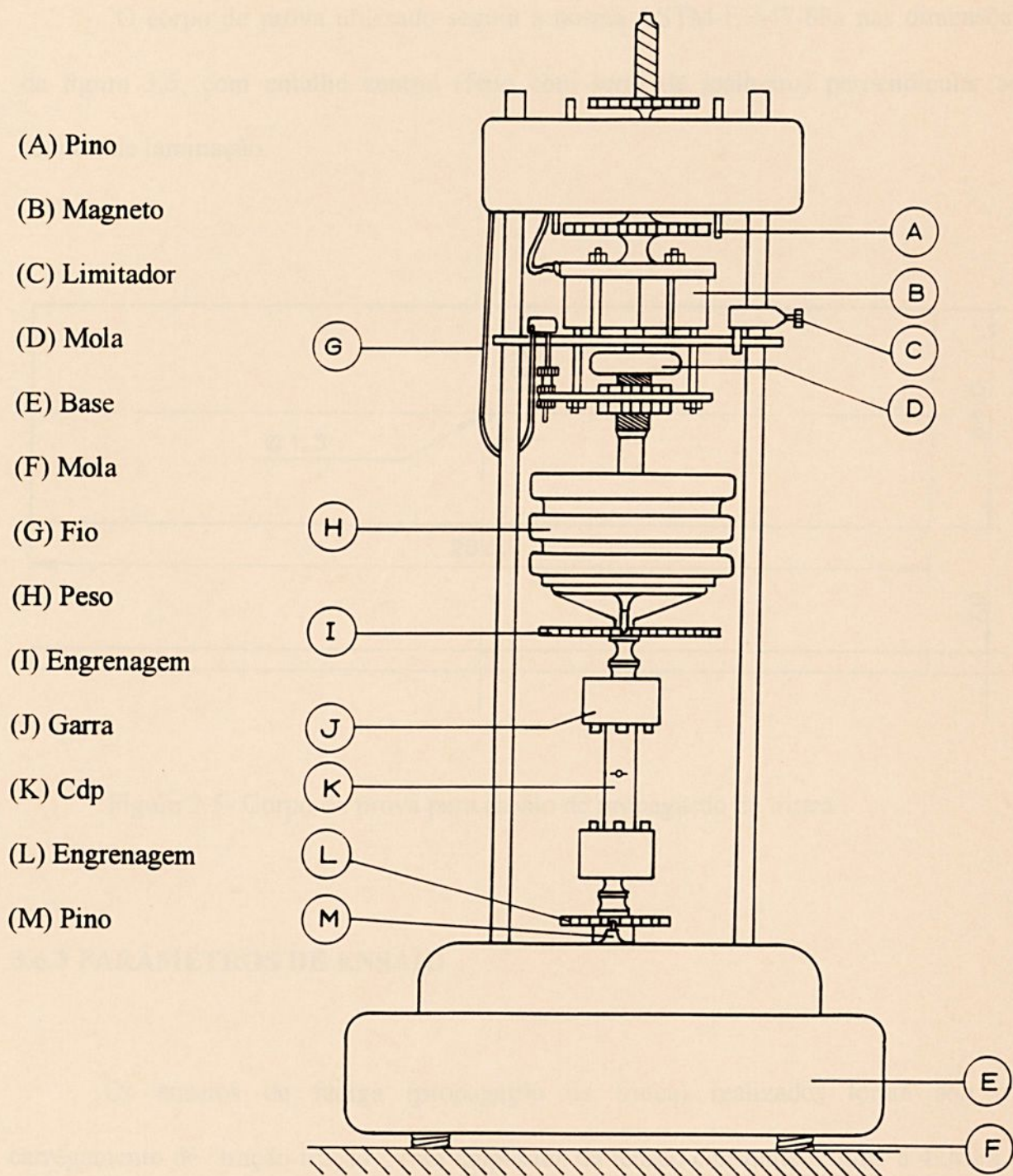


Figura 3.4 - Esquema da máquina de fadiga

3.6.2 - CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA

O corpo de prova utilizado seguiu a norma ASTM-E 647-88a nas dimensões da figura 3.5, com entalhe central (feito com serra de joalheiro) perpendicular ao sentido de laminação.

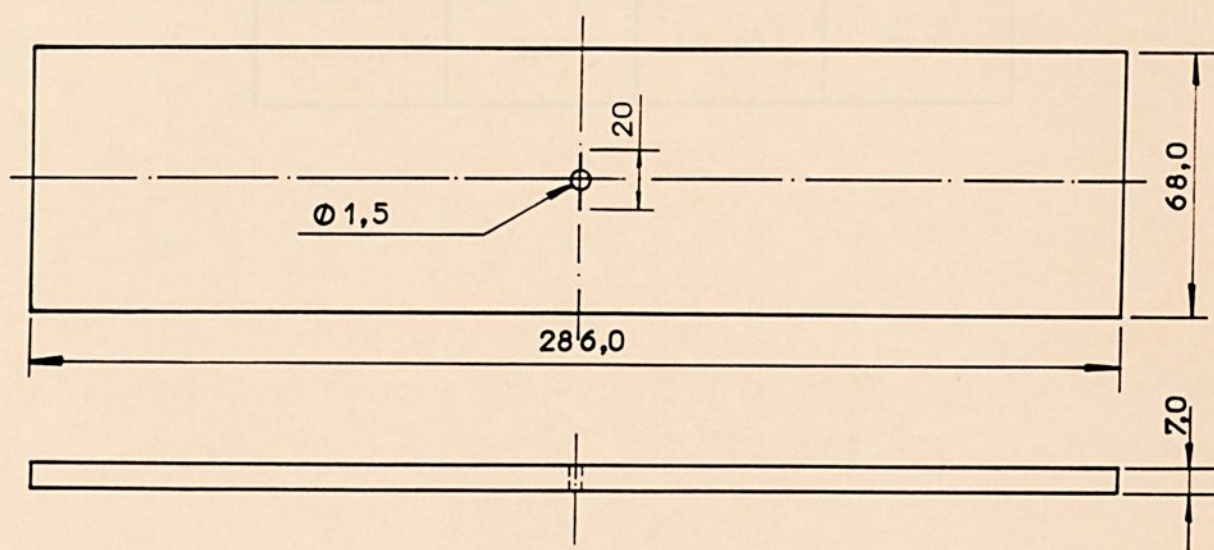


Figura 3.5- Corpo de prova para ensaio de propagação de trinca.

3.6.3 PARÂMETROS DE ENSAIO

Os ensaios de fadiga (propagação de trinca) realizados foram sob o carregamento de "tração-tração", com amplitude de tensão constante e igual a 42MPa, sendo realizado em três razões de carga (0,20 ; 0,33 e 0,50). Estes parâmetros foram adotados para as quatro condições bifásicas. Na tabela 3.2 tem-se os valores dos parâmetros de ensaio.

Tabela 3.2 - Parâmetros de ensaio

CARGA [KN]	R	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{mín}}$ (MPa)
15,00 ± 10,00	0,20	52,52	10,50
20,00 ± 10,00	0,33	63,03	21,01
30,00 ± 10,00	0,50	84,03	42,02

CAPÍTULO IV - RESULTADOS E ANÁLISES

4.1 - MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

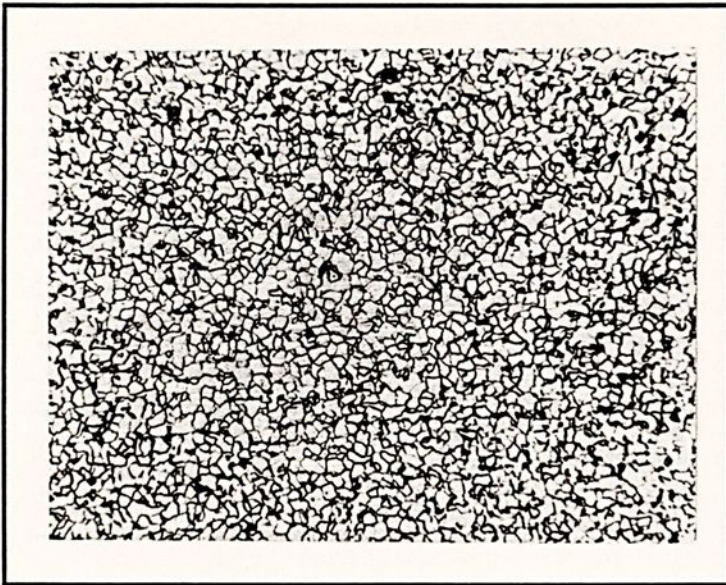
As microestruturas obtidas com a normalização e os tratamentos térmicos intercríticos podem ser vistas nas figuras 4.1 a 4.7. O número do tamanho do grão obtido com a normalização, segundo o padrão de comparação da ASTM foi 8, ou seja, para um aumento de 100 vezes o número de grãos por polegada quadrada deve ser superior a 96. Para os tratamentos térmicos intercríticos realizados, têmpera em degrau (TD), a ferrita (regiões claras da fotografia) envolve a martensita (regiões escuras da fotografia), como pode ser visto nas figuras 4.2 a 4.7.

Na tabela 4.1 tem-se os parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas em função da temperatura de têmpera intercrítica.

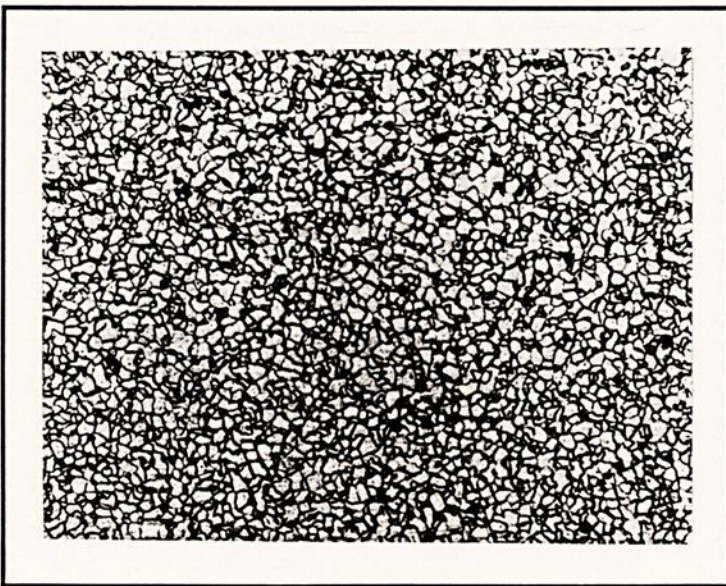
Tabela 4.1 - Parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas

T [°C]	MARTENSITA		FERRITA		σ_e [MPa]	σ_t [MPa]	ξ [%]	φ [%]
	% Vol.	Micro Hv	% Vol.	Micro Hv				
Normalização	—	—	—	91,65	306,80	399,70	44,55	73,22
750	20,40	245,42	79,60	124,57	283,77	550,80	27,95	58,90
800	28,89	219,22	71,11	125,02	290,40	559,20	26,25	63,30
850	48,28	197,53	51,72	154,70	402,91	637,37	19,50	62,95
860	60,00	199,05	40,00	161,61	360,49	564,55	29,42	73,53
875	66,17	215,21	33,83	168,01	396,12	556,62	26,29	73,21
890	78,59	216,23	21,41	165,19	410,10	581,62	28,98	72,96





LONGITUDINAL

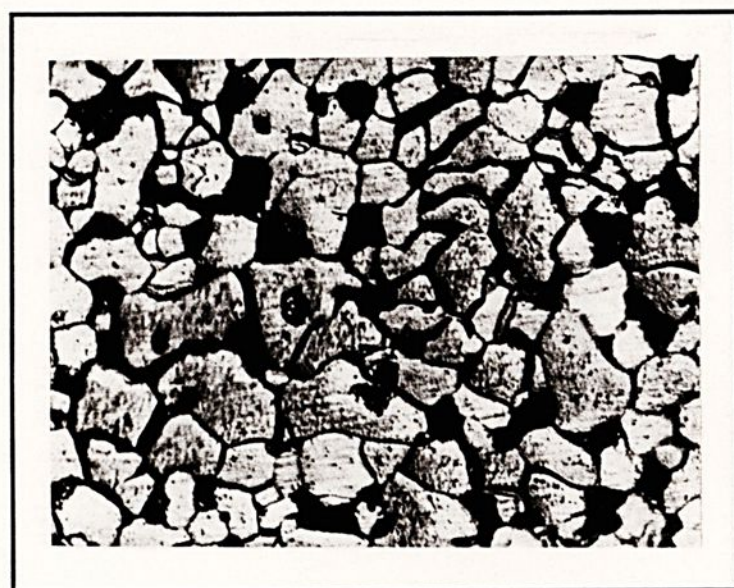


TRANSVERSAL

Figura 4.1 - Micrografia ótica do aço normalizado (nital 3% - 100x)

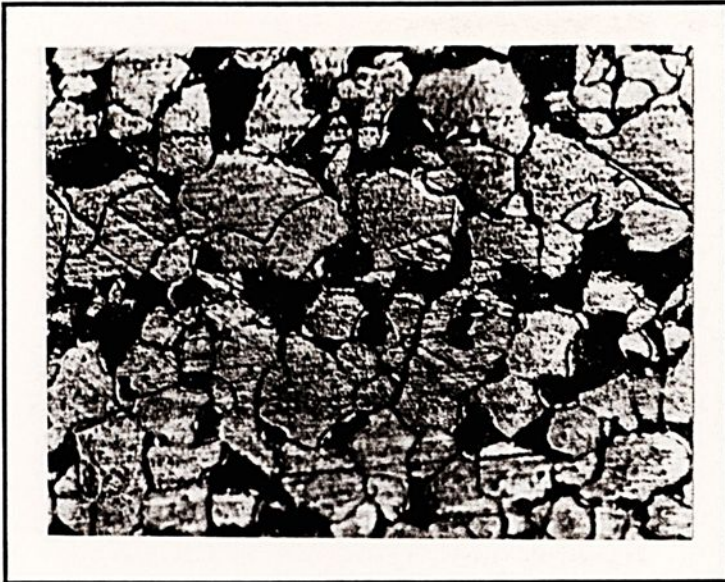


LONGITUDINAL



TRANSVERSAL

Figura 4.2 - Micrografia ótica do aço temperado a 750°C (nital 3% - 500x)



LONGITUDINAL

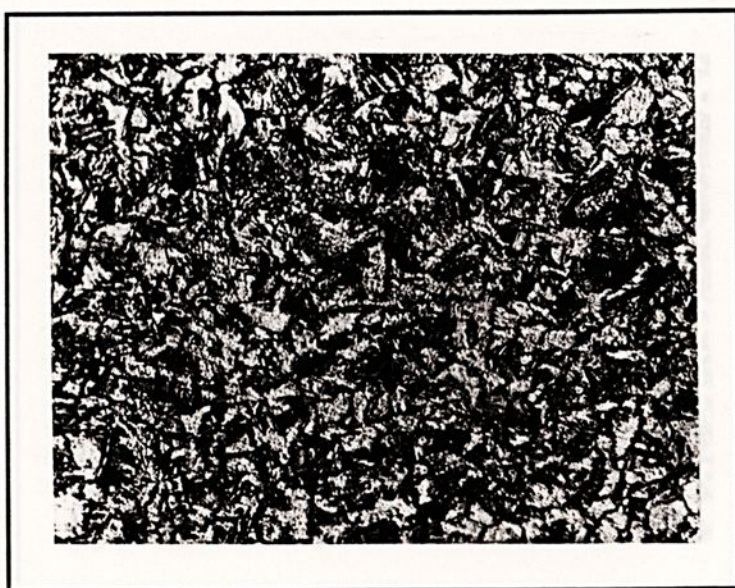


TRANSVERSAL

Figura 4.3 - Micrografia ótica do aço temperado a 800°C (nital 3% - 500x)

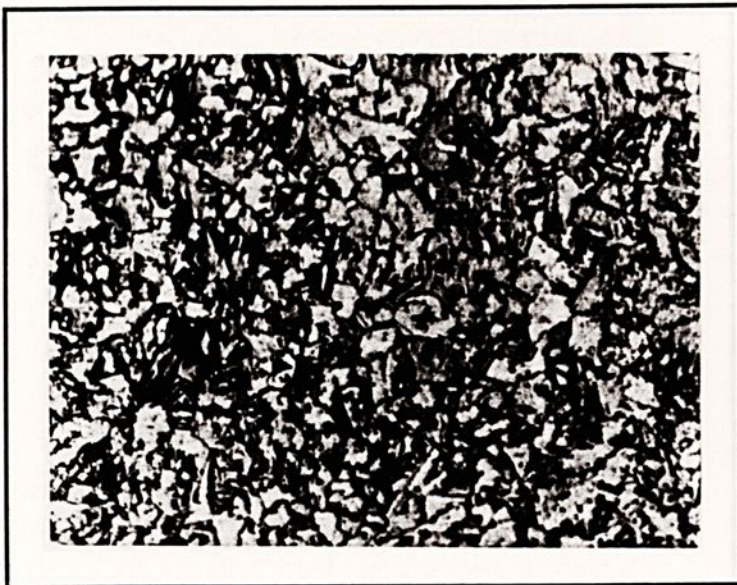


LONGITUDINAL



TRANSVERSAL

Figura 4.4 - Micrografia ótica do aço temperado a 850°C (nital 3% - 500x)

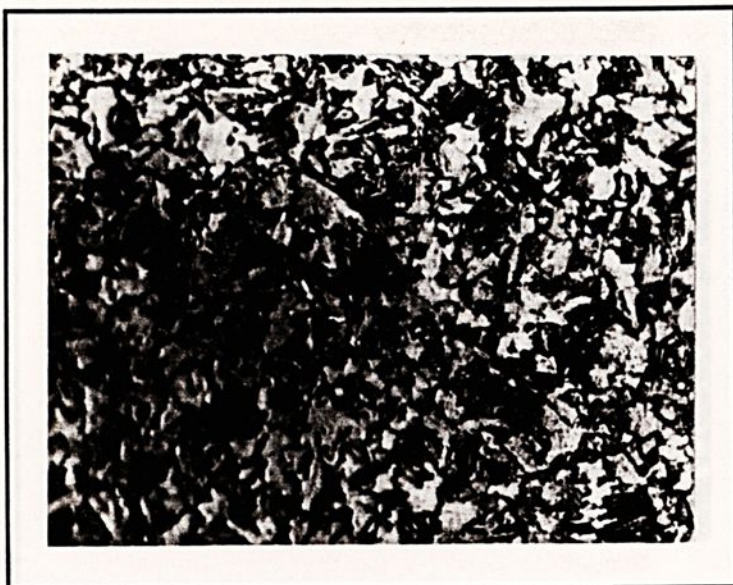


LONGITUDINAL



TRANSVERSAL

Figura 4.5 - Micrografia ótica do aço temperado a 860°C (nital 3% - 500x)

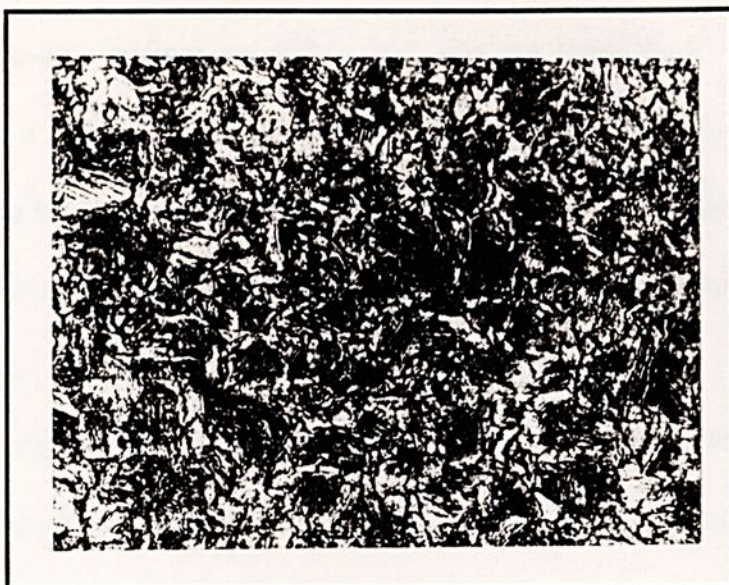


LONGITUDINAL

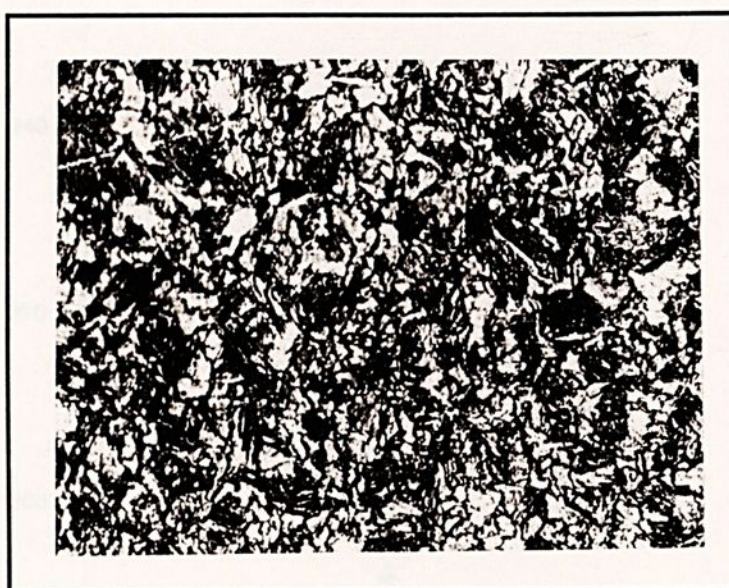


TRANSVERSAL

Figura 4.6 - Micrografia ótica do aço temperado a 875°C (nital 3% - 500x)



LONGITUDINAL



TRANSVERSAL

Figura 4.7 - Micrografia ótica do aço temperado a 890°C (nital 3% - 500x)

Pode-se verificar na tabela 4.1 que na temperatura de tratamento térmico intercrítico a 850°C , tem-se o maior valor de resistência a tração e o menor alongamento total. É interessante notar que apesar do aço ter aumentado sua resistência a tração, não houve grande queda no valor da extricção comparando com a condição normalizado.

Na figura 4.8, verifica-se que com o aumento da temperatura de têmpera, aumenta-se a porcentagem da fração volumétrica da martensita, no entanto, sua dureza diminui.

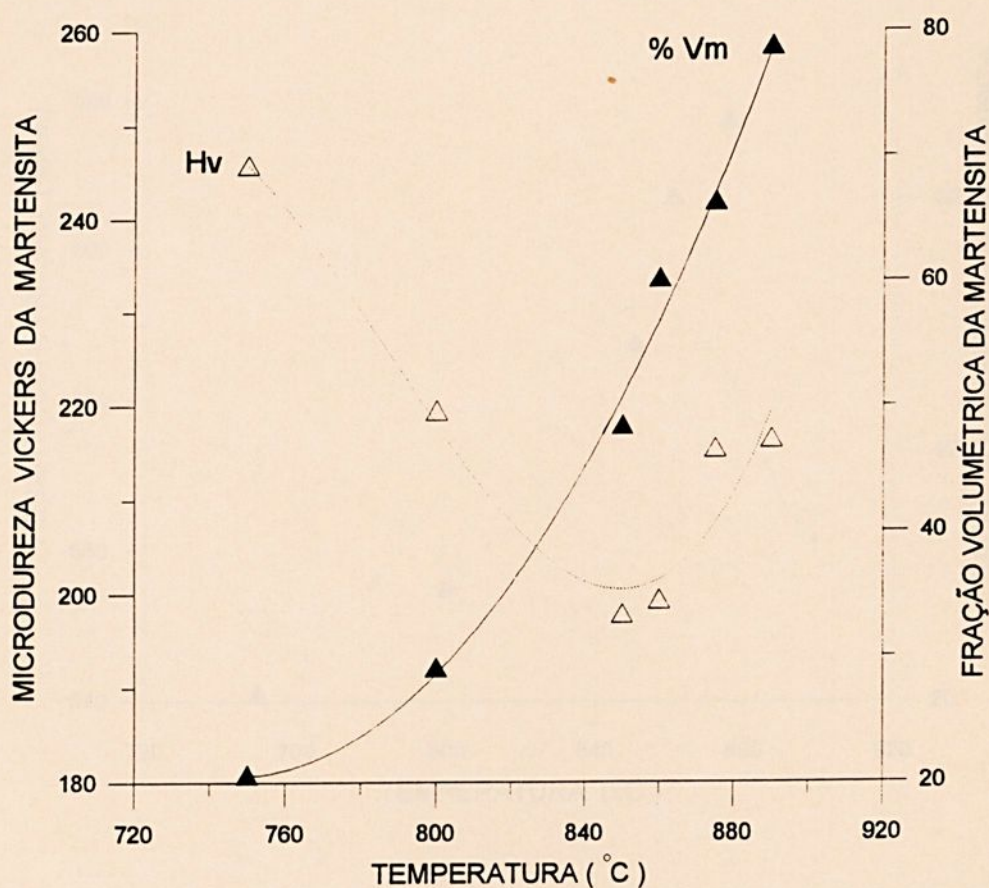


Figura 4.8 - Gráfico da microdureza da martensita (Hv) e fração volumétrica da martensita (%Vm) em função da temperatura de têmpera.

Na figura 4.9, verifica-se que com o aumento da fração volumétrica da martensita, há também um aumento no limite de resistência a tração até a temperatura de 850°C, ocorrendo uma queda após essa temperatura. Para a microestrutura bifásica obtida por Baptista [26], martensita envolvendo a ferrita, os resultados obtidos (Tabela - 4.2) demonstram que a tensão de escoamento e tensão máxima foram maiores quando comparados com os resultados da tabela 4.1 para as temperaturas de 750 e 800 °C , e menor para a temperatura de 850 °C .

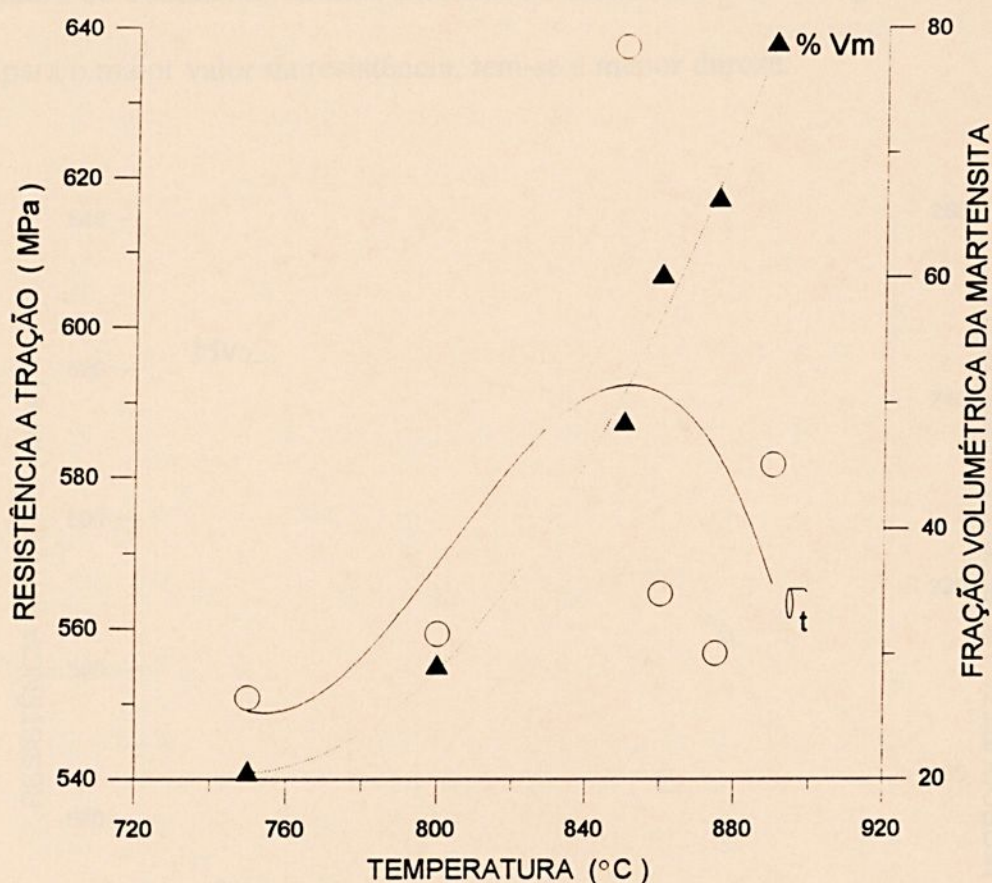


Figura 4.9 - Gráfico da fração volumétrica da martensita (%Vm) e resistência a tração (σ_t) em função da temperatura de tempera.

Tabela 4.2 - Valores médios das propriedades mecânicas (MEF) [26]

T [°C]	σ_e [MPa]	σ_t [MPa]
750	387	593
800	400	615
850	364	547

Ao comparar a resistência a tração e a microdureza da martensita com a temperatura de tratamento térmico intercrítico, como mostrado na figura 4.10, verifica-se que para o maior valor da resistência, tem-se a menor dureza.

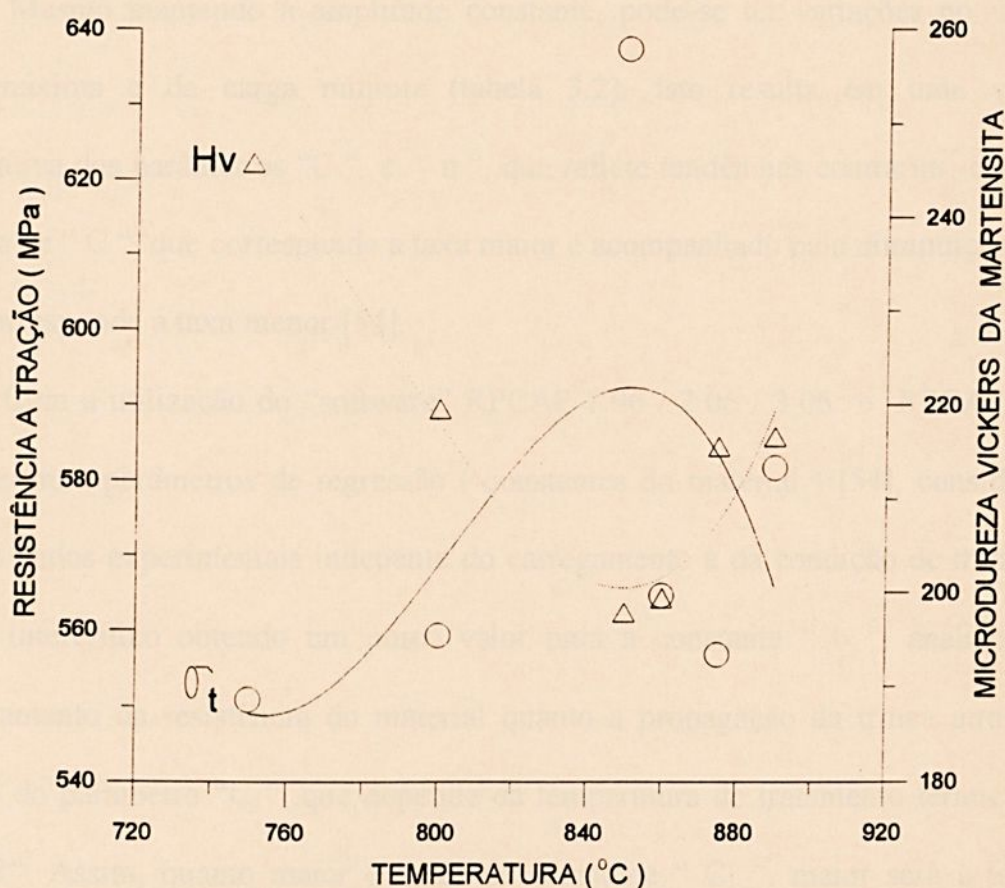


Figura 4.10 - Gráfico da resistência a tração (σ_t) e microdureza da martensita (H_v) em função da temperatura de têmpera.

4.2 - RESULTADOS DO ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA

Nos ensaios de fadiga realizados, uma vez estabelecidos os parâmetros de ensaio conforme tabela 3.2, obteve-se dados referente ao tamanho da trinca em função do número de ciclos.

No modelo proposto por Paris, equação 2.25, onde as constantes do material, "C" e "n", são determinadas através da regressão linear em termos de logaritmo da taxa de propagação em função do logaritmo da amplitude do fator intensidade de tensão. Para que haja uma caracterização completa do ciclo do carregamento, faz-se necessário definir no mínimo duas variáveis [54], como por exemplo $\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$.

Mesmo mantendo a amplitude constante, pode-se ter variações no valor da carga máxima e da carga mínima (tabela 3.2). Isto resulta em uma variação significativa dos parâmetros "C" e "n", que reflete tendências contrárias, ou seja, o aumento de "C", que corresponde a taxa maior é acompanhado pela diminuição de "n" que corresponde a taxa menor [54].

Com a utilização do "software" RPCAP 1.06 / 2.06 / 3.06 e RPCAP 4.06, que determina parâmetros de regressão (constantes do material) [54], considerando todos os dados experimentais independente do carregamento e da condição de tratamento térmico intercrítico obtendo um único valor para a constante "b", analisou-se o comportamento da resistência do material quanto a propagação da trinca através da variação do parâmetro " C_1 ", que depende da temperatura de tratamento térmico e da razão "R". Assim, quanto maior o valor da constante " C_1 ", maior será a taxa de propagação da trinca, como pode ser visto na equação 4.1. O mesmo método aplica-se



para a equação biparamétrica (equação 4.2), onde “ β ” e “ b ” são constantes gerais para todos materiais; C_1 depende apenas da temperatura do tratamento térmico e independe de “ R ”.

$$(da / dN) = C_1 \cdot K_{\text{máx}}^b \quad (4.1)$$

$$(da / dN) = C_1 \cdot K_{\text{máx}}^b \cdot (1 - R)^\beta \quad (4.2)$$

Nas figuras 4.11 a 4.22, tem-se traçadas as curvas teóricas e experimentais do tamanho da trinca pelo número de ciclos. A curva individual (que aparece pontilhada) é traçada considerando nos cálculos das constantes “ C_1 ” e “ b ”, os dados experimentais separadamente para cada condição de têmpera e do carregamento. A curva geral (que aparece com linha cheia) é traçada considerando nos cálculos de “ C_1 ” e “ b ” dados experimentais para todas as condições de têmpera.



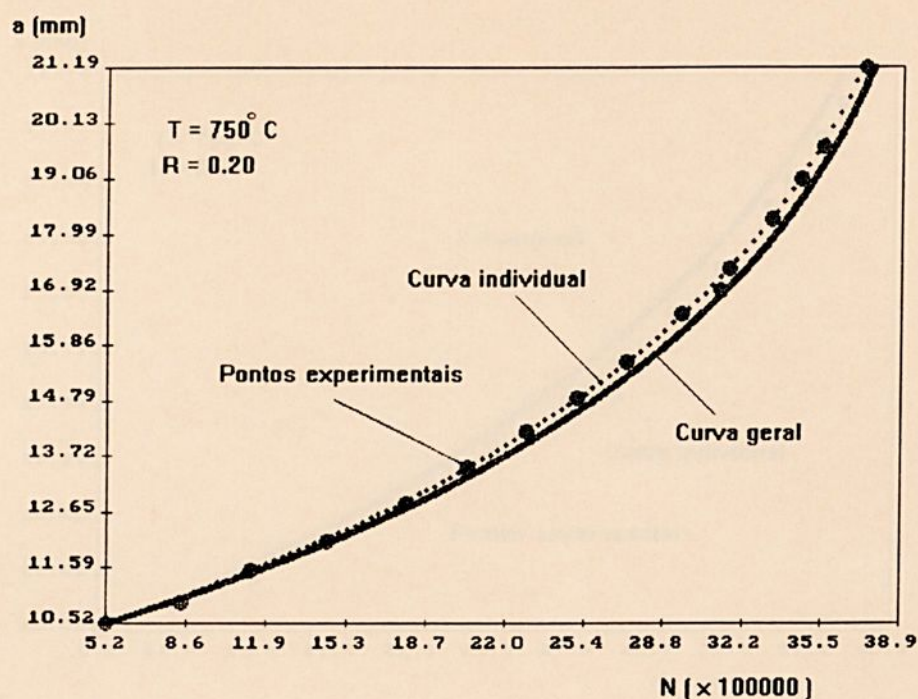


Figura 4.11 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 750^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,20$.

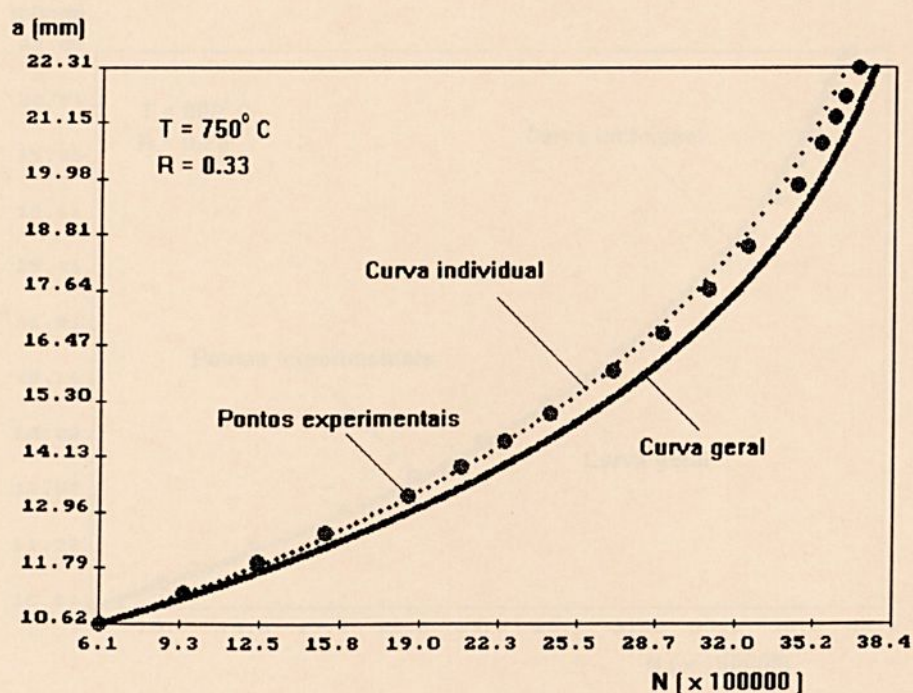


Figura 4.12 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 750^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,33$.

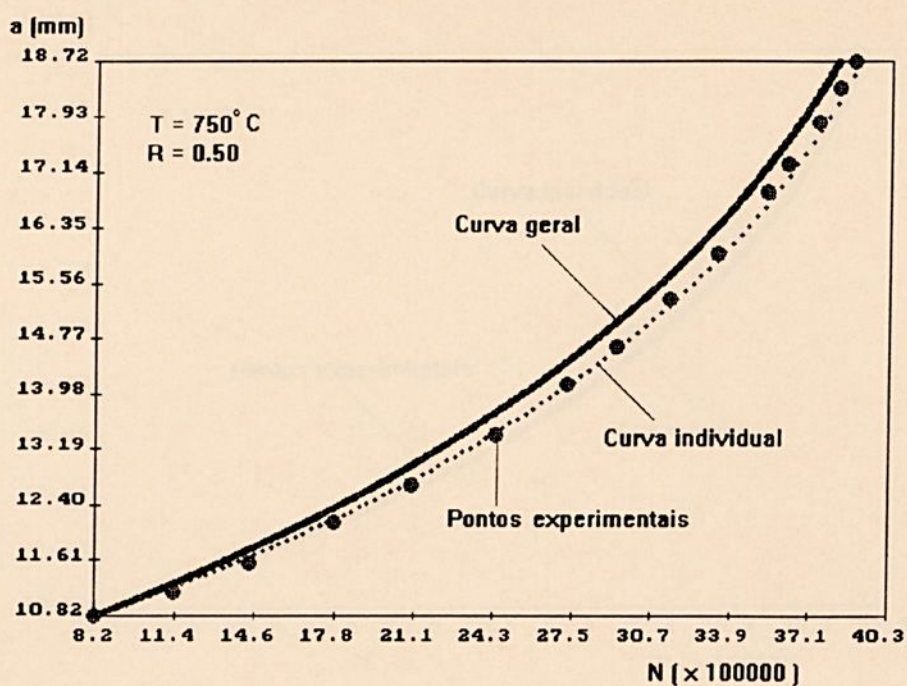


Figura 4.13 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 750^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,50$.

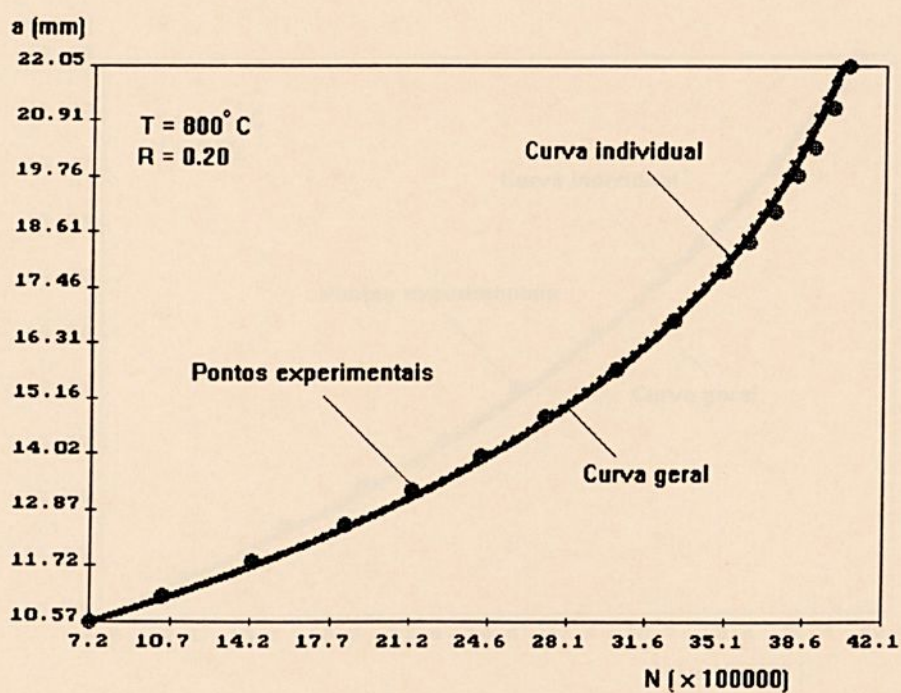


Figura 4.14 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 800^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,20$.

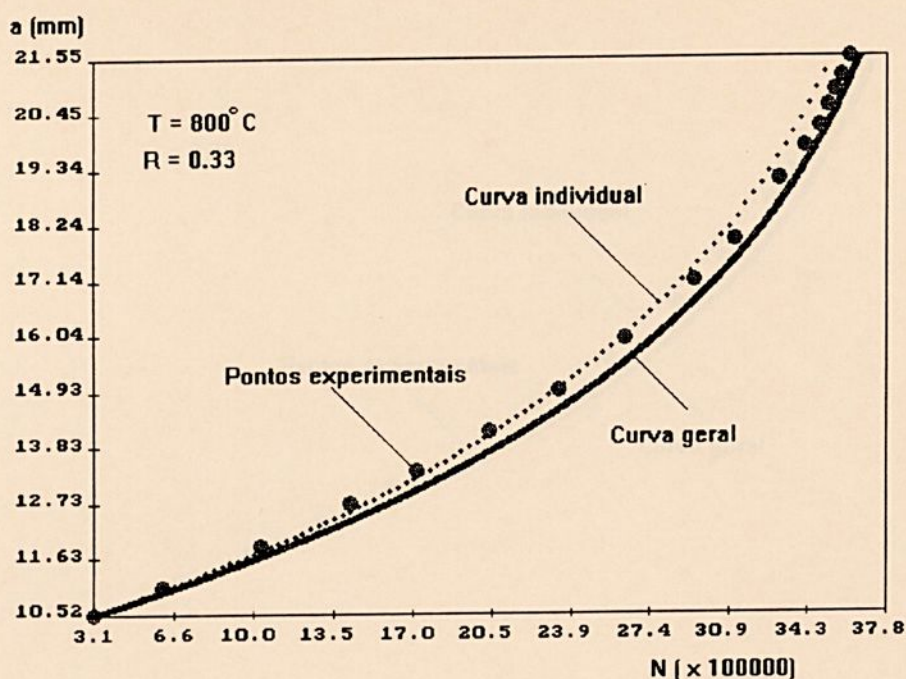


Figura 4.15 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 800^\circ\text{C}$ e $R = 0,33$.

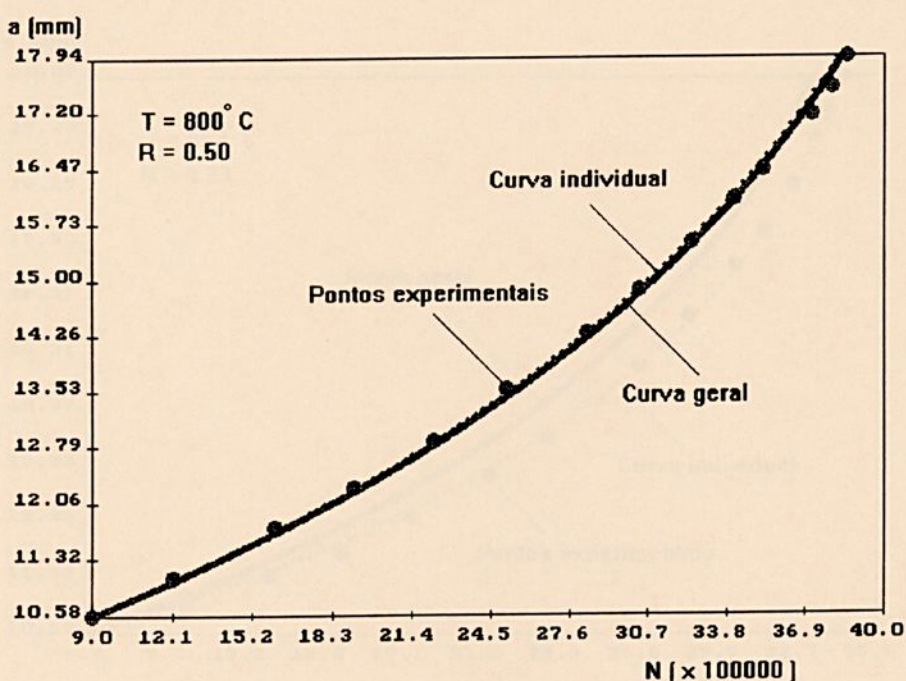


Figura 4.16 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 800^\circ\text{C}$ e $R = 0,50$.

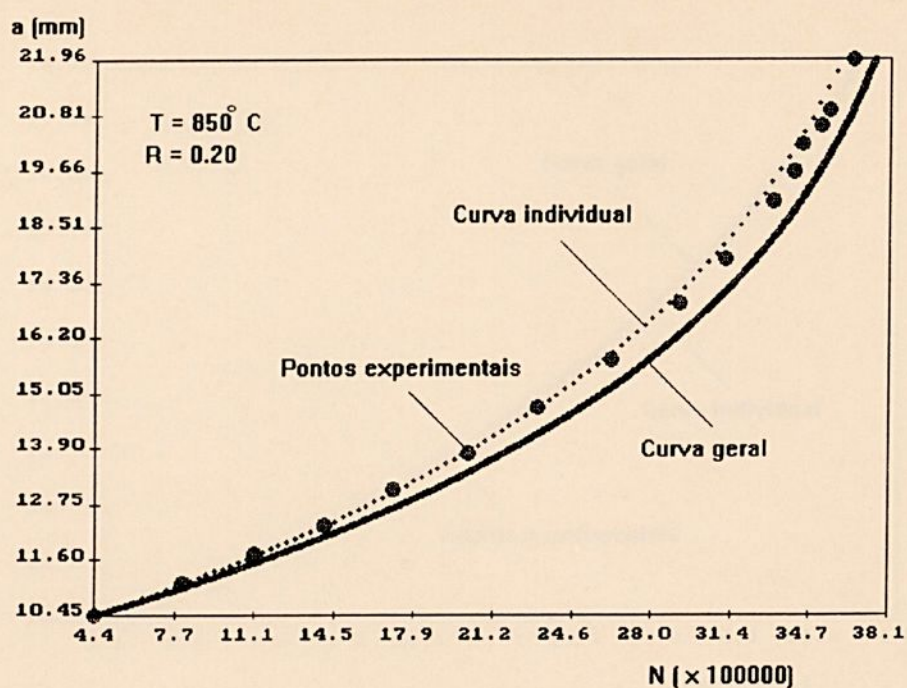


Figura 4.17 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 850^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,20$.

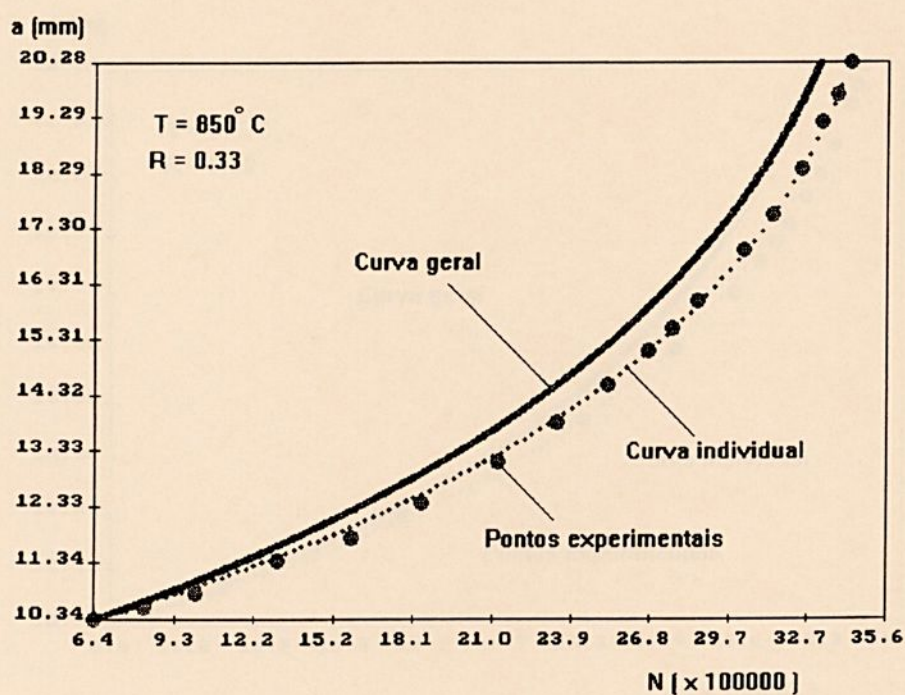


Figura 4.18 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 850^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,33$.

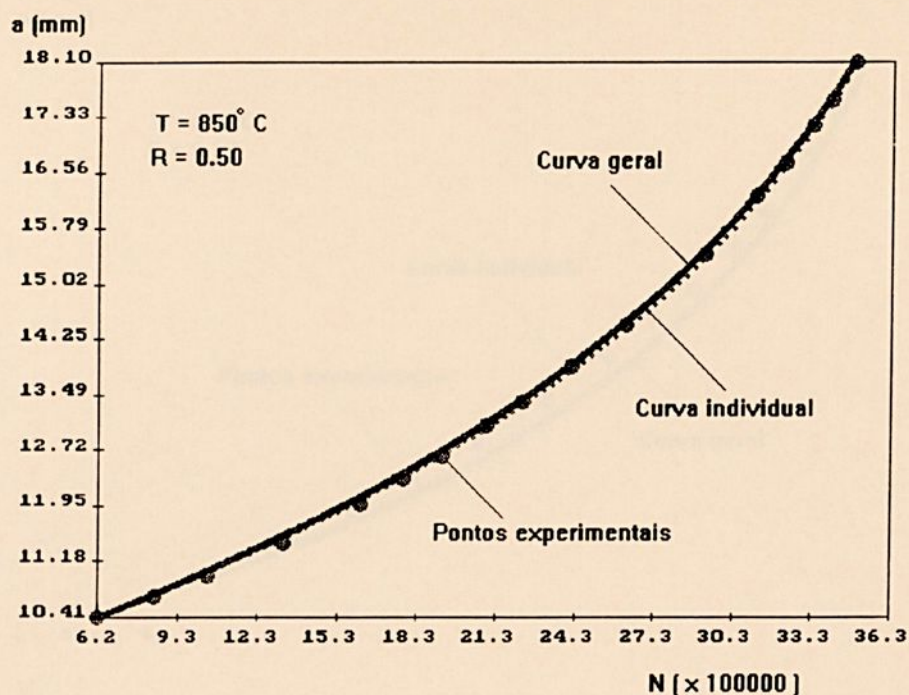


Figura 4.19 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 850^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,50$.

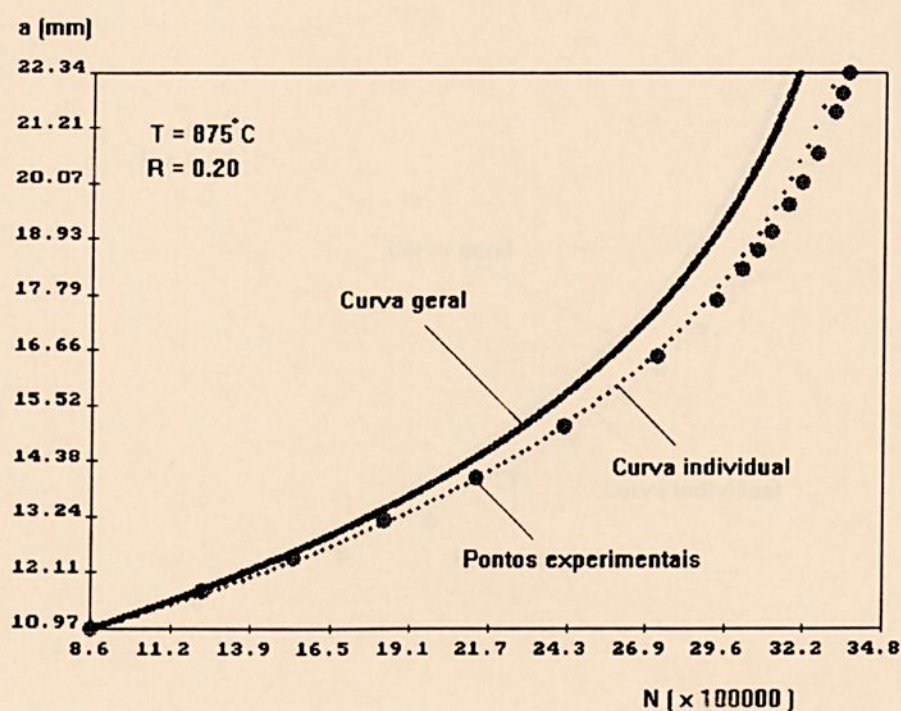


Figura 4.20 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 875^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,20$.

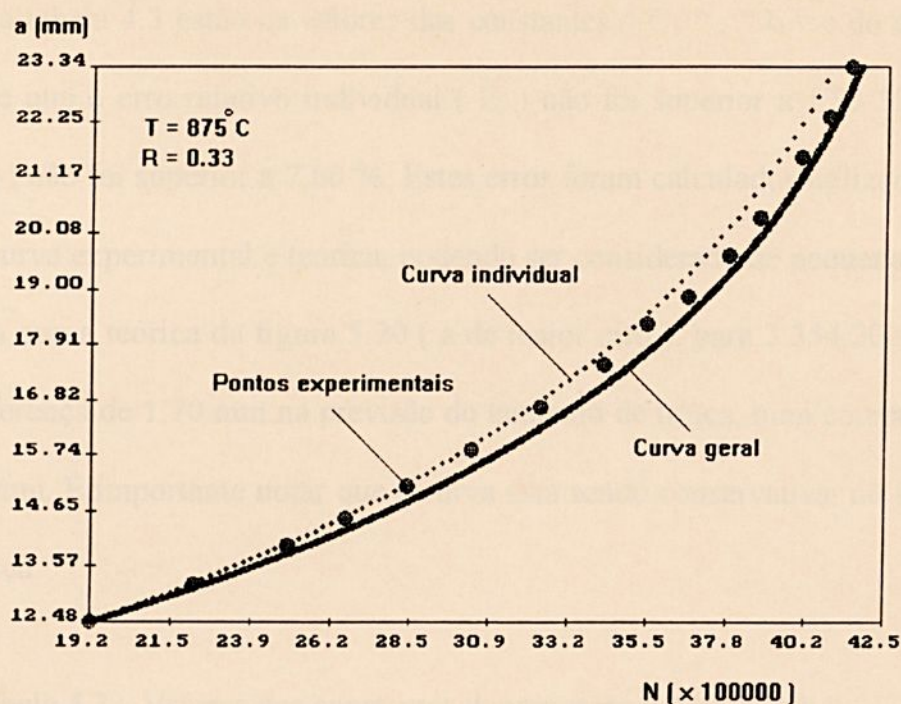


Figura 4.21 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 875^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,33$.

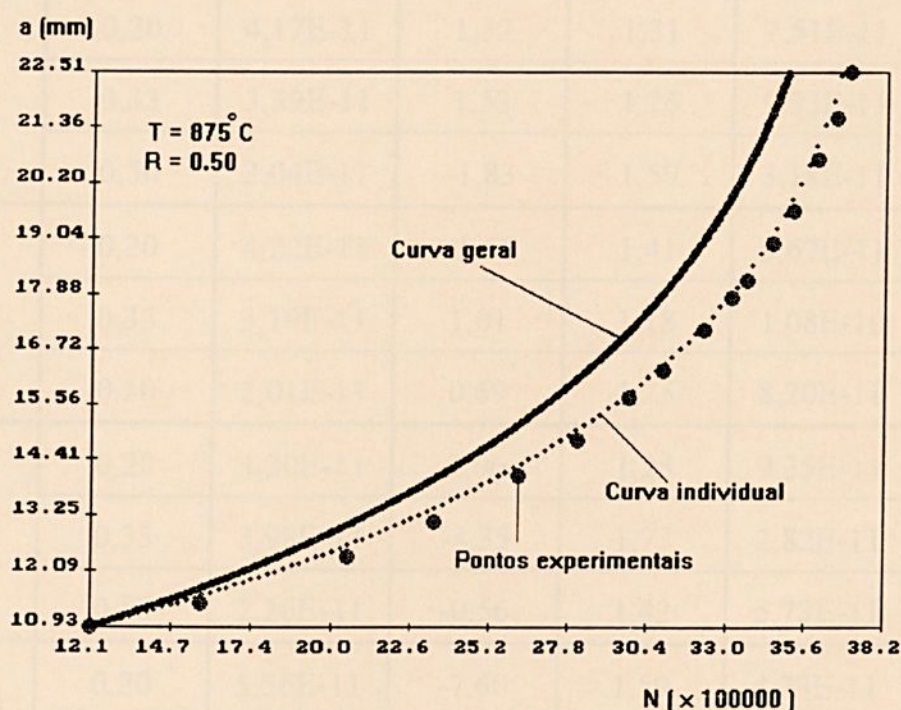


Figura 4.22 - Tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos (N), para $T = 875^{\circ}\text{C}$ e $R = 0,50$.

Na tabela 4.3 estão os valores das constantes “ C_1 “ , “ b “ e do erro relativo. Verifica-se que o erro relativo individual (E_i) não foi superior a 1,93 % e o erro geral (E_{rg}) não foi superior a 7,60 %. Estes erros foram calculados utilizando o último ponto da curva experimental e teórica, podendo ser considerado de pequena magnitude, pois para a curva teórica da figura 5.20 (a de maior erro), para 3.354.200 ciclos tem-se uma diferença de 1,70 mm na previsão do tamanho de trinca, num comprimento real de 22,35 mm. É importante notar que a curva está sendo conservativa, ou seja, a favor da segurança.

Tabela 4.3 - Valores das constantes de regressão “ C_1 “ e “ b “

b = 1,41						
T (°C)	R	C_{lg}	E_{rg} (%)	b_i	C_{li}	E_{ri} (%)
750	0,20	4,17E-11	1,32	1,31	7,51E-11	0,15
	0,33	3,39E-11	1,53	1,26	9,33E-11	-1,72
	0,50	2,04E-11	-1,83	1,59	3,18E-11	0,48
800	0,20	4,22E-11	-1,62	1,41	5,67E-11	-1,51
	0,33	3,19E-11	1,01	1,18	1,08E-10	-1,51
	0,50	2,01E-11	0,69	1,25	8,20E-11	-0,46
850	0,20	4,30E-11	2,06	1,25	9,35E-11	-1,62
	0,33	3,98E-11	-4,35	1,73	2,82E-11	0,06
	0,50	2,26E-11	-0,56	1,42	5,73E-11	-0,46
875	0,20	5,56E-11	-7,60	1,59	4,23E-11	-1,72
	0,33	3,29E-11	1,43	1,25	9,69E-11	-0,88
	0,50	3,16E-11	-4,98	1,57	4,89E-11	-1,93

Na figura 4.23, verifica-se que com o crescimento de “R” o valor da constante “ C_{1g} ” que é único parâmetro individual que caracteriza a resistência do material à propagação de trinca por fadiga, decresce, ou seja, quanto maior a razão de carga, menor a taxa de propagação da trinca.

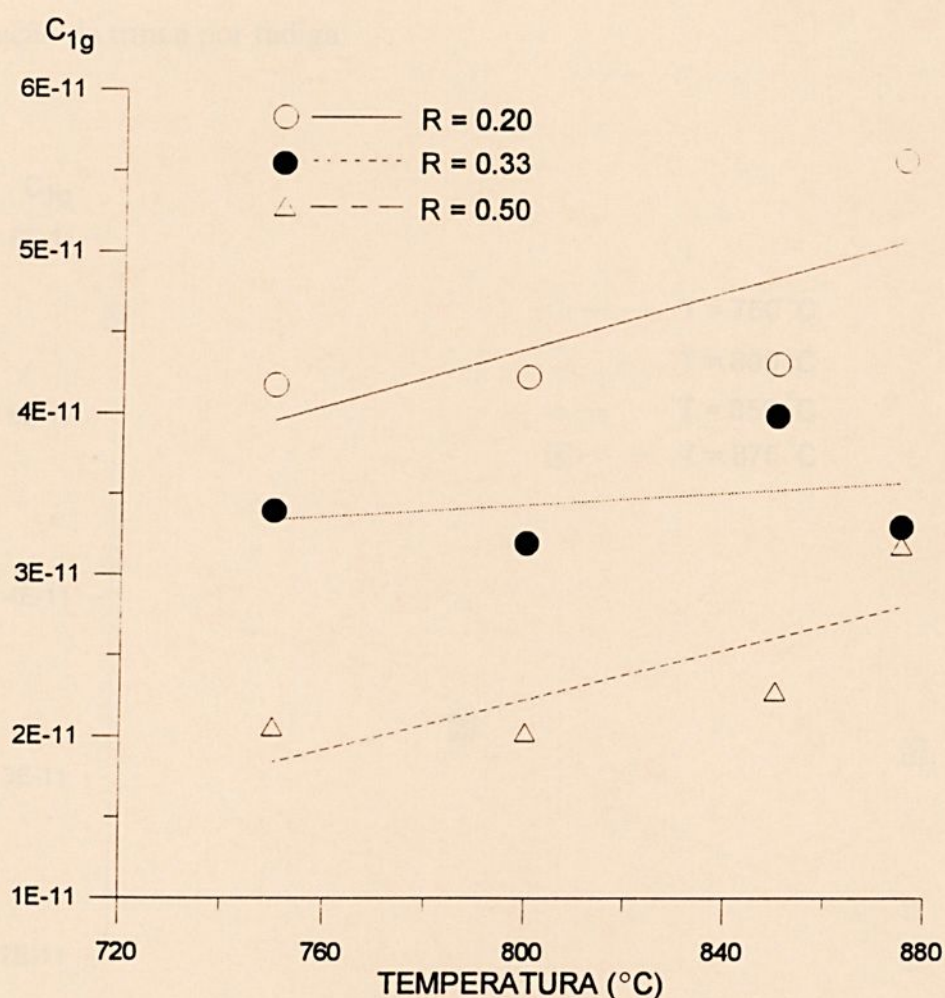


Figura 4.23 - Gráfico do parâmetro geral de regressão (C_{1g}) em função da temperatura de tensão.

Na figura 4.24, verifica-se que o menor valor da constante “ C_{1g} ” é para a temperatura de tensão igual a 800°C , e após essa temperatura a resistência quanto a

propagação de trinca diminui, ou seja, aumentando a temperatura tem-se maior taxa de propagação da trinca.

Os resultados obtidos por Baptista [26], que utilizou outra rota de tratamento térmico intecrítico obtendo a microestrutura martensita envolvendo a ferrita (MEF), para a maior resistência a tração, obteve o pior desempenho na resistência a propagação da trinca por fadiga.

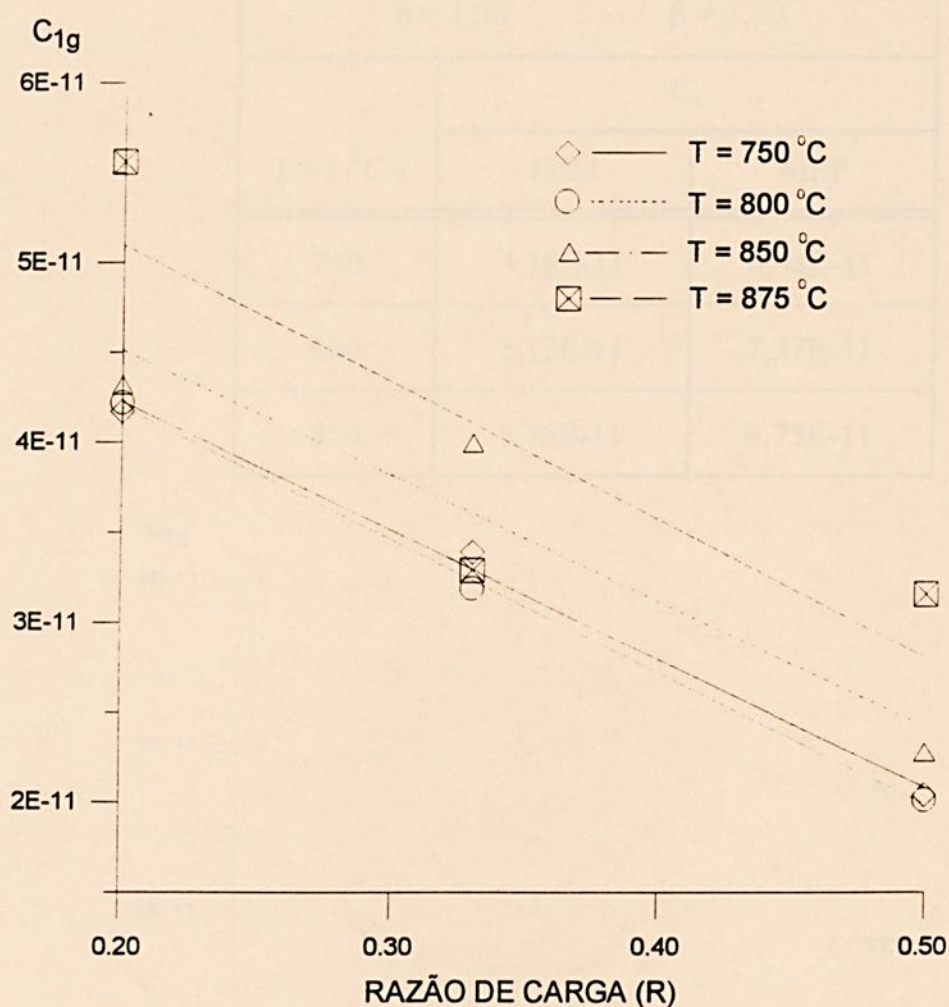
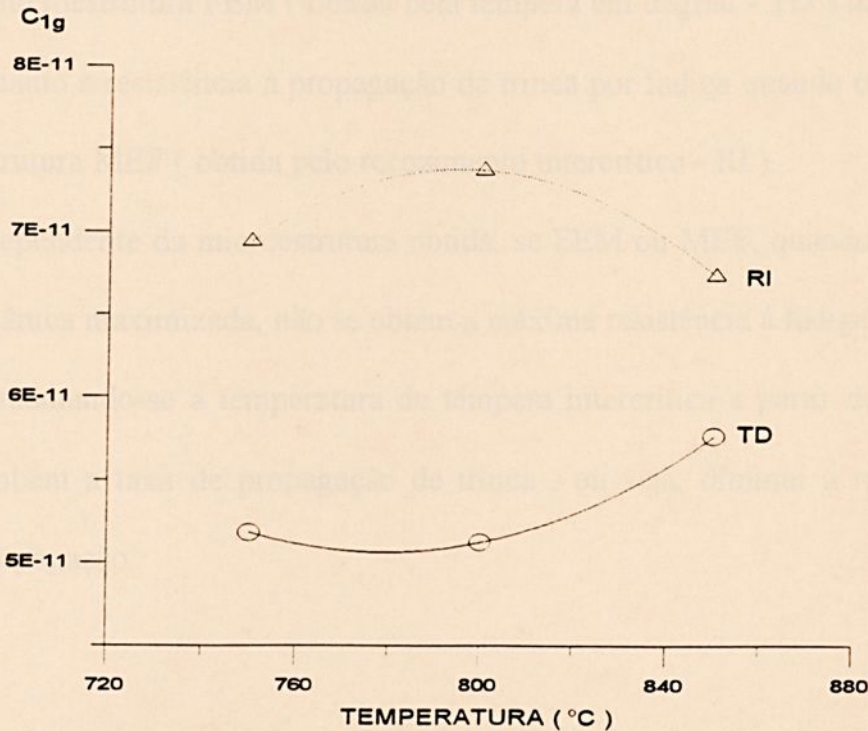


Figura 4.24 - Gráfico do parâmetro geral de regressão (C_{1g}) em função da razão de carga.

Utilizando a equação biparamétrica 4.2, através do programa RPCAP 4.06, podemos fazer a comparação entre as duas microestruturas, FEM e MEF [26], considerando simultaneamente os dados das duas morfologias, como é visto na figura 4.25. Na tabela 4.4 tem-se os valores da constante “ C_1 “. Verifica-se que a morfologia FEM tem maior resistência quanto a propagação de trinca por fadiga.

Tabela 4.4 - Valores de “ C_1 “ para a equação biparamétrica.

	$b = 1,50$	$\beta = 1,90$
	C_1	
$T = (^\circ\text{C})$	FEM	MEF
750	5,18E-11	6,94E-11
800	5,12E-11	7,37E-11
850	5,76E-11	6,73E-11



CAPÍTULO V - CONCLUSÕES

1 - A temperatura de tratamento térmico intercrítico de 850°C foi a que obteve maior resistência à tração.

2 - O pior desempenho na resistência quanto à propagação de trinca por fadiga, foi obtido nas temperaturas de tratamentos térmicos intercríticos iguais a 875°C e 850°C . Para resistência à tração maximizada não se obtém a máxima resistência à fadiga.

3 - Para a temperatura de tratamento térmico intercrítico de 800°C , tem-se o melhor desempenho quanto a taxa de propagação de trinca por fadiga.

4 - Para a razão de carga (R) igual a 0.20, houve maior taxa de propagação de trinca por fadiga e para a razão igual a 0,50 a menor taxa.

5 - A microestrutura FEM (obtida pela têmpera em degrau - TD) tem melhor desempenho quanto a resistência à propagação de trinca por fadiga quando comparada com a microestrutura MEF (obtida pelo recozimento intercrítico - RI).

6 - Independente da microestrutura obtida, se FEM ou MEF, quando se tem a resistência mecânica maximizada, não se obtém a máxima resistência à fadiga.

7 - Aumentando-se a temperatura de têmpera intercrítica a partir de 800°C , aumenta-se também a taxa de propagação de trinca , ou seja, diminui a resistência quanto a sua propagação.



CAPÍTULO VI - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1 - Estudar a influência do carregamento variável, com picos e/ou blocos de sobrecargas na propagação da trinca por fadiga em microestrutura bifásica obtida por têmpera em degrau no aço ABNT 1010AA.

2 - Estudar o efeito do encruamento (ou conformação mecânica) na propagação da trinca por fadiga em microestrutura bifásica obtida por têmpera em degrau no aço ABNT 1010AA.

3 - Estudar o efeito do revenimento e da zona termicamente afetada, na propagação da trinca por fadiga em microestrutura bifásica obtida por têmpera em degrau no aço ABNT 1010AA.



REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- [1] Padilha, A.F.; *"Materiais, Ciência dos Materiais e Engenharia de Materiais"*, Metalurgia - ABM, Vol. 46, N^o 391, agosto/set. 1990, p. 454 - 457.
- [2] Eckstein, C.B.; Guimarães, J.R.C.; *"Correlação Entre Microestrutura e Resposta Mecânica em Misturas de Austenita e Martensita"*. Metalurgia - ABM, Vol. 39, N^o 307, jun. 1983, p.307 - 310.
- [3] Lian, J.; Jiang, Z., Liu, J.; *"Theoretical Model for the Tensile Work Hardening Behaviour of Dual - Phase Steel"* Materials Science and Engineering, A147, 1991, p. 55 - 65.
- [4] Kot, R.A.; Morris, J.N.; TMS - AIME, Warrendale, 1979, *"Mechanical Properties of Ferrite - Martensite Steels"* TMS - AIME, Warrendale, 1979, p.145.
- [5] Ree - Hill, R.E.; *"Princípios de Metalurgia Física"*.Rio de Janeiro; 2^o edição, Guanabara Dois, 1982, p.688.
- [6] Tokimatsu,R.C.; Sokei, C.R.; *"Micromecanismos de Fratura Associados ao Processo de Fratura por Fadiga"*. Anais do 10^o CBECIMAT, dez. 1992, p.792 - 795.
- [7] Silva, P.S.C.P.;*"Microfractografia - Introdução às Características Topográficas Correspondentes aos Diversos Micro - Mecanismos de Fratura"*.Metalurgia - Vol.27, N^o 166, set. 1971, p. 641 - 652.



- [8] Hussain, K.; Tauqir, A.; Hashmi, F.H.; Khan, A.Q.; *"Short Fatigue Crack Growth Behavior in a Ferritic - Bainitic Steel"* Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25A, nov. 1994, p. 2421 - 2425.
- [9] Gowda, C.V.B.; Topper, T.H.; *"Crack Propagation in Notched Mild Steel Plates Subjected to Cyclic Inelastic Strains"*. Cyclic Stress - Strain Behavior - Analysis, Experimentation, and Failure Prediction, ASTM STP 519, 1973, p. 170 - 184.
- [10] Pastoukhov, V.A.; Voorwald, H.J.C; *"Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural"*. São Paulo, Editora da Universidade Estadual Paulista, Ciência & Tecnologia, 1995, p. 11 - 13.
- [11] Chawla, K.K.; Meyers, M.A.; *"Princípios de Metalurgia Mecânica"*, S. Paulo: Edgarg Blucher, 1982, p. 126 - 454.
- [12] Dieter, G.E.; *"Metalurgia Mecânica"*, 2ª edição, ed. Guanabara Dois S.A., 1981, p. 220 - 437.
- [13] Fracture, *"Mathematical Fundamentals"*, Vol. II, Ed. H. Liebowitz, 1968, p. 560 - 581.
- [14] Meguid, S.A.; *"Engineering Fracture Mechanics"*; Elsevier Science Publishers Ltd, 1989, p. 122 - 286.
- [15] Tokimatsu, R.C.; Ferreira, I.; *"Influência da Espessura do Corpo de Prova Sobre o Valor da Tenacidade à Fratura"*. Primeiro Seminário de Mecânica da Fratura - ABM, junho 1995, p. 139 - 158.
- [16] Lankford, J.; Davidson, D.L.; Cook, T.S.; *"Fatigue Crack Tip Plasticity"*, Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth; ASTM STP 637, 1977, p. 36 - 55.



- [17] Branco, C.M.; Fernandes, A.A.; Castro, P.M.S.; *"Fadiga de Estruturas Soldadas"*. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1986, p. 137 - 190.
- [18] Radon, J.C.; *"The Designers Dilema - Can we avoid Fatigue Failures?"* XII Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 1993, p. 7 - 13.
- [19] Padmadinata, U.H.; *"Investigation of Crack-Closure Prediction Models for Fatigue in Aluminum Alloy Sheet Under Flight-Simulation Loading"*, Geboren te Purwakarta, Indonesië, 1990.
- [20] Rosenbloom, S.N.; Laird, C.; *"Fatigue Crack Nucleation Based on a Random Slip Process - I. Computer Model"*, Acta Metall. Mater., Vol. 41, Nº 12, 1993, p. 3473 - 3482.
- [21] Knott, J.F.; *"Fundamentals of Fracture Mechanics"*. Butterworth & Co, 1973.
- [22] Godefroid, L.B.; Bastian, F.L.; *"Efeito da Razão R Entre Tensões na Propagação de Trinca de Fadiga em Ligas de Alumínio da Indústria Aeronáutica - Comparação Entre Modelos"*; XI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 1991, p. 17 - 20.
- [23] Schijve, J., *"Observations on the Prediction of Fatigue Crack Growth Propagation Under Variable-Amplitude Loading"*, Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads, ASTM STP 595, 1976, p. 3 - 23.
- [24] Bernard, P.J.; Lindley, T.C.; Richards, C.E., *"Mechanisms of Overload Retardation During Fatigue Crack Propagation"*, Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads, ASTM STP 595, 1976, p. 78 - 97.
- [25] Koterazawa, R.; Mudjijana; Qinsheng, Y; Tian-Jian, W., Noshio, T; *"Acceleration of Fatigue Crack Growth Under Intermittent Overstressing With Different Mean"*



Stress Levels" , Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., Vol. 17, Nº 9, 1994, p. 1033 - 104.

- [26] Baptista, C.A.R.P.; *"Estudo da Propagação da Trinca por Fadiga em um Aço de Baixo Carbono Submetido a Tratamentos Térmicos Intercríticos"*. Tese de Mestrado, UNESP - Guaratinguetá, 1993.
- [27] Voorwald, H.J.C.; *"Propagação da Trinca por Fadiga em Chapas Finas de Liga de Alumínio de Alta Resistência sob Carregamento de Amplitude Variável"*. Tese de Doutorado, UNICAMP-Campinas, 1988.
- [28] Nolasco, C.A.; *"Aços Bifásicos na Indústria Automobilística"*. Metalurgia - ABM, vol. 39, Nº 302, jan. 1983. p. 5 - 6.
- [29] Guimarães, V.A.; *"Estudo do Comportamento em Fadiga de Aços Bifásicos Obtidos a Partir de Diferentes Microestruturas Iniciais"*. Tese de Mestrado, UNESP-Guaratinguetá, 1993.
- [30] Guimarães, J.R.C.; Papaléo, R.; *"Aços Bifásicos: Características Mecânico-Metalúrgicas e Aplicações Potenciais"*. Metalurgia - ABM, Vol. 37, Nº 288, Nov. 1981, p. 617 - 622.
- [31] Ferraz, F.C.; Monteiro, S.N.; *"Redistribuição de Fases em Aço Bifásico Durante Revenido"*. Anais do 7º CBECIMAT, dez. 1986, p. 173 - 176.
- [32] Dutta, V.B.; Suresh, S.; Ritchie, R.O.; *"Fatigue Crack Propagation in Dual-Phase Steels: Effects of Ferritic - Martensitic Microstructures on Crack Path Morphology"*. Metallurgical Transactions A, Vol. 15A, June 1984, p. 1193 - 1207.



- [33] Hashimoto, T.M.; *"Fadiga de Aço de Baixo Carbono com Microestrutura Bifásica"*. Tese de Doutorado, UNESP - Guaratinguetá, 1989.
- [34] Ramage, R.M.; Jata, K. V.; Shiflet, G. J.; Starke, E.A., Jr ; *"The Effect of Phase Continuity on the Fatigue and Crack Closure Behavior of a Dual - Phase Steel"*. Metallurgical Transactions A, vol. 18A, july 1987, p. 1291 - 1298.
- [35] Maid, O. e outros; *"Influência dos Parâmetros Microestruturais Sobre as Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos"*. Stahl und Eisen, 108(8), abr. 1988, p. 355 - 364. Tradução Nº 1077-B, de Antônio Augusto Gorni (NPT).
- [36] Gorni, A.A.; Branchini, O.L.G.; *"Efeito da Deformação a Quente na Transformação da Austenita em um Aço Bifásico para Laminação a Quente"* ABM, setembro de 1990, p. 243 - 259.
- [37] Becker, J.; Hornbogen, E.; Stratmann, P.; *"Microestrutura Bifásica"*. Zeitschrift fuer das Metallkunde, Bd. 71, 1980, H.1, p. 27 - 31. Tradução Nº 857 - B, de Antônio Augusto Gorni (NPT).
- [38] Macedo, E.L.; Sampaio, D.A.; Santos, D.B.; *"A Produção de Aços Polifásicos - Relação Microestrutura/Propriedades Mecânicas"* Anais do 10º CBECIMAT, dez. 1992, p. 529 - 532.
- [39] Messias, J.P.; Pastukhov, V.A.; Voorwald, H.J.C.; Baptista, C.A.R.P.; *"Efeito da Temperatura de Tratamento nas Propriedades Mecânicas do Aço Bifásico"*. Anais do 11º CBECIMAT, dez. 1993, p. 195.
- [40] Messias, J.P.; Voorwald, H.J.C.; *"Efeito do Tratamento Térmico Intercrítico na Propagação da Trinca por Fadiga no Aço 1010 Acalmado ao Alumínio"*. Primeiro Seminário de Mecânica da Fratura - ABM, junho 1995, p. 107 - 118.



- [41] Sarosiek, A.M.; Owen, W.S.; *"The work Hardening of Dual-phase Steels at Small Plastic Strains"*. Materials Science and Engineering, 66, 1984, p. 13 - 34.
- [42] Faustino, V.L.; Spinelli, D.; *"Efeito Microestrutural nas Propriedades de Propagação de Trincas por Fadiga em um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga"*. Anais do 7º CBECIMAT, dez. 1986, p. 83 - 86.
- [43] Balliger, N.K.; Gladman, T.; *"Work Hardening of Dual-Phase Steels"*. Metal Science, marc. 1981, p. 95 - 108.
- [44] Souza, F.R.; Ratnapuli, R.C.; Coutinho, C.A.B.; *"Temperabilidade e Revenimento de Aço de Baixo Carbono e Alta Resistência. Correlação entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas"*. Metalurgia-ABM, vol. 40, Nº 40, Nº 317, abr. 1984 p. 195-200.
- [45] Crnkovic, O.R.; Marino, L.; Castelett, L.C.; *"Delineamento de Contornos de Grãos Austeníticos Originais em Aços Temperados e Revenidos"*. Metalurgia-ABM, vol. 39, Nº 312, nov. 1983, p. 607-609.
- [46] Jardim, O.R.; Longo, W.P.; Chawla, K.K.; *"Influência do Revenimento e do Envelhecimento nas Propriedades Mecânicas de Aço Bifásico ao Carbono"*. Metalurgia-ABM - vol. 41, Nº 335, out. 1985 p. 553-558.
- [47] Pereira, M.S.; *"O Efeito do Revenimento da Martensita sobre o Comportamento em Fadiga de um Aço Bifásico"*. Tese de Mestrado, UNESP-Guaratinguetá, 1992.
- [48] Kunio, T.; Yamada, K.; *"Microstructural Aspects of the Threshold Condition for Nonpropagating Fatigue Cracks in Martensitic - Ferritic Structures"*. Fatigue



Mechanisms, Proceedings of an ASTM-NBS-NSF symposium, may 1978, J.T.Fong, Ed., ASTM STP 675, 1979, p. 342 - 370.

- [49] Wan, C.M.; Chou, K.C.; Jahn, M.T.; Kuo, S.M.; *"Fatigue Studies on Dual-Phase Low Carbon Steel"*. Journal of Materials Science 16, 1981, p. 2521 - 2526.
- [50] McEvily, A.J.; Suzuki, H.; *"Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel"*. Metallurgical Transactions A, vol. 10A, april 1979, p.475 - 481.
- [51] Lei, T.C.; Lin, G.Y.; Cui, Y.X.; *"Dislocation Substructures in Ferrite of Plain Carbon Dual-Phase Steels After Fatigue Fracture"*. Fatigue Fract. Engng Mater., Vol. 17, Nº 4, 1994, p. 451 - 458.
- [52] Padkin, A.J.; Brereton, M.F.; Plumbridge, W.J.; *"Fatigue Crack Growth in Two-Phase Alloys"*. Materials Science and Tecnology, march 1987, Vol. 3, p. 217 - 223.
- [53] Shang, J.K.; Tzou, J.L.; Ritchie, R.O.; *"Role of Crack Tip Shielding in the Initiation and Growth of Long and Small Fatigue Cracks in Composite Microstructures"*. Metallurgical Transaction A, Vol. 18A, sept. 1987, p. 1613 - 1627.
- [54] Pastoukhov, V.A.; Baptista, C.A.R.P.; *"Análise da Resistência à Propagação Subcrítica de Trincas sob Carregamento Cíclico"*. Primeiro Seminário de Mecânica da Fratura - ABM, junho 1995, p. 227 - 240.



