

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá

1993



UNESP UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Campus de Guaratinguetá

"ESTUDO DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA EM UM AÇO DE BAIXO
CARBONO SUBMETIDO A TRATAMENTOS TÉRMICOS INTERCRÍTICOS"

CARLOS ANTONIO REIS PEREIRA BAPTISTA

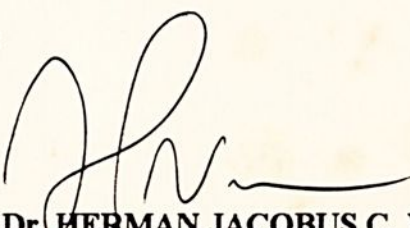
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS

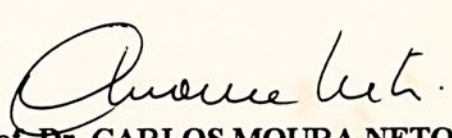
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Tamotsu Hirata
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. HERMAN JACOBUS C. VOORWALD
Orientador


Prof. Dr. FERNANDO LUIS BASTIAN


Prof. Dr. CARLOS MOURA NETO

CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

000230

230

Agosto de 1993

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ

BIBLIOTECA

unesp



CARLOS ANTONIO REIS PEREIRA BAPTISTA

Engenheiro Civil, Universidade Federal de São Carlos, 1987.

ESTUDO DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA EM UM AÇO
DE BAIXO CARBONO SUBMETIDO A
TRATAMENTOS TÉRMICOS INTERCRÍTICOS

Guaratinguetá, 1993.



Ao Dr. Herman Jacobus Cornelis Voornveld, pelo apoio e colaboração durante a realização deste trabalho.

A FNV - Veículos e Equipamentos S/A, na figura do eng. Cláudio Pereira de Carvalho, pelo fornecimento do material para a confecção dos corpos de prova.

A EDE - EMBRAER, em especial aos engs. Lúcio Fábio dos Santos Vieira e Bruno Sávio M. Soares Moura, pelos tratamentos térmicos realizados, e também ao Sr. José Raimundo Sobrinho pela colaboração durante a realização dos mesmos.

Ao IIA pela cessão do equipamento para ensaio de fadiga, bem como ao eng. Júlio César Santos e ao técnico Marcos Vinícius de Oliveira Rezende pela colaboração durante o desenvolvimento experimental.

Ao CENAR/Faenquim por possibilitar o desenvolvimento e conclusão deste trabalho, em especial ao setor de projetos, na figura do Sr. Carlos Roberto Bernardes, pela confecção dos desenhos, e ao técnico Douglas Batista Ribeiro pelo auxílio na obtenção das micrografias.

Aos técnicos do DMI-FEG/Unesp, João Cardoso da Silva, Celso José de Sousa e Wilson Roberto Monteiro, pela colaboração durante o desenvolvimento experimental, e à Oficina Mecânica da FEG, na figura de seu coordenador, Sr. José Roberto dos Santos, pela usinagem dos corpos de prova.

Ao eng. Nazareno das Neves (CONFAB Industrial S/A) pela análise final das peças.

*Science! True daughter of Old Time thou art!
Who alterest all things with thy peering eyes.*

A Divisão de Materiais (DMR/DTA), na figura do Sr. Roberto Moreira da Silva, pela cessão do REV.

(E. A. Poe)

E a todos as pessoas que de uma forma indireta contribuíram para que este trabalho fosse realizado.



AGRADECIMENTOS

Ao Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, pelo apoio e colaboração dedicados ao autor durante a orientação deste trabalho.

À FNV - Veículos e Equipamentos S/A, na figura do eng. Cleinaldo Pereira de Carvalho, pelo fornecimento do material para a confecção dos corpos de prova.

À EDE - EMBRAER, em especial aos engs. Luís Fábio dos Santos Vieira e Breno Sávio M. Soderro Horta, pelos tratamentos térmicos realizados, e também ao Sr. José Raimundo Sobrinho pela colaboração durante a realização dos mesmos.

Ao ITA pela cessão do equipamento para ensaios de fadiga, bem como ao eng. Júlio César Santos e ao técnico Marcos Vinícius de Oliveira Resende pela colaboração durante o desenvolvimento experimental.

Ao CEMAR/Faenquil por possibilitar o desenvolvimento e conclusão deste trabalho, em especial ao setor de projetos, na figura do Sr. Carlos Roberto Bernardo, pela confecção dos desenhos, e ao técnico Rosinei Batista Ribeiro pelo auxílio na obtenção das micrografias.

Aos técnicos do DMT-FEG/Unesp, João Cardoso da Silva, Célio José de Sousa e Wilson Roberto Monteiro, pela colaboração durante o desenvolvimento experimental, e à Oficina Mecânica da FEG, na figura de seu coordenador, Sr. José Rubens dos Santos, pela usinagem dos corpos de prova.

Ao eng. Nasareno das Neves (CONFAB Industrial S/A) pela análise química das amostras do material utilizado.

À Divisão de Materiais (AMR/CTA), na figura do Cap. Cosme Roberto Moreira da Silva, pela cessão do MEV.

E a todas as pessoas que de uma forma indireta contribuíram para que este trabalho fosse realizado.



RESUMO

O comportamento mecânico dos metais está diretamente relacionado à sua microestrutura, cuja obtenção é o propósito de grande parte dos tratamentos térmicos e termo-mecânicos. Os aços de baixo carbono, de grande aplicação industrial, podem ter suas propriedades mecânicas melhoradas através de tratamentos térmicos intercríticos que resultem numa microestrutura bifásica (ferrita + martensita).

Na vida em serviço de componentes mecânicos ocorrem com frequência carregamentos cíclicos que deflagram o processo de fadiga do material. Podem surgir trincas ainda numa fase inicial de uso, fazendo com que uma parcela significativa da vida em fadiga dos mecanismos seja ocupada no crescimento dessas trincas. Em vista disso, muitas investigações estão direcionadas na aplicação dos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica, visando a descrição do comportamento das trincas em fadiga e indo em direção a uma filosofia de projeto que reconheça sua inevitabilidade e determine as condições para uma convivência segura com as mesmas.

Neste trabalho, estudou-se o efeito de tratamentos térmicos intercríticos na resistência à propagação da trinca por fadiga do aço ABNT 1010 AA. Foram realizados ensaios com carregamentos de amplitude constante, com os quais se avaliou o efeito da razão de carga (R), e de amplitude variável, visando ao estudo do retardo.

Quanto às microestruturas bifásicas obtidas, verificou-se a existência de um possível ponto ótimo no que diz respeito às propriedades mecânicas estáticas. Observou-se também que a resistência à propagação da fissura, nas condições bifásicas, cai com o aumento da resistência mecânica.

Verificou-se a existência de pontos-pivô nas retas $\log \left(\frac{da}{dN} \right)$ versus $\log(\Delta K)$, cujas coordenadas foram relacionadas à resistência à propagação da trinca por fadiga.

Quanto ao retardo, observou-se que seu efeito é mais intenso nas condições de menor resistência mecânica. O modelo desenvolvido por Willenborg, baseado na plastificação da ponta da trinca, foi utilizado para descrever este efeito.



ABSTRACT

Mechanical behaviour of metals is directly related to their microstructure, which is obtained by means of thermo and thermo-mechanical treatments. Low-carbon steels, which are largely employed in industry, may have improved their mechanical properties through the application of intercritical heat treatments, in order to obtain the so-called dual phase steel.

In service-life of mechanical components, the frequent occurrence of cyclic loading causes the fatigue process in the material. Therefore, cracks may nucleate and be responsible for the fracture after propagation. The propagation period is considered to be large when compared with total life of the structure. Therefore, concepts of Linear Elastic Fracture Mechanics have been applied to represent fatigue crack growth, following the Fail Safe concept.

The aim of this project is to study the effect of intercritical heat treatments on fatigue crack propagation in a low carbon steel (ABNT 1010 AA). Constant-amplitude loading tests were developed and the influence of the load ratio was studied. In variable amplitude loading, the interaction effect that occurs in descendant sequence loading, called retardation, was observed and modelled.

As for the dual-phase microstructures that were obtained, it has been found the possible existence of an optimum point related to the mechanical properties. It was also observed that the fatigue crack growth resistance, in the dual phase conditions, falls with the increase in mechanical resistance.

It was observed the existence of pivot points for fatigue crack propagation curves, which coordinates were related to the fatigue crack growth resistance.

On the retardation, it was observed that its effect is more intense for the lower mechanical resistance conditions of the material. This effect was modelled by means of the Willenborg model, based on the plastic zones at the crack tip.



CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO	001
1.1 - Considerações Iniciais	001
1.2 - Objetivo do Trabalho	003
CAPÍTULO 2 - MECÂNICA DA FRATURA APLICADA À FADIGA	004
2.1 - Introdução	004
2.2 - Abordagens do Comportamento de Sólidos Contendo Trincas	006
2.3 - Propagação de Trincas por Fadiga	015
2.3.1 - Modelagem em carregamentos de amplitude constante	018
2.3.2 - Efeitos de interação	023
2.4 - Fratura por Fadiga	031
2.4.1 - Características gerais da fratura dos metais	032
2.4.2 - Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga	035
2.4.3 - Estrias e sua relação com a taxa de propagação da trinca	036
2.4.4 - Fenômenos relativos à ponta da trinca	039
CAPÍTULO 3 - SOBRE AÇOS BIFÁSICOS	042
3.1 - Conceituação	042
3.2 - Obtenção e Caracterização de Microestruturas Bifásicas	042
3.3 - Comportamento Mecânico	045
3.3.1 - Propriedades em tração	045
3.3.2 - Fadiga em aços bifásicos	048
3.3.3 - Modelagem do comportamento mecânico	050
3.4 - Revenimento dos Aços Bifásicos	051



CAPÍTULO 4 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	053
4.1 - Material Utilizado	053
4.2 - Tratamentos Térmicos	055
4.3 - Condições dos Ensaios de Fadiga	055
4.3.1 - Corpo de prova para o ensaio de fadiga	056
4.3.2 - Equipamento utilizado	057
4.3.3 - Parâmetros experimentais	058
CAPÍTULO 5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	060
5.1 - Microestruturas e Propriedades Mecânicas	060
5.2 - Ensaio em Carregamentos de Amplitude Constante	067
5.2.1 - Geração das curvas a vs. N	067
5.2.2 - Relação entre os parâmetros C e n (ponto pivô)	081
5.2.3 - Corpos de prova revenidos	091
5.3 - Carregamento de Amplitude Variável	095
CAPÍTULO 6 - CONCLUSÕES	104
CAPÍTULO 7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	106
BIBLIOGRAFIA	107



CAPÍTULO 2

2.1 - Os três modos de sollicitação de uma trinca	007
2.2 - Trinca passante de comprimento $2a$ em chapa infinita ...	008
2.3 - Estado de tensão na frente da trinca em corpo espesso	009
2.4 - Distribuição de tensões elásticas em y , para $\theta = 0^\circ$...	011
2.5 - Uma primeira estimativa para o tamanho da zona plástica	012
2.6 - Variação de σ_{yy} com r segundo o modelo de Irwin	012
2.7 - Variação de K_c com a espessura do corpo de prova	014
2.8 - Caracterização de um ciclo de carregamento de fadiga	016
2.9 - Curva esquemática de propagação da trinca por fadiga	017
2.10 - Os três estágios da propagação da trinca por fadiga	018
2.11 - Curva $\left(\frac{da}{dN}\right)$ vs. (ΔK) correspondente a 2 curvas a vs. N	020
2.12 - Representação da relação entre C e n e do ponto pivô	023
2.13 - Exemplo de carregamento cíclico aleatório	024
2.14 - Efeito de sobrecarga no crescimento da trinca	025
2.15 - Influência dos ciclos de sobrecarga no retardo	027
2.16 - Influência do período de recorrência no retardo	027
2.17 - Caracterização do retardo visando a modelagem	028
2.18 - Crescimento da trinca ciclo a ciclo em retardo	030
2.19 - Representação de ΔK_{ef} para o modelo de Willenborg	031
2.20 - Efeito da temperatura na energia de impacto	034
2.21 - Exemplos de marcas de praia em barra cilíndrica	036
2.22 - Modelo da formação das estrias de fadiga	037
2.23 - Relação entre diferentes pares (b,d) para aços	038
2.24 - A zona plástica reversa	040



CAPÍTULO 3

3.1 - Tratamentos térmicos intercríticos	043
3.2 - Curvas tensão-deformação de três tipos de aço	046
3.3 - Resistência à tração em função da martensita	047
3.4 - Efeitos da microestrutura no fechamento da trinca	049

CAPÍTULO 4

4.1 - Microestrutura na direção de laminação	054
4.2 - Microestura da seção transversal	054
4.3 - Códigos da orientação do plano da trinca	056
4.4 - Forma e dimensões (mm) do corpo de prova de fadiga	057
4.5 - Cargas permissíveis para o equipamento utilizado	058

CAPÍTULO 5

5.1 - Microestruturas bifásicas obtidas	060
5.2 - Microestrutura após têmpera a 750°C	061
5.3 - Microestrutura após têmpera a 800°C	062
5.4 - Microestrutura após têmpera a 850°C	063
5.5 - Fração volumétrica da martensita	064
5.6 - Dureza Vickers em função da temperatura intercrítica	065
5.7 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	070
5.8 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	070
5.9 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	071
5.10 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	071
5.11 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	072
5.12 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	072
5.13 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	073
5.14 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	073
5.15 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	074
5.16 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	074
5.17 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	075
5.18 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	075
5.19 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	076
5.20 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	076



5.21 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	077
5.22 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	077
5.23 - Relação entre os parâmetros C e n da lei de Paris	082
5.24 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição CR	082
5.25 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição NT750	083
5.26 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição NT800	083
5.27 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição NT850	084
5.28 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$	085
5.29 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$	086
5.30 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$	086
5.31 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$	087
5.32 - Interface da trinca de fadiga com a fratura final	088
5.33 - Interface da trinca de fadiga com a fratura final	088
5.34 - Região da ruptura final	089
5.35 - Estrias de fadiga na região de propagação estável	090
5.36 - Estrias de fadiga próximo à interface	090
5.37 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	091
5.38 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	092
5.39 - Comprimento da trinca versus número de ciclos	092
5.40 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$	093
5.41 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$	094
5.42 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$	094
5.43 - Retardos observados na condição CR (direita)	096
5.44 - Retardos observados na condição CR (esquerda)	096
5.45 - Retardos observados na condição NT750 (direita)	097
5.46 - Retardos observados na condição NT750 (esquerda)	097
5.47 - Retardos observados na condição NT800 (direita)	098
5.48 - Retardos observados na condição NT800 (esquerda)	098
5.49 - Retardos observados na condição NT850 (direita)	099
5.50 - Retardos observados na condição NT850 (esquerda)	099

ÍNDICE DAS TABELAS

CAPÍTULO 4

4.1 - Composição Química do Aço Utilizado	053
4.2 - Propriedades Mecânicas do Material	054
4.3 - Ensaios de Amplitude Constante	058
4.4 - Variação de ΔK com o Comprimento da Trinca	059

CAPÍTULO 5

5.1 - Parâmetros Microestruturais Avaliados	060
5.2 - Resultados dos Ensaios de Tração	064
5.3 - Valores Médios das Propriedades Mecânicas	065
5.4 - Parâmetros C e n dos Modelos Adotados	068
5.5 - Relação entre os Modelos e os Experimentos	078
5.6 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,20$	079
5.7 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,33$	079
5.8 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,50$	079
5.9 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,60$	079
5.10 - Parâmetros Generalizados do Modelo de Arad	081
5.11 - Desempenho do Modelo de Arad com a Condição CR	081
5.12 - Parâmetros da Relação entre $\ln(C)$ e n	084
5.13 - Coordenadas dos pontos pivô	084
5.14 - Parâmetros C e n para as Condições Revenidas	091
5.15 - Comparação entre as Condições NT e NTR	093
5.16 - Extensão e Duração do Retardo nos Experimentos	095
5.17 - Extensão do Retardo em $a = 14$ mm	101
5.18 - Extensão do Retardo em $a = 20$ mm	101
5.19 - Valores Estimados para σ_e em Função do Retardo	102
5.20 - Previsões para a Duração do Retardo ($a = 14$ mm)	102
5.21 - Previsões para a Duração do Retardo ($a = 20$ mm)	102
5.22 - 10^3 Ciclos para a Trinca Crescer de 14 a 20 mm	103



x, y, z	- coordenadas retangulares.
r, θ	- coordenadas polares.
σ	- tensão nominal, perpendicular ao plano da trinca.
$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}$	- componentes normais de tensão, paralelas aos eixos x, y e z .
σ_{xy}	- componente cisalhante de tensão.
σ_e	- tensão limite de escoamento do material.
σ_t	- tensão limite de resistência do material.
ν	- coeficiente de Poisson.
a	- comprimento da trinca.
N	- número de ciclos de carregamento.
W	- largura da chapa.
B	- espessura.
$2r_p$	- tamanho da região plastificada à ponta da trinca em $\theta = 0^\circ$.
K_I	- fator intensidade de tensão no modo de abertura da trinca.
K_C	- fator intensidade de tensão crítico.
K_{Ic}	- tenacidade à fratura.
$K_{m\acute{a}x}, K_{m\acute{i}n}, K_m$	- valores máximo, mínimo e médio do fator intensidade de tensão num ciclo de carregamento.
ΔK	- amplitude do fator intensidade de tensão.
ΔK_{th}	- valor limite da amplitude do fator intensidade de tensão.
ΔK_{ef}	- amplitude efetiva do fator intensidade de tensão.
R	- razão de tensão num carregamento cíclico.
C, n	- parâmetros dos modelos para a descrição da propagação da trinca por fadiga.
U	- fração do ciclo de carga na qual a trinca está totalmente aberta.
b, d	- parâmetros da relação entre C e n .
s	- espaçamento entre estrias de fadiga.



1.1 - Considerações Iniciais

A abordagem convencional do projeto e construção de componentes e sistemas de aço dúctil baseia-se em princípios relativamente simples. Espera-se que o material, quando testado na forma de corpos de prova lisos no ensaio de tração - o qual fornece parâmetros de projeto, como o Limite de Escoamento e o Limite de Resistência à Tração - apresente certa deformabilidade (alongamento e redução de área até a fratura). Assim, a ruptura forçada do componente é precedida de uma apreciável deformação plástica da seção transversal. Por outro lado, os componentes e estruturas de engenharia operam freqüentemente sob cargas alternadas suficientemente severas para fazer da Resistência à Fadiga um importante critério de projeto[1,2].

Em face dos carregamentos cíclicos, podem surgir trincas já numa fase bastante inicial de uso desses equipamentos. A vida em fadiga compreende os estágios de iniciação e propagação destas trincas. A utilização da abordagem tradicional, baseada nas curvas de Wöhler (curvas σ vs. n) apresenta dificuldades pois o teste convencional de fadiga não informa sobre as contribuições relativas a esses estágios na vida total em fadiga. Isto leva a dificuldades na compreensão do comportamento de estruturas com entalhes de grande acuidade ou apresentando trincas. Como resultado, os testes para avaliação das características de propagação de trincas por fadiga são atualmente bastante difundidos[3].

O conceito do Fator Intensidade de Tensão, K , da Mecânica da Fratura Linearmente Elástica, tem sido de grande utilidade na descrição e análise do comportamento da propagação das trincas por fadiga e também na solução de problemas práticos de engenharia envolvendo a propagação destas trincas. Neste caso, é o material (incluindo a fabricação, como a existência de soldas) que pede atenção em primeiro lugar. Maior a tenacidade do material ou componente, maior a resistência inerente à iniciação e propagação de trincas e à instabilidade ou falha catastrófica.

Há dois modos de melhorar as propriedades mecânicas dos



materiais:

- modificação de materiais já existentes, como os aços; e
- desenvolvimento ou seleção de novos materiais, como as fibras compostas.

As propriedades mecânicas de resistência e tenacidade dos metais são diretamente relacionadas à microestrutura, cuja obtenção é o propósito de grande parte dos tratamentos térmicos ou termo-mecânicos[4,5]. Com uma otimização sistemática da microestrutura é possível melhorar a performance dos aços como materiais estruturais, ou para outras aplicações em que se deve maximizar a resistência em relação à massa específica. Tal foi o desafio com o qual se defrontou a indústria automobilística por ocasião da crise do petróleo ocorrida a partir de 1973. A necessidade de redução do peso dos veículos levou à adoção de três alternativas. A primeira e óbvia foi a redução do tamanho dos veículos, procurando ao mesmo tempo uma melhor utilização do espaço. A segunda alternativa foi a seleção de materiais menos densos que o aço, como o alumínio e plásticos. Por fim, a terceira alternativa importante foi o emprego de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) em substituição aos aços-carbono comuns[6].

Embora os aços ARBL sejam muito recomendáveis por permitirem a fabricação de peças mais leves, apresentam como inconveniente a baixa conformabilidade. A solução para contornar este problema veio com a introdução do aço bifásico que, ao lado da elevada resistência mecânica, comparável à de um aço ARBL, possui grande plasticidade, como um aço de baixo carbono[7]. Pode-se transformar um aço comum ou de baixa liga em bifásico através de um simples tratamento térmico de têmpera intercrítica, isto é, um rápido resfriamento a partir do campo $\alpha + \gamma$ do diagrama ferro-carbono.

Os aços bifásicos podem ser considerados como uma nova classe de aços ARBL, cujas características vêm permitindo que eles sejam cada vez mais utilizados nos setores de estampagem e em aplicações estruturais da indústria automobilística.

Na fabricação de componentes severamente solicitados, como as rodas de veículos, são usualmente empregados aços laminados a quente. A utilização de um aço bifásico ou de outro material de alta resistência é viabilizada quando se consegue uma redução de



peso aliada a uma vida em serviço igual ou mais longa[8].

Por serem de desenvolvimento recente, os aços bifásicos, apesar de bastante estudados, ainda demandam pesquisas quanto ao seu comportamento mecânico objetivando o incremento e otimização de seu emprego. Uma abordagem de interesse é a aplicação dos conceitos da mecânica da fratura ao estudo da propagação de trincas por fadiga nesses aços.

1.2 - Objetivo do Trabalho

O presente trabalho tem como objetivo estudar o efeito da microestrutura, resultante de tratamentos térmicos intercríticos, na resistência à propagação da trinca por fadiga do aço ABNT 1010 AA laminado a quente, com 7 mm de espessura.

Este material é empregado, na indústria automotiva, na fabricação de rodas para caminhões e ônibus, tendo sido objeto de estudos anteriores visando melhorias nesta aplicação[9,10]. Um melhor conhecimento da interferência da condição microestrutural no comportamento mecânico do material em questão é necessário para que o mesmo possa ser utilizado de maneira mais eficiente.

Assim, propõe-se neste trabalho obter algumas microestruturas bifásicas, a partir do material original, e avaliar suas propriedades mecânicas. Através de ensaios adequados, o comportamento dessas microestruturas em propagação de trincas por fadiga com carregamentos de amplitude constante será estudado e comparado ao do material original.

Ensaio com carregamento de amplitude variável, consistindo da aplicação de picos ocasionais de sobrecarga, permitirão avaliar a intensidade do principal efeito de interação - o retardo na propagação da trinca - em função da microestrutura.



2.1 - Introdução

A fadiga é um fator sempre presente em todo corpo que é solicitado por carregamento variável, sendo que sua ocorrência se dá ainda que as tensões aplicadas atuem com valores bem mais baixos que o limite de escoamento do material.

Os estudos relacionados com as variações estruturais experimentadas por um metal sujeito a tensões cíclicas levaram à divisão do processo de fadiga nos seguintes estágios[11]:

- i) Iniciação da trinca, que inclui o desenvolvimento inicial dos danos causados por fadiga, os quais podem ser removidos através de tratamento térmico adequado;
- ii) Crescimento da trinca em banda de deslizamento, relativo ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão de cisalhamento, sendo freqüentemente chamado "estágio I de crescimento da trinca";
- iii) Crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração, que envolve o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão de tração máxima, sendo geralmente chamado "estágio II de crescimento da trinca"; e
- iv) Ruptura final estática, que ocorre quando a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal resistente não pode mais suportar a carga.

Apesar dos avanços no entendimento da falha por fadiga e conseqüentes melhoras nos métodos de projeto, a fadiga ainda é a causa mais comum da falha de componentes e estruturas em serviço. Em vista disso, o fenômeno da fadiga tem sido um dos aspectos mais pesquisados do comportamento mecânico dos metais. Contudo, ainda não se possui um entendimento básico do que leva um metal a se romper por fadiga. Os estudos sobre o assunto são feitos sob diversos pontos de vista e níveis de observação. Em particular, a determinação das leis que regem a propagação da trinca por fadiga no estágio II tem sido objeto de intensa pesquisa.

Componentes soldados ou fundidos podem conter defeitos de fabricação, e o crescimento de trincas originadas nestes defeitos determina com freqüência a vida do componente. Mesmo sem defeitos



pré-existentes, muitos componentes desenvolvem trincas em serviço, as quais crescem e levam ao que se denomina uma "estrutura com trinca".

Os materiais de alta resistência mecânica têm baixa resistência a trincas, o que quer dizer que a resistência remanescente dos mesmos em presença de trincas e defeitos é pequena. Isto cria condições para a falha catastrófica dos mesmos. A probabilidade, e ocorrência de fato, da fratura de baixa energia nos materiais de alta resistência estimulou o desenvolvimento da Mecânica da Fratura[3].

A Mecânica da Fratura relaciona-se com a análise e previsão do comportamento mecânico de um componente carregado que apresente uma trinca. Suas aplicações visam o projeto e seleção de configurações estruturais, materiais e procedimentos de inspeção e manutenção, determinando um uso limite em serviço dos componentes mecânicos de forma que uma falha inesperada não ocorra em operação.

O interesse no estudo dos mecanismos envolvidos no crescimento da trinca por fadiga tem aumentado com o desenvolvimento de métodos mais precisos para a detecção, monitorização e previsão do crescimento de trincas, aliado ao fato de que, em muitos casos, uma grande parte da vida total em serviço de um componente pode ser gasta na propagação da fissura[12].

Por muitos anos a indústria aeronáutica tem dedicado esforços ao entendimento e previsão do crescimento de trincas por fadiga. Mais recentemente, o interesse neste campo foi despertado nas indústrias automotivas e nucleares; todas visando segurança e uma utilização mais racional dos materiais.

A principal questão acerca do crescimento da trinca por fadiga é saber quanto tempo leva para uma trinca crescer de um certo tamanho inicial até o máximo comprimento permissível, ou seja, o tamanho máximo da trinca para o qual pode ser evitada a falha de um componente ou estrutura[1]. A obtenção de relações realísticas para a propagação de trinca permitirá a implementação de uma filosofia de projeto que reconhece a inevitabilidade de trincas nas estruturas, mas que intenciona determinar a carga e o comprimento de trinca admissíveis para que não haja falha por fadiga num tempo de serviço preservativamente estimado[11].



Em função da não existência de um modelo físico correto, têm sido desenvolvidas equações semi-empíricas para a descrição do problema. Neste campo, são promissoras as formulações em termos do fator intensidade de tensão K , da Mecânica da Fratura Linearmente Elástica, sendo que numerosos modelos podem ser encontrados na literatura[13-17].

2.2 - Abordagens do Comportamento de Sólidos Contendo Trincas

Embora a Mecânica da Fratura tenha sido desenvolvida principalmente a partir da década de 60, as bases para o seu entendimento remontam ao início do século. Em 1913, Inglis[18], utilizando a metodologia da resistência dos materiais, obteve uma expressão para o cálculo da resistência à ruptura de uma chapa contendo uma trinca elíptica. Este estudo foi precursor do trabalho pioneiro de Griffith[19], considerado de extrema importância para o desenvolvimento da Mecânica da Fratura.

Griffith desenvolveu, em 1920, uma abordagem baseada no balanço energético. Ele propôs que um material frágil tem uma população de trincas finas que produzem concentração de tensões em regiões localizadas. Para a propagação de uma trinca, Griffith estabeleceu o seguinte critério: "Uma trinca só irá se propagar, de modo instável, quando o decréscimo de energia elástica com a propagação for ao menos igual à energia necessária para criar as novas superfícies de trinca".

A teoria de Griffith é aplicada, na forma original, apenas para um material perfeitamente frágil como o vidro. No caso de metais e polímeros, devido à plasticidade gerada na ponta da trinca, a energia para a fratura é muito superior à energia consumida na criação das novas superfícies.

Em 1949 Irwin sugeriu uma modificação à teoria de Griffith visando a aplicação nos materiais que exibem deformação plástica. Na mesma época, Orowan(1950) propôs um termo correspondente à energia absorvida no processo de deformação plástica, o qual deveria ser acrescentado à energia elástica superficial fornecendo como resultado a resistência do material ao crescimento da trinca[1,3]. Irwin, ao invés de separar as parcelas de energia consumidas na criação das superfícies e na deformação plástica do



material, definiu o processo através da energia elástica total liberada no processo de propagação da trinca. A formulação de Irwin, ao definir a fonte de energia para o processo, deu uma grande contribuição ao estudo da fratura.

Pode-se desenvolver uma abordagem equivalente à do balanço energético ao se focar o comportamento mecânico nas vizinhanças da ponta de uma trinca. O campo de tensões na ponta da trinca depende da maneira pela qual a mesma é solicitada. Todos os sistemas de tensões nas vizinhanças de uma trinca podem ser obtidos a partir dos três modos básicos de carregamento mostrados na figura 2.1.

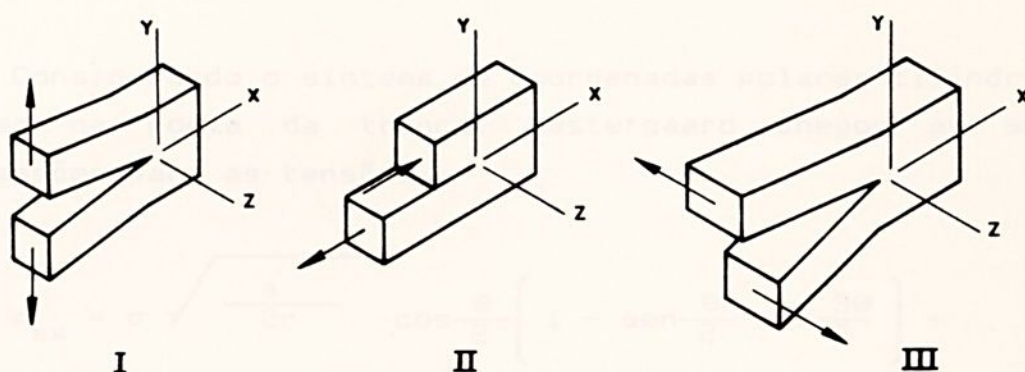


Figura 2.1 - Os três modos de solicitação de uma trinca.

O Modo I corresponde ao carregamento de tração, no qual as superfícies da trinca se deslocam perpendicularmente a si mesmas. É chamado Modo de Abertura da trinca. O Modo II é conhecido como Modo de Escorregamento e o Modo III é denominado Modo de Cisalhamento. Em ambos os casos as superfícies da trinca se deslocam paralelamente a si próprias e no Modo II a direção do deslocamento é também perpendicular à frente de propagação. Nas aplicações práticas predomina o Modo I.

Ao estudar o campo de tensões elásticas à frente da fissura no Modo I, Westergaard[20] considerou a chapa infinita representada na figura 2.2, com uma trinca passante de comprimento

2a, submetida à tensão de tração no infinito.

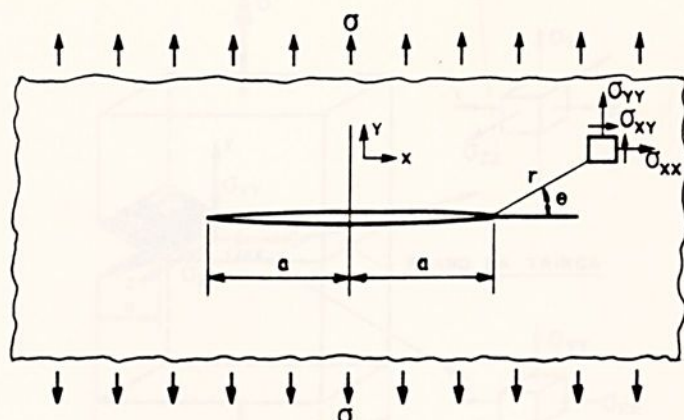


Figura 2.2 - Trinca passante de comprimento 2a em chapa infinita.

Considerando o sistema de coordenadas polares cilíndricas com origem na ponta da trinca, Westergaard chegou às seguintes expressões para as tensões:

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) + \dots \quad (2.1)$$

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

$$\sigma_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} + \dots \quad (2.3)$$

Estes são os primeiros termos de uma série expandida, normalmente considerados como solução exata para $r \ll a$. A tensão σ_{yy} apresenta valores muito elevados na ponta da trinca, decrescendo com o afastamento da mesma. Tem-se desta forma um gradiente na tensão σ_{yy} e, em decorrência, desenvolve-se a tensão σ_{xx} , a qual é nula na ponta da trinca devido ao fato de não haver ali restrição à deformação elástica segundo a direção x. Pode aparecer também um termo representando a tensão na direção perpendicular ao plano da chapa, sendo denotado por σ_{zz} .

A figura 2.3 mostra um sólido elástico com uma trinca lateral passante, submetido a uma tensão de tração uniaxial.

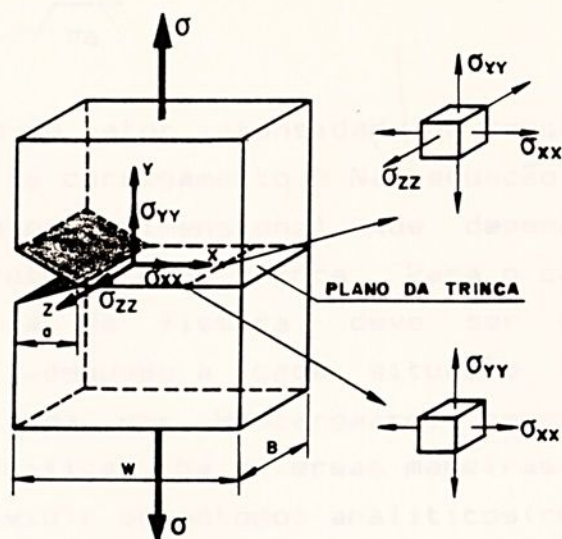


Figura 2.3 - Estado de tensão na frente da trinca em corpo espesso

Sendo o corpo suficientemente espesso, observa-se uma variação da tensão σ_{zz} ao longo da espessura. Nas proximidades das superfícies externas ocorre o estado plano de tensão, onde $\sigma_{zz}=0$, pois há possibilidade de deformação elástica nessa região. No interior do corpo desenvolve-se uma tensão σ_{zz} , a qual decresce com o afastamento da ponta da trinca. Sendo ν o coeficiente de Poisson do material, no estado plano de deformação a tensão σ_{zz} será dada por:

$$\sigma_{zz} = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (2.4)$$

Corpos trincados com pequena espessura submetidos a um carregamento de tração apresentam um estado plano de tensão na ponta da trinca, enquanto que nos corpos espessos predomina o estado plano de deformação.

Irwin verificou que todo o campo de tensões na ponta da fissura ficava conhecido a partir do valor do termo $(\sigma \sqrt{a})$, presente nas equações (2.1), (2.2) e (2.3). Isso porque os demais parâmetros dessas expressões dependem unicamente da posição do ponto em que se considera as tensões. A partir dessa constatação, Irwin definiu o fator intensidade de tensão, representado pela letra K[3]. No modo I de carregamento o fator intensidade de

tensão é dado por:

$$K_I = f(g) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

O conceito do fator intensidade de tensão é extensível aos Modos II e III de carregamento. Na equação (2.5), o parâmetro $f(g)$ é um fator adimensional que depende da geometria do componente estrutural e da trinca. Para o cálculo do estado de tensão na ponta da fissura, deve ser determinado o fator geométrico $f(g)$ adequado a cada situação. No caso da chapa infinita analisada por Westergaard, tem-se $f(g)=1$. Para geometrias específicas, há diversas maneiras de se calcular $f(g)$, que se podem dividir em métodos analíticos (restritos a situações ideais), métodos experimentais e métodos numéricos. Com a introdução do fator intensidade de tensão, as equações (2.1) a (2.3) podem ser escritas na forma geral:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (2.6)$$

Sendo a fratura um processo altamente localizado à ponta da trinca, é natural supor que ela seja controlada pelos campos de tensão e deformação, os quais são descritos completamente pelo fator intensidade de tensão. De fato, verifica-se a existência de um valor crítico desse fator para o qual ocorre a propagação instável da trinca, ocasionando a fratura repentina do corpo. Isto significa que durante a sollicitação, com o aumento progressivo da tensão, de corpos trincados feitos de mesmo material mas apresentando variações geométricas e tamanhos diferentes de trinca, a fratura dos mesmos ocorrerá com valores diferentes da tensão nominal, porém a um mesmo valor crítico, K_{Ic} , do fator intensidade de tensão.

O desenvolvimento de Westergaard refere-se a um material de comportamento puramente elástico. Observando-se a figura 2.4 e analisando-se a equação (2.2), pode ser verificado que a tensão σ_{yy} tende ao infinito para valores de r próximos de zero. Na prática, o material localizado próximo à ponta da trinca é



deformado plasticamente, mantendo a tensão finita. A região plastificada é denominada zona plástica na ponta da trinca.

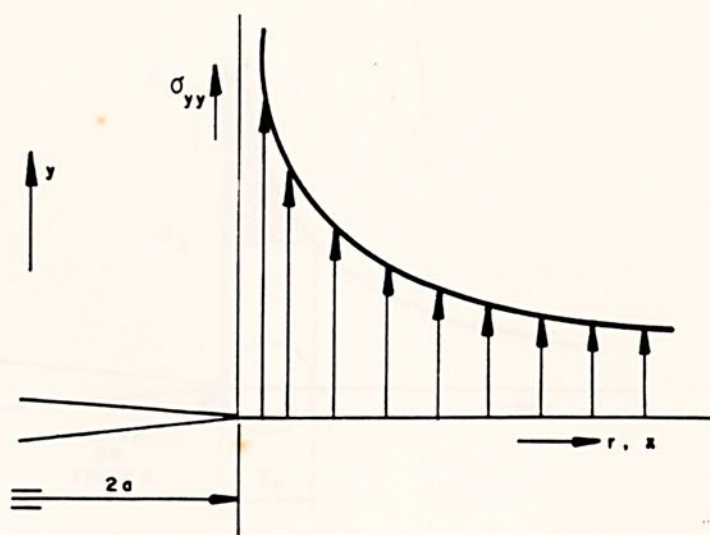


Figura 2.4 - Distribuição de tensões elásticas em y , para $\theta = 0^\circ$.

Uma primeira aproximação para o tamanho da zona plástica pode ser obtida igualando-se σ_y na equação (2.2) ao limite de escoamento do material, σ_e [21]. Representando o tamanho da zona plástica por z_p , obtém-se para $\theta = 0^\circ$:

$$z_p = \frac{K^2}{2\pi\sigma_e^2} \quad (2.7)$$

Na figura 2.5 está representada a aproximação para o tamanho da zona plástica fornecida pela equação (2.7). Esta estimativa para a dimensão da zona plástica é menor do que a que efetivamente existe, pois a carga representada pela área hachurada na figura 2.5 também deve ser suportada pelo material. Isto só é possível com a redistribuição da tensão à frente da região plástica, aumentando seu tamanho.

Irwin argumentou que a deformação plástica leva a trinca a se comportar como se fosse maior do que o seu tamanho real [21]. Assim, ele definiu uma trinca com comprimento corrigido, a partir da qual foi possível estabelecer expressões mais precisas para o tamanho da zona plástica. A figura 2.6 ilustra a variação de σ_{yy}

com r quando há deformação plástica na ponta da trinca, segundo o modelo de Irwin.

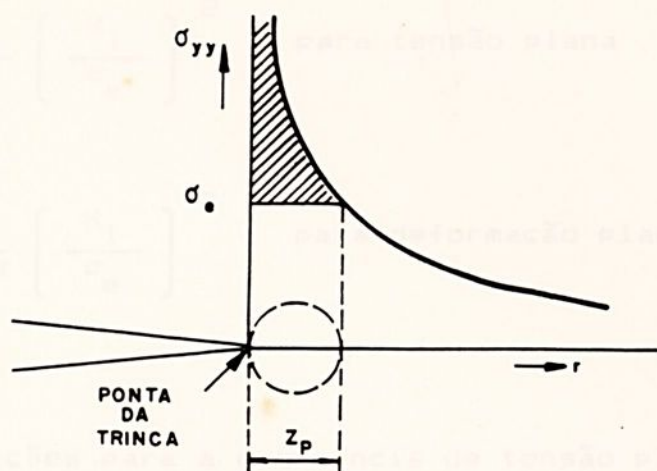


Figura 2.5 - Uma primeira estimativa do tamanho da zona plástica.

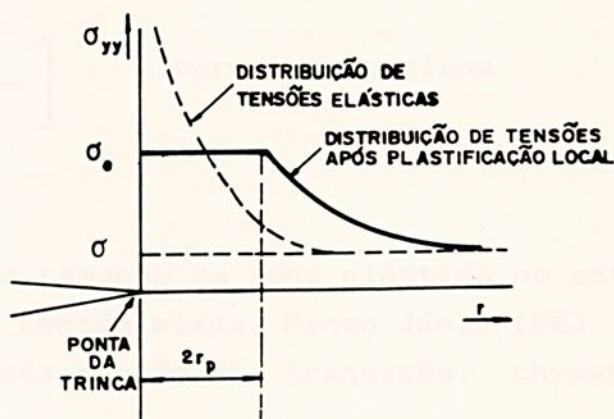


Figura 2.6 - Variação de σ_{yy} com r segundo o modelo de Irwin.

O tamanho da zona plástica na direção de $\theta = 0^\circ$ é dado por $2r_p$, onde r_p é o raio da zona plástica. A extensão da zona plástica depende do estado de tensão na ponta da trinca. No estado plano de deformação a tensão efetiva de escoamento, devido à triaxialidade de tensões, é maior que a tensão limite determinada

a partir de ensaios uniaxiais. Isso faz com que a zona plástica no estado plano de deformação seja menor do que no estado plano de tensão. É possível demonstrar que[3,21]:

$$2r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad \text{para tensão plana} \quad (2.8)$$

$$2r_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad \text{para deformação plana} \quad (2.9)$$

As condições para a ocorrência de tensão plana ou deformação plana na ponta da trinca dependem da espessura do corpo trincado[1,22] e estão formuladas nas equações (2.10) e (2.11).

$$B \geq 2.5 \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad \text{para deformação plana} \quad (2.10)$$

$$B \leq \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad \text{para tensão plana} \quad (2.11)$$

Para estimar o tamanho da zona plástica no estado misto entre deformação plana e tensão plana, Pinto Júnior[22] considerou uma variação linear nesta região de transição, chegando à seguinte expressão:

$$2r_p = \frac{1}{3\pi} + \frac{2}{3\pi} \left(\frac{2.5 - B \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^{-2}}{2.5 - \frac{1}{\pi}} \right) \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (2.12)$$

É de se esperar que o valor crítico do fator intensidade de tensão também seja afetado pelo estado de tensão na ponta da



trinca. Realmente, como mostra a figura 2.7, K_C varia com a espessura do corpo de prova, diminuindo assintoticamente à medida que o estado de deformação plana predomina no interior do material.

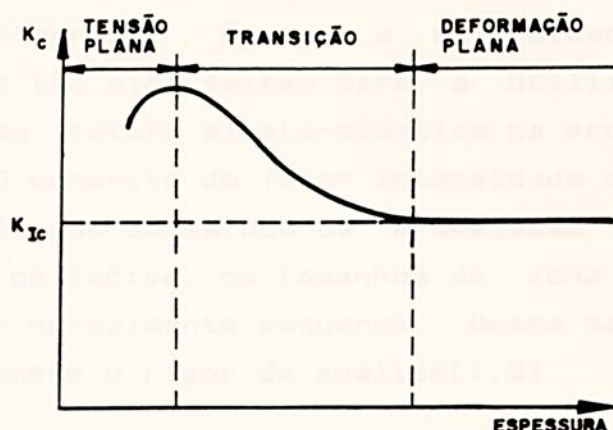


Figura 2.7 - Variação de K_C com a espessura do corpo de prova.

O valor de K_C no estado plano de deformação é denotado por K_{IC} e é denominado Tenacidade à Fratura do material. O ensaio para a determinação de K_{IC} é padronizado (citando-se como exemplo as normas ASTM E-399 e BS 5447) e o valor obtido é uma propriedade intrínseca do material à temperatura de ensaio e velocidade de carregamento do corpo de prova. A tenacidade à fratura em tensão plana é designada simplesmente por K_C e deve ser especificada junto com a espessura a que se refere[3,23].

Grande parte dos componentes mecânicos e estruturas de engenharia é fabricada com ligas metálicas que, a exemplo dos aços estruturais de baixo carbono, apresentam baixa a média resistência mecânica e elevada tenacidade à fratura. Como consequência destas propriedades, há um aumento substancial no tamanho da zona plástica em corpos trincados e, com isso, um afastamento das condições de utilização da mecânica da fratura linearmente elástica. Por outro lado, apesar da ocorrência de deformação plástica na ponta de defeitos presentes, o componente carregado no regime elástico pode, ainda, apresentar risco de fratura catastrófica[3].

A condição em que ocorre a ruptura de componentes e estruturas fabricados com esses materiais é abordada pela mecânica da

fratura elasto-plástica, a qual é uma extensão natural da linear elástica. Através dos enfoques da fratura propostos no âmbito da mecânica da fratura elasto-plástica, foram desenvolvidos métodos com o objetivo de prevenir a falha catastrófica desses componentes e estruturas, citando-se dentre eles o de abertura da trinca (COD) e o J integral. Devido a dificuldades matemáticas, poucas tentativas têm sido feitas para a utilização dos conceitos da mecânica da fratura elasto-plástica na propagação de trincas por fadiga. O conceito do fator intensidade de tensão pode normalmente ser aplicado ao estudo da propagação de trincas, pois, nas condições de fadiga, os tamanhos da zona plástica na ponta da trinca são normalmente pequenos. Dessa maneira, a utilização de K não compromete o rigor da análise[1,3].

2.3 - Propagação de Trincas por Fadiga

Durante o processo de falha por fadiga em um metal, inicialmente formam-se microtrincas que coalescem, crescem e se tornam macrotrincas que se propagam até que a tenacidade à fratura do material seja excedida, quando ocorre a ruptura final[24].

Na presença de condições usuais de carregamento, as trincas de fadiga iniciam-se em função de singularidades (riscos, mudanças bruscas de seção, pontos de corrosão, inclusões e contornos de grão) presentes na superfície do componente ou logo abaixo da mesma. As microtrincas podem também estar presentes no material anteriormente à aplicação do carregamento cíclico, como resultado de operações de solda, tratamentos térmicos ou conformação mecânica.

A nucleação das trincas de fadiga ocorre por um processo de deformação plástica localizada, em escala microscópica, quando se formam intrusões e extrusões, sendo que estas últimas podem crescer e se transformar em microtrincas. Uma concepção bastante simples da formação destas intrusões e extrusões é devida a Wood, que atribui o fenômeno ao deslizamento causado por mudanças na direção da tensão[21].

O estudo da propagação de trincas por fadiga compõe uma das principais linhas de pesquisa em fadiga adotadas atualmente, que é a análise da sobrevida de um componente em presença de uma



macrotrinca. Pode-se definir como macrotrinca a fissura que apresenta um tamanho suficiente para possibilitar a aplicação dos conceitos da mecânica da fratura[25].

O fator intensidade de tensão na ponta de uma trinca varia a cada instante em carregamentos cíclicos, devido à variação da tensão aplicada e também ao incremento no comprimento da trinca. Nos ciclos de carregamento tem-se uma variação da tensão nominal aplicada de um valor máximo, $\sigma_{m\acute{a}x}$, até um valor mínimo, $\sigma_{m\acute{i}n}$, o que corresponde a uma variação de K de $K_{m\acute{a}x}$ até $K_{m\acute{i}n}$.

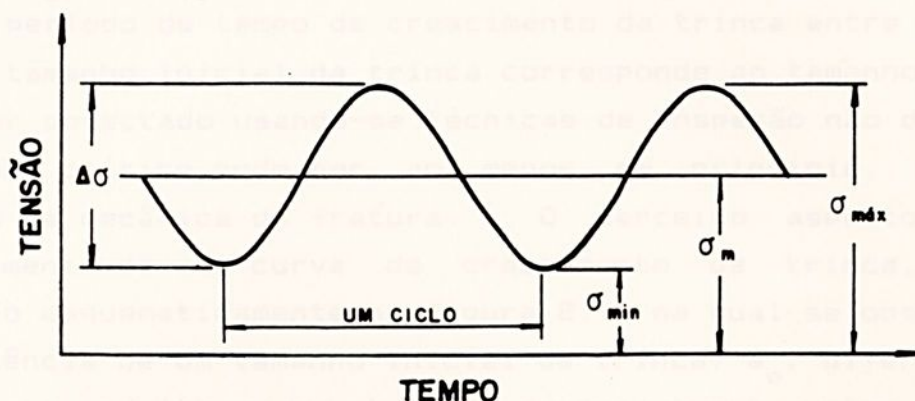


Figura 2.8 - Caracterização de um ciclo de carregamento de fadiga.

A figura 2.8 representa um carregamento cíclico de amplitude constante com variação senoidal da tensão, indicando um ciclo de fadiga. Os principais parâmetros que caracterizam o ciclo de carregamento estão indicados nas equações (2.13), (2.14), (2.15) e (2.16). São eles:

- fator intensidade de tensão máximo:

$$K_{m\acute{a}x} = f(g) \sigma_{m\acute{a}x} \sqrt{\pi a} \quad (2.13)$$

- fator intensidade de tensão mínimo:

$$K_{m\acute{i}n} = f(g) \sigma_{m\acute{i}n} \sqrt{\pi a} \quad (2.14)$$

- amplitude do fator intensidade de tensão:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} \quad (2.15)$$

- razão de tensão:

$$R = \frac{K_{m\acute{i}n}}{K_{m\acute{a}x}} \quad (2.16)$$

Observa-se que $K_{\max}$, $K_{\min}$, ΔK e R são interdependentes. A especificação de quaisquer dois desses parâmetros é suficiente para definir os demais e, conseqüentemente, definir a condição de carregamento.

O estudo do crescimento da trinca por fadiga envolve três aspectos[1]:

- i) O tamanho inicial da trinca, a_d ;
- ii) O tamanho máximo permitido ou comprimento crítico da trinca, a_{cr} ; e
- iii) O período de tempo de crescimento da trinca entre a_d e a_{cr} .

O tamanho inicial da trinca corresponde ao tamanho mínimo que pode ser detectado usando-se técnicas de inspeção não destrutivas. O tamanho crítico pode ser, ao menos em princípio, determinado através da mecânica da fratura. O terceiro aspecto requer o conhecimento de uma curva de crescimento da trinca, tal como mostrado esquematicamente na figura 2.9, na qual se observa ainda a existência de um tamanho inicial da trinca, a_o , diferente de a_d . Neste caso, admite-se que trincas de comprimento entre a_o e a_d são grandes o suficiente para a aplicação da mecânica da fratura, mas pequenas demais para serem detectadas.



Figura 2.9 - Curva esquemática de propagação da trinca por fadiga.

A determinação experimental das curvas de crescimento de trincas por fadiga para todos os tipos de componentes, condições de carregamento e ainda para quaisquer tamanho, forma e orientação das trincas em uma estrutura é impraticável. Por esta razão é de grande importância a formulação de modelos matemáticos que

permitam descrever o fenômeno da maneira mais precisa possível, relacionando os resultados experimentais obtidos em laboratório com as condições de serviço encontradas na prática.

2.3.1 - Modelagem em carregamentos de amplitude constante

A propagação de trincas por fadiga tem sido estudada desde 1953[26]. Em 1963, Paris e Erdogan[13] mostraram que a taxa de crescimento da trinca por ciclo de carregamento, $\frac{da}{dN}$, pode ser descrita como função da amplitude do fator intensidade de tensão, ΔK . A aplicação do fator intensidade de tensão no estudo deste fenômeno foi uma das contribuições mais importantes nas últimas três décadas. Desde então, ΔK tem sido largamente empregado na correlação com $\frac{da}{dN}$ em diversos modelos construídos a partir de dados experimentais, visando aplicações em engenharia e avaliação de efeitos microestruturais no crescimento de trincas por fadiga[26].

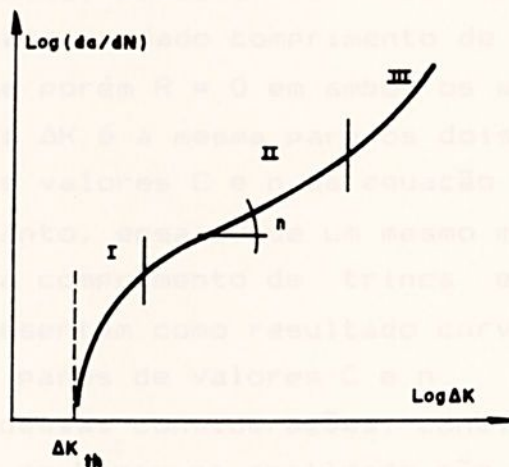


Figura 2.10 - Os três estágios da propagação da trinca por fadiga.

A representação em escala bilogarítmica da curva $\frac{da}{dN}$ versus ΔK tem formato sigmoidal, apresentando três regiões distintas conforme pode ser observado na figura 2.10. Na região I, há um valor limite, ΔK_{th} , abaixo do qual a trinca não se propaga. Para os aços, ΔK_{th} situa-se entre 6 e 17 MPa $\sqrt{m}$ [12]. Acima deste valor, a taxa de crescimento da trinca aumenta rapidamente com o aumento de ΔK . Na região II há uma relação linear entre $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ e $\log(\Delta K)$ e na região III há novamente uma forte aceleração do

crescimento da trinca à medida em que $K_{máx}$ do ciclo de carregamento se aproxima do fator intensidade de tensão crítico, K_C . A maior parte dos problemas de propagação da trinca por fadiga em estruturas e componentes mecânicos aplicados em engenharia ocorre na região II, sendo portanto de grande interesse conhecer os mecanismos que atuam na taxa de propagação da fissura nesta região.

O modelo proposto por Paris e Erdogan, também conhecido como "Lei de Paris", descreve a região II da curva $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$. Este modelo está representado pela equação (2.17), na qual os parâmetros C e n seriam constantes do material[13].

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \quad (2.17)$$

Na figura 2.11 podem ser observadas duas curvas de propagação da trinca por fadiga em uma liga de alumínio[27], obtidas em ensaios nos quais a tensão máxima do ciclo de carregamento assumiu valores diferentes, mantendo-se nula a tensão mínima. Desta forma tem-se para um dado comprimento de trinca valores diferentes de ΔK , tendo-se porém $R = 0$ em ambos os ensaios. A correspondente curva $\frac{da}{dN}$ versus ΔK é a mesma para os dois carregamentos, ou seja, um mesmo par de valores C e n da equação de Paris descreve os dois casos. Entretanto, ensaios de um mesmo material nos quais ΔK é o mesmo para cada comprimento de trinca e os valores de R são diferentes apresentam como resultado curvas $\frac{da}{dN}$ versus ΔK descritas por diferentes pares de valores C e n.

Em vista dessas considerações, conclui-se que os parâmetros C e n da equação de Paris na realidade não são constantes, variando com a condição de carregamento, para um mesmo material. Isto é consequência do fato de ΔK não ser suficiente para definir a condição de carregamento, sendo necessário, como já foi mencionado, especificar-se ao menos mais um dentre os parâmetros definidos pelas equações (2.13) a (2.16). De um modo geral, admite-se que C e n dependem do estado estrutural do material (tamanho de grão, tratamento térmico, trabalho a frio), de suas propriedades mecânicas (limite de escoamento, tenacidade à fratura), além das condições experimentais (razão de carga, frequência, temperatura, presença de meios corrosivos).



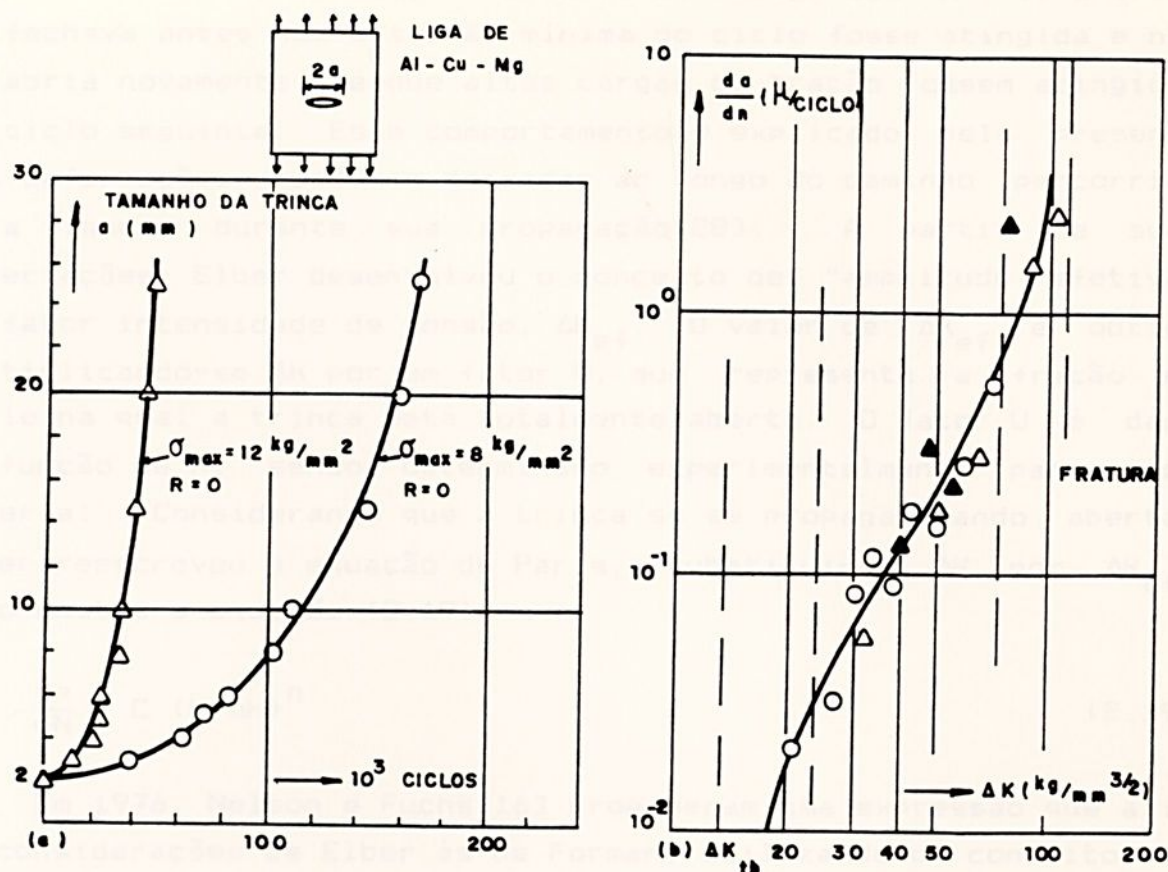


Figura 2.11 - Curva $\left(\frac{da}{dN}\right)$ vs. (ΔK) correspondente a 2 curvas a vs. N

Vários pesquisadores formularam expressões baseadas na lei de Paris. O objetivo é descrever, da maneira mais precisa possível, a taxa de propagação da trinca por fadiga através de uma equação na qual C e n assumam valores constantes, independentes da condição de carregamento.

Procurando descrever o aumento acentuado em $\frac{da}{dN}$ para valores elevados de ΔK , observado nas curvas experimentais (região III da figura 2.10), e também a influência da condição de carregamento, Forman e colaboradores[14] introduziram, em 1967, os parâmetros K_C e R na equação de Paris, obtendo uma expressão da seguinte forma:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^n}{(1-R)K_C - \Delta K} \quad (2.18)$$

As primeiras observações sistemáticas com relação ao fechamento e abertura da trinca foram feitas por Elber[15] em

1971. Ele verificou que, em ensaios de fadiga com $R > 0$, a trinca fechava antes que a tensão mínima do ciclo fosse atingida e não se abria novamente até que altas cargas de tração fossem atingidas no ciclo seguinte. Este comportamento é explicado pela presença das deformações residuais deixadas ao longo do caminho percorrido pela fissura durante sua propagação[28]. A partir de suas observações, Elber desenvolveu o conceito de "amplitude efetiva" do fator intensidade de tensão, ΔK_{ef} . O valor de ΔK_{ef} é obtido multiplicando-se ΔK por um fator U , que representa a fração do ciclo na qual a trinca está totalmente aberta. O fator U é dado em função de R , sendo determinado experimentalmente para cada material. Considerando que a trinca só se propaga quando aberta, Elber reescreveu a equação de Paris, substituindo ΔK por ΔK_{ef} , como mostra a equação (2.19).

$$\frac{da}{dN} = C (U \Delta K)^n \quad (2.19)$$

Em 1976, Nelson e Fuchs[16] propuseram uma expressão que alia as considerações de Elber às de Forman, utilizando o conceito do fechamento da trinca e considerando que $\frac{da}{dN}$ tende ao infinito quando o valor de $K_{máx}$ se aproxima de K_c . A expressão é da seguinte forma:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (U \Delta K)^n}{K_c - K_{máx}} \quad (2.20)$$

O desempenho dos métodos citados até aqui foi avaliado por M.A.S. Torres[29] para a liga de alumínio de alta resistência 2024-T3. No trabalho de Torres, o modelo de Nelson e Fuchs, dado pela equação (2.20), foi o que apresentou a melhor correlação com as curvas experimentais, descrevendo o comportamento do material em diferentes níveis de carregamento com um mesmo par de valores para C e n .

Observa-se que os modelos representados pelas equações (2.18), (2.19) e (2.20) trazem em sua formulação, além de informações referentes às condições de carregamento, dados específicos do material (K_c e U). Entretanto, é possível pensar-se em uma expressão na qual, além da condição de carregamento estar completamente definida, quaisquer propriedades



do material que influenciem o processo estejam embutidas nos valores de C e n. Uma expressão deste tipo foi sugerida em 1972 por S. Arad, J.C. Radon e L.E. Culver[30] como resultado de uma pesquisa com polímeros. Posteriormente (1976), Radon e Culver verificaram a aplicabilidade desta equação em dois metais: uma liga de alumínio e um aço-carbono[31]. Na formulação deste modelo é empregada a definição do fator intensidade de tensão médio de um ciclo de carregamento, K_m , mostrada na equação (2.21):

$$K_m = \frac{(K_{m\acute{a}x} + K_{m\grave{m}n})}{2} \quad (2.21)$$

O modelo de Arad e colaboradores é expresso da seguinte forma:

$$\frac{da}{dN} = C (\lambda)^n \quad (2.22)$$

onde λ é dado pela equação (2.23).

$$\lambda = K_{m\acute{a}x}^2 - K_{m\grave{m}n}^2 = 2 \Delta K K_m \quad (2.23)$$

Radon e Culver concluíram que o modelo baseado no parâmetro λ descreve a propagação de trincas por fadiga nos materiais estudados melhor do que a lei de Paris quando vários níveis de carregamento são considerados.

Contudo, sabe-se que a lei de Paris descreve muito bem a curva de propagação da trinca quando seus parâmetros são ajustados para condições de carregamento específicas. Por isso, a despeito de suas limitações, o modelo de Paris e Erdogan ainda é o mais conhecido e mundialmente utilizado na descrição da propagação de trincas por fadiga[3]. Vários autores assinalaram uma relação entre os parâmetros C e n da equação de Paris, dada por:

$$n = b + d \ln(C) \quad (2.24)$$

onde b e d são constantes.

Esta relação pode ser obtida a partir de considerações teóricas[32] ou empiricamente[33]. Para uma classe de materiais



em que se verifica a relação dada pela equação (2.24), todas as retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$ correspondentes ao estágio II de propagação da trinca têm de interceptar um mesmo ponto[34]. Este ponto foi chamado "ponto pivô" por Tanaka[35] e suas coordenadas, $\left(\frac{da}{dN}\right)_p$ e $(\Delta K)_p$ são dadas pelas equações (2.25) e (2.26).

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_p = e^{-b/d} \quad (2.25)$$

$$(\Delta K)_p = e^{-1/d} \quad (2.26)$$

A figura 2.12 representa esquematicamente a equação (2.24) e mostra o ponto pivô, dado pelas equações (2.25) e (2.26), como o ponto de intersecção das retas definidas pelos diferentes pares (C, n) da equação de Paris.

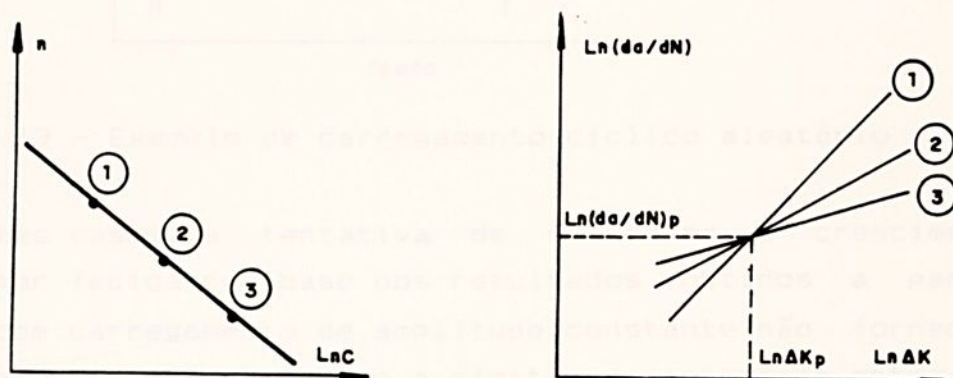


Figura 2.12 - Representação da relação entre C e n e do ponto pivô

As coordenadas do ponto pivô dependem fortemente do material e das condições experimentais. Para os aços, por exemplo, os valores de $\left(\frac{da}{dN}\right)_p$ variam de $1,2 \times 10^{-8}$ a $2,0 \times 10^{-6}$ m/ciclo e $(\Delta K)_p$ varia de 12,5 a 78,0 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ [34].

2.3.2 - Efeitos de Interação

Em grande parte das aplicações práticas ocorrem variações significativas na solicitação cíclica de um componente. Essas variações podem corresponder a um espectro de carregamento bem definido ou mesmo serem aleatórias.

Uma consequência importante do carregamento de amplitude variável é que o valor de ΔK não necessariamente aumenta gradualmente como aumento do comprimento da trinca. Por exemplo, na figura 2.13 amplitudes de tensão grandes e pequenas seguem-se umas às outras diretamente e com isso o valor instantâneo de ΔK sofre uma grande variação[1].

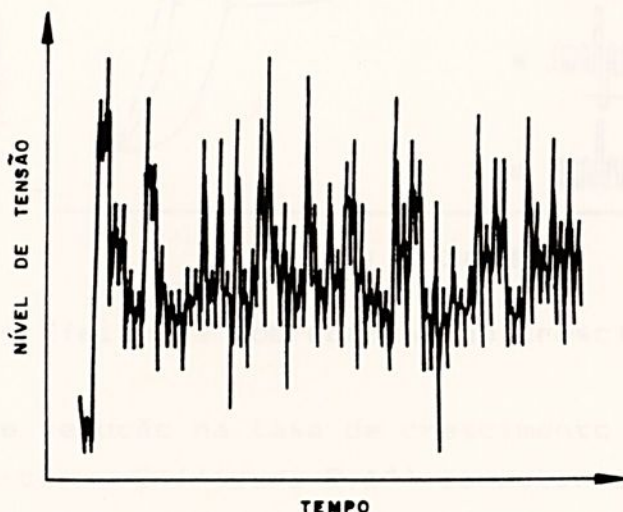


Figura 2.13 - Exemplo de carregamento cíclico aleatório.

Nestes casos, a tentativa de descrever o crescimento de trincas por fadiga com base nos resultados obtidos a partir de ensaios com carregamento de amplitude constante não fornece bons resultados. Isto é atribuído a efeitos de interação entre a história do carregamento e a taxa de crescimento da trinca. Esses efeitos são resultantes das variações em ΔK e podem influenciar fortemente as taxas de propagação de trincas.

Uma forma de isolar estes efeitos é estudar o efeito de seqüências simples de carregamento, tal como um ciclo de sobrecarga aplicado em um carregamento que de outro modo teria amplitude constante[36]. A ocorrência de picos ocasionais de carregamento é o tipo mais simples de carregamento de amplitude variável. A figura 2.14 mostra dois desses espectros simples de carregamento com seus efeitos no crescimento da trinca por fadiga comparados com um carregamento de amplitude constante. Nota-se uma profunda modificação na taxa de propagação da trinca devida à ocorrência de picos de tensão positiva (curva C). Contudo, este efeito é muito menor quando os picos de tensão positiva são imediatamente seguidos por

picos de tensão negativa (curva B).

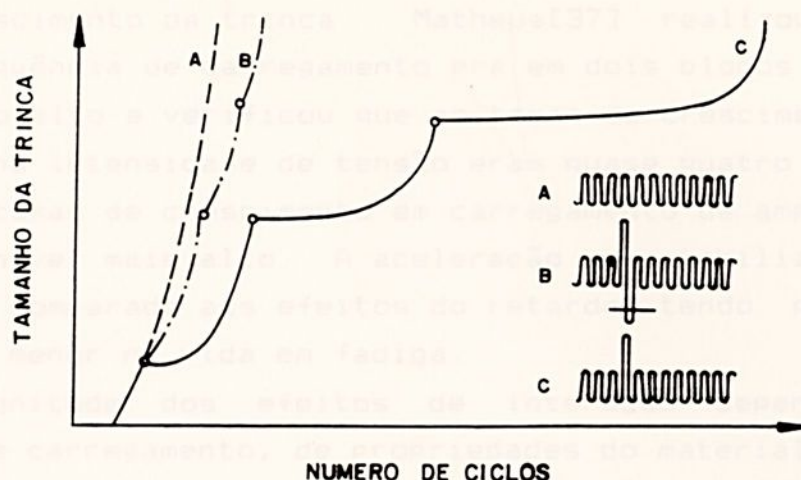


Figura 2.14 - Efeito de sobrecargas no crescimento da trinca.

A grande redução na taxa de crescimento da trinca por fadiga observada na curva C (figura 2.14) caracteriza o mais importante dos efeitos de interação: o retardo na propagação da trinca. Este fenômeno é responsável por uma vida útil total do componente sujeito a um carregamento alto-baixo maior do que seria sob um carregamento de amplitude constante.

A ocorrência do retardo é explicada da seguinte forma[1]: O pico de sobrecarga causa uma abertura maior da ponta da trinca do que a provocada pela máxima tensão da carga de referência, mas também cria uma zona plástica maior à frente da trinca. Quando a carga normal é retomada, o fechamento da trinca é inicialmente reduzido (ou seja, a trinca pode permanecer totalmente aberta à tensão mínima, resultando em $\Delta K_{ef} = \Delta K$) e a trinca crescerá um pouco mais rápido do que antes da aplicação da sobrecarga. Contudo, a trinca logo penetra na grande zona plástica causada pela sobrecarga, encontrando ali altas tensões residuais de compressão porque esta zona plástica está acomodada pelo material elasticamente tensionado. Isto causa um aumento no fechamento da trinca, diminuindo conseqüentemente sua taxa de crescimento.

O efeito observado na curva B (figura 2.14) deve-se ao fato de que o pico de tensão negativa reverte grande parte da deformação plástica de tração causada pelo pico de tensão positiva, cau-

sando com isso uma diminuição no retardo.

Seqüências de carregamento baixo-alto provocam uma aceleração no crescimento da trinca. Matheus[37] realizou testes nos quais a seqüência de carregamento era em dois blocos de carregamento baixo-alto e verificou que as taxas de crescimento seguindo o aumento na intensidade de tensão eram quase quatro vezes maiores do que as taxas de crescimento em carregamento de amplitude constante, no nível mais alto. A aceleração se estabiliza mais rapidamente se comparada aos efeitos do retardo, tendo por isso uma influência menor na vida em fadiga.

A magnitude dos efeitos de interação depende, além do espectro de carregamento, de propriedades do material e do estado de tensão. As zonas plásticas maiores formadas em tensão plana resultam em efeitos de interação muito mais intensos[1].

Os efeitos de interação, particularmente o retardo, foram analisados por Voorwald[38] para a liga de alumínio 2024-T3, em seqüências de blocos de carregamento. Voorwald relacionou a intensidade do retardo com a razão entre $K_{m\acute{a}x}$ na sobrecarga e $K_{m\acute{a}x}$ na carga de referência ($K_{m\acute{a}x, ec} / K_{m\acute{a}x, cr}$), observando valores limites desta relação para os quais o efeito do retardo atingia seus dois extremos (ou seja: retardo não detectável e parada total no crescimento da trinca). Além do valor da sobrecarga, o número de ciclos de sobrecarga também influencia a intensidade do retardo, fato estudado em um outro trabalho de pesquisa[39]. A figura 2.15 apresenta dados experimentais referentes à liga de alumínio 2024-T3, associando o retardo ao número de ciclos de sobrecarga para a razão $K_{m\acute{a}x, ec} / K_{m\acute{a}x, cr} = 1,40$.

Por fim, o período de recorrência entre os ciclos de sobrecarga é outro fator determinante no processo de crescimento da trinca[1]. Considere por exemplo os espectros de carregamento mostrados na figura 2.16. Quando o período de recorrência é suficientemente longo, de forma que cada retardo termine antes que o próximo pico de sobrecarga ocorra, tem-se grandes descontinuidades na curva de crescimento da trinca. Por outro lado, sobrecargas com período de recorrência curto resultam em uma curva de crescimento da trinca quase regular (isto é, estacionária). Os retardos ocorrem, mas são superpostos uns aos outros. Isto torna o crescimento da trinca muito mais lento. Estas diferenças



têm consequências na escolha de métodos para prever o crescimento da trinca sob carregamento de amplitude variável.

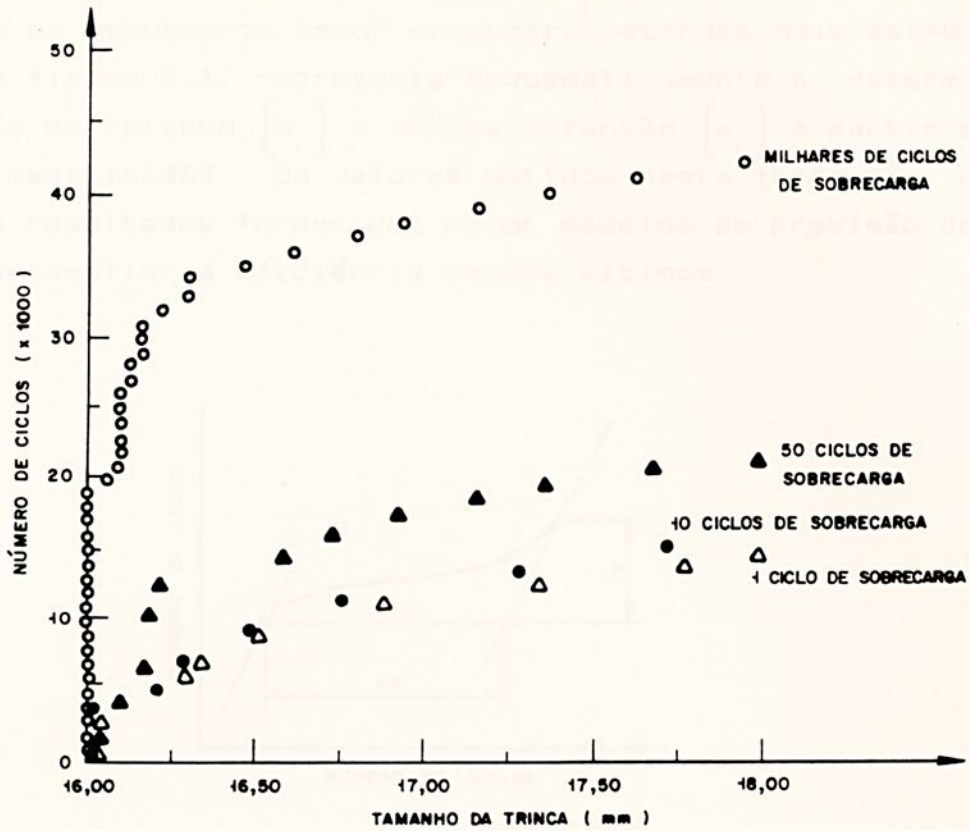


Figura 2.15 - Influência dos ciclos de sobrecarga no retardo.

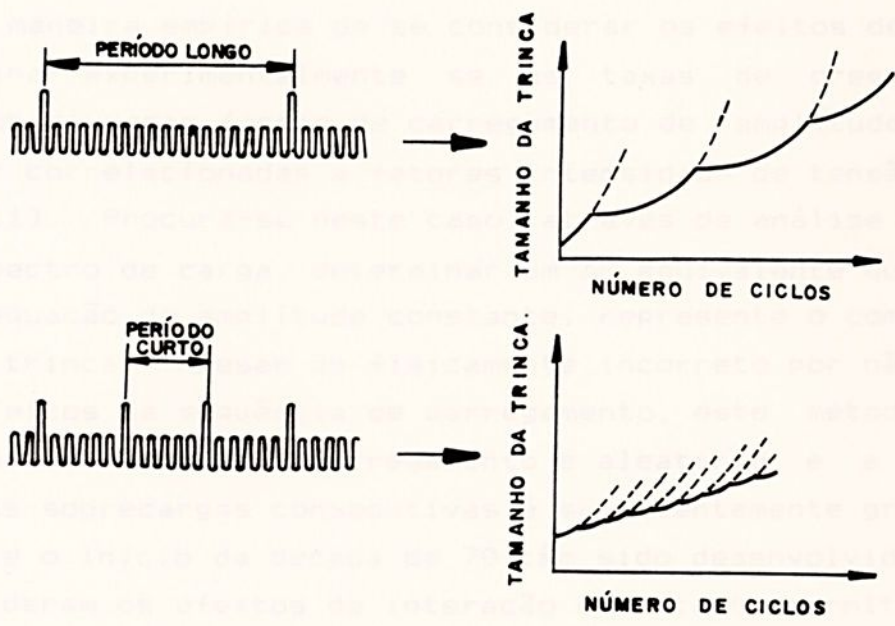


Figura 2.16 - Influência do período de recorrência no retardo.



No que diz respeito ao material, o retardo irá depender de suas características de ductilidade e encruamento. Se a ductilidade de uma liga é controlada por tratamento termomecânico, um limite de escoamento menor produzirá retardos maiores[40].

A figura 2.17 representa esquematicamente a determinação da duração do retardo (N_r) e de sua extensão (a_r) a partir dos dados experimentais[36]. Os valores obtidos desta forma são comparados com os resultados fornecidos pelos modelos de previsão do retardo, para se avaliar a eficiência destes últimos.

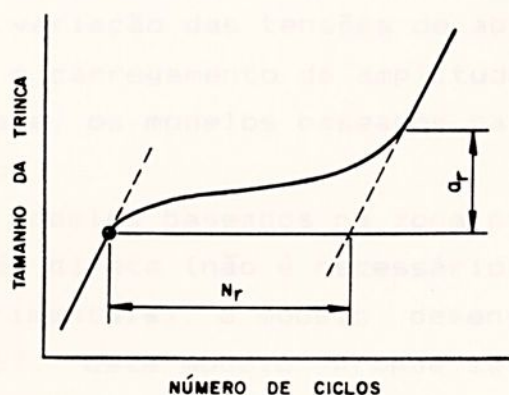


Figura 2.17 - Caracterização do retardo visando a modelagem.

Uma maneira empírica de se considerar os efeitos de interação é determinar experimentalmente se as taxas de crescimento da trinca sob diversas formas de carregamento de amplitude variável podem ser correlacionadas a fatores intensidade de tensão característicos[1]. Procura-se neste caso, através de análise estatística do espectro de carga, determinar um ΔK equivalente que, aplicado numa equação de amplitude constante, represente o comportamento geral da trinca. Apesar de fisicamente incorreto por não considerar os efeitos da sequência de carregamento, este método fornece bons resultados quando o carregamento é aleatório e a distância entre duas sobrecargas consecutivas é suficientemente grande[41].

Desde o início da década de 70 têm sido desenvolvidos modelos que consideram os efeitos de interação e portanto permitem prever as curvas de crescimento de trincas em carregamentos de amplitude variável. Esses modelos utilizam o conceito de K efetivo e podem

ser de dois tipos[1]:

- i) Modelos baseados na plastificação da ponta da trinca; e
- ii) Modelos baseados no fechamento da trinca.

No primeiro caso considera-se que, após um pico de carregamento, o efeito de interação ocorrerá enquanto as zonas plásticas dos ciclos de carregamento subsequentes estiverem dentro da zona plástica devida à sobrecarga.

Modelos mais recentes incorporam o fechamento da trinca, o que permite considerar a pequena aceleração que antecede o retardo, bem como o efeito de ciclos de tensão negativa. Com respeito a esses modelos, o principal problema consiste em determinar corretamente a variação das tensões de abertura e fechamento da trinca durante o carregamento de amplitude variável[1]. Por causa desta dificuldade, os modelos baseados na zona plástica ainda são muito utilizados.

Dentre os modelos baseados na zona plástica destaca-se, por ser de aplicação direta (não é necessário o conhecimento prévio dos dados experimentais), o modelo desenvolvido por Willenborg, Engle e Wood[42]. Este modelo propõe-se a descrever o retardo observado no crescimento da trinca por fadiga quando da aplicação de um ciclo de sobrecarga do tipo daquele apresentado pela curva C da figura 2.14.

Para descrever o modelo de Willenborg e colaboradores, considera-se o esquema da figura 2.18. O modelo é desenvolvido segundo as seguintes etapas:

- i) A sobrecarga σ_1 é aplicada. Com a equação (2.5) determina-se o fator intensidade de tensão máximo devido à sobrecarga ($K_{m\acute{o}x, sc}$). Utilizando-se as equações (2.10) e (2.11), determina-se o estado de tensão na ponta da trinca. Finalmente, aplicando-se uma das equações (2.8), (2.9) e (2.12), calcula-se a zona plástica criada por σ_1 , determinando-se a_p (figura 2.18).
- ii) Retorno ao carregamento de menor amplitude (σ_2). Utilizando-se uma das equações (2.8), (2.9) e (2.12), determina-se a intensidade de tensão requerida, K_{req} , para se produzir uma zona plástica que se estenda até os limites de a_p . No primeiro ciclo de tensão ($i = 1$) do segundo nível, o valor corrente da trinca é igual a a_1 , isto é, K_{req} se torna igual a $K_{m\acute{o}x, sc}$.
- iii) Willenborg assume que $K_{m\acute{o}x, cr}$ sofre uma redução de uma quan-



tidade K_{red} devido ao ingresso da fissura na zona plástica criada pela sobrecarga. Para cada ciclo de carregamento do segundo nível de tensão (figura 2.18), K_{red} é calculado de acordo com a equação:

$$K_{red} = K_{req} - K_{máx\ 2,i} \quad (2.27)$$

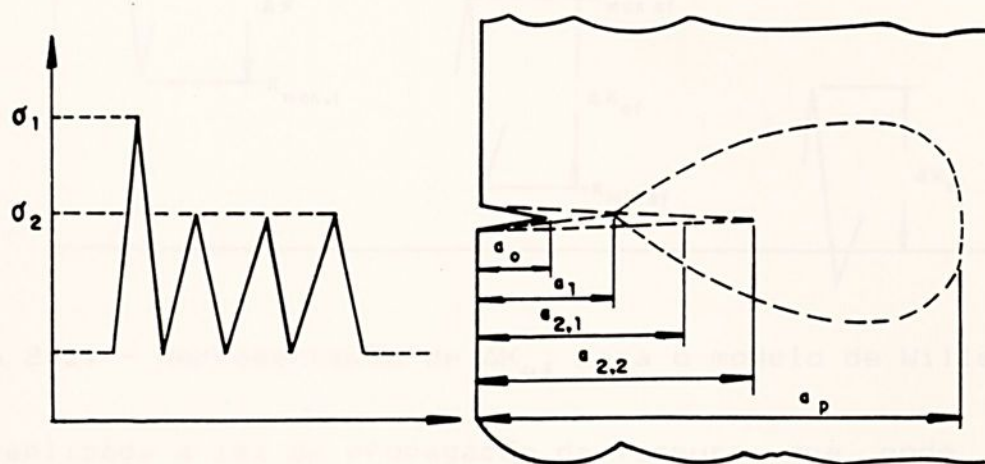


Figura 2.18 - Crescimento da trinca ciclo a ciclo em retardo.

iv) Calcula-se os valores efetivos de $K_{máx}$ e $K_{mín}$ aplicados no segundo nível de tensão:

$$K_{máx.ef\ 2,i} = K_{máx\ 2,i} - K_{red} = 2 K_{máx\ 2,i} - K_{req} \quad (2.28)$$

$$K_{mín.ef\ 2,i} = K_{mín\ 2,i} - K_{red} = K_{mín\ 2,i} - K_{máx\ 2,i} - K_{req} \quad (2.29)$$

v) Os valores de ΔK_{ef} e R_{ef} são calculados da seguinte maneira:

$$\Delta K_{ef\ 2,i} = K_{máx.ef\ 2,i} - K_{mín.ef\ 2,i} \quad (2.30)$$

$$R_{ef\ 2,i} = \frac{K_{mín.ef\ 2,i}}{K_{máx.ef\ 2,i}} \quad (2.31)$$

Se $K_{mín.ef}$ se tornar negativo, este valor será igualado a zero. Neste caso, ΔK_{ef} será menor do que $\Delta K_{2,i}$; caso contrário,

$\Delta K_{ef} = \Delta K$, como está representado na figura 2.19.

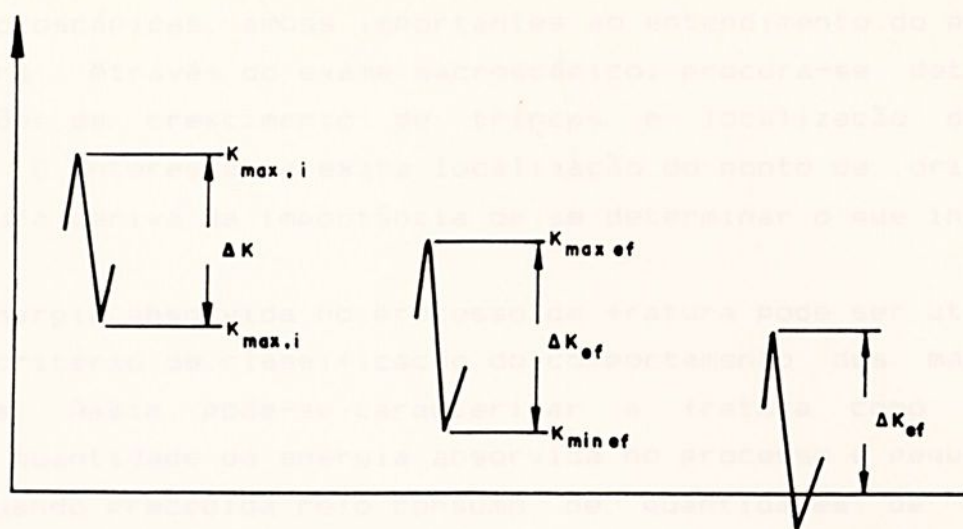


Figura 2.19 - Representação de ΔK_{ef} para o modelo de Willenborg.

vi) É aplicada a lei de propagação da fissura, que pode ser uma das equações (2.17) a (2.20) ou a equação (2.22), obtendo-se a taxa de propagação da trinca durante o ciclo. Um novo valor do comprimento da trinca é obtido somando-se esta taxa ao valor corrente. Por exemplo, ao final do primeiro ciclo do segundo nível obtém-se a $a_{2,1}$.

Com o novo valor corrente da trinca, retorna-se à segunda etapa, recalculando-se todos os parâmetros. Pode ser verificado que a diferença entre K_{req} e $K_{máx2,i}$ decresce à medida que a trinca se aproxima de a_p . Quando $K_{req} = K_{máx2,i}$, resulta em $K_{red} = 0$ e o modelo do retardo não é mais aplicado.

2.4 - Fratura Por Fadiga

Desde a Segunda Grande Guerra tem havido um grande progresso no entendimento dos modos nos quais os metais fraturam. Tal conhecimento provou ser essencial à melhor formulação dos mecanismos de fratura[1]. As técnicas atuais de análise das superfícies de fratura fornecem um conjunto de informações que abrangem desde a influência de características microestruturais no comportamento em fratura do material até um histórico da solicitação mecânica do componente fraturado.

2.4.1 - Características gerais da fratura dos metais

As superfícies de fratura exibem características macroscópicas e microscópicas, ambas importantes ao entendimento do processo de fratura. Através do exame macroscópico, procura-se determinar as direções de crescimento de trincas e localização de suas origens. O interesse na exata localização do ponto de origem de uma fratura deriva da importância de se determinar o que iniciou a mesma.

A energia absorvida no processo de fratura pode ser utilizada como um critério de classificação do comportamento dos materiais metálicos. Assim, pode-se caracterizar a fratura como frágil, quando a quantidade de energia absorvida no processo é pequena, e tenaz, quando precedida pelo consumo de quantidades de energia relativamente elevadas[3]. O ensaio por impacto de corpos de prova entalhados, no qual se mede a energia gasta na fratura, permite avaliar a tendência de um material se comportar de maneira tenaz ou frágil.

A ductilidade dos metais está associada à deformação plástica que ocorre nas regiões circunvizinhas às superfícies de fratura. Desta forma, a fratura dúctil é aquela precedida por uma intensa deformação plástica enquanto que na fratura frágil a quantidade de deformação precedendo a ruptura é muito pequena ou mesmo nula. Como a deformação plástica se dá com consumo de energia, a fratura dúctil está associada ao comportamento tenaz. Já na fratura sem deformação plástica, o consumo de energia é pequeno, caracterizando um comportamento frágil[3].

Outro aspecto importante diz respeito à aparência da fratura, que pode ser fibrosa ou granular[11], e que também está relacionada com a energia absorvida na fratura. Através do exame visual das superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto, verifica-se que metais que fraturam de forma dúctil apresentam superfícies grosseiras ou fibrosas, enquanto que os frágeis possuem superfícies facetadas, de aparência granular, com alta refletividade e aspecto brilhante.

O comportamento em fratura dos metais relaciona-se com suas características estruturais, tanto a nível atômico como a nível da estrutura granular. No processo de fratura, formam-se superfícies livres decorrentes do rompimento de ligações interatômicas. A ní-



vel atômico, o rompimento das ligações se dá num mesmo plano cristalográfico, podendo ocorrer por cisalhamento, quando a fratura se dá no mesmo plano da tensão, ou por clivagem, quando esta é normal ao plano de tensão. Os comportamentos frágil e dúctil são manifestações dos micromecanismos de fratura operantes. Assim, a fratura dúctil normalmente ocorre por cisalhamento enquanto que a frágil normalmente ocorre por clivagem.

A nível de estrutura granular, pode-se classificar as fraturas pelo seu caminho, existindo dois tipos[1]:

- i) Intergranular, que ocorre por separação de fronteiras de grãos;
- ii) Transgranular ou transcristalina, onde a trinca caminha pelo interior dos grãos.

Há dois tipos principais de fratura intergranular:

- i.i) Com coalescência de microcavidades, que ocorre por exemplo na falha por sobrecarga de alguns aços e ligas de alumínio; e
- i.ii) Sem coalescência de microcavidades, que ocorre na falha por sobrecarga de aços fragilizados ao revenido e metais refratários, como o tungstênio, além de ser característica da fratura em carregamento constante, como nos processos de fluência e corrosão sob tensão.

Dentre os mecanismos de fratura transgranular, tem-se:

- ii.i) Clivagem, onde o caminho de fratura geralmente segue um plano cristalográfico bem definido;
- ii.ii) Coalescência de microcavidades. Quando o mecanismo de fratura muda de frágil (clivagem) para dúctil, ocorre a iniciação, crescimento e coalescência de microvazios, dando origem aos "dimples". Os microvazios geralmente iniciam-se durante o fluxo plástico em inclusões, fronteiras de grão ou planos de clivagem; e
- ii.iii) Fadiga, onde a fratura é causada por dano devido a tensões cíclicas, deixando como evidência fractográfica as estrias de fadiga.

Pode-se observar que existem situações em que fraturas frágeis não ocorrem por clivagem, citando-se como exemplo as fraturas intergranulares, em que a fratura se dá por decoesão nos contornos de grãos (aços fragilizados por revenido) ou mesmo por cisalhamento nos contornos de grãos (ligas com precipitação em contornos de grãos)[3].

A correspondência entre as características de fratura não é



rigorosa. Por exemplo, uma superfície de fratura que possua uma aparência frágil a nível macroscópico pode apresentar micromecanismos de fratura dúctil ("dimples").

Deve ser ressaltado que o modo de fratura dos metais não depende unicamente de suas características intrínsecas como limite de escoamento, capacidade de encruamento e ductilidade, mas também de fatores externos como temperatura, modo e velocidade de carregamento, além do estado de tensões atuante. Da combinação desses fatores é que resultará um determinado comportamento para o metal[3].

A temperatura é um fator preponderante no modo de fratura de alguns materiais. Define-se temperatura de transição, para o aço ou outro metal que a exiba, como aquela na qual há uma mudança no caráter de ruptura do material, passando de dúctil a frágil[43]. Esta mudança é observada ao se conduzir o ensaio de impacto com amostras entalhadas em um intervalo de temperaturas adequado.

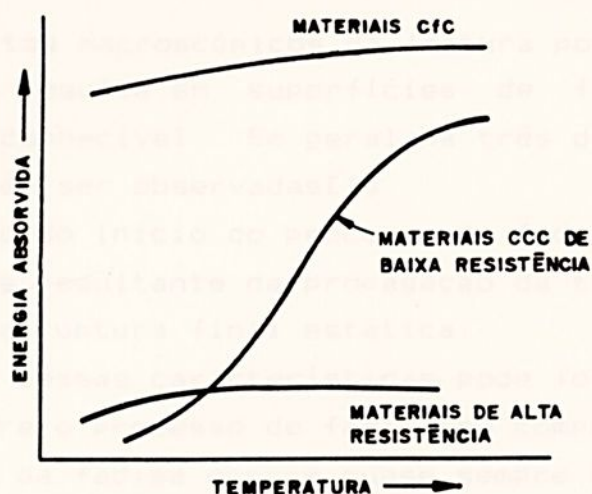


Figura 2.20 - Efeito da temperatura na energia de impacto.

O comportamento em fratura como função da temperatura para um vasto espectro de materiais se situa nas três categorias mostradas na figura 2.20 [11]. Os metais CFC de média e baixa resistência e a maioria dos que possuem estrutura HC têm tenacidade ao entalhe tão elevada que a fratura frágil não constitui problema, a menos que se esteja em presença de algum ambiente químico reativo especial. Os materiais de resistência mecânica elevada, como os aços de alta resistência e as ligas de alumínio e titânio, possuem

tenacidade ao entalhe tão baixa que a fratura frágil pode ocorrer para tensões nominais ainda no regime elástico a todas as temperaturas e taxas de deformação, quando existirem trincas em sua estrutura. No caso dos materiais CCC de baixa e média resistência observa-se a transição dúctil-frágil. Como a passagem normalmente não é repentina, existindo um intervalo de transição, formularam-se vários critérios para se determinar a temperatura de transição dos metais, através dos resultados de ensaios de impacto em corpos de prova do tipo Charpy-V[43].

Considerando que o ensaio de impacto é bem mais simples de ser realizado do que o teste para a determinação de K_{Ic} , foram desenvolvidas relações empíricas para correlacioná-los[44-46]. Desta forma, obtêm-se estimativas para K_{Ic} em função, por exemplo, da energia absorvida no teste de impacto Charpy-V na região da temperatura de transição. Observa-se que quanto maior for esta energia, maior será o valor de K_{Ic} .

2.4.2 - Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga

A fadiga resulta em superfícies de fratura com aparência facilmente reconhecível. Em geral há três diferentes características que podem ser observadas[1]:

- i) Localização do início do processo de fadiga;
- ii) Superfície resultante da propagação da trinca por fadiga; e
- iii) Região da ruptura final estática.

Cada uma dessas características pode fornecer informações específicas sobre o processo de fadiga no componente estrutural.

O início da fadiga ocorre quase sempre em uma superfície externa. Um exame cuidadoso do local de início da trinca pode revelar a causa do processo (por exemplo concentrações de tensão devido a um entalhe, marcas de usinagem ou pontos de corrosão). Informações deste tipo são importantes na análise de falhas em serviço.

As superfícies de fratura por fadiga tendem a ser macroscopicamente planas e lisas, e com frequência mostrarão "marcas de praia", resultantes de variações na história do carregamento. As marcas de praia informam sobre as formas da frente de trinca em vários estágios do crescimento, identificando o tipo de carregamento de fadiga. A figura 2.21 apresenta marcas de praia típicas para diferentes tipos de carregamento impostos a uma barra



cilíndrica, abrangendo também a possibilidade de existência de um entalhe circunferencial concentrador de tensões[1].

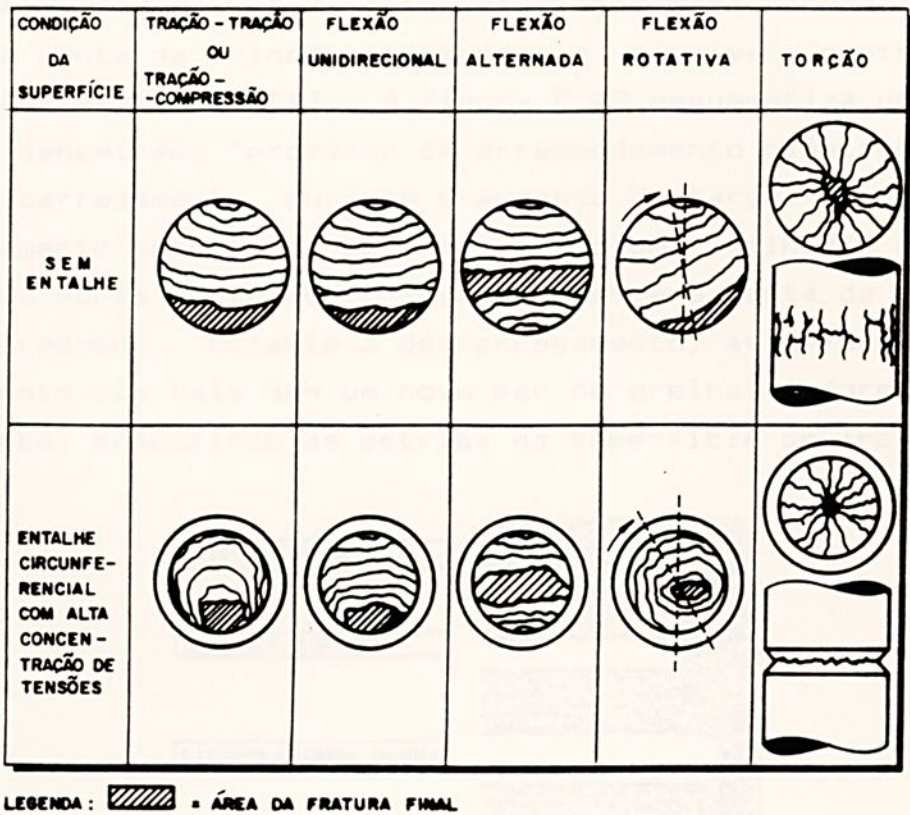


Figura 2.21 - Exemplos de marcas de praia em barra cilíndrica.

A área de ruptura final (áreas hachuradas na figura 2.21) informa sobre a magnitude do carregamento. Uma área final grande indica que o valor de K_{Ic} (ou K_c) foi atingido com um comprimento de trinca relativamente pequeno, o que significa que a carga máxima foi relativamente alta ou que o material possuía baixa tenacidade à fratura.

2.4.3 - Estrias e sua relação com a taxa de propagação da trinca

Em escala microscópica pode-se observar as estrias de fadiga que ocorrem durante a propagação estável da trinca (região II da figura 2.10). As estrias representam posições sucessivas da frente de trinca. Cada estria é formada durante um ciclo de carregamento mas, especialmente em carregamentos de amplitude variável, nem todo ciclo resulta necessariamente em uma estria. As ligas de



alumínio apresentam, normalmente, estrias bem definidas; os aços nem sempre[1].

Vários modelos foram propostos para explicar a formação das estrias de fadiga. A maioria deles considera apenas o fluxo plástico na ponta da trinca, ignorando a possível contribuição das condições ambientais[1]. A figura 2.22 esquematiza um desses modelos, denominado "processo de arredondamento plástico". Num ciclo de carregamento, durante o aumento da carga, as deformações de cisalhamento concentram-se a princípio em "orelhas" em ambos os lados da ponta da trinca. Posteriormente a ponta da trinca avança e se arredonda. Durante o descarregamento, as deformações de cisalhamento são tais que um novo par de orelhas é formado na ponta da trinca, produzindo as estrias na superfície de fratura[1].

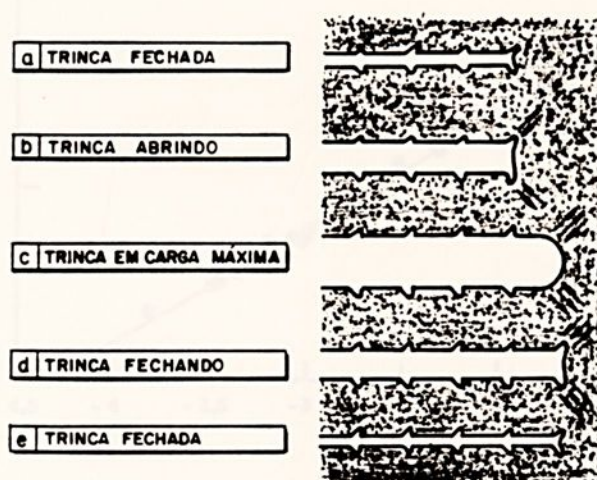


Figura 2.22 - Modelo da formação das estrias de fadiga.

Estudos fratógráficos mostraram que o espaçamento entre as estrias, s , é aparentemente independente da estrutura metalúrgica de um dado material e pode ser relacionado com a amplitude do fator intensidade de tensão da seguinte forma[34]:

$$s = C_i (\Delta K)^{n_i} \quad (2.32)$$

onde os valores de C_i e n_i , obtidos por Tanaka e colaboradores[47] para aços com diferentes microestruturas (ferrita-perlita, martensita revenida a baixas e altas temperaturas), são: $C_i = 1,47 \times 10^{-7}$ e $n_i = 2$.

Existe uma relação entre o ponto pivô, definido pelas equações (2.25) e (2.26), e o espaçamento entre estrias. Esta relação pode ser obtida ao se analisar a maneira como o ponto pivô varia para um dado material. A grande variação, já mencionada, dos valores de $\left(\frac{da}{dN}\right)_p$ e $(\Delta K)_p$ é consequência da obtenção de diferentes retas n versus $\ln(C)$, definidas pela equação (2.24). Todavia, os valores de b e d que descrevem esta equação variam de uma maneira semelhante, ou seja, a análise gráfica de diferentes pares (b,d) mostrará uma boa correlação, como pode ser visto na figura 2.23, onde os dados se referem a aços com diferentes microestruturas.

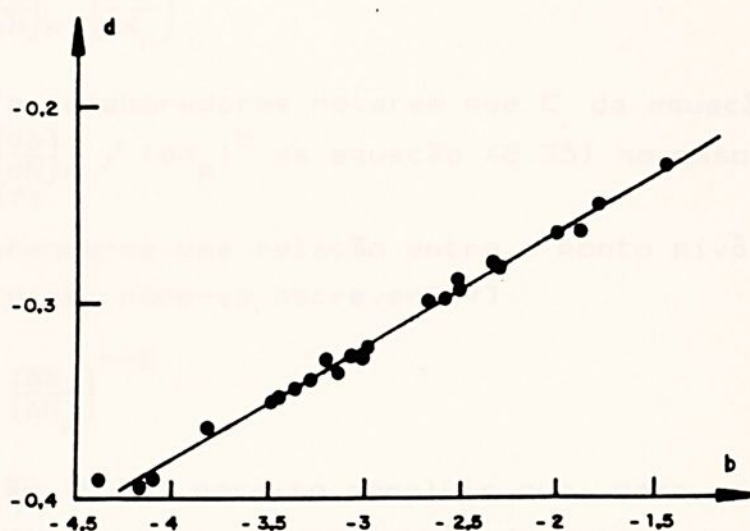


Figura 2.23 - Relação entre diferentes pares (b,d) para aços[34].

Com os dados apresentados na figura 2.23 obtém-se, por regressão linear, a seguinte equação:

$$b = n_o - d \ln(C_o) \quad (2.33)$$

onde $n_o = 2,21$ e $C_o = 8,76 \times 10^{-8}$.

Os valores de n_o e C_o da equação (2.33) correspondem bem aos valores de n_i e C_i da equação (2.32), especialmente quando se leva em conta a grande dispersão nos valores do espaçamento entre estrias[34]. A relação entre b e d , dada pela equação (2.33), implica na existência de uma outra relação entre as coordenadas do



ponto pivô, dada pela seguinte expressão:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_p = C_o (\Delta K_p)^{n_o} \quad (2.34)$$

As equações (2.33) e (2.34) significam que as retas n versus $\ln(C)$ interceptam um mesmo ponto, de coordenadas n_o e $\ln(C_o)$, da mesma maneira que a relação entre n e $\ln(C)$ implica na existência do ponto pivô das retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$ [34].

A lei de Paris, dada pela equação (2.17), pode ser reescrita da seguinte forma:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN}\right)_p \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_p}\right)^n \quad (2.35)$$

Tanaka e colaboradores notaram que C_i da equação (2.32) corresponde a $\left(\frac{da}{dN}\right)_p / (\Delta K_p)^n$ da equação (2.35) no caso particular em que $n = 2$ [47].

Considerando-se uma relação entre o ponto pivô e o espaçamento entre estrias, pode-se escrever[34]:

$$\frac{da}{dN} = s \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_p}\right)^{n-2} \quad (2.36)$$

A equação (2.36) permite concluir que, para um valor de ΔK próximo a $(\Delta K)_p$, a taxa de propagação da trinca corresponde ao espaçamento entre as estrias. Ou seja, existe um valor crítico de ΔK para o qual $\left(\frac{da}{dN}\right) = s$; este valor crítico corresponde ao ponto no qual todas as retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$ se interceptam.

2.4.4 - Fenômenos relativos à ponta da trinca

O crescimento da trinca por fadiga está relacionado com a deformação plástica cíclica em sua extremidade. Os mecanismos deste crescimento compreendem uma combinação de decoesões locais por cisalhamento (deformação plástica) e fraturas locais por clivagem (quebra de partículas)[26].

O tamanho da zona plástica na ponta de uma trinca é um parâmetro importante na discussão de seu comportamento durante a propagação por fadiga. Rice(1967) mostrou que uma zona plástica reversa (ou cíclica) está presente no interior da zona plástica monotônica quando o material é submetido a tensões cíclicas[48].



Pode-se determinar o tamanho da zona plástica monotônica, ao longo da linha da trinca, através de uma das equações (2.8), (2.9) e (2.12). A zona plástica reversa depende da amplitude de tensões do carregamento cíclico. Yu e Yan assumiram que a zona plástica reversa é circular e seu diâmetro, $2r_{pc}$, pode ser calculado da seguinte forma[1]:

$$2r_{pc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_e} \right)^2 \quad (2.37)$$

Na figura 2.24 estão representadas as distribuições de tensão, ao longo da linha da trinca, no carregamento ($\sigma = \sigma_{\max}$) e no descarregamento ($\sigma = \sigma_{\min}$), e seu relacionamento com as zonas plásticas monotônica e cíclica.

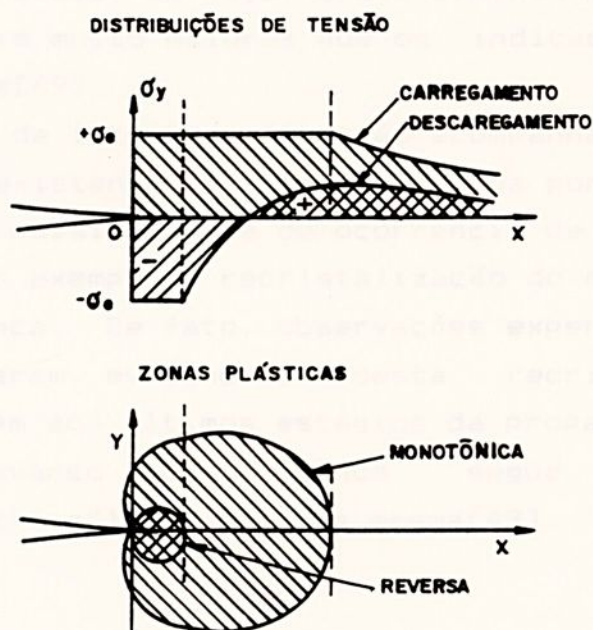


Figura 2.24 - A zona plástica reversa [28].

Observou-se que a zona plástica cíclica, ao ser correlacionada com ΔK , segue a mesma lei de variação que a taxa de crescimento da trinca, ou seja, $\left(\frac{da}{dN} \right)$ é linearmente proporcional a $2r_{pc}$ [26].

No caso dos metais, a deformação plástica (por deslizamento) envolve a geração e multiplicação de discordâncias e sua movimentação através da rede cristalina. Uma parcela muito pequena da

energia total introduzida durante o processo de fadiga é armazenada no cristal (menos de 10% do trabalho de deformação); o restante é convertido em calor. Observações experimentais do aquecimento da ponta da trinca durante o carregamento cíclico mostraram aumentos de temperatura de até 100°C; tanto maiores quanto maior era a taxa de propagação da trinca[49]. Contudo, temperaturas da ordem de 3000°C podem ser observadas para o vidro, na ponta da trinca, em testes realizados à temperatura ambiente. Esta grande discrepância pode ser explicada em termos da diferença de condutividade térmica entre materiais cristalinos e amorfos. A zona plástica na ponta da trinca é muito pequena em comparação com a sua vizinhança elástica, a qual atua como um absorvedor de calor. Portanto, as temperaturas medidas na ponta da trinca podem não representar adequadamente a quantidade de calor gerada no processo no caso dos metais, ou seja, o aquecimento da ponta da trinca pode atingir níveis muito maiores que os indicados pelas observações experimentais[49].

Em face da intensa deformação acompanhada de um aumento de temperatura existente nas vizinhanças da ponta da trinca, deve-se considerar a possibilidade de ocorrência de processos termicamente ativados; por exemplo a recristalização do material deformado na ponta da trinca. De fato, observações experimentais em uma liga Fe-Si mostraram evidências desta recristalização dinâmica, restrita porém aos últimos estágios da propagação da trinca, nos quais o avanço da trinca segue uma instabilidade plástica ("necking") na ponta da mesma[49].

Vários tipos de tratamento térmico podem ser empregados com o objetivo de se obter microestruturas bifásicas em ligas de baixo carbono. O primeiro é o passo final e o mais simples a partir da região intercrítica, havendo várias possibilidades para os procedimentos iniciais. O que resulta em diferentes tipos de microestruturas dependendo da temperatura intercrítica.

É comum adotar-se a normalização do aço como passo preliminar ao tratamento intercrítico, visando uma microestrutura mais homogênea e a eliminação da laminação, além de eliminar a microsegregação de elementos de liga quando for o caso. Diversos estudos, porém, considerando este passo[50].

A figura 3.1 apresenta três caminhos básicos para a obtenção



3.1 - Conceituação

A designação "aço bifásico" refere-se a uma classe de aços caracterizados por apresentarem microestruturas que combinam uma fase dúctil (ferrita) com produtos mais duros, resultantes da transformação da austenita[6]. Microestruturas deste tipo são obtidas através do resfriamento rápido de um aço de baixo carbono a partir da região intercrítica ($\alpha + \gamma$) do diagrama Fe-C, com a conseqüente reação martensítica. Tal processo faz com que as fases ferrita e martensita coexistam à temperatura ambiente; daí a denominação "bifásico". As condições de processamento podem acarretar o surgimento de outros microconstituintes, como austenita retida, perlita e bainita[50].

Um aço com microestrutura bifásica apresenta propriedades mecânicas superiores às do aço de baixo carbono comum, sem exigir necessariamente a participação de elementos de liga. Os aços bifásicos constituem-se em uma família promissora de aços de alta resistência que vem sendo desenvolvida desde a década de 70, sobretudo pelas indústrias automobilísticas, visando à fabricação de componentes como rodas e chassis, nos quais a resistência mecânica é de primordial importância[51].

3.2 - Obtenção e Caracterização de Microestruturas Bifásicas

Vários tipos de tratamento térmico podem ser executados com o objetivo de se obter microestruturas bifásicas em aços de baixo carbono. Em todos eles o passo final é o mesmo (têmpera a partir da região intercrítica), havendo várias possibilidades para os procedimentos iniciais, o que resulta em diferentes tipos de microestrutura antecedendo a têmpera intercrítica.

É comum adotar-se a normalização do aço como passo preliminar ao tratamento intercrítico, visando uma microestrutura mais uniforme que a obtida pela laminação, além de eliminar a microsegregação de elementos de liga quando for o caso. Diversos estudos, porém, desconsideram este passo[52].

A figura 3.1 esquematiza três caminhos básicos para a obten-



ção de microestruturas bifásicas. No esquema α , parte-se de uma microestrutura ferrítico-perlítica e, com o aquecimento até a região intercrítica, a austenita irá se formar nos contornos de grão da ferrita. No esquema β o aquecimento é executado até a austenitização total do aço (acima da temperatura A_3). Em seguida o material é resfriado até uma temperatura intercrítica, onde a ferrita irá nuclear nos limites dos grãos da austenita. No esquema γ , a estrutura inicial é a martensita (obtida através de têmpera), a partir da qual irá se originar a austenita, quando do aquecimento até a região intercrítica. Nos três casos (α , β e γ) a austenita se transforma em martensita com o resfriamento rápido.

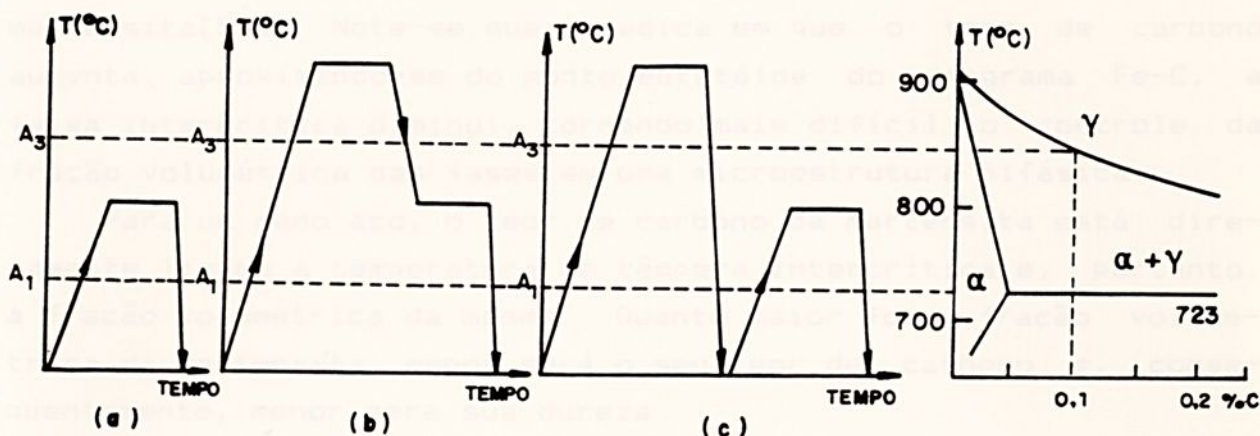


Figura 3.1 - Tratamentos térmicos intercríticos.

Conclui-se que a morfologia das fases presentes na microestrutura bifásica irá depender da rota escolhida para a sua obtenção, ainda que se utilize, em diferentes rotas (α , β ou γ da figura 3.1, por exemplo), o mesmo aço (mesmo teor de carbono) e a mesma temperatura de tratamento intercrítico. Assim, tratamentos baseados no esquema α tendem a apresentar, quando executados sob condições adequadamente controladas, microestrutura constituída de ilhas de ferrita envolvidas por martensita contínua[53]; tratamentos executados conforme o esquema β resultam em ferrita envolvendo martensita e o esquema γ resulta em uma mistura fina de ferrita e martensita[54]. A morfologia é um parâmetro importante na caracterização das microestruturas bifásicas, tendo em vista que ela influi nas propriedades mecânicas do material[52,53].

Outro parâmetro de grande importância a ser considerado é a temperatura de tratamento intercrítico. Através do diagrama de equilíbrio de fases Fe-C (cujo trecho de interesse está esquematizado na figura 3.1) observa-se que, para um dado teor de carbono, o total de austenita é tanto maior quanto maior for a temperatura intercrítica. Conclui-se que a temperatura é um dos fatores preponderantes na determinação da fração volumétrica das fases formadas com a têmpera intercrítica. Para um mesmo aço, microestruturas bifásicas obtidas através de rotas diferentes, mas com um mesmo patamar intercrítico antecedendo a têmpera, apresentarão teores semelhantes de martensita[52-54]. Da mesma forma, para uma determinada temperatura de tratamento intercrítico, aços com maior teor de carbono apresentarão maior fração volumétrica de martensita[55]. Note-se que à medida em que o teor de carbono aumenta, aproximando-se do ponto eutetóide do diagrama Fe-C, a faixa intercrítica diminui, tornando mais difícil o controle da fração volumétrica das fases em uma microestrutura bifásica.

Para um dado aço, o teor de carbono da martensita está diretamente ligado à temperatura de têmpera intercrítica e, portanto, à fração volumétrica da mesma. Quanto maior for a fração volumétrica da martensita, menor será o seu teor de carbono e, conseqüentemente, menor será sua dureza.

Quando a taxa de resfriamento a partir do patamar intercrítico não é suficientemente alta, nem toda a austenita se transforma em martensita; parte dela se transforma em ferrita ou agregados ferrita-carboneto[56]. A maior facilidade de transformação da austenita em martensita é, em parte, função de seu teor de carbono. Assim, em temperaturas intercríticas altas a fração de austenita que se transforma em produtos não martensíticos tende a ser maior[56]. Em função da composição química do aço e dependendo da temperatura, tempo e taxa de resfriamento, a microestrutura final do aço pode ser essencialmente bifásica (ferrita-martensita) ou ser mais complexa, constituída de ferrita, martensita, bainita, austenita retida e vários tipos de agregados de ferrita e carboneto[56].

Após a têmpera intercrítica pode ser realizado um tratamento térmico de revenimento, visando conferir maior ductilidade ao aço bifásico. Neste caso o objetivo é reduzir a dureza da martensita,



pois a conformabilidade do aço está associada a este parâmetro[57].

3.3 - Comportamento Mecânico

Quando um metal constituído por mais de uma fase, com diferentes comportamentos tensão-deformação, é solicitado mecanicamente, nem as tensões nem as deformações são constantes. A fase menos resistente sofre maior deformação. A determinação da distribuição real de deformações e tensões é dificultada pelos muitos fatores que devem ser considerados simultaneamente[58].

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 resistentes (martensita e 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[6].

3.3.1 - Propriedades em tração

A figura 3.2 mostra a curva de tração de um aço bifásico em comparação com um aço ARBL de mesmo nível de resistência e um aço de baixo carbono comum. O aço bifásico destaca-se pelas seguintes características[51]:

- i) Ausência do patamar de escoamento;
- ii) Elevada taxa inicial de encruamento;
- iii) Elevado limite de resistência; e
- iv) Elevada ductilidade medida pelo alongamento.

A ausência do escoamento descontínuo e baixa relação entre o limite elástico a 0,2% e o limite de resistência são consideradas as grandes vantagens dos aços bifásicos[59], resultando em um excelente acabamento superficial de peças produzidas por estampagem[51].

A explicação mais aceitável do escoamento contínuo e da baixa tensão de escoamento é atribuída à presença de alta densidade de discordâncias móveis introduzidas na ferrita, devido à expansão de volume de 2 ou 3% durante a transformação da austenita em martensita[56]. Outra explicação é atribuída às tensões residuais



produzidas na transformação da martensita [56].

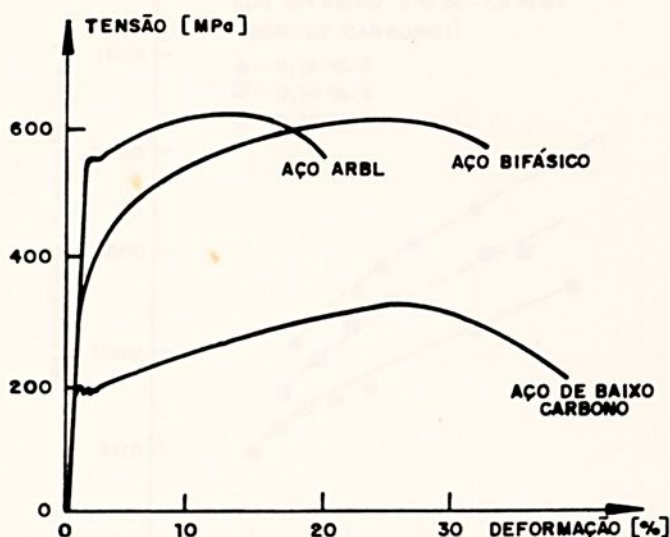


Figura 3.2 - Curvas tensão-deformação de três tipos de aço [56].

Chen e Cheng[60] afirmam que tanto o limite de escoamento como o limite de resistência à tração de um aço bifásico aumentam com o aumento da fração volumétrica da martensita e podem ser estimados pela lei das misturas, dada pela equação (3.1), embora a resistência prevista seja um pouco superior àquela obtida experimentalmente. Desta forma, tem-se:

$$\sigma_{BF} = \sigma_M V_M + \sigma_F (1 - V_M) \quad (3.1)$$

onde σ_{BF} é a resistência do aço bifásico, σ_M e σ_F são as resistências das fases (martensita e ferrita) e V_M é a fração volumétrica da martensita.

A resistência da martensita pode ser correlacionada com sua dureza, a qual depende fortemente de seu teor de carbono. Portanto, espera-se que, além da fração volumétrica, também o teor de carbono da martensita interfira na resistência mecânica de um aço bifásico. De fato, isto foi verificado por Chen e Cheng ao compararem a resistência à tração, em função da fração volumétrica da martensita, de microestruturas bifásicas obtidas a partir de aços com diferentes teores de carbono (figura 3.3).

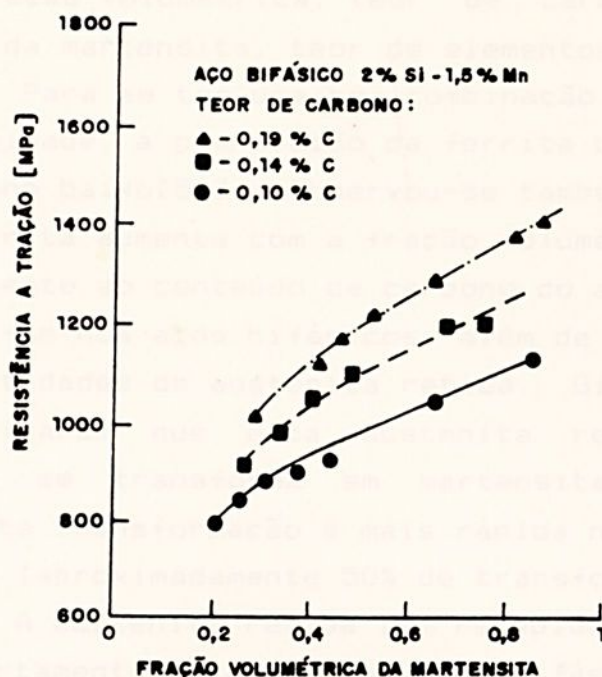


Figura 3.3 - Resistência à tração em função da martensita [60].

A figura 3.3 demonstra que a resistência à tração dos aços bifásicos aumenta com o aumento do conteúdo de carbono a uma fração volumétrica constante de martensita. Nota-se também na figura 3.3 que o incremento na resistência dos aços bifásicos, com o aumento do teor de martensita, cai à medida em que este teor aumenta. Este fato reflete a queda de resistência da martensita quando sua fração volumétrica aumenta.

Quanto à morfologia das fases, existem resultados conflitantes. No trabalho de Hashimoto[56], microestruturas constituídas por ferrita envolvendo ilhas de martensita apresentaram níveis de resistência à tração superiores às microestruturas inversas (martensita envolvendo ferrita) obtidas a partir das mesmas temperaturas intercríticas. Suzuki e McEvily[53] obtiveram, através de tratamentos térmicos apropriados, uma microestrutura constituída de martensita contínua envolvendo ferrita, com nível de resistência mecânica superior ao da microestrutura constituída de ferrita envolvendo martensita.

A ductilidade dos aços bifásicos, medida pela deformação até a fratura, é a propriedade mais difícil de ser entendida em virtu-



de dos inúmeros fatores envolvidos. Dentre esses fatores, destacam-se a fração volumétrica, teor de carbono, plasticidade e distribuição da martensita, teor de elementos e teor de carbono da ferrita[56]. Para se ter uma boa combinação de resistência mecânica e ductilidade, a granulação da ferrita deve ser fina e seu teor de carbono baixo[56]. Observou-se também que a resistência à tração da ferrita aumenta com a fração volumétrica da martensita, sendo indiferente ao conteúdo de carbono do aço[60].

Encontra-se nos aços bifásicos, além de ferrita e martensita, pequenas quantidades de austenita retida. Giordano e colaboradores[61] verificaram que esta austenita retida é termicamente estável, mas se transforma em martensita com a deformação plástica. Esta transformação é mais rápida nos primeiros estágios da deformação (aproximadamente 50% de transformação para 10% de deformação). A austenita retida tem recebido pouca atenção no estudo do comportamento mecânico dos aços bifásicos. A transformação desta austenita em martensita durante a deformação plástica é acompanhada por um aumento de volume, servindo de fonte de discordâncias e resultando posteriormente em um aumento da taxa de encruamento[56].

3.3.2 - Fadiga em aços bifásicos

Resultados experimentais demonstram que aços com microestruturas bifásicas apresentam melhores limites de fadiga quando comparados a aços de mesma composição química e estrutura ferrítico-perlítica[54,56]. Testes em flexão rotativa[56] mostraram que a resistência à fadiga aumenta com a fração volumétrica da martensita, sendo este aumento mais acentuado em baixos níveis de solicitação. Este resultado foi associado ao encruamento cíclico da ferrita em presença de maior ou menor quantidade de martensita.

Através de ensaios em fadiga de baixo ciclo, Ramage e colaboradores[52] encontraram um único mecanismo de iniciação da trinca, independente da morfologia das microestruturas bifásicas. Eles observaram que o início das trincas de fadiga ocorre sempre na interface ferrita-martensita, devido à incompatibilidade de deformação entre as fases.

Hashimoto[56] mostrou a importância da morfologia e da interação entre as fases na melhora da resistência à fadiga. Microes-



truturas constituídas de ferrita envolvendo martensita apresentaram desempenho em fadiga superior àquelas contendo martensita envolvendo ferrita, enquanto que a ausência de grãos ferríticos (microestrutura essencialmente martensítica) não melhorou a resistência à fadiga em relação à microestrutura ferrítico-perlítica.

Suzuki e McEvily[53] observaram que, em uma microestrutura constituída de ferrita envolvendo martensita, a trinca de fadiga propaga-se preferencialmente pela ferrita. Na microestrutura composta por martensita envolvendo ferrita não há caminho preferencial de propagação da trinca, sendo observado neste caso um maior valor de ΔK_{th} .

Ramage e colaboradores[52] também encontraram um valor de ΔK_{th} extremamente alto para a microestrutura composta de martensita envolvendo ferrita, em relação à sua inversa (ferrita envolvendo martensita), embora não tenham observado diferenças significativas nas vidas em fadiga entre ambas as morfologias. Este fato foi relacionado com os níveis de fechamento da trinca apresentados pelas microestruturas bifásicas.

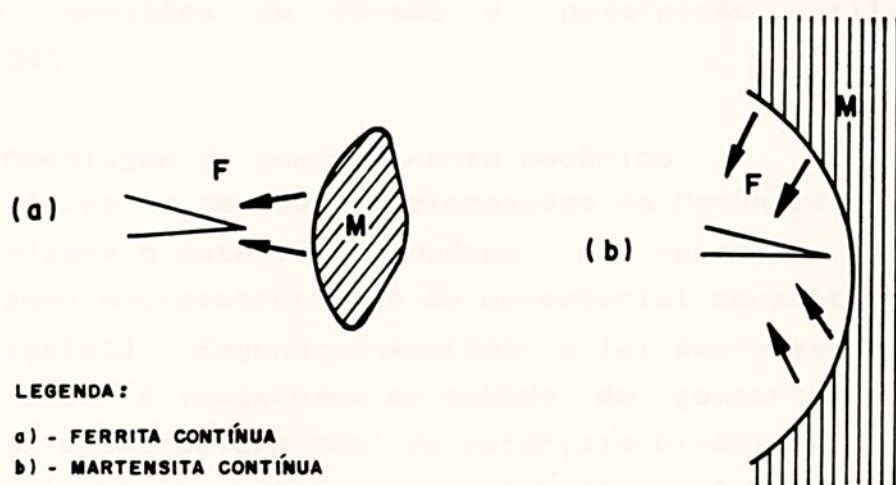


Figura 3.4 - Efeitos da microestrutura no fechamento da trinca[52]

Verificou-se que a morfologia das fases tem um efeito significativo no fechamento e no desvio da trinca[52]. A microestrutura formada por martensita contínua favorece o fechamento da trinca de duas maneiras. Primeiro, devido à sua continuidade, a martensita irá escudar a trinca ao suportar uma porção maior da carga e

assim reduzir a intensidade de tensão cíclica na ponta da trinca. Segundo, com a restrição à deformação plástica da ferrita, o nível de abertura da ponta da trinca (COD) para a acumulação do dano e extensão da trinca será aumentado. Na microestrutura com ferrita contínua, a martensita não protege a ponta da trinca tão efetivamente. O mecanismo operante é devido apenas ao desvio da trinca. A figura 3.4 ilustra estes efeitos.

Li Zhonghua e colaboradores[62] realizaram ensaios de fadiga de baixo ciclo em cinco diferentes tipos de microestruturas bifásicas. Os resultados experimentais mostraram que o desempenho em fadiga do aço bifásico melhora com o aumento do conteúdo de martensita até aproximadamente 50%. Frações volumétricas de martensita maiores que este valor resultaram em uma piora no comportamento do aço.

Finalizando, a comparação dos resultados de diversos autores normalmente mostra algumas inconsistências e contradições, as quais podem ser explicadas pelas diferenças microestruturais obtidas em cada trabalho, como variações do tamanho do grão das fases, teor de carbono e fração volumétrica da martensita, além das diferentes condições de tensão e deformação utilizadas nos ensaios[54].

3.3.3 - Modelagem do comportamento mecânico

A análise de tensões e deformações na Mecânica do Contínuo, a qual considera o material homogêneo, não permite considerar as propriedades microestruturais de um material constituído por mais de uma fase[63]. Segundo Ankem[58], a lei das misturas, dada pela equação (3.1), é inadequada ao estudo do comportamento mecânico (relações tensão-deformação) de materiais bifásicos.

Normalmente uma microestrutura bifásica é bastante complexa, tornando difícil correlacionar todas as características microestruturais em um único formalismo para descrever o relacionamento entre a microestrutura e as propriedades mecânicas[56]. Fases combinadas, em um conjugado ou em uma liga, interagem sinergisticamente. O comportamento mecânico das fases *in-situ* é geralmente distinto do observado isoladamente[6].

Para o desenvolvimento de novos materiais com comportamento mecânico melhorado são necessários, portanto, métodos mais aper-



feioados de análise de tensões. Diversas investigações têm demonstrado que o método dos elementos finitos é adequado a este propósito[58, 62-65]. Este método numérico aproximado não é restringido pelo fator dimensional e pode ser transportado à escala microestrutural. Os procedimentos adotados compreendem a modelagem da microestrutura e a correlação de sua resposta mecânica com dados experimentais. Uma etapa posterior visa projetar e otimizar computacionalmente novas condições microestruturais do material, adequadas às suas aplicações práticas; por exemplo solicitações dinâmicas.

3.4 - Revenimento dos Aços Bifásicos

A incompatibilidade plástica entre as fases e conseqüentes influências no processo de deformação têm grande importância no desempenho dos aços bifásicos. Quanto maior for a dureza da martensita, menor será o alongamento durante o empescoamento[50]. No processo de fratura, as trincas se nucleiam de preferência nas interfaces com a matriz ferrítica e, sobretudo, naquelas orientadas perpendicularmente à direção de solicitação. Quando a fase dispersa não é tão dura, as interfaces deixam de se constituir em sítios preferenciais, com trincas sendo nucleadas em inclusões, resultando em maior alongamento pós-uniforme[50]. Assim, 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. Verificou-se que desta forma o revenido acarreta um aumento na ductilidade associado a quedas no limite de escoamento e no limite de resistência à tração[50].

Existe a possibilidade de os aços bifásicos apresentarem efeitos de envelhecimento com o tratamento térmico de revenido. Jardim e colaboradores[50] constataram que, apesar de algumas evidências de escoamento descontínuo e aparecimento de alguns precipitados típicos do fenômeno, esses aços mostram muito pouca susceptibilidade ao envelhecimento. Um outro trabalho investigou o aparecimento de picos de endurecimento tanto na ferrita como na martensita de um aço bifásico que sofreu tratamentos térmicos de revenido em temperaturas entre 100 e 300°C [57]. Observou-se que,



para uma mesma temperatura, o pico de dureza da ferrita ocorreu sempre em tempos mais longos que o da martensita. Além disso, quanto maior a temperatura de revenimento, mais curto o tempo de ocorrência do pico para cada uma das fases. Este fato sugeriu que o efeito de endurecimento fosse termicamente ativado. Assim, os picos de endurecimento foram associados ao envelhecimento após têmpera. Sugeriu-se que este envelhecimento resulte da distribuição de carbonetos que se precipitam imediatamente após a têmpera intercrítica mas, com o revenimento, passam por um processo de ordenação que acarreta máximos de dureza[57].

Tabela 4.1 - Composição química dos materiais estudados (em % em peso)

Material	C	Mn	P	S	Si	Al
1	0,08	0,35	0,005	0,005	0,05	0,02
2	0,08	0,35	0,005	0,005	0,05	0,02
3	0,08	0,35	0,005	0,005	0,05	0,02
4	0,08	0,35	0,005	0,005	0,05	0,02



4.1 - Material Utilizado

No desenvolvimento experimental deste trabalho utilizou-se o aço ABNT 1010 acalmado ao alumínio. O material, laminado a quente na forma de chapas com 7 mm de espessura, foi fornecido pela FNV Veículos e Equipamentos S/A, previamente decapado e cortado com tesoura mecânica no sentido de laminação em peças nas dimensões 300 mm x 75 mm.

Foram retiradas amostras para análise química e metalográfica do material recebido. Foram feitas também medidas de dureza Vickers e confeccionados corpos de prova de tração, visando à caracterização mecânica do aço.

A tabela 4.1 apresenta a especificação quanto aos teores em peso de diversos elementos presentes no material, bem como dos resultados da análise por espectrofotometria de absorção atômica de duas amostras do aço recebido.

Tabela 4.1 - Composição Química do Aço Utilizado.

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Al
Teor em peso especificado(%)	0,06 - 0,13	0,30 - 0,60	0,04 máx.	0,05 máx.	0,10 máx.	0,02 - 0,08
Amostra 1 (%)	0,104	0,38	0,012	0,0141	0,018	0,040
Amostra 2 (%)	0,104	0,40	0,014	0,0134	0,018	0,040

A especificação das propriedades mecânicas do aço utilizado neste trabalho é dada a seguir:

- | | |
|--|------------------------------|
| i) Tensão Limite de Escoamento | $\sigma_e = 210$ a 290 MPa |
| ii) Tensão Limite de Resistência | $\sigma_t = 320$ a 380 MPa |
| iii) Alongamento Percentual (em 50 mm) | A1 = 50% |
| iv) Redução de Área | R = 67% |

A tabela 4.2 apresenta as propriedades mecânicas em tração uniaxial (média de 2 ensaios), bem como a dureza Vickers, aferida com penetrador piramidal de 136° e carga de 10 kgf (média de 10 medidas).

O material recebido possui microestrutura ferrítico-perlítica, a qual pode ser observada nas figuras 4.1 e 4.2. A dimensão granular (ASTM) é igual a 8.



Tabela 4.2 - Propriedades Mecânicas do Material.

Propriedade	σ_e [MPa]	σ_t [MPa]	Al (%) em 70mm	R (%)	HV
Resultado Obtido	251	367	30	69	148

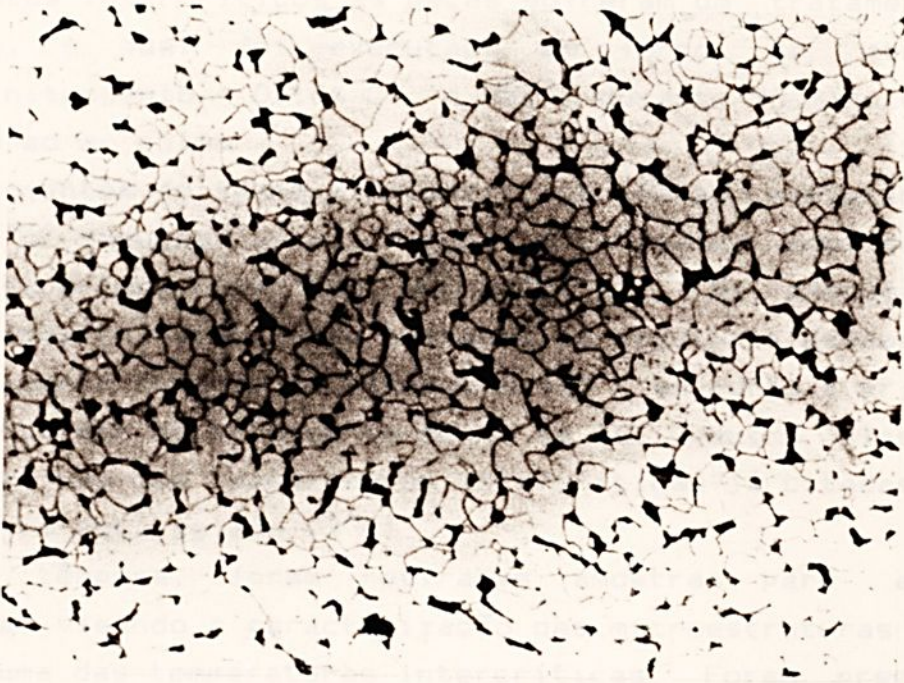


Figura 4.1 - Microestrutura na direção de laminação (200 x).

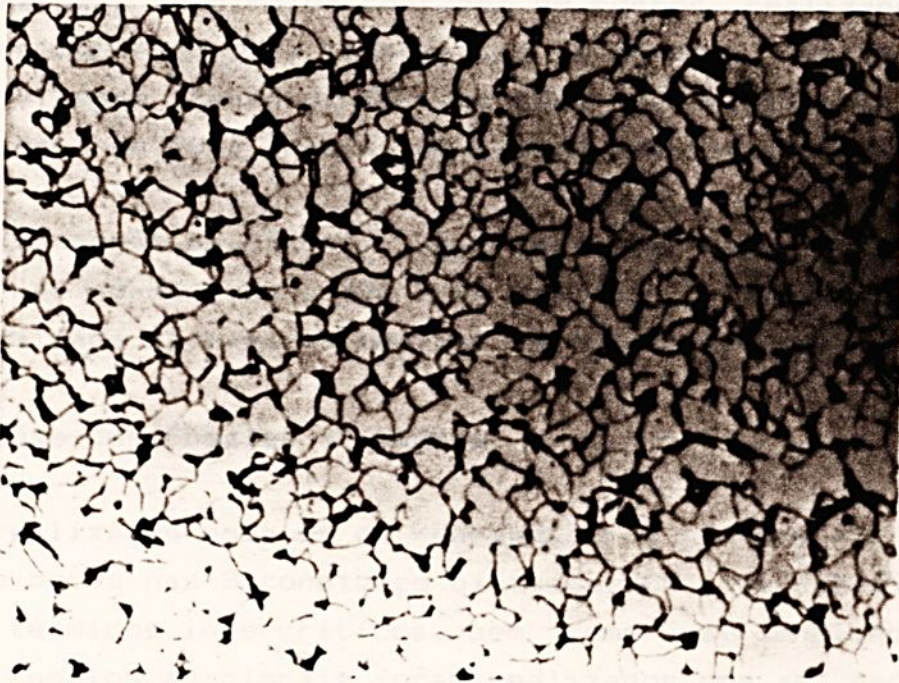


Figura 4.2 - Microestrutura da seção transversal (200 x).

4.2 - Tratamentos Térmicos

O material foi dividido em 4 lotes, permanecendo o primeiro na condição "como recebido". Os demais foram tratados termicamente com o objetivo de se obter microestruturas bifásicas. Antes dos tratamentos intercríticos as peças sofreram um tratamento de normalização, o qual foi executado em forno de atmosfera controlada (nitrogênio + 0,10% C), a 950°C durante 90 minutos, com resfriamento ao ar calmo.

Os tratamentos de têmpera intercrítica foram executados de acordo com o esquema α da figura 3.1, sendo adotada uma temperatura para cada lote: 750, 800 e 850°C. Na execução dos tratamentos intercríticos foram adotados os seguintes passos:

- i) Pré-aquecimento durante 30 minutos a 480°C em forno a ar;
- ii) Aquecimento por 40 minutos em banho de sal neutro classe 10 (Brasimet), em uma das temperaturas intercríticas já citadas;
- iii) Têmpera em água gelada (3°C).

Após a têmpera, foram retiradas amostras para análise metalográfica, visando a caracterização das microestruturas obtidas em cada uma das temperaturas intercríticas. Foram preparadas 4 amostras de cada condição, duas no sentido da laminação e duas a partir de cortes transversais. Determinou-se a fração volumétrica da martensita pela técnica da contagem de pontos, realizando-se no mínimo 12 medidas para cada temperatura de têmpera. As medidas de microdureza Vickers, tanto da ferrita como da martensita, foram feitas com carga de 10 g, realizando-se 12 medidas de cada parâmetro avaliado.

Como tratamento adicional, uma peça de cada lote sofreu revenimento por 60 minutos a 190°C em estufa. O efeito do revenimento foi avaliado através de medidas de dureza Vickers.

4.3 - Condições dos Ensaios de Fadiga

Foram realizados ensaios de propagação de trincas por fadiga em corpos de prova nas 3 condições bifásicas obtidas através dos tratamentos térmicos intercríticos, bem como na condição "como recebido". Ensaios adicionais foram realizados com as peças que sofreram revenimento. Os corpos de prova e o equipamento



utilizado são descritos a seguir, juntamente com os parâmetros experimentais dos ensaios de fadiga.

4.3.1 - Corpo de prova para o ensaio de fadiga

Foram utilizados corpos de prova com entalhe central orientado segundo a direção L-T (definida na figura 4.3). Com este tipo de corpo de prova são nucleadas trincas que se propagam em sentidos opostos, permitindo a obtenção de duas curvas a versus N para cada ensaio realizado. A forma e dimensões dos corpos de prova estão indicadas na figura 4.4. O entalhe iniciador da trinca, com uma dimensão próxima de 20 mm (10 mm em cada lado a partir do centro da peça), foi executado com uma pequena serra.

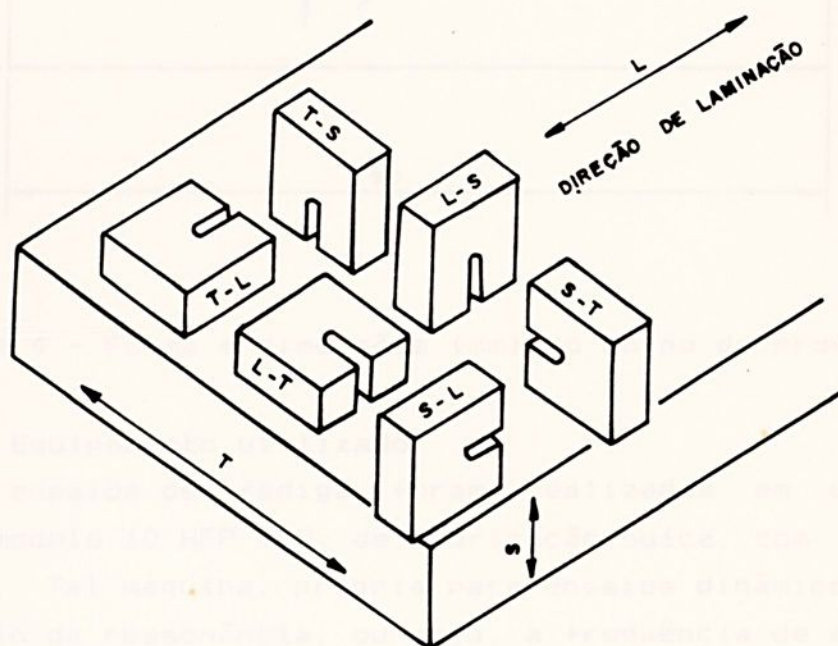


Figura 4.3 - Códigos da orientação do plano da trinca.

Existem diversas expressões para o cálculo do fator intensidade de tensão para corpos de prova com entalhe central[1]. Uma solução numérica virtualmente exata foi obtida por Isida, na qual o fator de correção geométrica, $f(g)$, é dado por uma série de potências de 36 termos. Federsen sugeriu uma aproximação ao

resultado de Isida, dada pela equação (4.1) [1]. Esta equação é utilizada neste trabalho, nos cálculos envolvendo K_I para o corpo de prova em questão.

$$f(g) = \sqrt{\sec\left(\frac{\pi a}{w}\right)} \quad (4.1)$$

onde a é a metade do comprimento total da trinca e w é a largura da chapa.

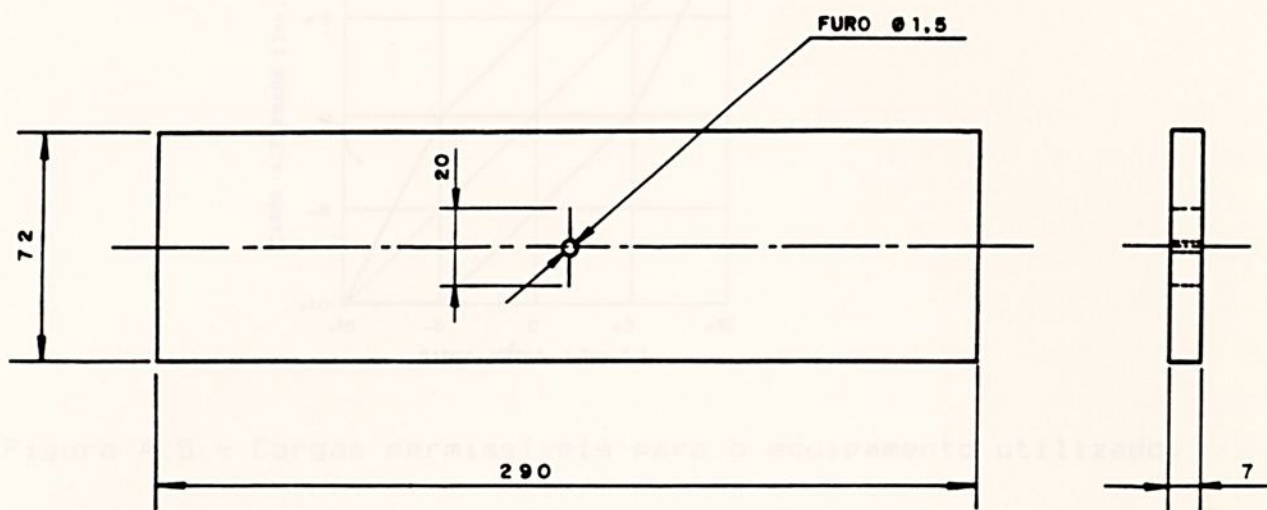


Figura 4.4 - Forma e dimensões (mm) do corpo de prova de fadiga.

4.3.2 - Equipamento utilizado

Os ensaios de fadiga foram realizados em um equipamento AMSLER modelo 10 HFP 422, de fabricação suíça, com capacidade de 10 tonf. Tal máquina, própria para ensaios dinâmicos, opera pelo princípio da ressonância, ou seja, a frequência de ensaio coincide com a frequência natural dos elementos oscilantes, a qual depende do tamanho e rigidez elástica do corpo de prova e do peso das massas oscilantes. Assim, a frequência de ensaio pode ser modificada ao se alterar a massa principal através da adição ou remoção de discos de peso.

A figura 4.5 mostra a faixa de operação da máquina, onde as cargas alternadas permissíveis são dadas em função da carga média. As leituras do comprimento da trinca, realizadas durante os ensaios de fadiga, foram feitas com o auxílio de um microscópio



móvel acoplado a uma escala graduada, modelo 2158, fabricado por The Precision Tool & Instrument Co. Ltd. (Inglaterra). O microscópio permitia um aumento de 7 vezes, e a precisão das leituras foi de 0,01 mm. Os ensaios foram realizados a uma frequência de 150 ± 5 Hz.

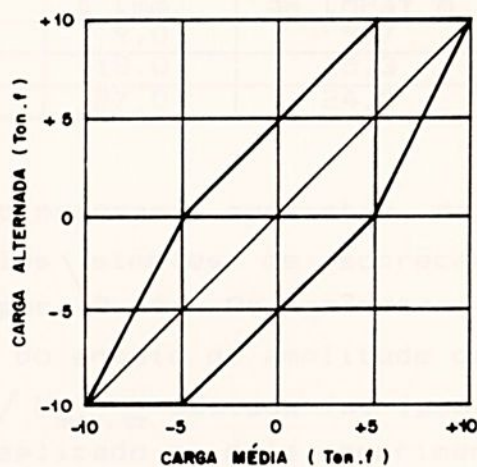


Figura 4.5 - Cargas permissíveis para o equipamento utilizado.

4.3.3 - Parâmetros experimentais

Foram executados 2 programas de ensaios. O primeiro programa constituiu-se de ensaios com amplitude de tensão constante e igual a 55,6 MPa. Adotaram-se 4 diferentes níveis de carregamento(ou seja, 4 razões de tensão) e realizou-se um ensaio de amplitude constante em cada nível e para cada condição microestrutural, perfazendo um total de 16 ensaios de fadiga. As razões de carga adotadas foram de 0,20, 0,33, 0,50 e 0,60. Foram executados 3 ensaios adicionais em $R = 0,33$ com as peças que sofreram revenimento. Os parâmetros deste primeiro programa de ensaios estão resumidos na tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Ensaios de Amplitude Constante.

Carga [kN]	R	$\sigma_{mín}$ [MPa]	$\sigma_{máx}$ [MPa]
21 ± 14	0,20	13,9	69,4
28 ± 14	0,33	27,8	83,3
42 ± 14	0,50	55,6	111,1
56 ± 14	0,60	83,3	138,9



A tabela 4.4 fornece valores de ΔK para os carregamentos em questão, calculados através da aplicação da equação (4.1) à equação (2.5), para algumas relações $2a/w$ (ou seja, comprimento total da trinca dividido pela largura da chapa).

Tabela 4.4 - Variação de ΔK com o Comprimento da Trinca.

$2a/w$	a [mm]	ΔK [MPa $\sqrt{m}$]
0,25	9,0	9,7
0,50	18,0	15,3
0,75	27,0	24,5

O segundo programa consistiu de ensaios nos quais foram aplicados ciclos simples de sobrecarga, do tipo indicado na curva c da figura 2.14. Os parâmetros da carga de referência foram os mesmos do ensaio de amplitude constante a $R = 0,33$ e a relação $K_{m\acute{a}x. sc} / K_{m\acute{a}x. cr}$ adotada foi igual a 1,33. O ciclo de sobrecarga foi aplicado em dois comprimentos de trinca: $a = 14$ mm e $a = 20$ mm. Em face da possibilidade de a trinca não crescer de maneira exatamente igual nas duas direções, adotou-se o seguinte critério: Se a trinca apresenta comprimentos diferentes para cada uma das direções de propagação, o ciclo de sobrecarga é aplicado quando o lado de maior comprimento atinge o valor estipulado (14 ou 20 mm). Este segundo programa totalizou 4 ensaios de fadiga, um para cada condição microestrutural estudada.



5.1 - Microestruturas e Propriedades Mecânicas

As microestruturas obtidas com os tratamentos térmicos intercríticos foram caracterizadas através de microscopia óptica e medidas de microdureza das fases formadas. A figura 5.1 permite comparar estas microestruturas através de micrografias obtidas a partir de amostras retiradas na direção de laminação. A martensita (regiões escuras das fotografias) resultou da transformação da austenita nucleada nos contornos dos grãos da ferrita. Estão indicados na tabela 5.1 os valores da fração volumétrica da martensita e da microdureza Vickers das fases, em função da temperatura de têmpera. As figuras 5.2, 5.3 e 5.4 apresentam micrografias de amostras retiradas na direção de laminação e da seção transversal para as 3 condições do material.

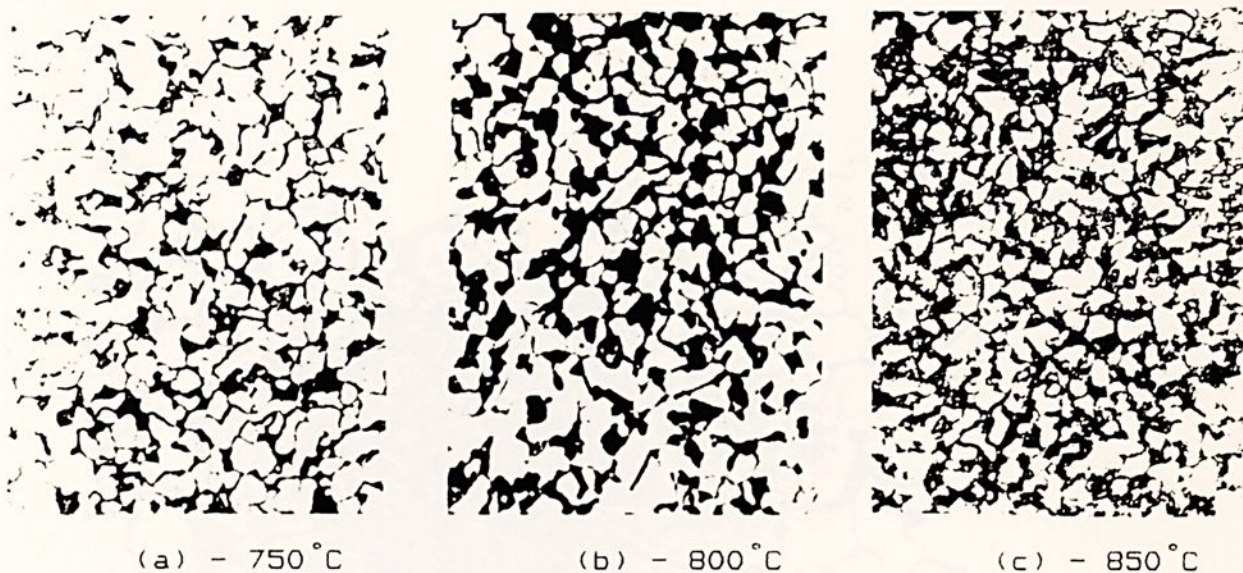
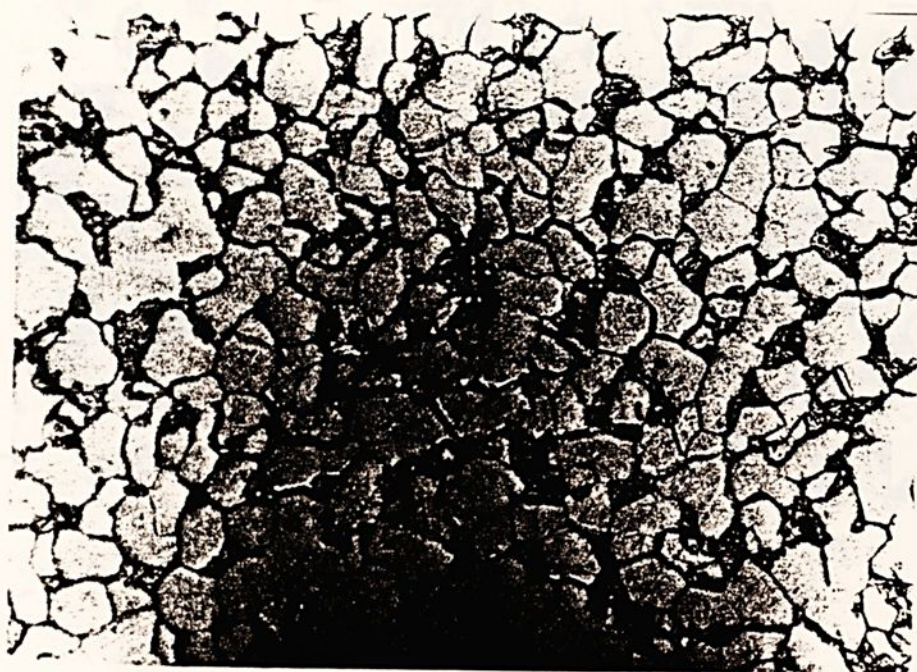


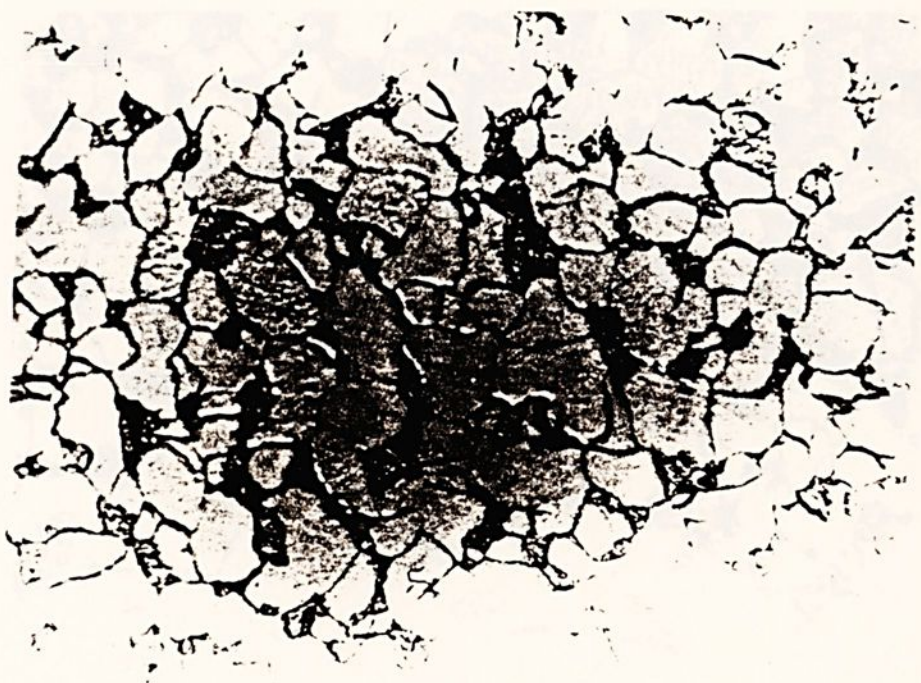
Figura 5.1 - Microestruturas bifásicas obtidas (200 x).

Tabela 5.1 - Parâmetros Microestruturais Avaliados.

Temperatura de Têmpera (°C)	Fração Vol. da Martensita (%)	Microdureza Martensita	Microdureza da Ferrita
750	23	551	178
800	30	454	163
850	51	331	172

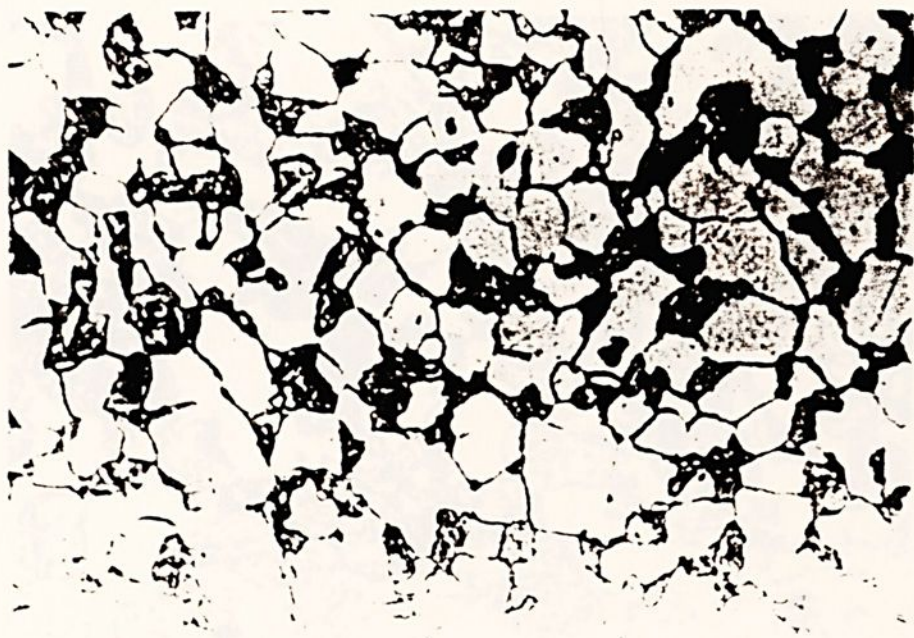


(a) Secção Transversal.

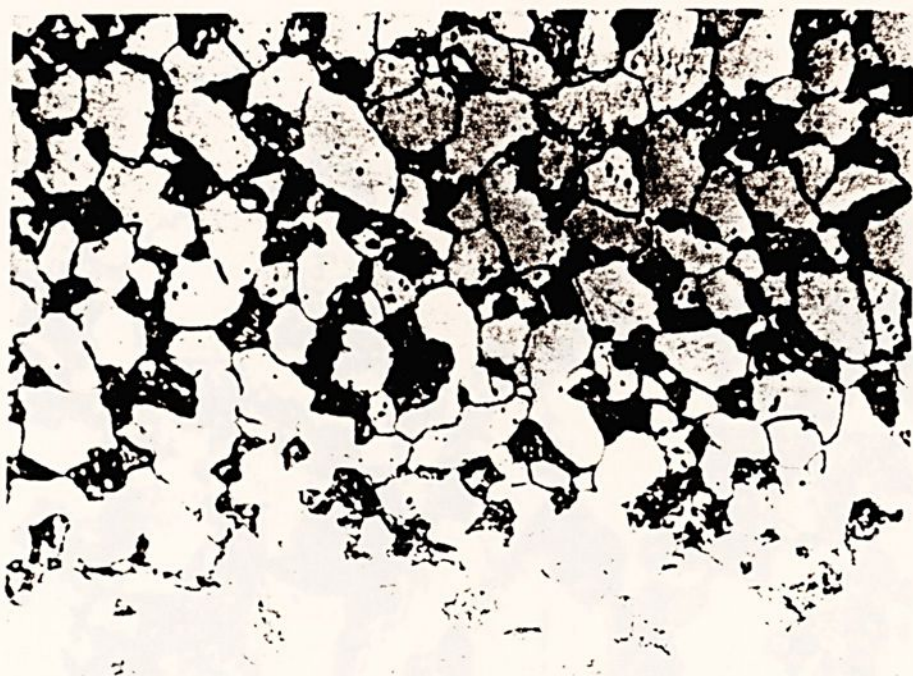


(b) Direção Longitudinal.

Figura 5.2 - Microestrutura após têmpera a 750°C (500 x).



(a) Seção Transversal.



(b) Direção Longitudinal.

Figura 5.3 - Microestrutura após têmpera a 800°C (500 x).



(a) Seção Transversal



(b) Direção Longitudinal

Figura 5.4 - Microestrutura após têmpera a 850°C (500 x).

Como era de se esperar, o teor de martensita aumentou e sua dureza caiu com o aumento da temperatura intercrítica. A figura 5.5 compara as frações volumétricas da martensita obtidas neste trabalho com os resultados de outras pesquisas, obtidos através de tratamentos térmicos similares. Pode-se observar que os valores obtidos seguem a mesma tendência dos dados da literatura.

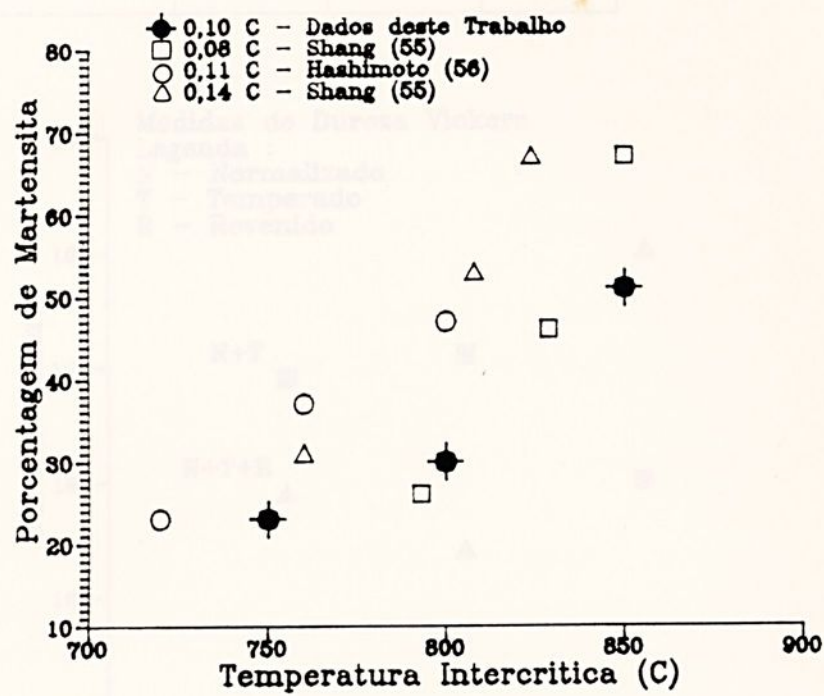


Figura 5.5 - Fração volumétrica da martensita.

Na tabela 5.2 estão os resultados dos ensaios de tração e na tabela 5.3 podem ser observados os valores médios do limite de escoamento e do limite de resistência, bem como da dureza Vickers. A figura 5.6 compara a dureza das chapas temperadas com aquela das peças que sofreram revenimento após têmpera.

Tabela 5.2 - Resultados dos Ensaios de Tração.

Temperatura de Têmpera (°C)	σ_e [MPa]	σ_t [MPa]	Al. em 70mm (%)	R (%)
750	412	631	15,5	50,1
	362	555	14,5	65,2
800	398	637	17,4	59,3
	402	592	12,0	63,6
850	330	512	14,5	69,3
	398	581	16,8	67,5



Tabela 5.3 - Valores Médios das Propriedades Mecânicas.

Temperatura de Têmpera (°C)	σ_e [MPa]	σ_t [MPa]	HV
750	387	593	169
800	400	615	171
850	364	547	160

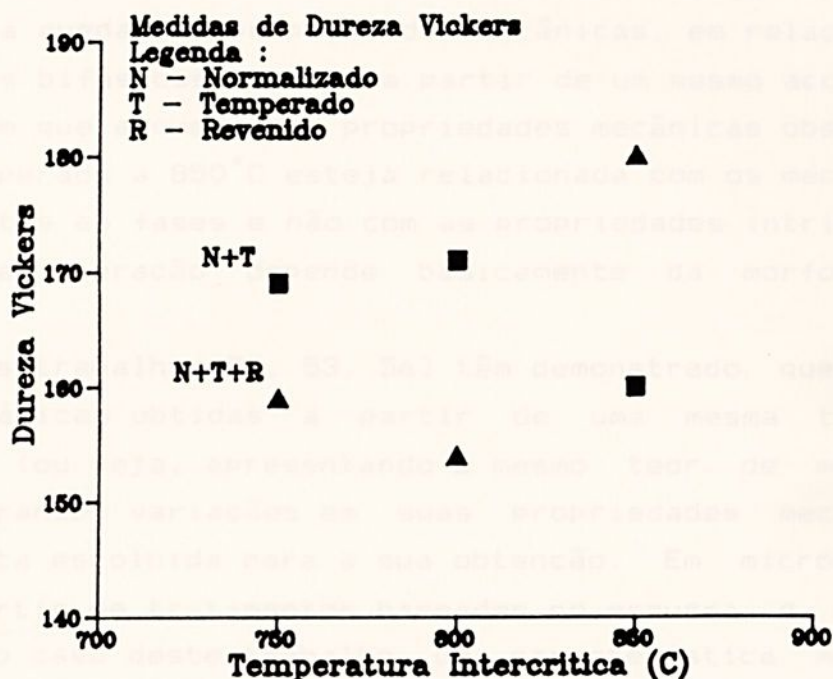


Figura 5.6 - Dureza Vickers em função da temperatura intercrítica.

Analisando-se os valores da tabela 5.3 e comparando-os com os da tabela 4.2, conclui-se que a resistência mecânica do material nas condições bifásicas é aproximadamente 50% maior que a do material como recebido. Este aumento de resistência foi acompanhado de uma perda da ductilidade medida pelo alongamento, o que não impede que o material ainda seja considerado dúctil após a têmpera. Embora as 3 condições bifásicas estejam num mesmo patamar de resistência mecânica, pode-se notar que as microestruturas resultantes dos tratamentos a 750 e 800°C apresentam um comportamento bastante próximo entre si, enquanto que o tratamento a 850°C resultou numa surpreendente queda dos parâmetros de resistência (tabela 5.3). As causas desta queda podem ser discutidas em função de

trabalhos de pesquisa anteriores.

Chen e Cheng[60], ao determinarem a resistência à tração dos aços bifásicos através da equação (3.1), utilizaram uma estimativa da resistência da martensita baseada em seu teor de carbono. Embora este último decresça com o aumento da fração volumétrica da martensita, o resultado prevê sempre maiores valores de resistência com o aumento do teor de martensita. Por outro lado, Hashimoto[56] demonstrou a importância da interação entre as fases ao verificar que uma microestrutura essencialmente martensítica apresenta uma queda nas propriedades mecânicas, em relação às microestruturas bifásicas obtidas a partir de um mesmo aço. Estes fatos sugerem que a queda nas propriedades mecânicas observada no material temperado a 850°C esteja relacionada com os mecanismos de interação entre as fases e não com as propriedades intrínsecas às mesmas. Esta interação depende basicamente da morfologia das fases.

Diversos trabalhos[52, 53, 56] têm demonstrado que microestruturas bifásicas obtidas a partir de uma mesma temperatura intercrítica (ou seja, apresentando o mesmo teor de martensita) apresentam grandes variações em suas propriedades mecânicas em função da rota escolhida para a sua obtenção. Em microestruturas obtidas a partir de tratamentos baseados no esquema α da figura 3.1, como é o caso deste trabalho, uma característica morfológica importante é a continuidade da matriz martensítica. Suzuki e McEvily[53], por exemplo, garantiram esta continuidade através de vários ciclos de aquecimento e resfriamento antes da têmpera intercrítica, desenvolvendo uma rede de austenita contínua ao longo das fronteiras da ferrita, o que resultou em uma microestrutura bifásica composta de martensita contínua envolvendo ferrita, de propriedades mecânicas superiores às da microestrutura inversa (ferrita envolvendo martensita). No trabalho de Hashimoto[56], em que estes ciclos de aquecimento e resfriamento não foram executados, microestruturas formadas por martensita envolvendo ferrita apresentaram desempenho sempre inferior ao de suas correspondentes formadas por ferrita envolvendo martensita.

Como consequência das características morfológicas das microestruturas obtidas neste trabalho, é possível que, durante a sollicitação em tração, a martensita não esteja atingindo o seu li-



mite de resistência, mesmo durante o empescoamento (estricção) dos corpos de prova. Esta foi a possibilidade levantada por Chen e Cheng[60] para explicar o fato de as previsões de resistência mecânica de um aço bifásico feitas através da lei das misturas serem superiores aos valores observados experimentalmente. Admitida esta hipótese, em que a importância de uma fase no comportamento mecânico do material possa variar de maneira diferente da variação de suas propriedades, pode-se considerar a existência de um ponto ótimo (um ponto de máxima resistência mecânica), que, neste caso, estaria (em termos da temperatura de têmpera) em torno de 800°C. A partir daí as propriedades mecânicas do aço bifásico começariam a cair. Portanto, a queda na resistência mecânica do aço tratado a 850°C pode ser explicada em termos da interação entre as fases, cujo fator preponderante é a sua morfologia.

Outro resultado que chama a atenção é o aumento da dureza com o revenido, observado no material tratado a 850°C, conforme indica a figura 5.6. Este fato pode estar relacionado com o envelhecimento após têmpera observado na literatura[57], e ser o resultado de um pico de dureza da martensita formada neste tratamento específico. Esta possibilidade merece investigações mais cuidadosas, que procurem relacionar a susceptibilidade ao envelhecimento com a temperatura de tratamento intercrítico e os efeitos deste possível envelhecimento após têmpera no comportamento mecânico do material.

5.2 - Ensaios em Carregamentos de Amplitude Constante

Com os ensaios definidos pela tabela 4.3 foram obtidas curvas σ vs. N para as 4 condições microestruturais do material estudadas neste trabalho. Na descrição e análise dos resultados, estas condições serão designadas da seguinte forma: CR (material como recebido), NT750 (material normalizado e temperado a 750°C), NT800 e NT850 (idem, para as temperaturas indicadas). Nos casos em que a peça sofreu revenimento após têmpera, este tratamento será indicado pela letra R.

5.2.1 - Geração das curvas σ vs. N

Cada ensaio forneceu pontos experimentais referentes a 2 cur-



vas a vs. N. Estes dados foram utilizados para correlacionar a taxa de crescimento da trinca, $\left(\frac{da}{dN}\right)$, com o parâmetro ΔK dos ensaios de fadiga, num regime de propagação estável. Na correlação foi adotada uma das técnicas recomendadas pela norma ASTM E-647 88a, envolvendo o ajuste por polinômios do segundo grau para conjuntos sucessivos de 5 pontos, sendo utilizado nos cálculos o *software* "Amplicom", elaborado por Torres[29]. Desta forma, foram calculados os parâmetros C e n dos modelos de propagação da trinca propostos por Paris e Erdogan (modelo previamente existente no programa) e por Arad e colaboradores (introduzido no Amplicom para fins deste trabalho), dados respectivamente pelas equações (2.17) e (2.22). Estes parâmetros, referentes a cada ensaio, encontram-se na tabela 5.4.

Tabela 5.4 - Parâmetros C e n dos Modelos Adotados.

Condição do Material	Razão de Tensão(R)	Modelo de Paris		Modelo de Arad	
		C	n	C	n
CR	0,20	1,18 E-13	4,18	5,06 E-14	2,09
	0,33	1,00 E-12	3,45	3,04 E-13	1,72
	0,50	1,06 E-12	3,49	2,37 E-13	1,68
	0,60	4,42 E-15	5,49	9,81 E-17	2,74
NT750	0,20	1,18 E-13	4,25	4,97 E-14	2,12
	0,33	3,72 E-13	3,70	1,03 E-13	1,85
	0,50	2,00 E-14	4,77	1,45 E-15	2,38
	0,60	4,03 E-15	5,28	1,03 E-16	2,64
NT800	0,20	7,67 E-13	3,50	3,78 E-13	1,75
	0,33	8,03 E-14	4,35	1,77 E-14	2,18
	0,50	8,95 E-14	4,30	8,41 E-15	2,15
	0,60	4,11 E-14	4,60	1,70 E-15	2,30
NT850	0,20	1,56 E-13	4,10	6,80 E-14	2,05
	0,33	7,75 E-14	4,30	1,75 E-14	2,15
	0,50	2,35 E-14	4,66	1,82 E-15	2,33
	0,60	1,77 E-14	4,74	6,65 E-16	2,37

Lembrando que o expoente n da lei de Paris representa a inclinação da reta $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$, como mostra a figura 2.10, e o fator C é a coordenada referente a $\left(\frac{da}{dN}\right)$ quando ΔK assume



o valor nulo, pode-se fazer algumas observações com respeito à tabela 5.4. Em primeiro lugar, observa-se a tendência de aumento do parâmetro n com o incremento de R . Este aumento é acompanhado de uma queda no valor de C , indicando que a um nível maior de carregamento corresponde um menor valor de $\left(\frac{da}{dN}\right)$ quando ΔK é suficientemente pequeno. Porém, como $\left(\frac{da}{dN}\right)$ cresce mais rapidamente com o aumento de ΔK nos níveis maiores de carregamento, a situação pode se inverter quando ΔK for relativamente grande, implicando na existência de um valor de ΔK para o qual as taxas de crescimento da trinca referentes a 2 níveis de carregamento sejam iguais. Este fato é discutido em mais detalhes no item 5.2.2, referente ao ponto pivô.

Note-se ainda que os valores de n calculados pelo modelo de Arad são sempre a metade dos seus correspondentes no modelo de Paris, ou seja, a faixa de variação de n com R no modelo de Arad é a metade da mesma faixa no modelo de Paris. Porém, em função da formulação do modelo de Arad, a faixa de variação do fator C com o valor de R é muito mais extensa neste modelo, em relação ao modelo de Paris. Num nível baixo de carregamento ($R = 0,2$), os valores de C nos modelos de Paris e Arad têm a mesma ordem de grandeza. Contudo, à medida em que se eleva o nível de carregamento, os valores de C decrescem mais rapidamente segundo o modelo de Arad, chegando a ser uma ordem de grandeza menores que os valores dados pelo modelo de Paris quando $R = 0,6$.

Determinados os parâmetros C e n , as curvas a vs. N podem ser geradas por integração. A vantagem do processo é poder prever o crescimento da trinca por fadiga em outras situações, não restritas à geometria do corpo de prova adotado, desde que ΔK possa ser calculado. Assim, foi elaborado um programa em linguagem Pascal que permite gerar a curva a vs. N ao se introduzir a lei de propagação (modelo de Paris ou de Arad) e os parâmetros C e n . Deve-se ressaltar que, por depender apenas das condições de carregamento, os modelos de Paris e Arad irão gerar curvas idênticas para cada ensaio. As curvas construídas por integração a partir dos modelos de propagação da trinca estão representadas, superpostas aos pontos experimentais, nas figuras 5.7 a 5.22.



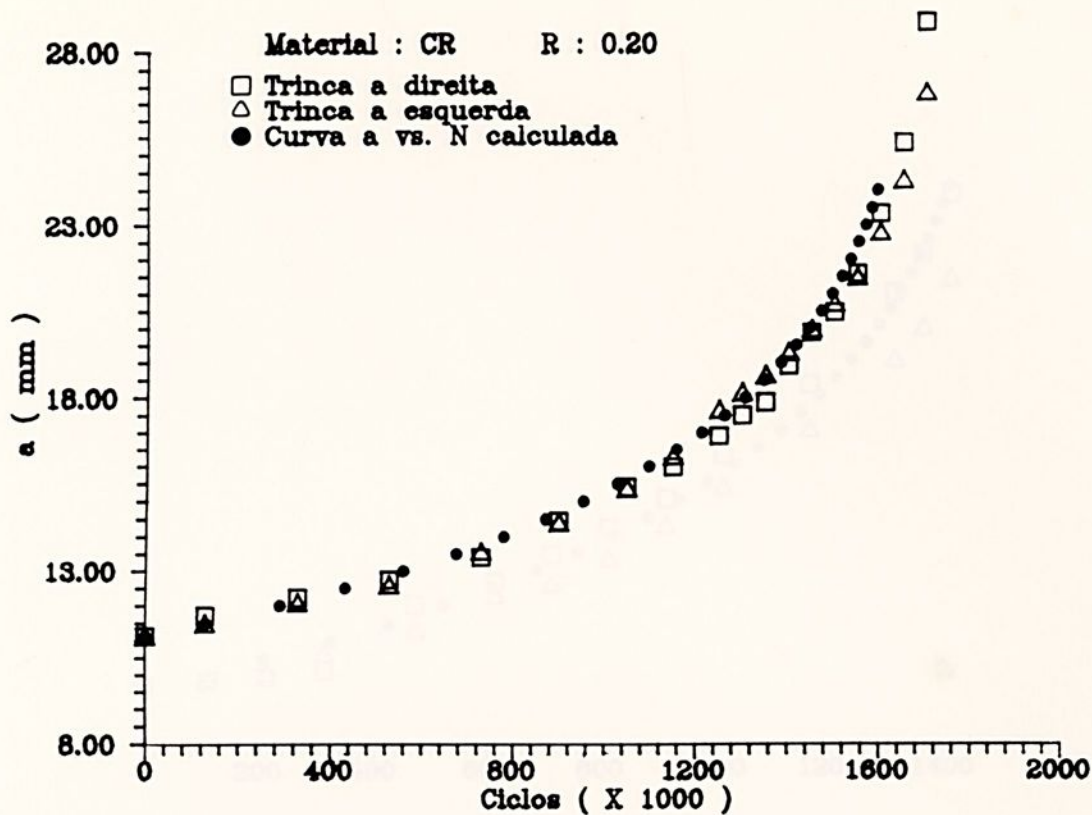


Figura 5.7 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

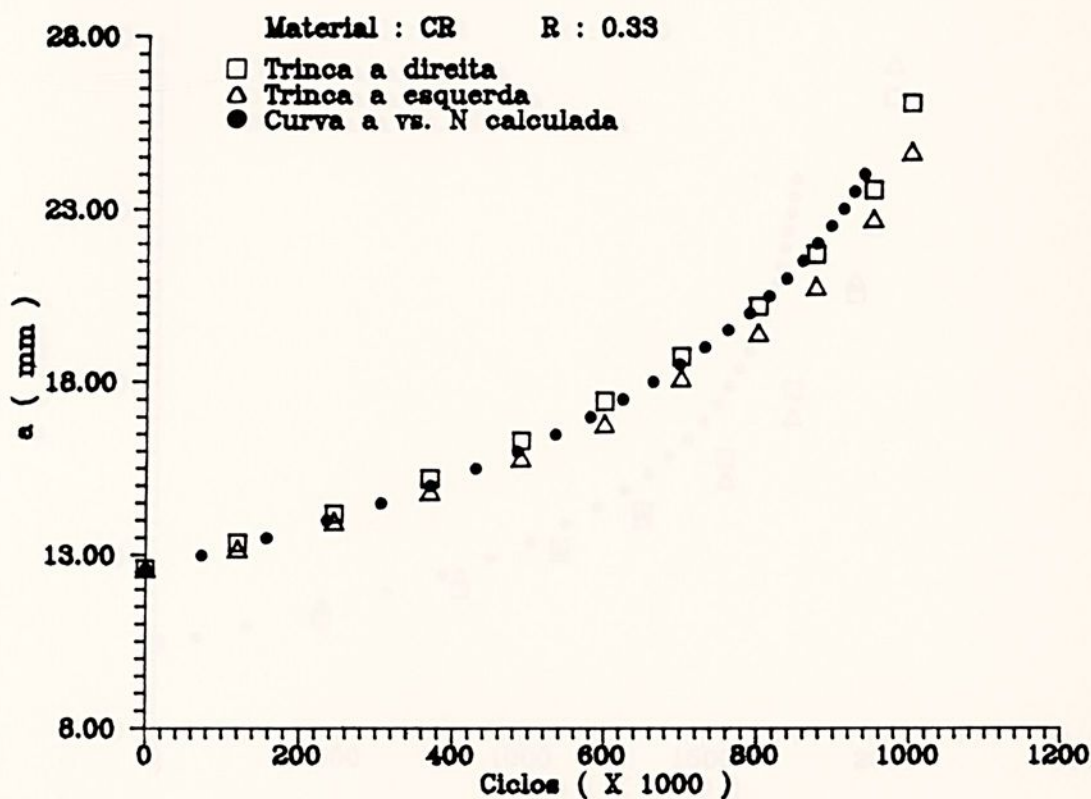


Figura 5.8 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

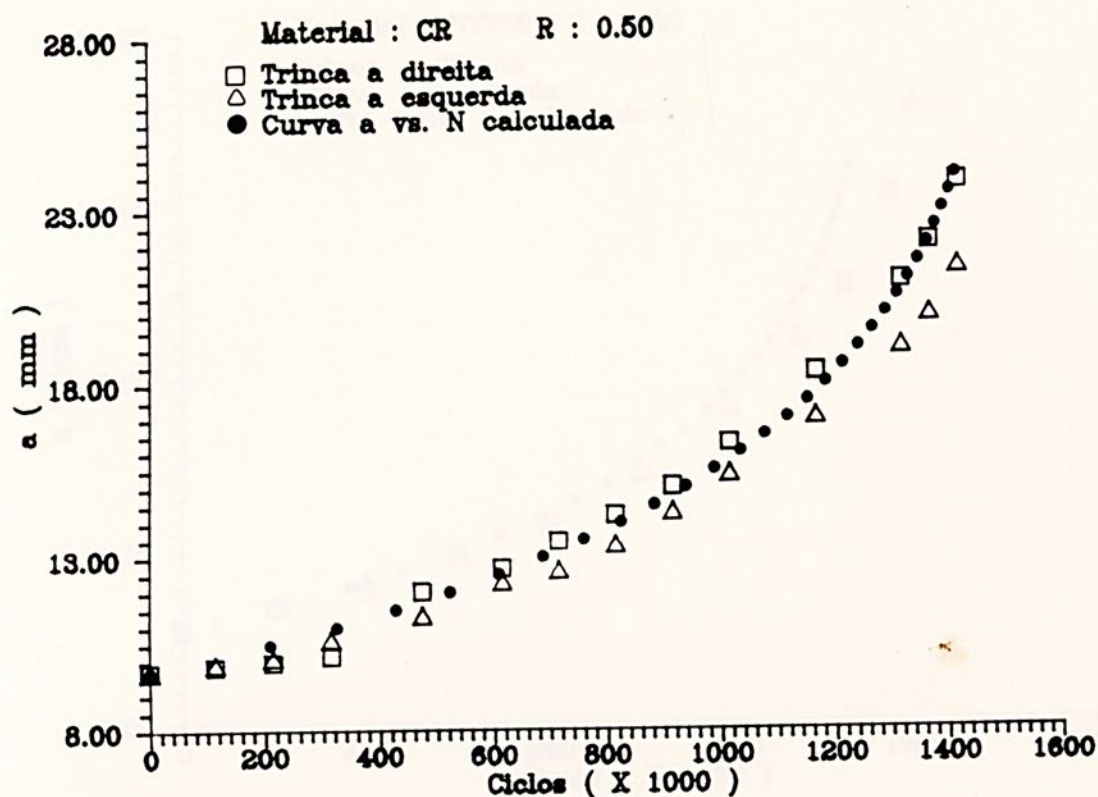


Figura 5.9 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

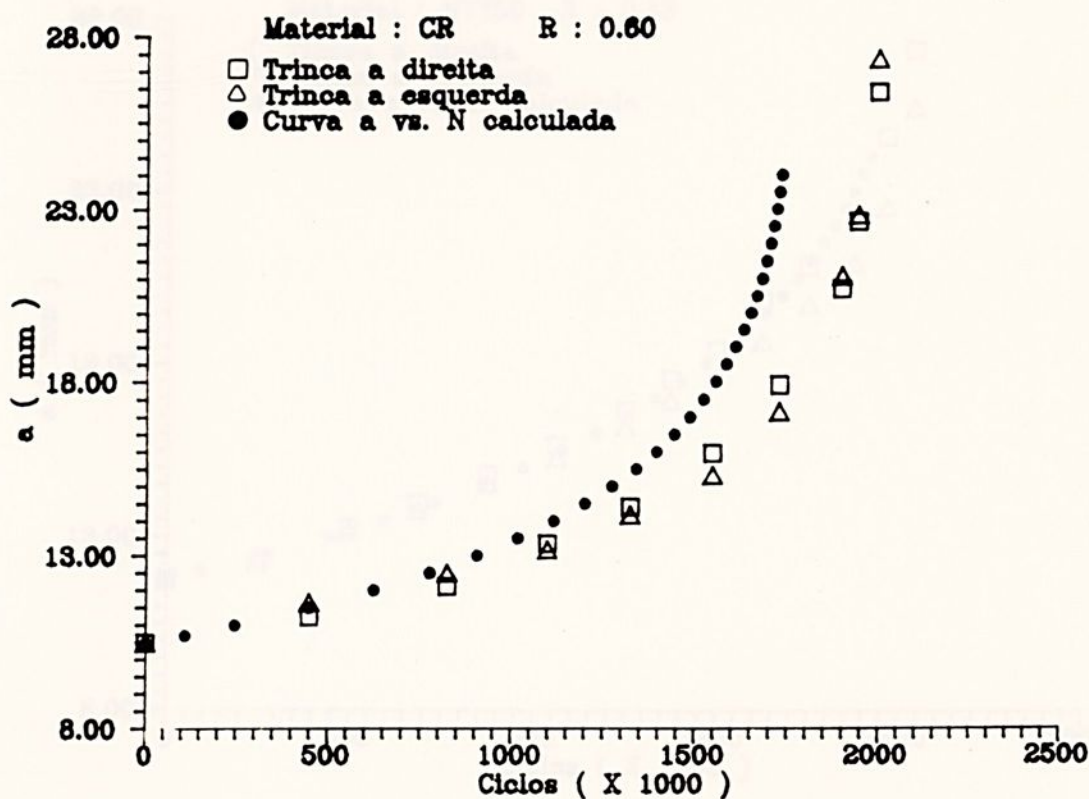


Figura 5.10 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

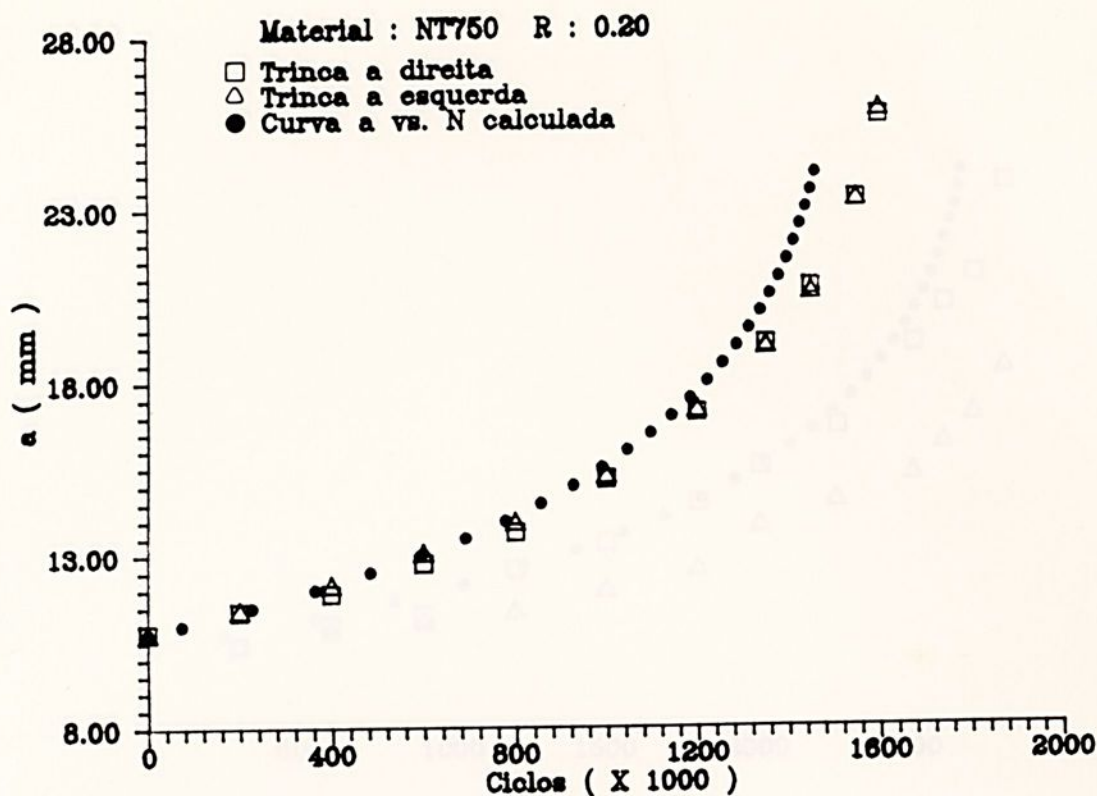


Figura 5.11 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

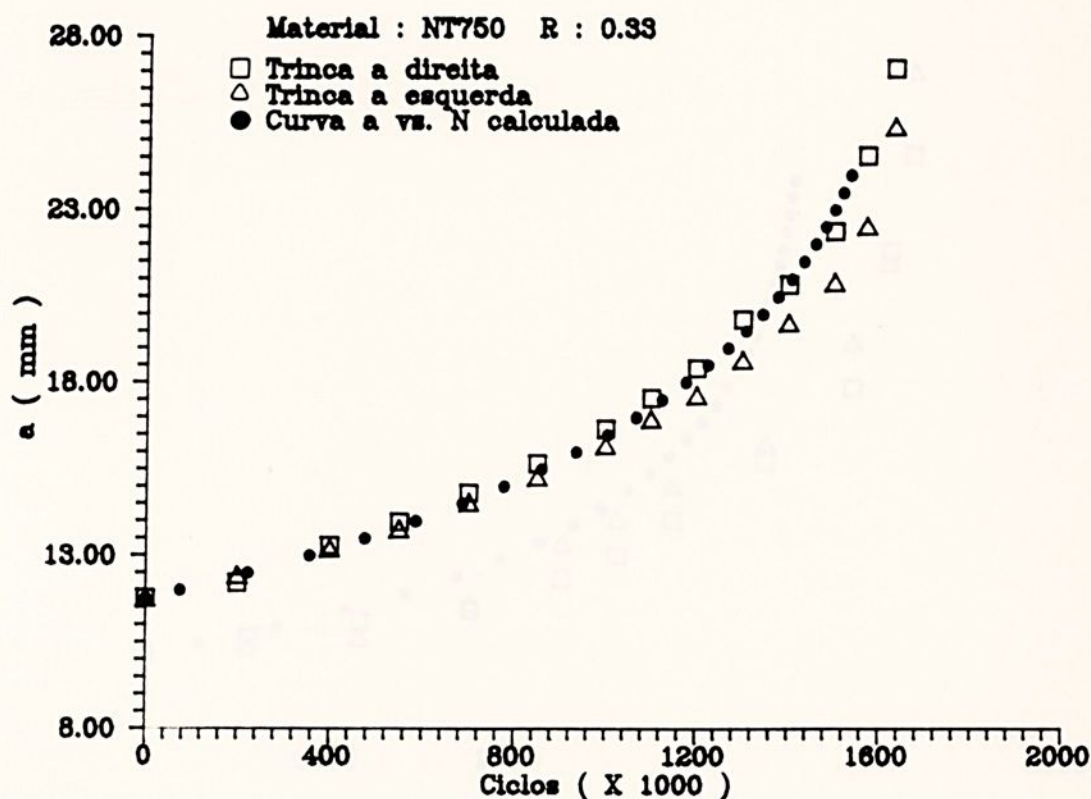


Figura 5.12 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

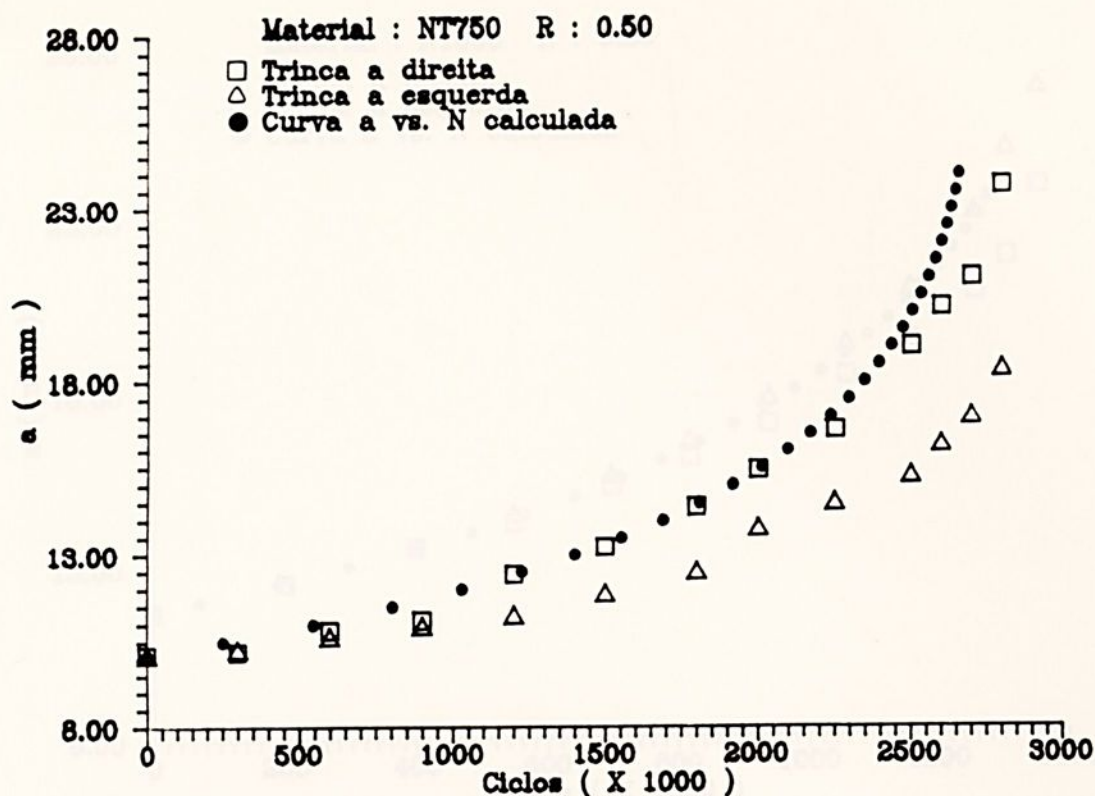


Figura 5.13 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

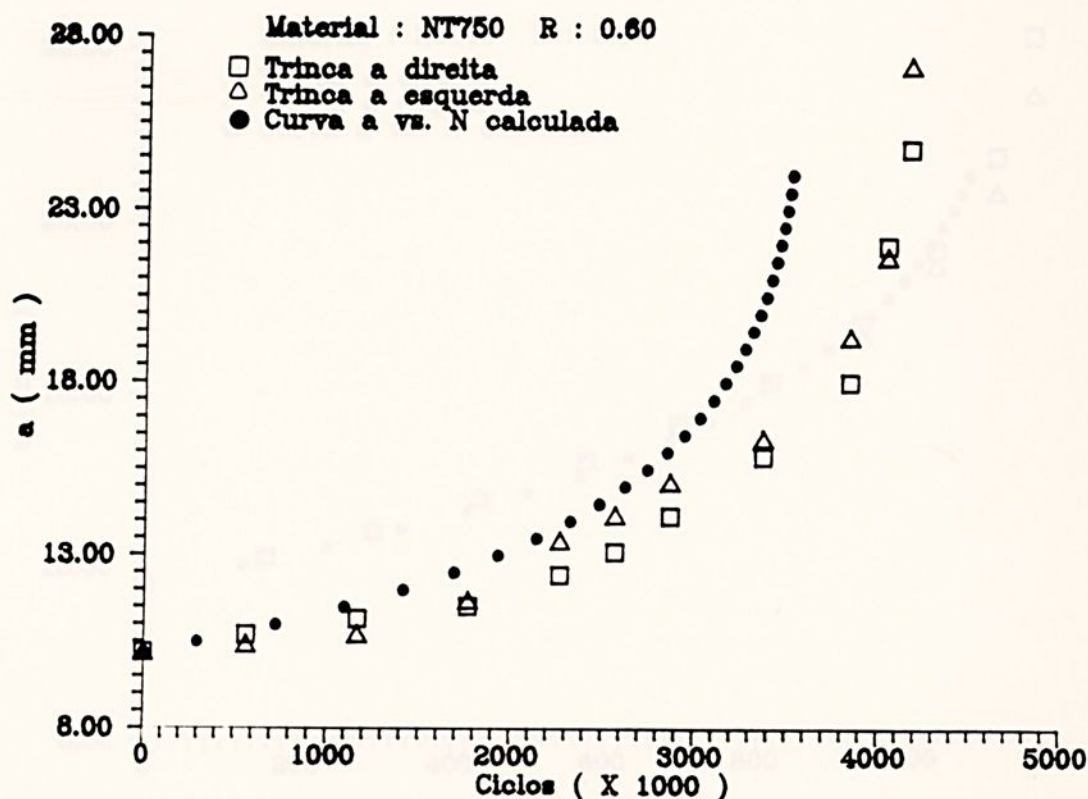


Figura 5.14 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

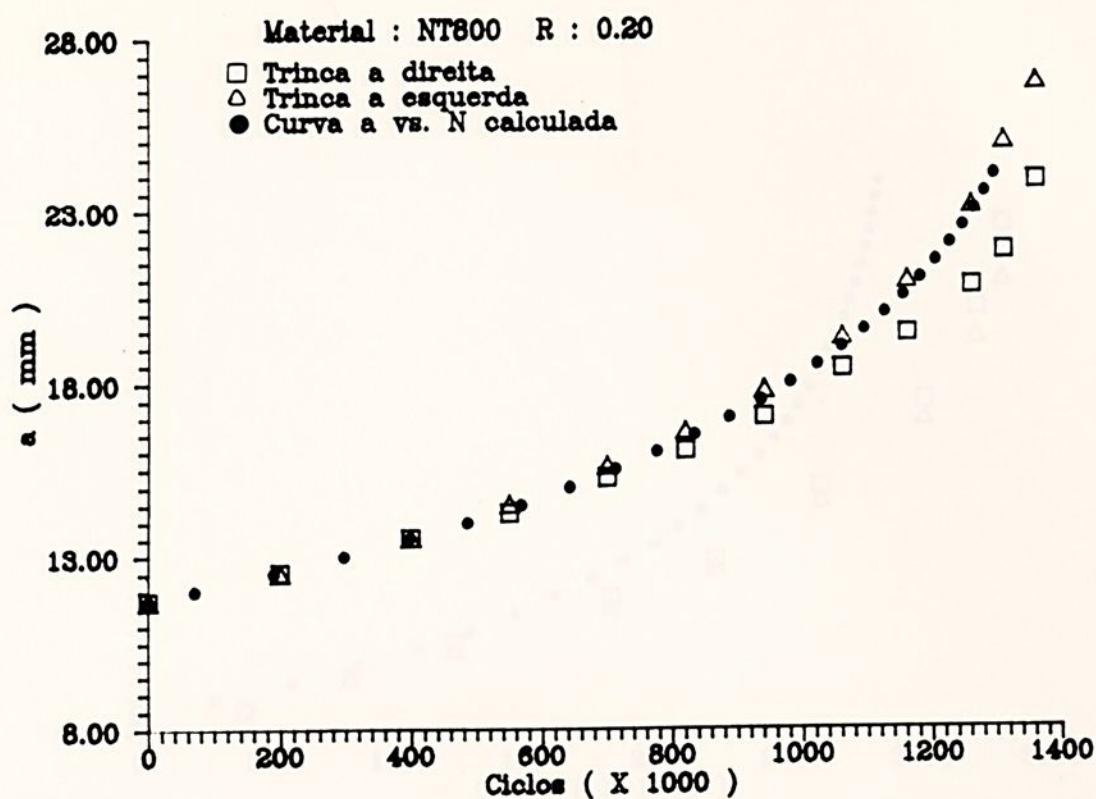


Figura 5.15 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

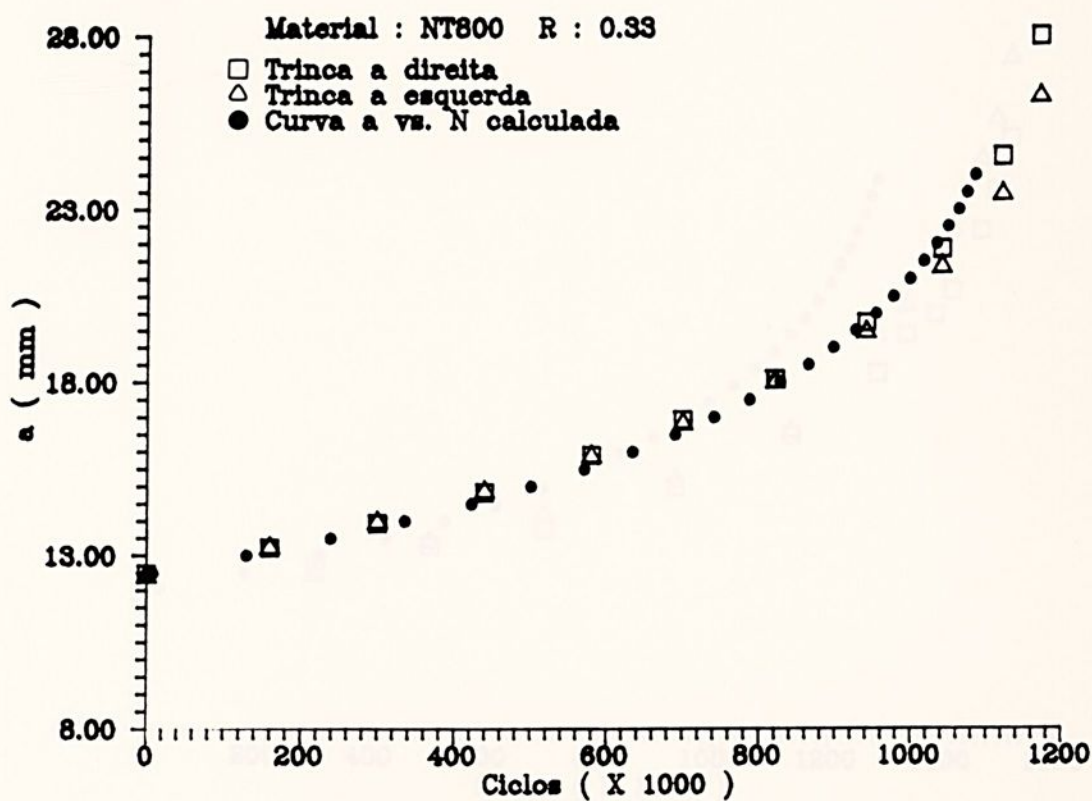


Figura 5.16 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

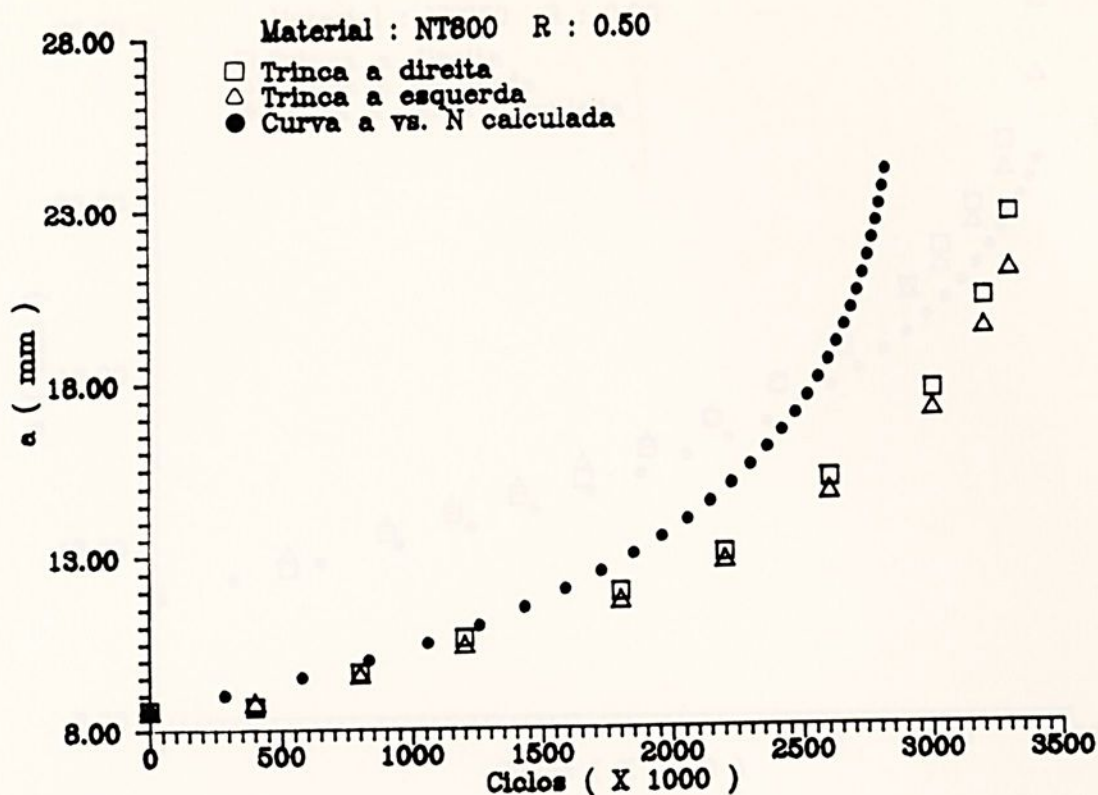


Figura 5.17 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

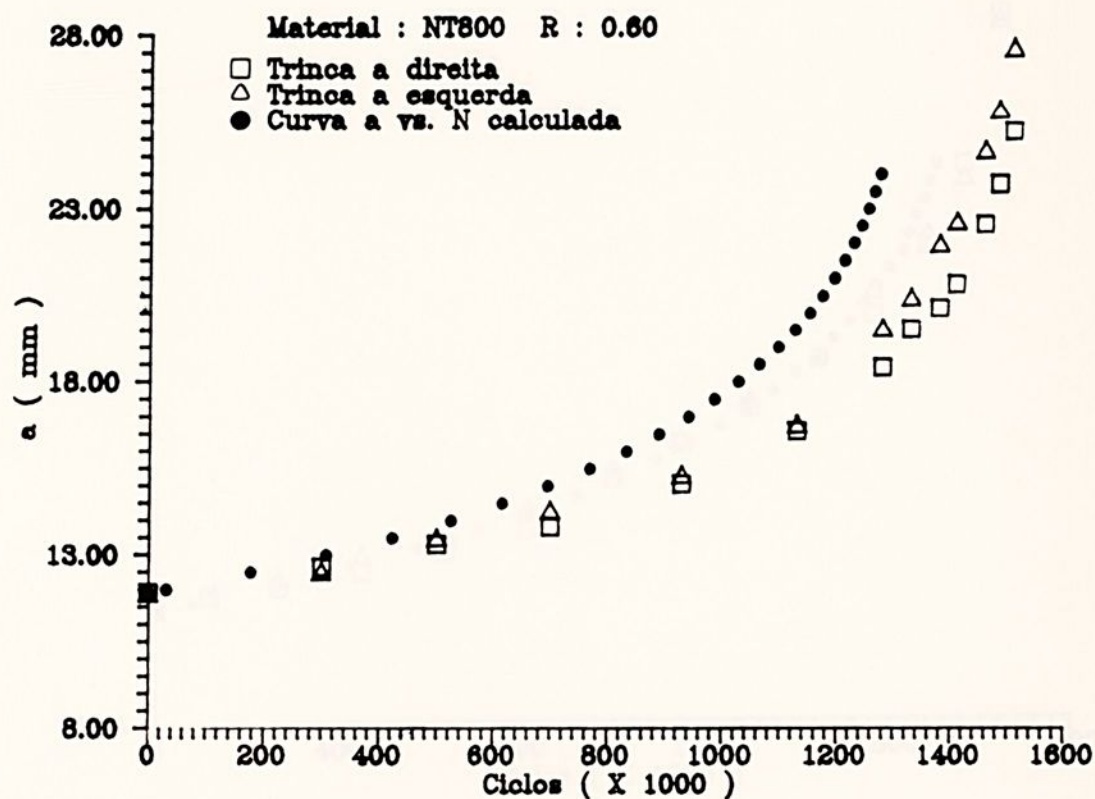


Figura 5.18 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

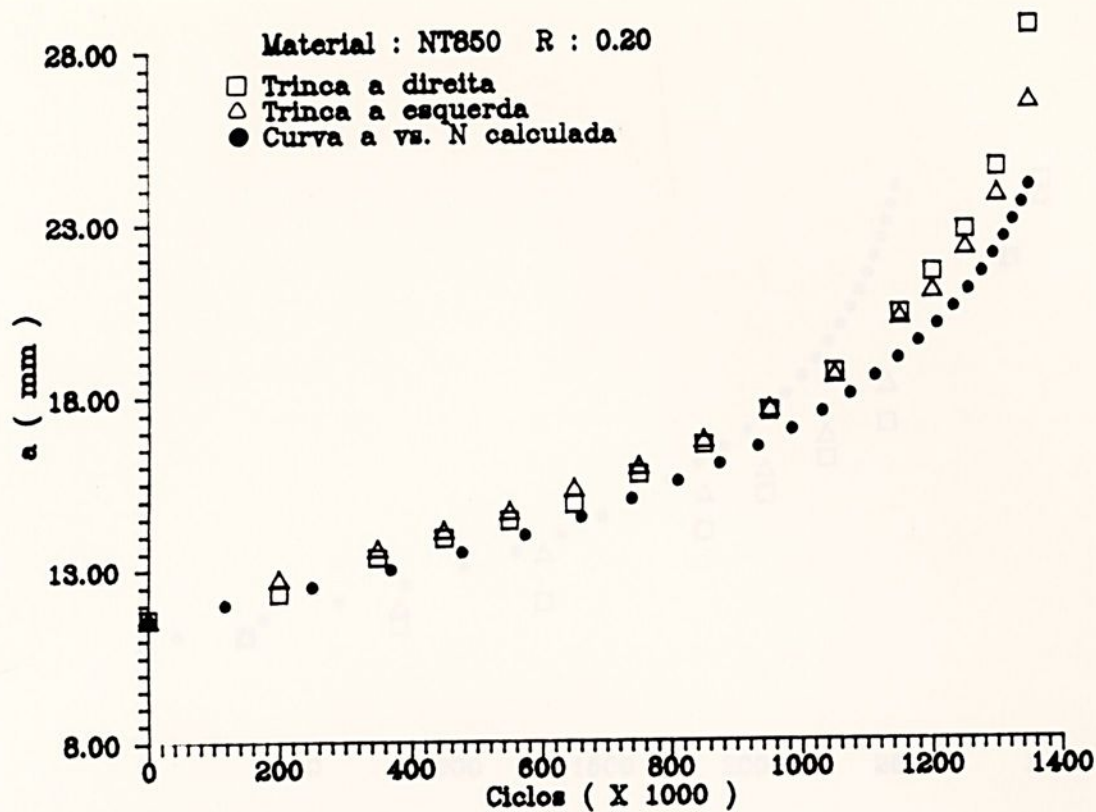


Figura 5.19 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

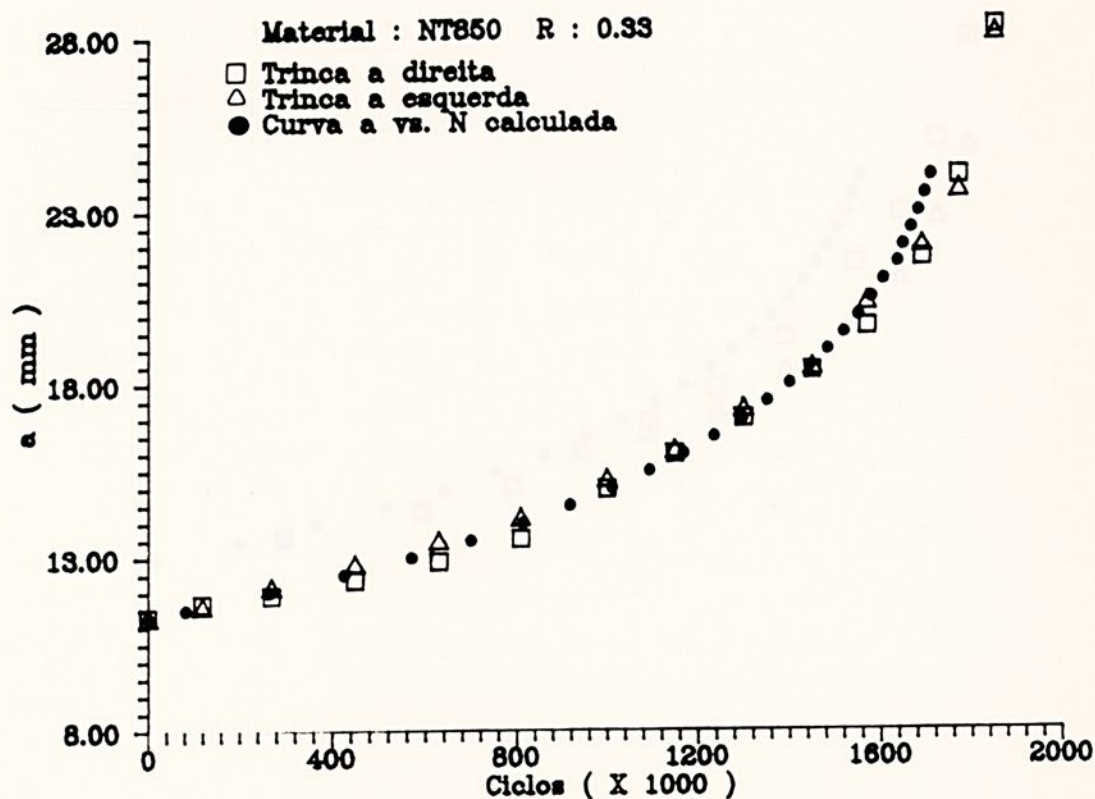


Figura 5.20 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

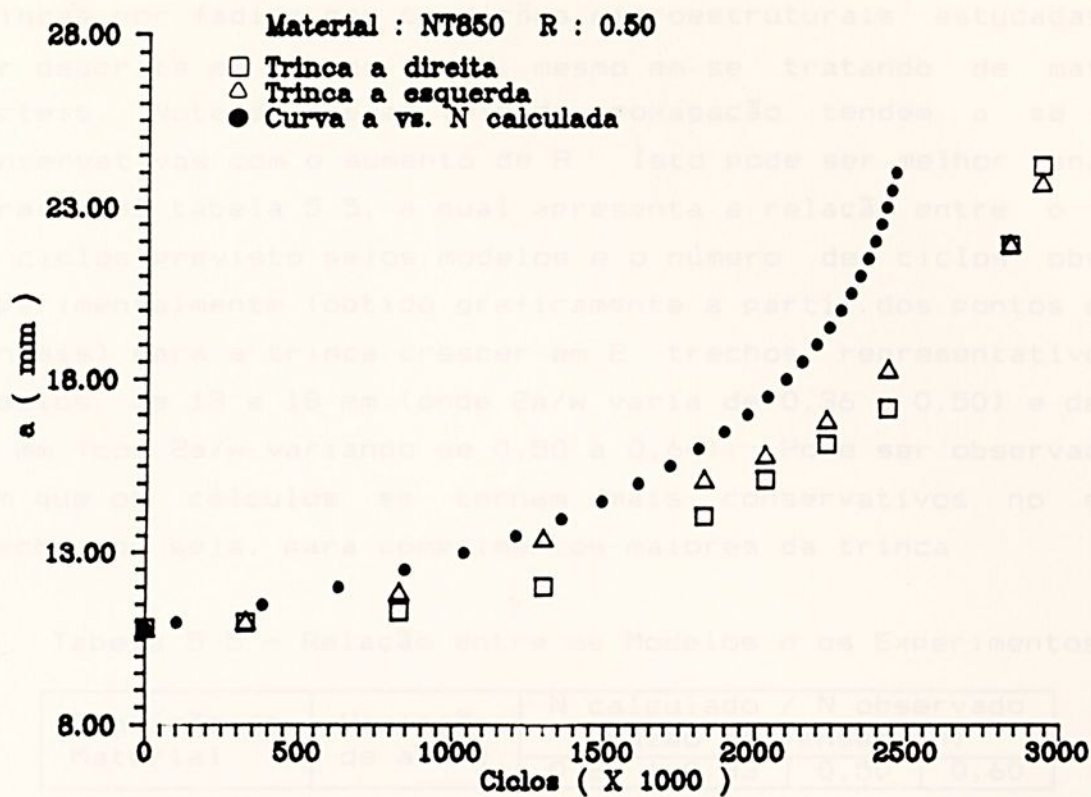


Figura 5.21 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

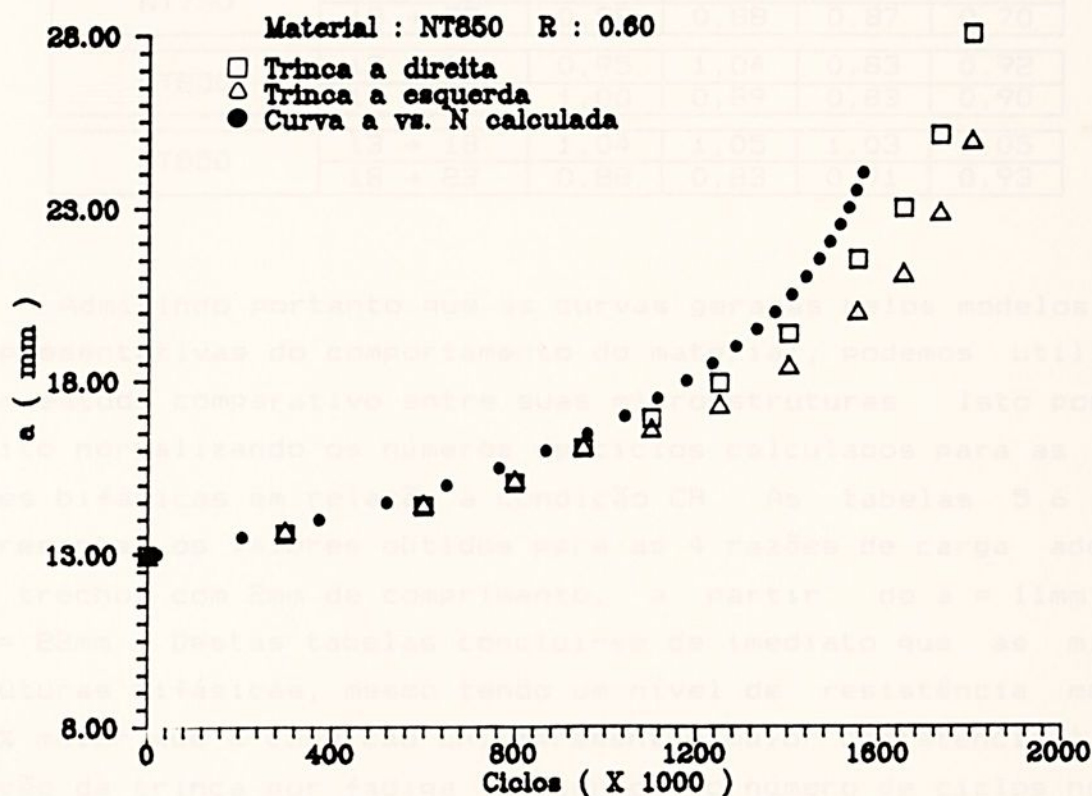


Figura 5.22 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

Como demonstram as figuras 5.7 a 5.22, a propagação de trincas por fadiga nas condições microestruturais estudadas pode ser descrita em termos de ΔK , mesmo em se tratando de materiais dúcteis. Note-se que as leis de propagação tendem a se tornar conservativas com o aumento de R. Isto pode ser melhor analisado através da tabela 5.5, a qual apresenta a relação entre o número de ciclos previsto pelos modelos e o número de ciclos observado experimentalmente (obtido graficamente a partir dos pontos experimentais) para a trinca crescer em 2 trechos representativos dos ensaios: de 13 a 18 mm (onde $2a/w$ varia de 0,36 a 0,50) e de 18 a 23 mm (com $2a/w$ variando de 0,50 a 0,64). Pode ser observado também que os cálculos se tornam mais conservativos no segundo trecho, ou seja, para comprimentos maiores da trinca.

Tabela 5.5 - Relação entre os Modelos e os Experimentos.

Condição do Material	Variação de a[mm]	N calculado / N observado			
		Razão de Tensão (R)			
		0,20	0,33	0,50	0,60
CR	13 → 18	1,08	1,04	1,08	0,93
	18 → 23	0,98	0,90	0,88	0,75
NT750	13 → 18	0,98	0,99	1,08	0,95
	18 → 23	0,88	0,88	0,87	0,70
NT800	13 → 18	0,95	1,04	0,83	0,92
	18 → 23	1,00	0,89	0,83	0,90
NT850	13 → 18	1,04	1,05	1,03	1,05
	18 → 23	0,88	0,83	0,91	0,93

Admitindo portanto que as curvas geradas pelos modelos sejam representativas do comportamento do material, podemos utilizá-las num estudo comparativo entre suas microestruturas. Isto pode ser feito normalizando os números de ciclos calculados para as condições bifásicas em relação à condição CR. As tabelas 5.6 a 5.9 apresentam os valores obtidos para as 4 razões de carga adotadas, em trechos com 2mm de comprimento, a partir de $a = 11\text{mm}$ e até $a = 23\text{mm}$. Destas tabelas conclui-se de imediato que as microestruturas bifásicas, mesmo tendo um nível de resistência mecânica 50% maior que a condição CR, apresentam maior resistência à propagação da trinca por fadiga (em termos do número de ciclos necessário para a trinca avançar um determinado intervalo)do que a mesma.



Tabela 5.6 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,20$.

Variação de a[mm]	Condição do Material		
	NT750	NT800	NT850
11 → 13	0,85	0,82	0,93
13 → 15	0,85	0,88	0,94
15 → 17	0,84	0,95	0,95
17 → 19	0,83	1,01	0,95
19 → 21	0,83	1,08	0,96
21 → 23	0,82	1,15	0,96
11 → 23	0,84	0,91	0,94

Tabela 5.7 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,33$.

Variação de a[mm]	Condição do Material		
	NT750	NT800	NT850
11 → 13	1,45	1,37	1,62
13 → 15	1,41	1,24	1,48
15 → 17	1,38	1,14	1,36
17 → 19	1,34	1,04	1,25
19 → 21	1,30	0,95	1,14
21 → 23	1,27	0,86	1,04
11 → 23	1,39	1,20	1,42

Tabela 5.8 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,50$.

Variação de a[mm]	Condição do Material		
	NT750	NT800	NT850
11 → 13	2,36	1,64	2,58
13 → 15	2,05	1,50	2,28
15 → 17	1,80	1,37	2,02
17 → 19	1,60	1,28	1,81
19 → 21	1,39	1,18	1,61
21 → 23	1,23	1,08	1,41
11 → 23	1,96	1,45	2,18

Tabela 5.9 - Ciclos em Relação à Condição CR para $R = 0,60$.

Variação de a[mm]	Condição do Material		
	NT750	NT800	NT850
11 → 13	1,83	0,96	1,57
13 → 15	1,87	1,05	1,70
15 → 17	1,91	1,15	1,84
17 → 19	1,95	1,26	1,98
19 → 21	1,99	1,38	2,14
21 → 23	2,05	1,50	2,33
11 → 23	1,87	1,07	1,73



Observa-se também nas tabelas 5.6 a 5.9 que o desempenho em fadiga das microestruturas bifásicas em relação à condição CR é melhor para os valores de R mais altos ($R = 0,5$ e $R = 0,6$).

Outro fato evidente é que, das 3 condições bifásicas, a que apresenta o pior desempenho é a condição NT800, justamente aquela que possui a maior resistência mecânica.

A tendência dos valores calculados nas referidas tabelas irem aumentando ou diminuindo com o aumento da trinca reflete a diferença entre os expoentes n das leis de propagação. Quando o expoente referente a uma condição bifásica é maior que o da condição CR os valores relativos diminuem com o aumento da trinca e vice-versa.

Outra questão a ser analisada refere-se à generalização do modelo de Arad. Conforme consta no item 2.3.1 deste trabalho, o modelo de Paris possui aplicabilidade restrita, isto é, os parâmetros C e n calculados para determinado nível de carregamento não têm validade ao se considerar um nível de carregamento diferente. Isto se confirma pela observação da tabela 5.4, a qual mostra também, como já foi mencionado, que no modelo de Arad os valores de n estão mais "agrupados" e os valores de C , mais "espalhados", qualquer que seja a condição microestrutural do material. No modelo de Arad o carregamento está completamente definido, porém a grande variação experimentada pelo parâmetro C indica a dificuldade de se obter valores gerais para os parâmetros C e n referentes a este modelo. De fato, ao introduzir na lei de propagação da trinca o parâmetro K_m , dado pela equação (2.21), o modelo de Arad está pressupondo, para um mesmo par de valores C e n , que a taxa de propagação da trinca seja sempre maior com o aumento de K_m (ou seja, com o aumento de R). Este pressuposto pode ser válido para materiais de alta resistência mecânica[38] mas, como já foi observado, o material analisado neste trabalho apresenta valores menores de $\left(\frac{da}{dN}\right)$, com o aumento de K_m , quando ΔK é suficientemente pequeno. Ainda assim, foram calculados através do programa Amplicom os parâmetros C e n do modelo de Arad, referentes à consideração simultânea dos 4 níveis de carregamento. Os resultados, para as 4 condições microestruturais do material, estão na tabela 5.10 e evidenciam a proximidade da condição NT800 em relação à condição CR, bem como das condições NT750 e NT850 entre si.



Tabela 5.10 - Parâmetros Generalizados do Modelo de Arad.

Material	C	n
CR	1,90 E-11	1,015
NT750	1,08 E-10	0,651
NT800	1,44 E-11	1,036
NT850	1,41 E-10	0,644

Para efeito de comparação e a título de exemplo, foram calculadas curvas a versus N para a condição CR, nos 4 níveis de carregamento, utilizando os valores de C e n dados pela tabela 5.10. A tabela 5.11 apresenta o número de ciclos calculado para a trinca crescer de 11 a 23mm através dos valores de C e n correspondentes a cada ensaio (tabela 5.4) e através dos valores generalizados (tabela 5.10).

Tabela 5.11 - Desempenho do Modelo de Arad com a Condição CR.

Variação de $a[\text{mm}] : 11 \rightarrow 23$	Razão de Tensão			
	0,20	0,33	0,50	0,60
C,n Específicos (ciclos $\times 1000$)	1617	1266	1063	1475
C,n Generalizados (ciclos $\times 1000$)	1840	1374	911	680

5.2.2 - Relação entre os parâmetros C e n (ponto pivô)

A figura 5.23 apresenta os valores dos parâmetros da lei de Paris, referentes a todos os ensaios (tabela 5.4), em um gráfico $\log(C)$ versus n , no qual se pode observar a relação linear definida pelo conjunto dos pontos. Por se tratar de condições microestruturais diferentes, esta relação deve ser particularizada para cada caso. Assim, calcularam-se os valores de $\ln(C)$ para as 4 razões de carga, referentes a cada condição do material, os quais foram colocados em gráficos da forma $\ln(C)$ versus n (figuras 5.24 a 5.27). Por regressão linear, através do *software* "Grapher", obtiveram-se os valores dos parâmetros b e d da equação (2.24), a qual define as retas $\ln(C)$ versus n traçadas nas figuras 5.24 a 5.27. Os parâmetros b e d , para as 4 condições microestruturais, estão na tabela 5.12.

Com os valores dados pela tabela 5.12 e utilizando as equações (2.25) e (2.26), calcularam-se as coordenadas dos pon-



tos pivô para as condições microestruturais estudadas, as quais são dadas pela tabela 5.13.

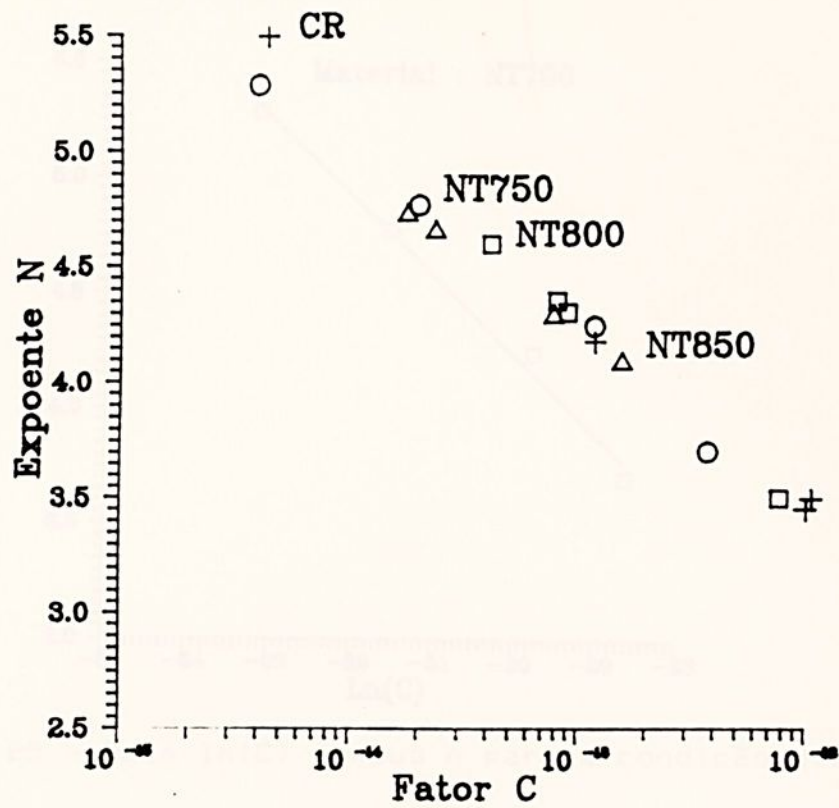


Figura 5.23 - Relação entre os parâmetros C e n da lei de Paris.

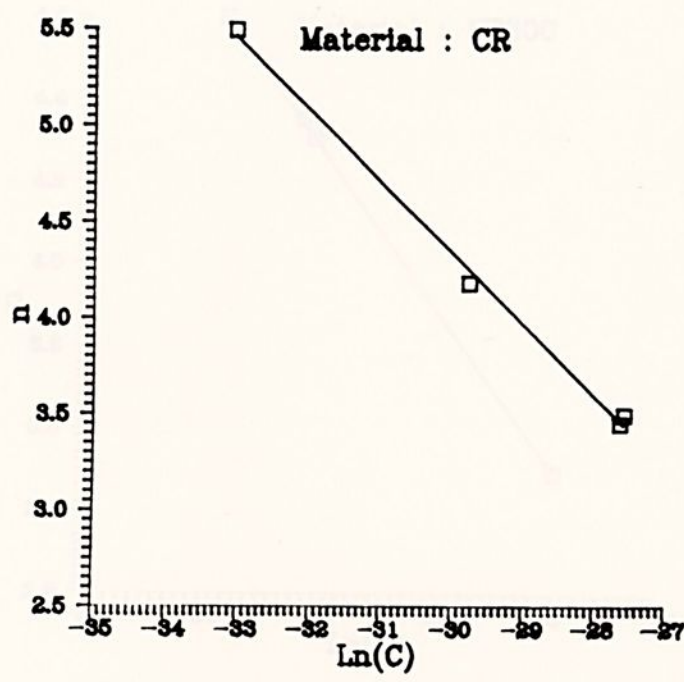


Figura 5.24 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição CR.



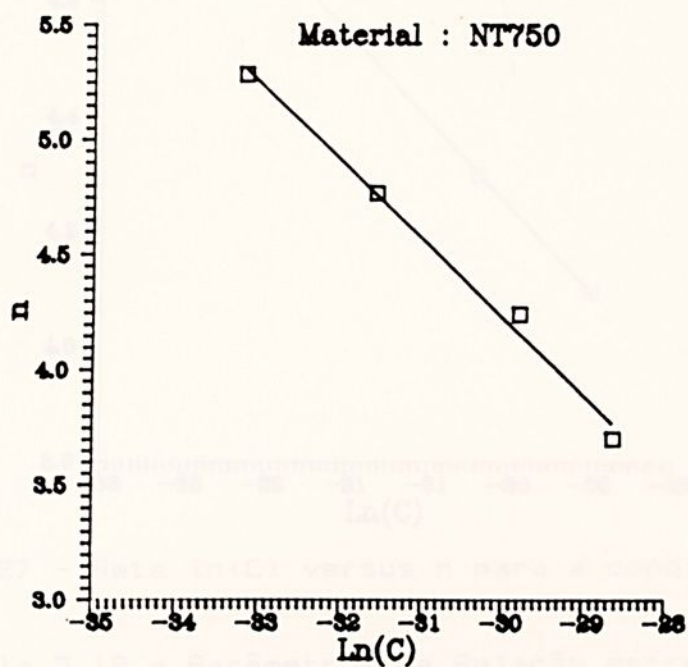


Figura 5.25 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição NT750.

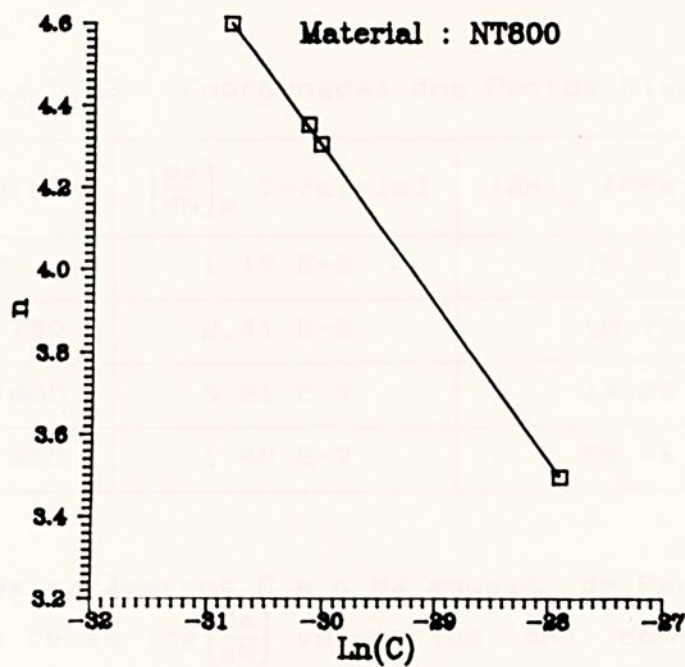


Figura 5.26 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição NT800.

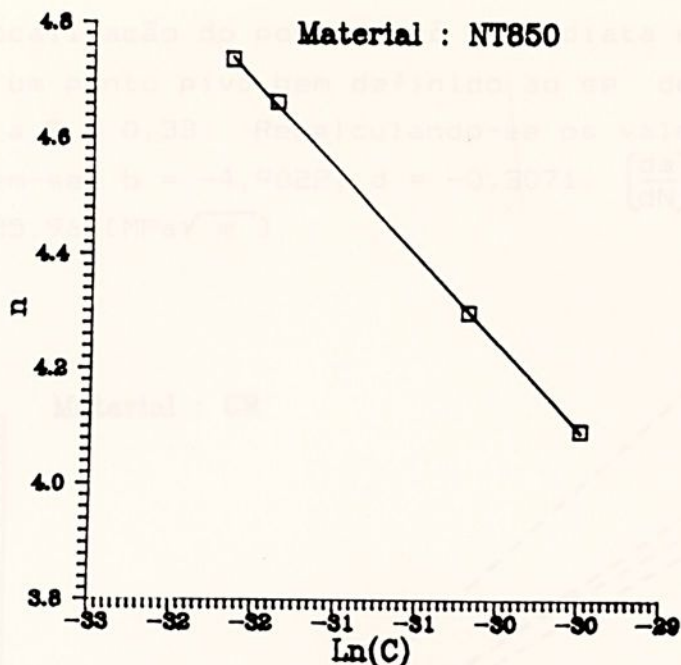


Figura 5.27 - Reta $\ln(C)$ versus n para a condição NT850.

Tabela 5.12 - Parâmetros da Relação entre $\ln(C)$ e n .

Condição	b	d
CR	-6,7330	-0,3690
NT750	-5,9676	-0,3402
NT800	-7,0167	-0,3769
NT850	-4,7126	-0,2986

Tabela 5.13 - Coordenadas dos Pontos Pivô.

Condição	$\left(\frac{da}{dN}\right)_p$ [m/ciclo]	$(\Delta K)_p$ [MPa $\sqrt{m}$]
CR	1,19 E-8	15,03
NT750	2,41 E-8	18,90
NT800	8,21 E-9	14,20
NT850	1,40 E-7	28,46

Com os parâmetros C e n da equação de Paris (tabela 5.4) obteve-se as retas $\log \left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log (\Delta K)$, como mostram as figuras 5.28 a 5.31. Estas figuras permitem verificar graficamente a existência dos pontos pivô. Assim, observa-se que na condição CR

o ponto pivô não se encontra bem definido; nas condições NT800 e NT850 a localização do ponto pivô é imediata e a condição NT750 apresenta um ponto pivô bem definido ao se desconsiderar a reta referente a $R = 0,33$. Recalculando-se os valores para esta condição obtém-se: $b = -4,9022$; $d = -0,3071$; $\left(\frac{da}{dN}\right)_p = 1,17 \text{ E-7 [m/ciclo]}$ e $(\Delta K)_p = 25,96 \text{ [MPa}\sqrt{\text{m}}]$.

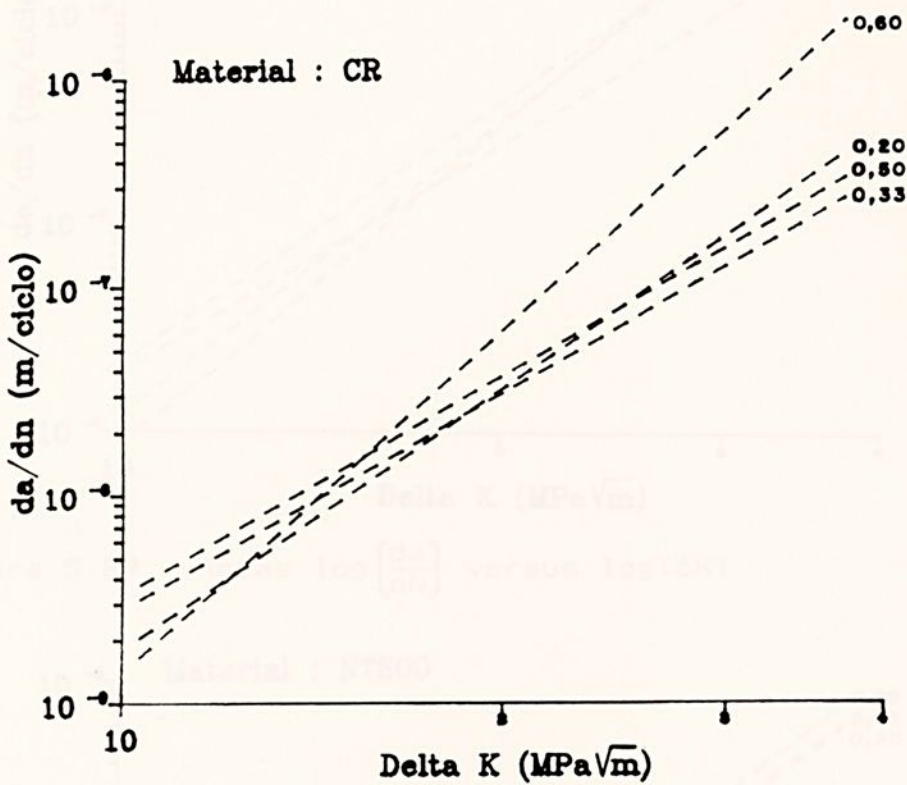


Figura 5.28 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$.

O ponto pivô pode ser relacionado com a resistência do material à propagação da trinca por fadiga. Considerando as 3 condições bifásicas, verifica-se uma queda nas coordenadas do ponto pivô para a condição NT800 (de maior resistência mecânica) em relação à condição NT750. Em seguida, ao se comparar a condição NT850 (para a qual se verificou uma queda na resistência mecânica) com a condição NT800, observa-se que as coordenadas do ponto pivô tornam a subir. Ou seja, à condição bifásica de maior resistência mecânica correspondem as menores coordenadas do ponto pivô e a menor resistência à propagação da trinca. Analogamente, a condição NT850, por ser a de menor resistência mecânica e apresentar os



maiores valores para as coordenadas do ponto pivô, é a de maior resistência à propagação da trinca.

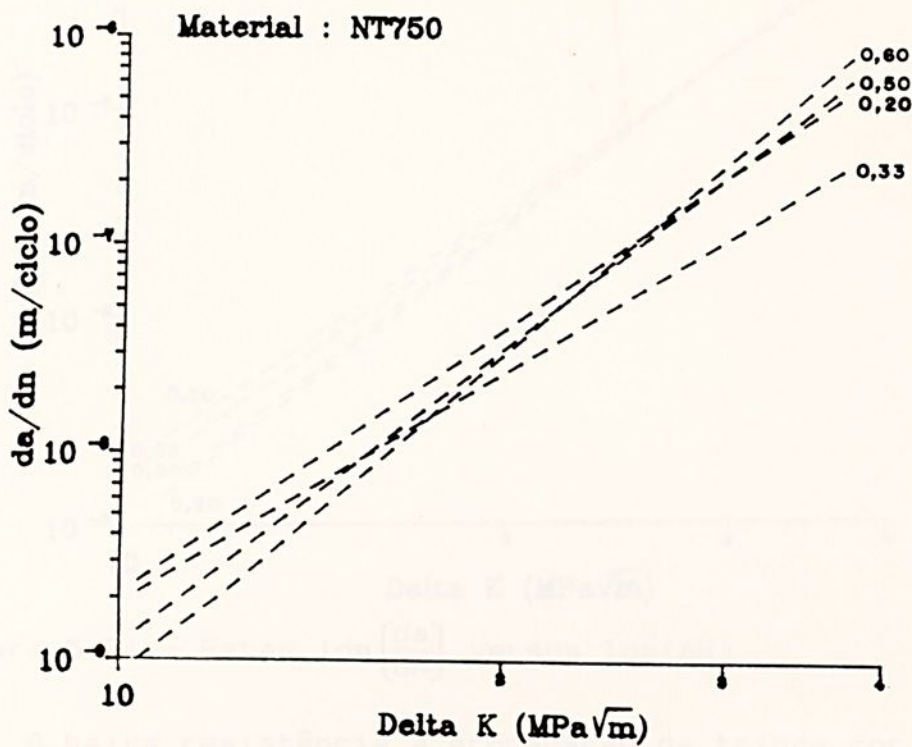


Figura 5.29 - Retas $\log \left(\frac{da}{dN} \right)$ versus $\log (\Delta K)$.

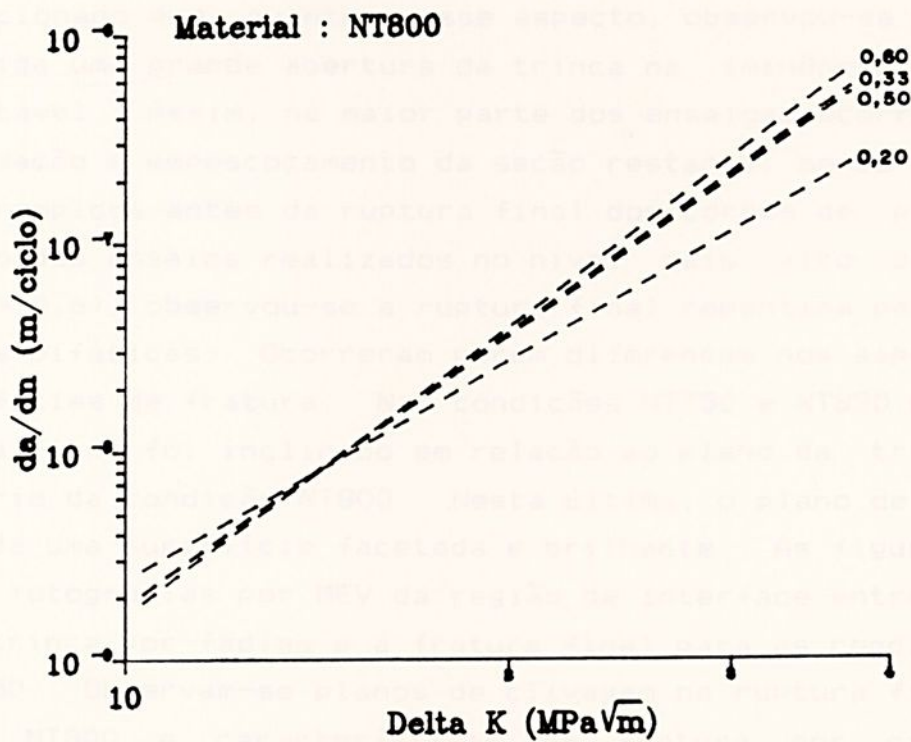


Figura 5.30 - Retas $\log \left(\frac{da}{dN} \right)$ versus $\log (\Delta K)$.

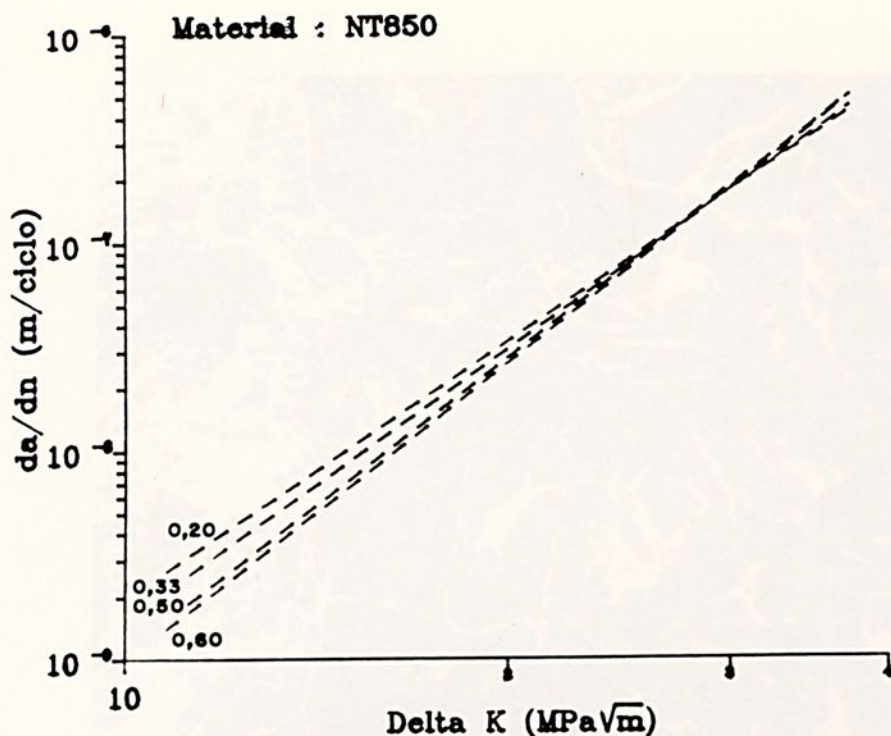


Figura 5.31 - Retas $\log \left(\frac{da}{dN} \right)$ versus $\log(\Delta K)$.

A baixa resistência à propagação da trinca por fadiga da condição NT800 em relação às outras condições bifásicas pode ser relacionada também a diferenças nos mecanismos de fratura. Deve ser mencionado que, quanto a esse aspecto, observou-se nos ensaios de fadiga uma grande abertura da trinca na iminência da propagação instável. Assim, na maior parte dos ensaios, ocorreu grande deformação e empescoamento da seção restante, sendo os ensaios interrompidos antes da ruptura final dos corpos de prova. Já no caso dos ensaios realizados no nível mais alto de carregamento ($R = 0,6$), observou-se a ruptura final repentina para as 3 condições bifásicas. Ocorreram porém diferenças nos aspectos das superfícies de fratura. Nas condições NT750 e NT850 o plano da fratura final foi inclinado em relação ao plano da trinca, ao contrário da condição NT800. Nesta última, o plano de fratura teve ainda uma superfície facetada e brilhante. As figuras 5.32 e 5.33 são fotografias por MEV da região de interface entre a propagação da trinca por fadiga e a fratura final para as condições NT800 e NT850. Observam-se planos de clivagem na ruptura final da condição NT800 e características de fratura por cisalhamento na condição NT850.

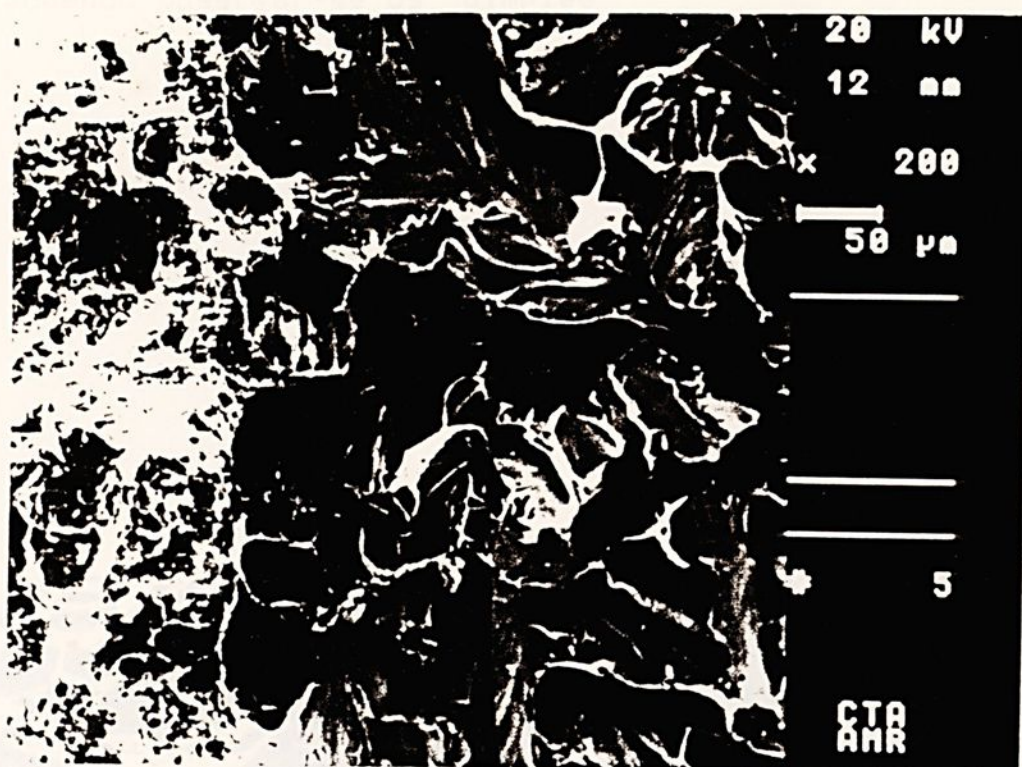


Figura 5.32 - Interface da trinca de fadiga com a fratura final

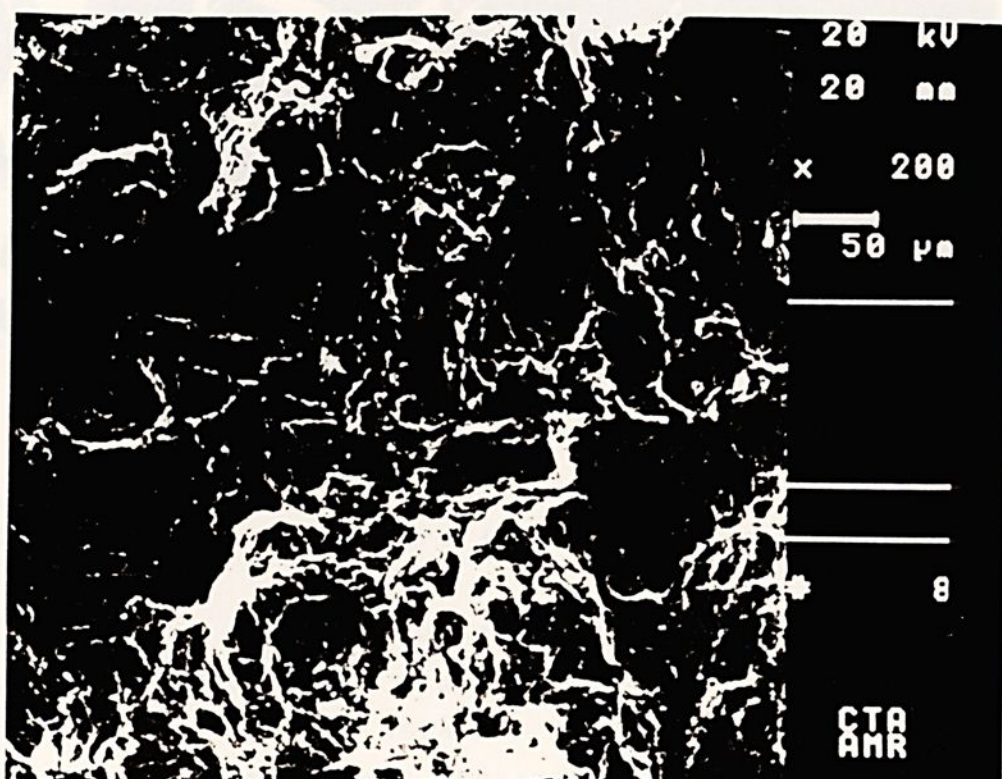


Figura 5.33 - Interface da trinca de fadiga com a fratura final

A figura 5.34 amplia a região de ruptura final da condição NT850, podendo observar-se os "dimples".



Figura 5.34 - Região da ruptura final (condição NT850)

A propagação da trinca por fadiga resultou em estrias para ambas as condições. A figura 5.35 mostra estrias de fadiga na região de propagação estável para a condição NT800 e a figura 5.36 mostra as estrias próximo à interface com a ruptura final para a condição NT850.



Figura 5.35 - Estrias de fadiga na região de propagação estável.

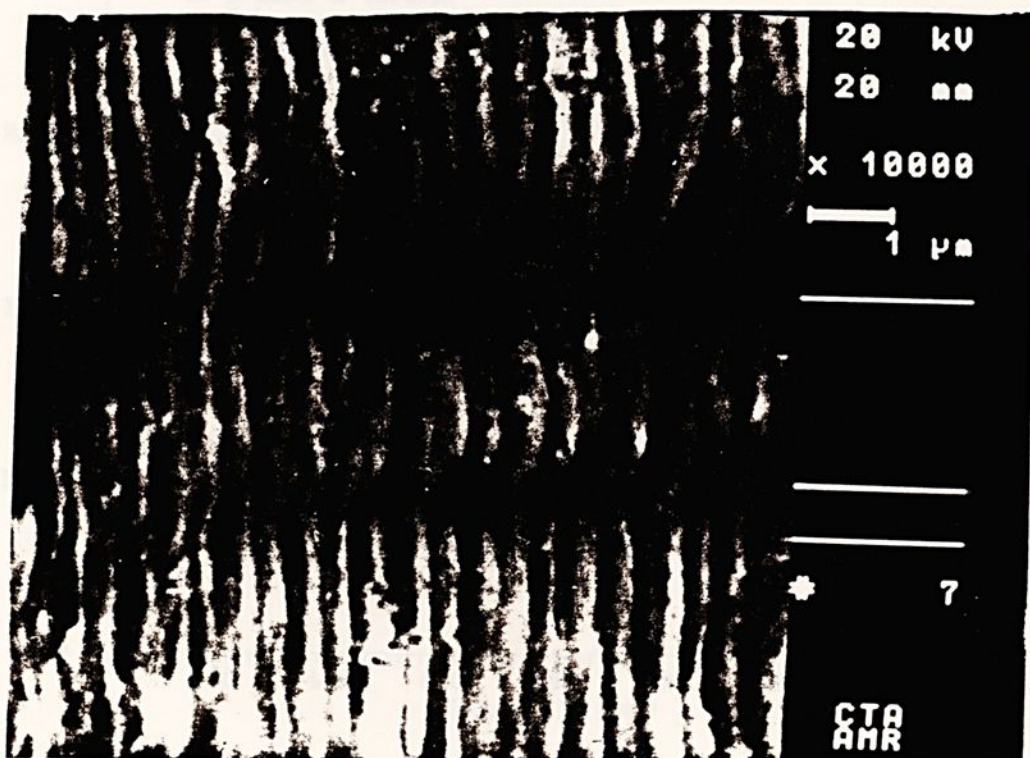


Figura 5.36 - Estrias de fadiga próximo à interface.

5.2.3 - Corpos de prova revenidos

Obtiveram-se as curvas a versus N para os corpos de prova revenidos das 3 condições bifásicas, na razão de carregamento $R = 0,33$. A partir dos pontos experimentais calcularam-se os parâmetros C e n da equação de Paris. Os resultados estão na tabela 5.14. As figuras 5.37 a 5.39 apresentam as curvas a versus N calculadas pelo modelo de Paris superpostas aos pontos experimentais.

Tabela 5.14 - Parâmetros C e n para as Condições Revenidas.

Material	R = 0,33	
	C	n
NTR750	1,94 E-13	4,00
NTR800	1,56 E-14	4,80
NTR850	9,14 E-14	4,27

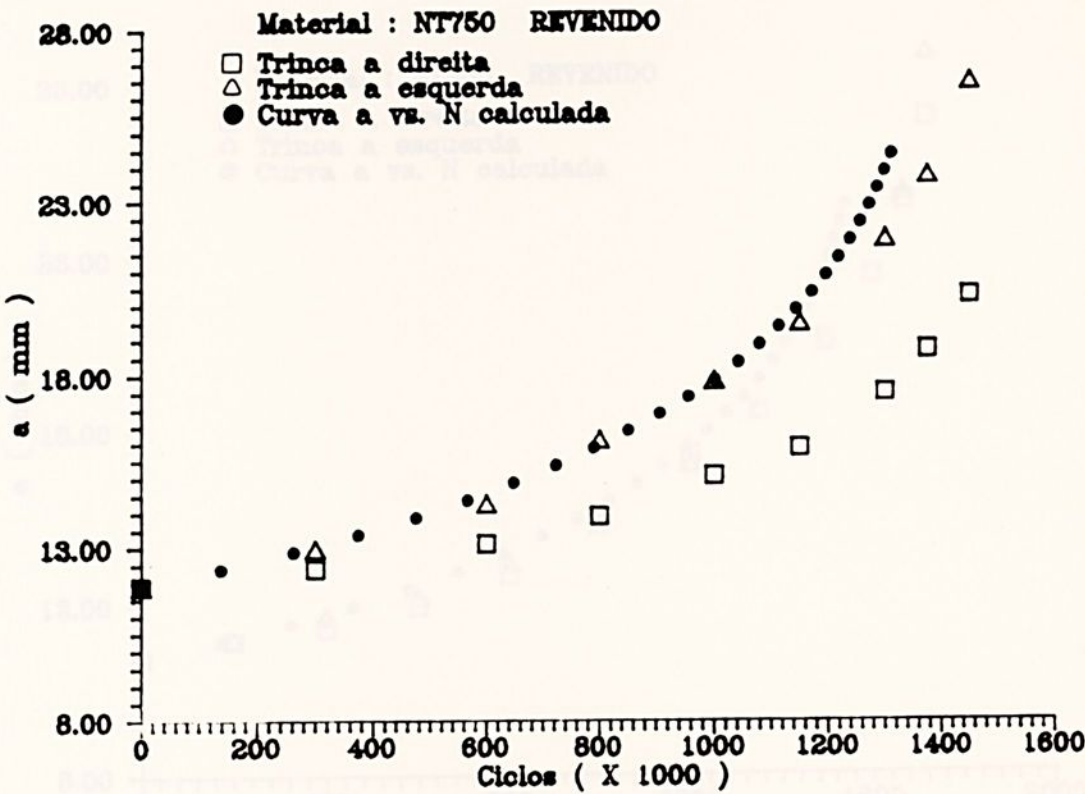


Figura 5.37 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

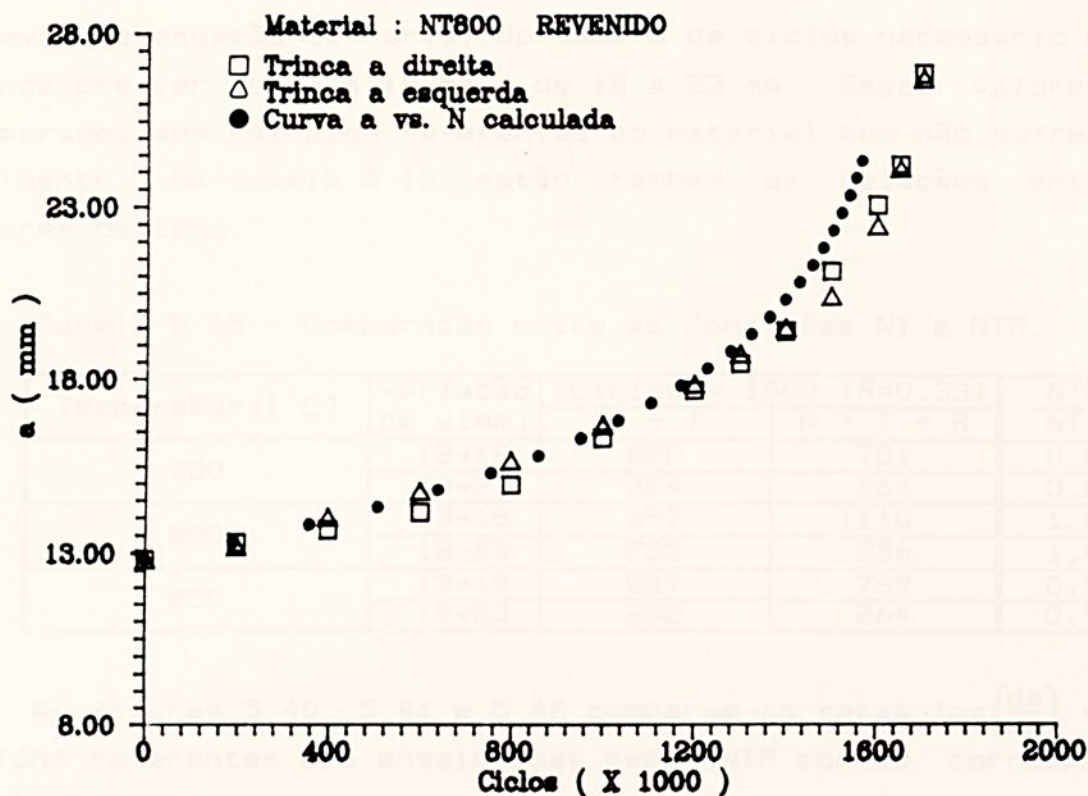


Figura 5.38 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

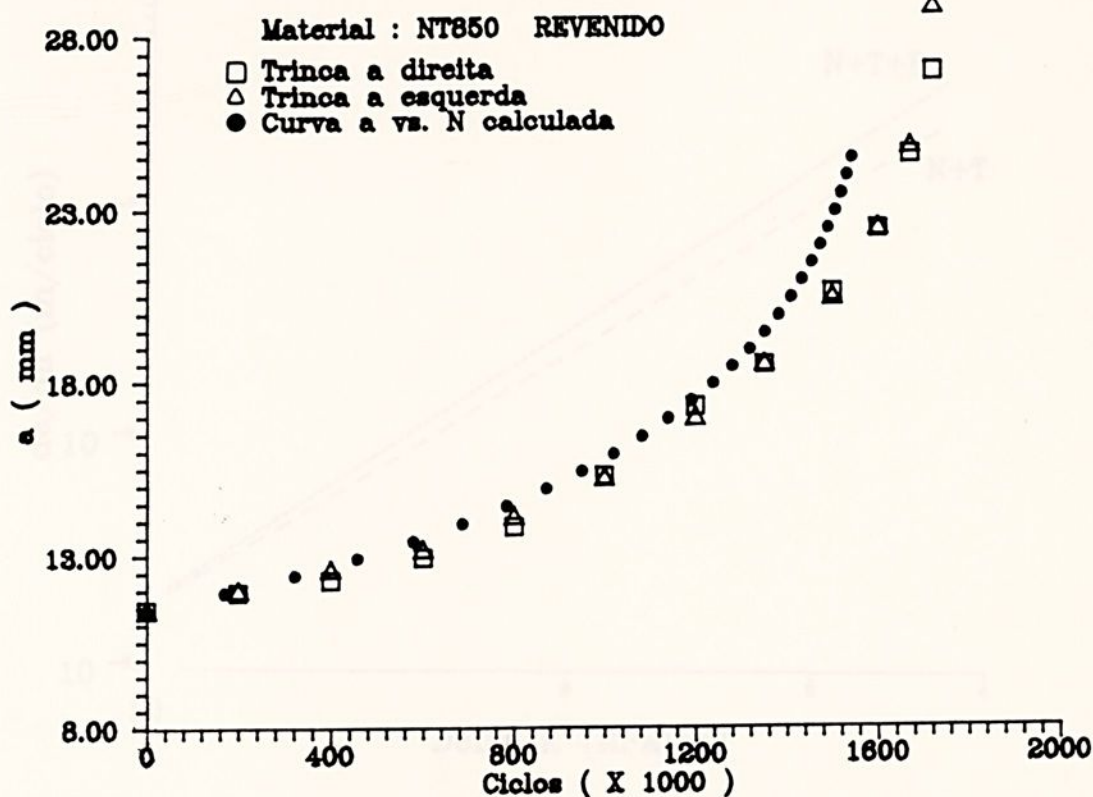


Figura 5.39 - Comprimento da trinca versus número de ciclos.

A tabela 5.15 mostra os resultados referentes aos cálculos, através da equação de Paris, do número de ciclos necessário para a trinca crescer de 13 a 18 mm e de 18 a 23 mm. Esses valores são comparados aos cálculos referentes ao material que não sofreu revenimento. Na tabela 5.15 estão também as relações entre os valores obtidos.

Tabela 5.15 - Comparação entre as Condições NT e NTR.

Temperatura[°C]	variação de a[mm]	Ciclos × 1000 (R=0,33)		$\frac{NTR}{NT}$
		N + T	N + T + R	
750	13→18	820	721	0,88
	18→23	324	264	0,81
800	13→18	697	1118	1,60
	18→23	235	336	1,43
850	13→18	829	769	0,93
	18→23	282	264	0,94

As figuras 5.40, 5.41 e 5.42 comparam as retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$ referentes aos ensaios das peças NTR com as correspondentes NT.

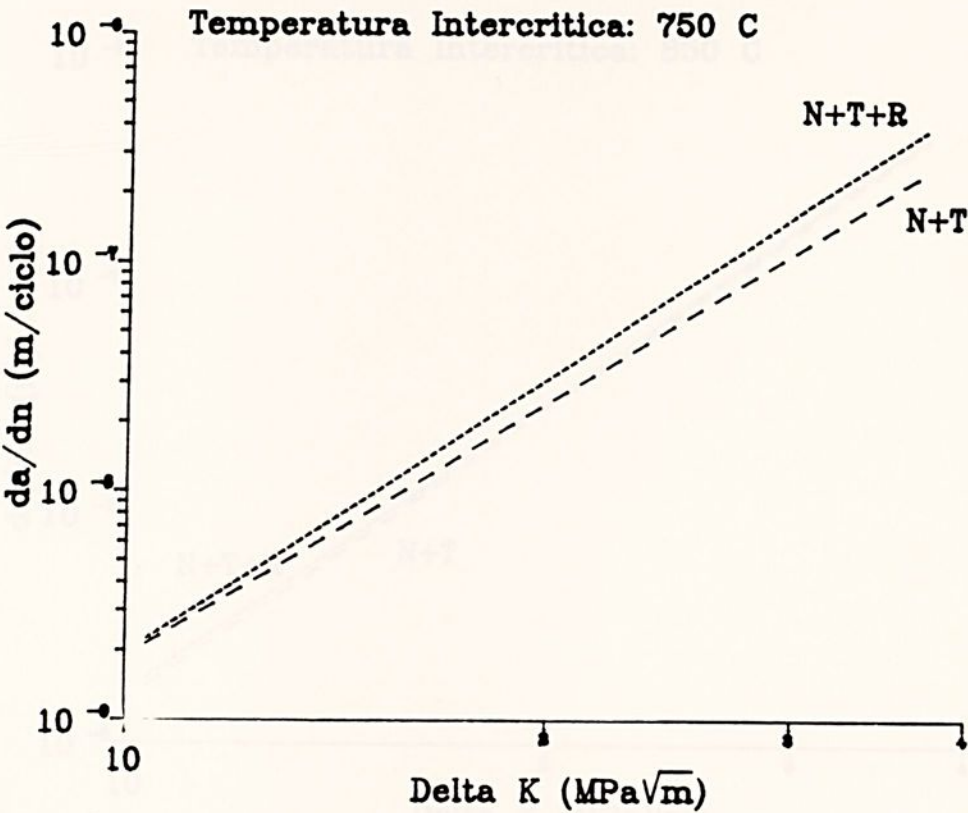


Figura 5.40 - Retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$.

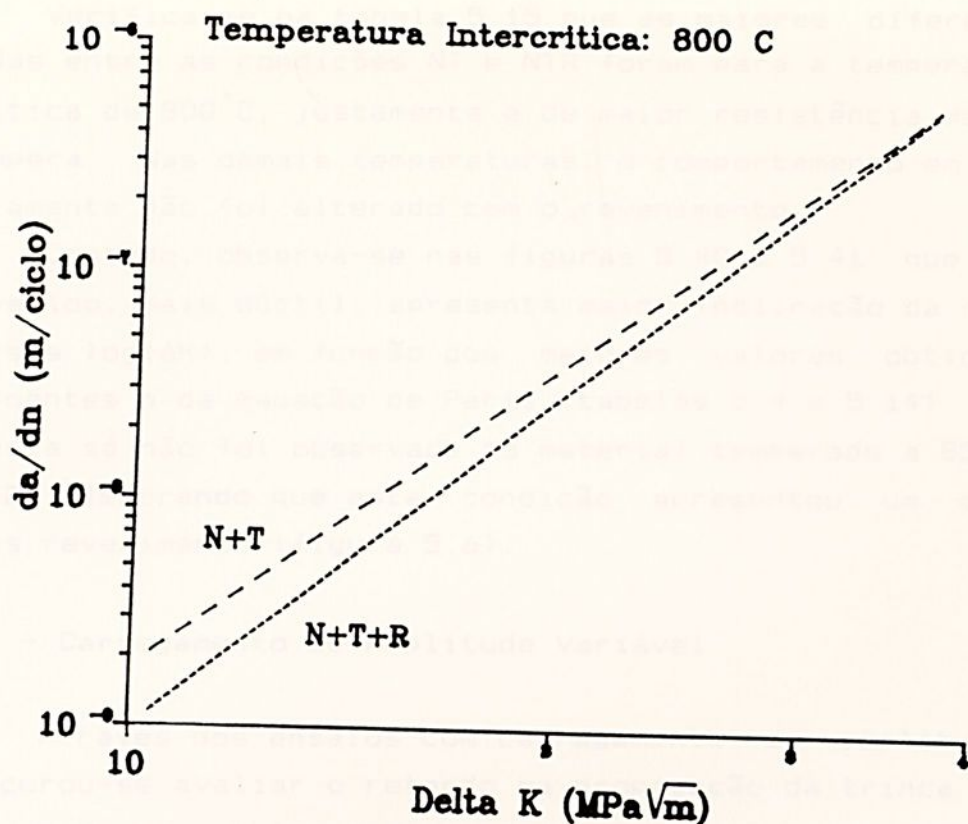


Figura 5.41 - Retas $\log \left(\frac{da}{dN} \right)$ versus $\log(\Delta K)$.

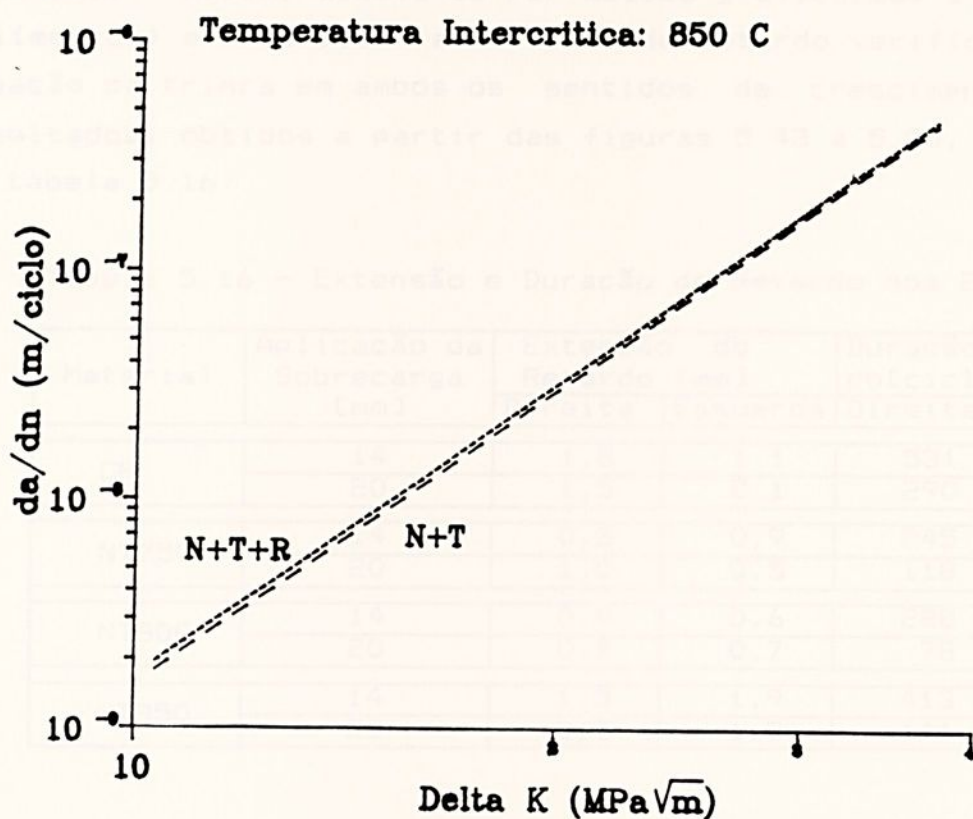


Figura 5.42 - Retas $\log \left(\frac{da}{dN} \right)$ versus $\log(\Delta K)$.

Verifica-se na tabela 5.15 que as maiores diferenças observadas entre as condições NT e NTR foram para a temperatura intercrítica de 800°C, justamente a de maior resistência mecânica após têmpera. Nas demais temperaturas, o comportamento em fadiga praticamente não foi alterado com o revenimento.

Contudo, observa-se nas figuras 5.40 e 5.41 que o material revenido, mais dúctil, apresenta maior inclinação da reta $\log \left(\frac{da}{dN} \right)$ versus $\log(\Delta K)$, em função dos maiores valores obtidos para os expoentes n da equação de Paris (tabelas 5.4 e 5.14). Esta tendência só não foi observada no material temperado a 850°C (figura 5.42), lembrando que esta condição apresentou um endurecimento após revenimento (figura 5.6).

5.3 - Carregamento de Amplitude Variável

Através dos ensaios com carregamento de amplitude variável procurou-se avaliar o retardo na propagação da trinca por fadiga provocado por ciclos ocasionais de sobrecarga, visando a comparação deste efeito de interação nas 4 condições microestruturais estudadas. Assim, obteve-se por método gráfico[36] a extensão (em milímetros) e a duração (em ciclos) do retardo verificado na propagação da trinca em ambos os sentidos de crescimento. Esses resultados, obtidos a partir das figuras 5.43 a 5.50, encontram-se na tabela 5.16.

Tabela 5.16 - Extensão e Duração do Retardo nos Experimentos.

Material	Aplicação da Sobrecarga [mm]	Extensão do Retardo [mm]		Duração do Retardo[ciclos x 1000]	
		Direita	Esquerda	Direita	Esquerda
CR	14	1,8	1,1	531	623
	20	1,5	2,1	290	309
NT750	14	0,3	0,9	245	255
	20	1,0	0,5	118	86
NT800	14	0,9	0,6	228	177
	20	0,9	0,7	78	53
NT850	14	1,3	1,9	413	308
	20	0,8	1,2	141	130



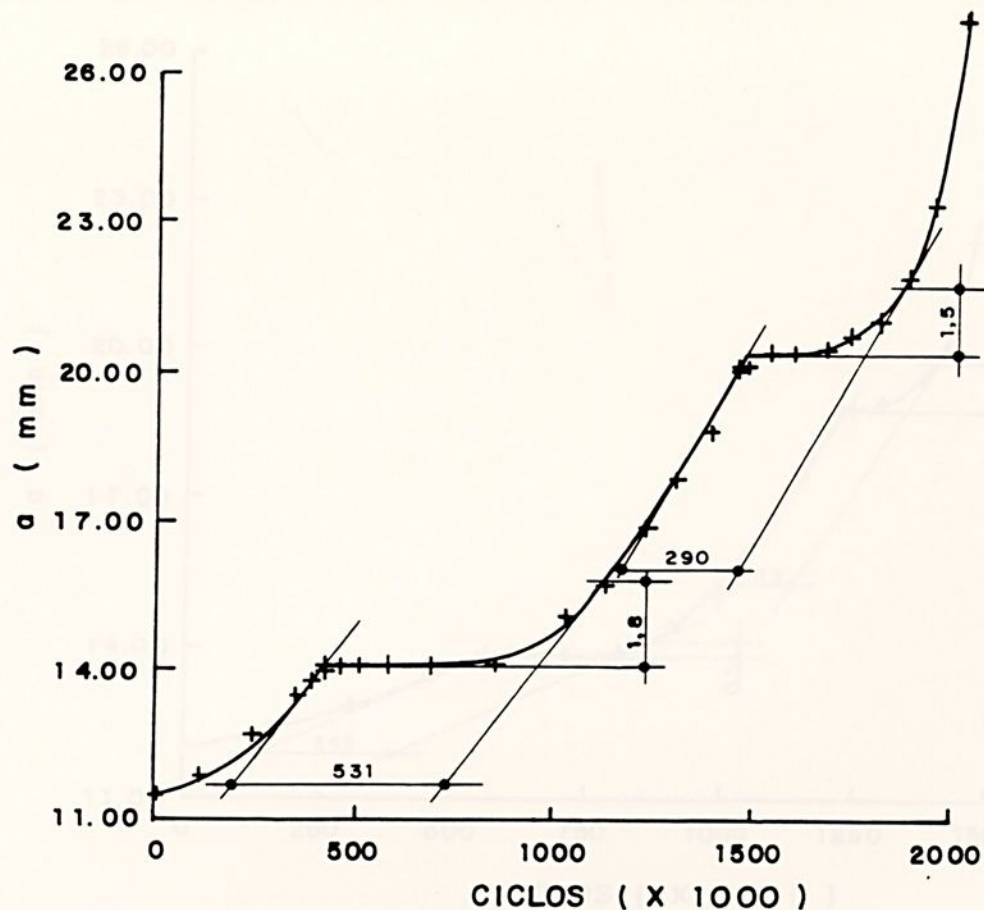


Figura 5.43 - Retardos observados na condição CR (direita).

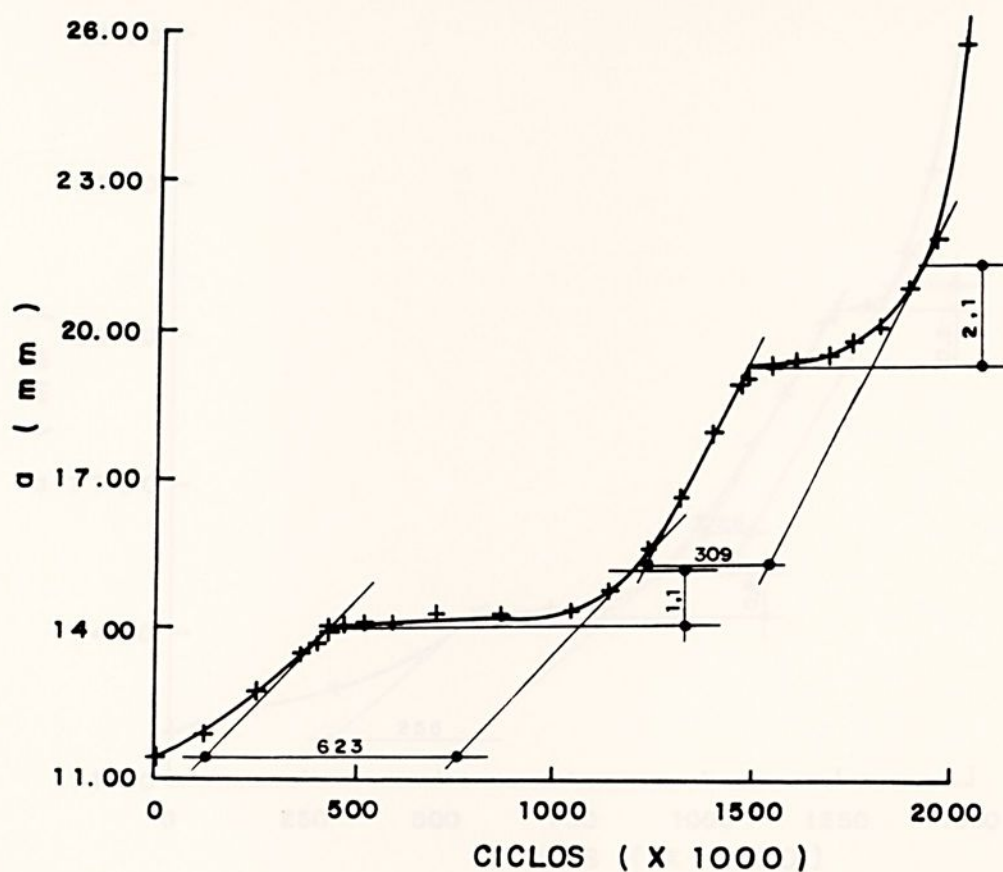


Figura 5.44 - Retardos observados na condição CR (esquerda).

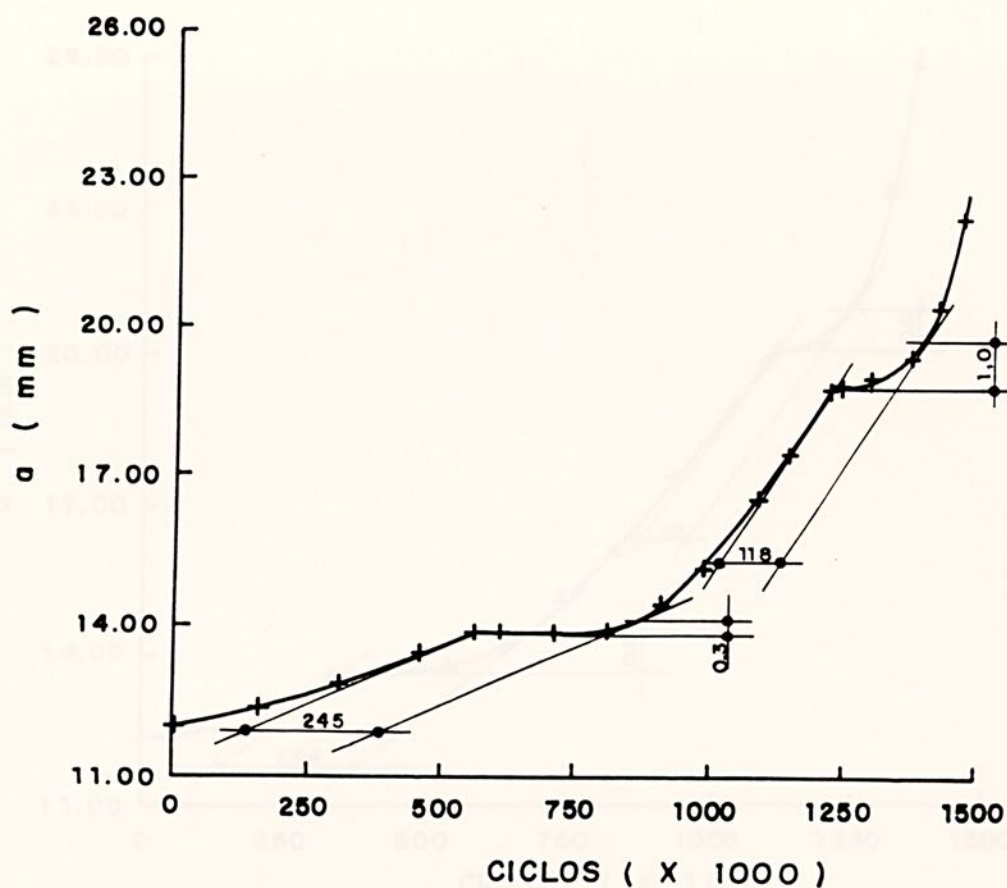


Figura 5.45 - Retardos observados na condição NT750 (direita).

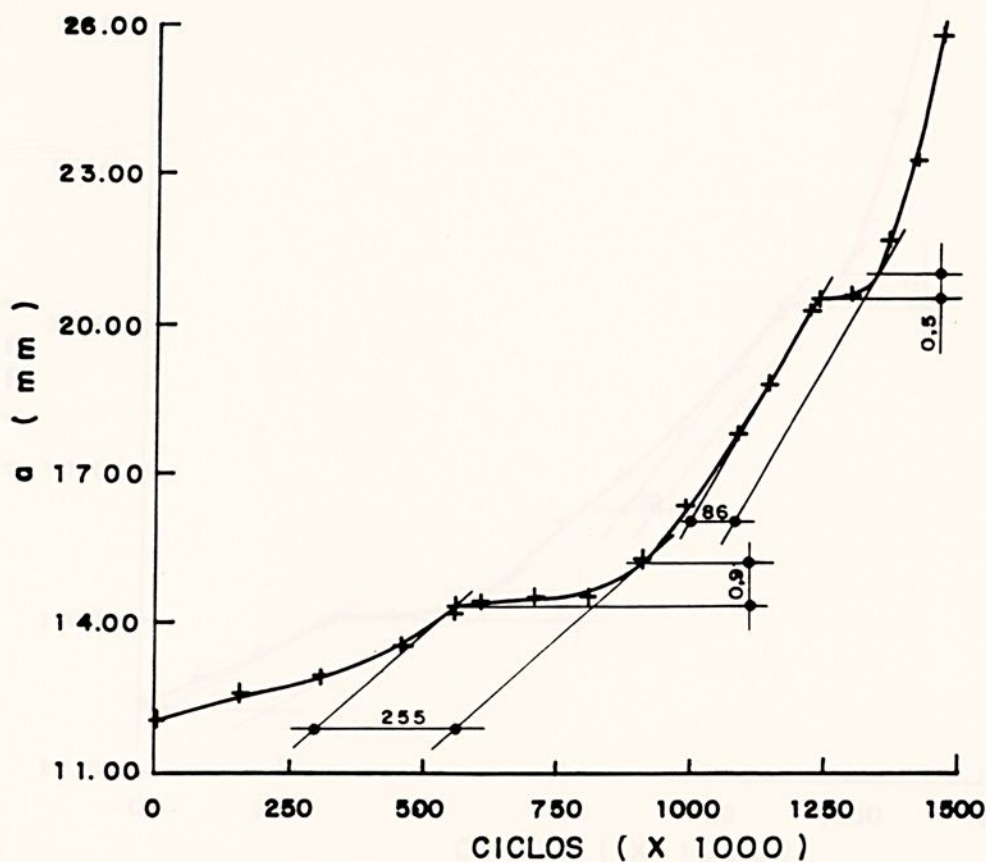


Figura 5.46 - Retardos observados na condição NT750 (esquerda).

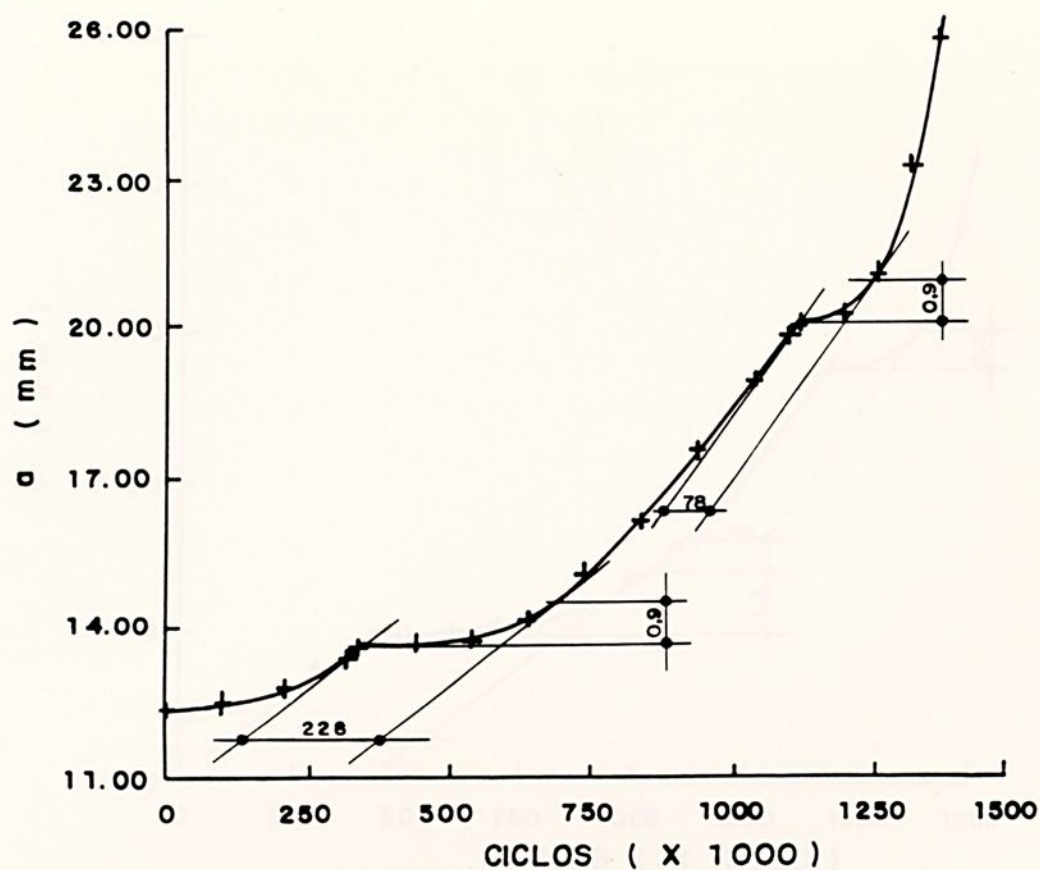


Figura 5.47 - Retardos observados na condição NT800 (direita).

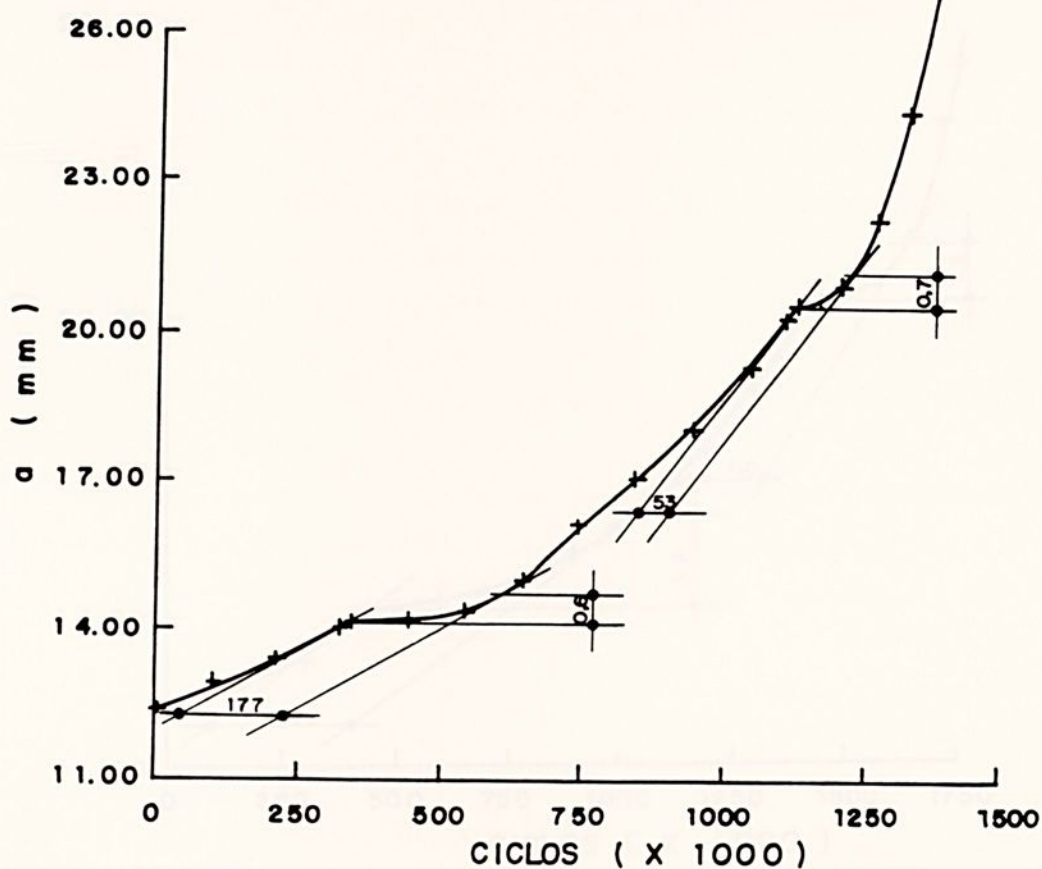


Figura 5.48 - Retardos observados na condição NT800 (esquerda).

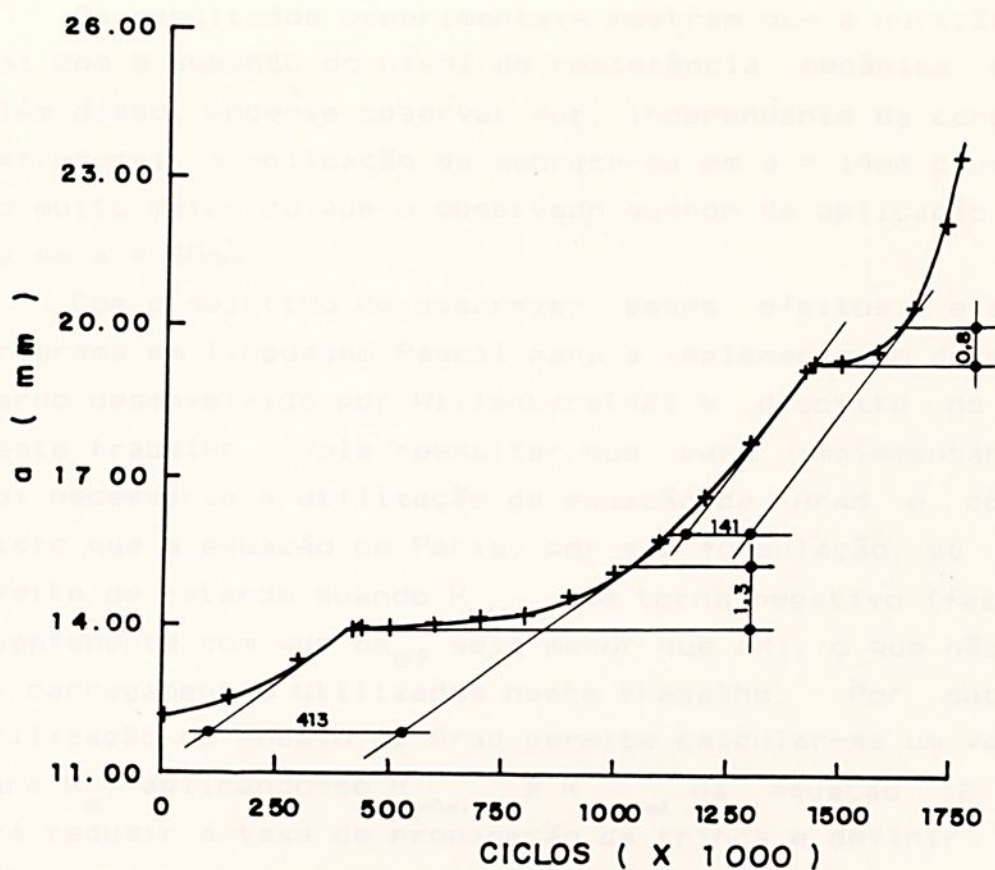


Figura 5.49 - Retardos observados na condição NT850 (direita).

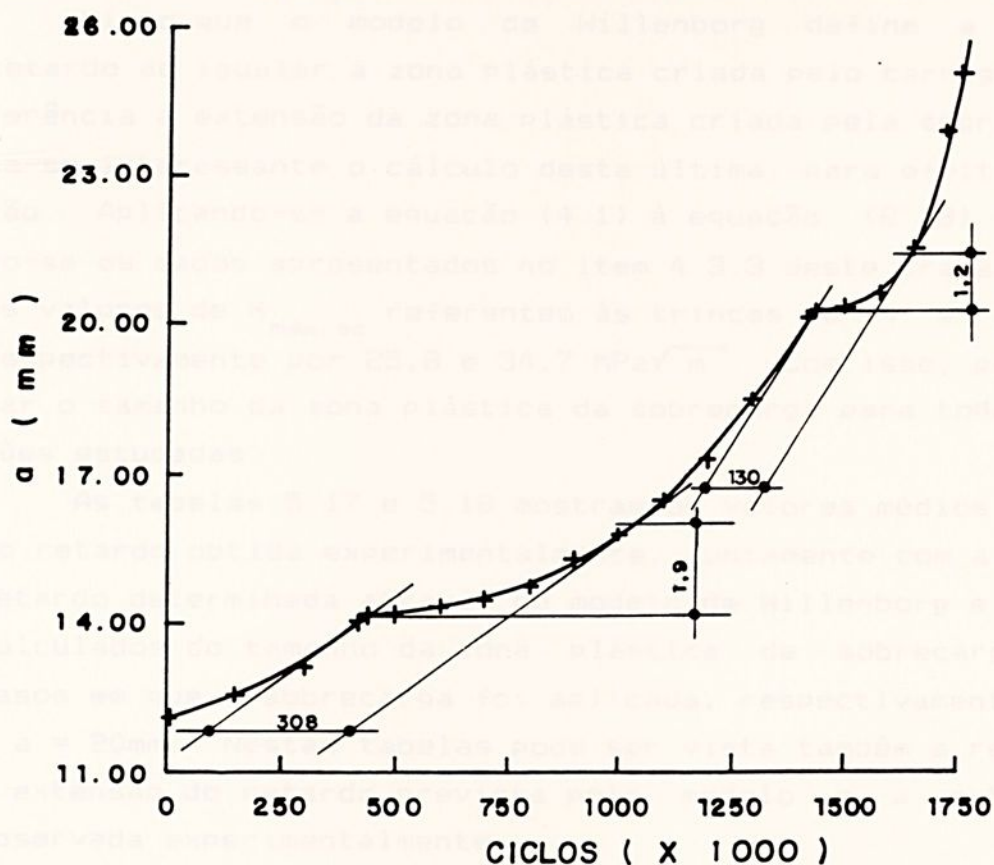


Figura 5.50 - Retardos observados na condição NT850 (esquerda).

Os resultados experimentais mostram que a duração do retardo cai com o aumento do nível de resistência mecânica do material. Além disso, pode-se observar que, independente da condição microestrutural, a aplicação da sobrecarga em $a = 14\text{mm}$ causou um retardo muito maior do que o observado quando da aplicação da sobrecarga em $a = 20\text{mm}$.

Com o objetivo de descrever esses efeitos, elaborou-se um programa em linguagem Pascal para a implementação do modelo de retardo desenvolvido por Willenborg[42] e descrito no item 2.3.2 deste trabalho. Vale ressaltar que, para implementar o modelo, foi necessário a utilização da equação de Arad e colaboradores, visto que a equação de Paris, por sua formulação, só apresenta o efeito de retardo quando $K_{\text{mín. ef}}$ se torna negativo (fazendo consequentemente com que ΔK_{ef} seja menor que ΔK), o que não ocorre com os carregamentos utilizados neste trabalho. Por outro lado, a utilização do modelo de Arad permite calcular-se um valor efetivo para K_m , aplicando-se $K_{\text{máx. ef}}$ e $K_{\text{mín. ef}}$ na equação (2.21), o que irá reduzir a taxa de propagação da trinca e definir com isso o retardo.

Visto que o modelo de Willenborg define a extensão do retardo ao igualar a zona plástica criada pelo carregamento de referência à extensão da zona plástica criada pela sobrecarga, torna-se interessante o cálculo desta última, para efeito de comparação. Aplicando-se a equação (4.1) à equação (2.13) e utilizando-se os dados apresentados no item 4.3.3 deste trabalho, obtêm-se os valores de $K_{\text{máx. ec}}$ referentes às trincas de 14 e 20mm, dados respectivamente por 25,8 e 34,7 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Com isso, pode-se calcular o tamanho da zona plástica da sobrecarga para todas as condições estudadas.

As tabelas 5.17 e 5.18 mostram os valores médios da extensão do retardo obtida experimentalmente, juntamente com a extensão do retardo determinada através do modelo de Willenborg e os valores calculados do tamanho da zona plástica de sobrecarga, para os casos em que a sobrecarga foi aplicada, respectivamente, em $a = 14$ e $a = 20\text{mm}$. Nestas tabelas pode ser vista também a relação entre a extensão do retardo prevista pelo modelo e a extensão média observada experimentalmente.

Tabela 5.17 - Extensão do Retardo em $a = 14\text{mm}$.

Material	Zona Plástica de Sobrecarga [mm]	Extensão do Retardo[mm]		Prev. / Obs.
		Prevista	Observada	
CR	2,99	1,32	1,45	0,91
NT750	0,86	0,29	0,60	0,48
NT800	0,77	0,30	0,75	0,40
NT850	1,07	0,39	1,60	0,24

Tabela 5.18 - Extensão do Retardo em $a = 20\text{mm}$.

Material	Zona Plástica de Sobrecarga [mm]	Extensão do Retardo[mm]		Prev. / Obs.
		Prevista	Observada	
CR	6,01	2,03	1,80	1,13
NT750	2,13	1,05	0,75	1,40
NT800	1,95	0,99	0,80	1,24
NT850	2,50	1,16	1,00	1,16

Nessas tabelas pode ser observado que as previsões da extensão do retardo pelo modelo de Willenborg são menores que os valores experimentais no caso de $a = 14\text{mm}$ e maiores que os mesmos quando $a = 20\text{mm}$. Em outras palavras, os resultados experimentais demonstram que o efeito do retardo se estende para além do encontro das zonas plásticas quando a trinca é pequena ($a = 14\text{mm}$) e termina antes desse encontro quando a trinca é grande ($a = 20\text{mm}$). Ainda assim observa-se uma correlação muito boa entre a extensão do retardo prevista e a observada experimentalmente no caso da condição CR. Isto não se repete para as condições bifásicas. Este fato pode ser explicado em termos do comportamento tensão-deformação dos aços bifásicos. Sabe-se que o aço na condição CR apresenta um limite de escoamento bem definido, podendo portanto o seu comportamento mecânico ser descrito em termos de um modelo elasto-plástico ideal. Já com as condições bifásicas isto não ocorre. Suas curvas tensão-deformação apresentam um encruamento contínuo e ausência do patamar de escoamento. Assim, é possível que no caso de $a = 14\text{mm}$ o nível de solicitação defina uma tensão média à ponta da trinca menor que o limite elástico convencional do material, fazendo com que a zona plástica necessária para garantir o equilíbrio seja maior que o esperado. Em se valendo essa hipótese, pode ser explicada a maior extensão do retardo. O inverso ocorreria para $a = 20\text{mm}$. De fato, ao se impor para o retardo uma extensão igual à observada experimentalmente e igualar este



valor à diferença entre a zona plástica causada pela sobrecarga e a zona plástica causada pela carga de referência, pode-se estimar os valores da "tensão de escoamento" dos aços bifásicos quando da aplicação da sobrecarga em cada tamanho de trinca. Os resultados obtidos estão na tabela 5.19 e confirmam a hipótese aventada ao serem comparados com os valores de σ_e da tabela 5.3.

Tabela 5.19 - Valores Estimados para σ_e em Função do Retardo.

Material	σ p/ Sobrecarga em a=14mm [MPa]	σ p/ Sobrecarga em a=20mm [MPa]
NT750	461	572
NT800	333	554
NT850	280	495

Mesmo com essas limitações, o modelo de retardo pode ser utilizado para estimar e comparar os efeitos de retardo nas condições microestruturais do material. As estimativas da duração do retardo feitas através do modelo de Willenborg estão nas tabelas 5.20 e 5.21. A tabela 5.22 mostra a estimativa do número de ciclos para a trinca crescer de $a = 14\text{mm}$ até $a = 20\text{mm}$, com e sem a aplicação do modelo de retardo, e compara esses valores com os observados experimentalmente nos ensaios com carregamento de amplitude variável.

Tabela 5.20 - Previsões para a Duração do Retardo ($a = 14\text{mm}$).

Material	Duração do Retardo (ciclos)	
	Prevista	Observada
CR	321690	577000
NT750	152005	250000
NT800	143255	203000
NT850	232110	361000

Tabela 5.21 - Previsões para a Duração do Retardo ($a = 20\text{mm}$).

Material	Duração do Retardo (ciclos)	
	Prevista	Observada
CR	166968	300000
NT750	127831	102000
NT800	99166	66000
NT850	136252	136000

O fato da duração prevista para o retardo nas tabelas 5.20 e



5.21 ser maior ou menor que o resultado experimental reflete o problema, já discutido da previsão quanto à extensão do retardo. A tabela 5.22 demonstra que o modelo é conservativo. Nesta tabela, os valores referentes às previsões para a condição NT750, feitas utilizando-se os parâmetros da tabela 5.4, podem não ser representativas do comportamento esperado do material, tendo em vista que no ensaio com $R = 0,33$ a reta $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$ não seguiu a tendência das demais com relação ao ponto pivô.

Tabela 5.22 - 10^3 Ciclos para a Trinca Crescer de 14 a 20mm.

Material	Previsão dos Modelos		Experimental (Retardo)
	Ampl. Cte.	Retardo	
CR	554	702	1041
NT750	757	849	665
NT800	617	707	780
NT850	736	886	1000



1 - Verificou-se a possível existência de uma condição bifásica de máxima resistência mecânica, a partir da qual as propriedades mecânicas estáticas tendem a cair. Este fato, que está em desacordo com os dados da literatura[60], foi explicado em termos da morfologia das fases formadas com os tratamentos intercríticos.

2 - As microestruturas bifásicas apresentam um nível de resistência mecânica em torno de 50% maior que a condição CR; não obstante, apresentam também maior resistência à propagação da trinca por fadiga. Comparando-se as condições bifásicas entre si, observa-se que quanto maior a resistência mecânica, menor a resistência à propagação da trinca por fadiga.

3 - Verificou-se a existência de pontos pivô para as retas $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$, os quais foram relacionados, para as microestruturas bifásicas, com a resistência à propagação da trinca por fadiga: Quanto maiores as coordenadas do ponto pivô, menor a resistência mecânica e maior a resistência à propagação da trinca por fadiga.

4 - O modelo de Arad e colaboradores[30,31] é incapaz de descrever o comportamento do material com um único par de valores C e n. Isso porque, neste caso, o modelo prevê sempre uma maior taxa de crescimento da trinca para uma maior razão de tensão, o que não foi observado para o material em estudo.

5 - O tratamento de revenimento após têmpera intercrítica tende a aumentar a inclinação da reta $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ versus $\log(\Delta K)$. Observaram-se evidências de envelhecimento após revenimento em uma das condições bifásicas analisadas.

6 - O modelo de Arad apresentou a vantagem, em relação à lei de Paris[13], de poder ser utilizado na previsão do retardo, utilizando-se pares C, n específicos para a razão de tensão aplicada.



7 - Quanto maior o nível de resistência mecânica, menor é o retardo na propagação da trinca por fadiga.

8 - As diferenças entre as previsões e os resultados experimentais, no tocante à extensão do retardo, foram maiores para as condições bifásicas do que para a condição CR. Este fato foi relacionado ao comportamento tensão-deformação dos aços bifásicos, que não apresentam patamar de escoamento.



1 - Dando continuidade ao estudo dos efeitos de interação nas microestruturas bifásicas analisadas, investigar o efeito da relação $K_{máx.sc} / K_{máx.cr}$ na duração e extensão do retardo.

2 - Também quanto ao retardo, investigar a influência do número de ciclos de sobrecarga em sua intensidade e verificar a existência de um número de ciclos de saturação, a partir do qual o efeito do retardo não se altera.

3 - Estudar a propagação da trinca por fadiga em microestruturas bifásicas obtidas a partir de outras rotas de tratamentos térmicos.

4 - Determinar experimentalmente a condição ótima, em termos de resistência mecânica, de um aço bifásico; modelar matematicamente seu comportamento mecânico visando à determinação teórica desta condição.

5 - Estudo da cinética das fases, em função do tratamento térmico empregado.



BIBLIOGRAFIA

- [1] EWALDS, H.L., WANHILL, R.J.J. *Fracture Mechanics*, London: Edward Arnold & Delftse Vitgevers Maatschappij, 1986. 304p.
- [2] ROOS, E., DEMLER, T., EISELE, U., RAINER, G. *Fracture Mechanics Safety Assessment based on Mechanics of Materials. Steel Research*, v.4, pp.172-180, 1990.
- [3] BASTIAN, F.L., CAMINHA Jr., H.M., MORAES, M.M. *Mecânica da Fratura*, Rio de Janeiro: IBQN - Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear, 1987.
- [4] HORNBOKEN, E., RITTNER, K. Development of Thermo-Mechanical Treatments of a Maraging Steel for Yield Strengths above 3 GPa. *Steel Research*, v.58(n.4), pp.172-177, 1987.
- [5] HORNBOKEN, E., KISHIDA, K. Tensile Strength and Ductility of an HSLA Steel and a Maraging Steel with Different Microstructures. *Arch. Eisenhüttenwes*, v.55(n.6), pp.281-283, 1984.
- [6] GUIMARÃES, J.R., PAPALÉO, R. Aços Bifásicos: Características Mecânico-Metalúrgicas e Aplicações Potenciais. *Metalurgia*, v.37(n.288), pp.617-622, 1981.
- [7] NOLASCO, C.A. Aços Bifásicos na Indústria Automobilística. *Metalurgia*, v.39(n.302), pp.5-6, 1983.
- [8] LANG, C., HEIDELAUF, T. Steels for Passenger-Car Wheel Fabrication. *Cahiers d'Informations Techniques - Revue de Metallurgie*, v.86(n.5), pp.439-446, 1989.
- [9] CARVALHO, C.P. *Análise de Fadiga em Rodas para Caminhões e Ônibus*. Guaratinguetá:FEG, 1991. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Unesp.
- [10] BAPTISTA, C.A.R.P., CARVALHO, C.P., VOORWALD, H.J.C.,



- MOREIRA, R.S. Interferência do Processo de Soldagem por Faiscamento ("Flash Welding") no Comportamento Mecânico do Aço SAE 1010, Utilizado na Fabricação de Rodas para a Indústria Automotiva. In: CONGRESSO IBERO AMERICANO DE SOLDAGEM, 3, 1992, Rio de Janeiro. *Anais*. pp. 1417-1431.
- [11] DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*. 2a Ed., Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981. 653p.
- [12] NELSON, D.V. Review of Fatigue-Crack-Growth Prediction Methods. *Experimental Mechanics*, pp.41-49, Feb. 1977.
- [13] PARIS, P., ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *J. Basic Eng.*, *Trans. ASME* 85, p.528-534, 1963.
- [14] FORMAN, R.G., KEARNEY, V.E., ENGLER, R.M. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic Loaded Structures. *J. Basic Eng.*, *Trans. ASME*, pp.459-464, 1967.
- [15] ELBER, W. The Significance of Fatigue Crack Closure. *Damage Tolerance in Aircraft Structures*, *ASTM STP* 486, pp.230-242, 1971.
- [16] NELSON, D.V., FUCHS, H.O. Prediction of Fatigue Crack Growth under Irregular Loading. *ASTM STP* 595, pp.267-286, 1976.
- [17] MILLER, M.S., GALLAGHER, J.P. An Analysis of Several Fatigue Crack Growth Rate Descriptions. *ASTM STP* 738, pp.205-251, 1981.
- [18] INGLIS, C.E. Stress in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners. *Trans. Inst. Naval Architects* 55, pp.219-241, 1913.
- [19] GRIFFITH, A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. *Philosophical Transactions of The Royal Society London*, 221A, pp.163-198, 1920.



- [20] WESTERGAARD, H.M. Bearing Pressures and Cracks. *J. Appl. Mech.*, 61, pp.A49-53, 1939.
- [21] BROEK, D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Leyden: Noordhoff International Publishing, 1986. 408p.
- [22] PINTO Jr., C.C.E. *Análise do Retardo da Propagação de Trincas por Fadiga em uma Chapa de Alumínio Submetida a Carregamentos de Amplitude Variável*. Campinas: FEC, 1989. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Unicamp.
- [23] ALIABADI, M.H., ROOKE, D.P. *Numerical Fracture Mechanics*. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1991. 275p.
- [24] FINE, M.E. Fatigue Resistance of Metals. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, pp.365-379, 1980.
- [25] SCHIJVE, J. Four Lectures on Fatigue Crack Growth. *Engineering Fracture Mechanics*, v.2, pp.167-221, 1979.
- [26] LIU, H.W. A Review of Fatigue Crack Growth Analyses. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 16, pp.91-108, 1991.
- [27] VOORWALD, H.J.C. *Estudo da Influência dos Efeitos de Interação Presentes em Carregamentos de Amplitude Variável, no Dano Total Durante o Período de Propagação da Trinca por Fadiga*. Guaratinguetá: FEG, 1990. 298p. Tese (Livre Docência) - Faculdade de Engenharia, Unesp.
- [28] JACOBY, G.H., NOWACK, H., van LIPZIG, H.T.M. Experimental Results and a Hypothesis for Fatigue Crack Propagation under Variable-Amplitude Loading. *Fatigue Crack Growth under Spectrum Loads*, ASTM STP 595, pp.172-183, 1976.
- [29] TORRES, M.A.S. *Análise e Modelamento do Retardo na Propagação de Trincas por Fadiga em Carregamentos de Amplitude Variá-*



vel para a Liga de Alumínio 2024 T3. Guaratinguetá: FEG, 1992. 120p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Unesp.

- [30] ARAD, S., RADON, J.C., CULVER, L.E. Design Against Fatigue Failure in Thermoplastics. *Eng. Frac. Mech.*, v.4(n.3), pp.511-522, 1972.
- [31] RADON, J.C., CULVER, L.E. Fatigue-Crack Propagation in Metals. *Experimental Mechanics*, v.16(n.3), pp.105-110, 1976.
- [32] YOKOBORI, T., KAWADA, I., HATA, H. The Effects of Ferrite Grain Size on the Stage II Fatigue Crack Propagation in Plain Low Carbon Steel. *Report of The Research Institute for Strength and Fracture Materials, Tohoku University, Sendai (Japan)*, 9, pp.35-64, 1973.
- [33] NICCOLLS, E.H. A Correlation for Fatigue Crack Growth Rate. *Scripta Metallurgica*, 10, pp.295-298, 1976.
- [34] IOST, A., LESAGE, J. On the Existence of a Pivot Point for Stage II Fatigue Crack Growth. *Engineering Fracture Mechanics*, v.36(n.4), pp.585-596, 1990.
- [35] TANAKA, K., MATSUOKA, S. A Tentative Explanation for Two Parameters, C and m, in Paris Equation of Fatigue Crack Growth. *Int. J. Fracture*, 13, pp.563-584, 1977.
- [36] DREW, M.W., THOMPSON, K.R.L. The Effect of Overload Cycles on Fatigue Crack Propagation in Two Structural Steels. *Engineering Fracture Mechanics*, v.30(n.5), pp.579-593, 1988.
- [37] MATHEUS, W.T., BARRATA, F.I., DRISCOLL, G.W. Experimental Observations of a Stress Intensity History Effect upon Fatigue Crack Growth Rate. *International Journal of Fracture Mechanics*, 7(2), 224, 1971.



- [38] VOORWALD, H.J.C. *Propagação da Trinca por Fadiga em Chapas Finas de Liga de Alumínio de Alta Resistência sob Carregamentos de Amplitude Variável*. Campinas: FEC, 1988. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Unicamp.
- [39] TORRES, M.A.S., BAPTISTA, C.A.R.P., VOORWALD, H.J.C., CAMARGO, J.A.M. Effect of the Overload Cycles on Fatigue Crack Growth Retardation. In: THE PROCESSING, PROPERTIES AND APPLICATIONS OF METALLIC AND CERAMIC MATERIALS, 1992, Birmingham. *Proceedings*. pp. 983-988.
- [40] BERNARD, P.J., LINDLEY, T.C., RICHARDS, C.E. Mechanics of Overload Retardation During Fatigue Crack Propagation. *Fatigue Crack Growth under Spectrum Loads*, ASTM STP 595, pp.78-97, 1976.
- [41] ELBER, W. Equivalent Constant-Amplitude Concept for Crack Growth under Spectrum Loading. ASTM STP 595, pp.236-250, 1976.
- [42] WILLENBORG, J., ENGLE, R.M., WOOD, H.A. A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept. *Technical Report AFFDL - TM 71-1 FBR* (Air Force Flight Dynamics Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio), janeiro 1971.
- [43] SOUZA, S.A. *Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos*, São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 4a Ed., 1979. 239p.
- [44] BARSOM, J.M., ROLFE, S.T. Correlation Between K_{IC} and Charpy V-Notched Test Results in the Transition-Temperature Range. ASTM STP 466, pp.281-302, 1970.
- [45] ROLFE, S.T., NOVAK, S.R. Slow-Bend K_{IC} Testing of Medium Strength High-Toughness Steels. ASTM STP 463, pp.124-159, 1970.



- [46] NAGESWARA RAO, B., ACHARYA, A.R., Charpy V-Notch Impact Test: A Partial Alternative to ASTM E-399 Fracture Testing for Routine Quality Control Applications. *Engineering Fracture Mechanics*, v.32, pp.34-42, 1989.
- [47] TANAKA, K., MASUDA, C., NISHIJIMA, S. The Generalized Relationship Between the Parameters C and m of Paris' Law for Fatigue Crack Growth. *Scripta Met.*, v.15, pp.259-264, 1981.
- [48] CLAVEL, M., FOURNIER, D., PINEAU, A. Plastic Zone Sizes in Fatigued Specimens of INCO 718. *Metallurgical Transactions*, v. 6A, pp.2305-2307, 1975.
- [49] BIROL, Y. Dynamic Recrystallization During Fatigue Crack Propagation. *Scripta Metallurgica*, v.22, pp.405-408, 1988.
- [50] 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*, v.41 n.335, pp.553-558, 1985.
- [51] LONGO, W.P., MONTEIRO, S.N. Efeitos do Envelhecimento Dinâmico em Aços Bifásicos. *Metalurgia - ABM*, v.43 n.356, pp.406-412, 1987.
- [52] RAMAGE, R.M., JATA, K.V., SHIFLET, G.J., STARKE Jr, E.A. The Effect of Phase Continuity on the Fatigue and Crack Closure Behaviour of a Dual-Phase Steel. *Metallurgical Transactions A*, v.18A, pp.1291-1298, 1987.
- [53] SUZUKI, H., McEVILY, A.J. Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel. *Metallurgical Transactions A*, v.10A, pp.475-481, 1979.
- [54] GUIMARÃES, V.A., ALMEIDA, L.F., HASHIMOTO, T.M. Influência da Microestrutura no Limite de Fadiga em Aços Bifásicos. In:



- [55] 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 Transactions A*, v.18A, pp.1613-1627, 1987.
- [56] HASHIMOTO, T.M. *Fadiga em Aço de Baixo Carbono com Microestrutura Bifásica*. Guaratinguetá: FEG, 1988. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Unesp.
- [57] FERRAZ, F.C., LONGO, W.P., MONTEIRO, S.N. Endurecimento Durante o Revenido de Aços Bifásicos. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, XL, 1985, Rio de Janeiro. *Anais*. pp.153-168.
- [58] ANKEM, S., MARGOLIN, H. Modelling Deformation in Two-Phase Alloys. *Journal of Metals*, v.38 n.4, pp.25-29, 1986.
- [59] STOROZHEVA, L.M., FONSHTEYN, N.M. Investigation of the Quench Ageing of Low-Carbon Ferrite-Martensite Steels. *Phys. Met. Metall.*, v.57 n.1, pp.92-97, 1984.
- [60] CHEN, H.C., CHENG, G.H. Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual Phase Steels. *Journal of Materials Science*, v.24, pp.1991-1994, 1989.
- [61] GIORDANO, L., MATTEAZZI, P., TIZIANI, A., ZAMBON, A. Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel After Mechanical Stressing and Heat Treatment. *Materials Science and Engineering*, v.131A, pp.215-219, 1991.
- [62] LI, Z., HAN, J., WANG, Y., KUANG, Z. Low-Cycle Fatigue Investigations and Numerical Simulations on Dual Phase Steel with Different Microstructures. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v.13 n.3, pp.229-240, 1991.



- [63] SCHMITT-THOMAS, K.G., SCHMITT, J. Computer Assisted Investigation of Crack Initiation and Propagation in Dual and Multi Phase Alloys. In: ICM6 - MECHANICAL BEHAVIOUR OF MATERIALS, VI, 1991, Kyoto. *Proceedings*. v.4, pp.35-40.
- [64] PADKIN, A.J., BRERETON, M.F., PLUMBRIDGE, W.J. Fatigue Crack Growth in Two-Phase Alloys. *Materials Science and Technology*, v.3, pp.217-223, 1987.
- [65] LI, Z., LI, Y. Effect of Phase Stress in Component Phases in Fatigue Behaviour of Two-Phase Alloys. In: FATIGUE 93, 1993, Montreal. BAILON, J.P., DICKSON, J.I. (Editors). *Proceedings*. v.1, pp.251-256.



