

**UNIVERSIDADE DE TAUBATÉ**  
**Departamento De Engenharia Mecânica**

**EFEITO DE DANO ACUMULADO SOBRE  
PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM ALUMÍNIO  
AL 2024 T3**

**José Almir da Silva**

**Dissertação defendida junto ao departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Taubaté, como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre pelo curso de pós-graduação em Engenharia Mecânica.**

**Área de Concentração: Materiais**

**Orientador: Dr. Viktor Alexeevich Pastoukhov**

**Taubaté – SP**  
**2004**

Silva, José Almir

Efeito de dano acumulado sobre propagação de trincas em alumínio

AI 2024 T3 / José Almir da Silva

Taubaté: UNITAU, 2004.

94f.

Dissertação de mestrado profissional – Curso de Engenharia Mecânica – Área de Materiais - UNITAU, 2004. Orientador: Prof. Dr. Viktor Alexeevich Pastoukhov

1. Fadiga. 2. Dano Acumulado. 3. Propagação de trincas. 4. Mecânica da Fratura. –  
Dissertação. I. Universidade de Taubaté. Departamento de Engenharia Mecânica. LI.  
Titulo.

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

Silva, José Almir. **Efeito de dano acumulado sobre propagação de trincas em alumínio AI 2024 T3**. 2004. 94f. Dissertação de mestrado profissional – Universidade de Taubaté, Taubaté.

## CESSÃO DE DIREITOS

NOME DO AUTOR: José Almir da Silva

TÍTULO DO TRABALHO: **Efeito de dano acumulado sobre propagação de trincas em alumínio AI 2024 T3**.

TIPO DO TRABALHO/ANO: Dissertação / 2004

**É concedida a UNITAU permissão para reproduzir cópias desta dissertação e para emprestar ou vender cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação pode ser reproduzida sem a autorização do autor.**

**José Almir da Silva**

**EFEITO DE DANO ACUMULADO SOBRE  
PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM ALUMÍNIO  
AL 2024 T3**

**UNIVERSIDADE DE TAUBATÉ, TAUBATÉ, SP**

Data: 17/06/2004

Resultado: **Aprovado**

COMISSÃO JULGADORA

Professor Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista – FAENQUIL

Assinatura: \_\_\_\_\_

Professor Dr. Anselmo Monteiro Ilkiu – UNITAU

Assinatura: \_\_\_\_\_

Professor Dr. Viktor Alexeevich Pastoukhov – UNITAU

Assinatura: \_\_\_\_\_

A minha Família e  
em particular a minha  
Esposa, pelo apoio.

## Agradecimentos

A Deus, fonte de energia e da vida.

Ao Professor Dr. Giorgio Eugenio Oscare Giacaglia, coordenador do programa de pós-graduação, por disponibilizar de sua competência técnica e pela oportunidade que me foi oferecida para realização deste programa.

Ao professor Dr. Viktor Alexeevich Pastoukhov pela orientação deste trabalho e por sua paciência e determinação durante a orientação.

Ao Professor Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista da FAENQUIL, por ter disponibilizado de sua atenção durante todas as fases deste trabalho e também me emprestado as serras para abertura do entalhe inicial da trinca.

A Professora Dr<sup>a</sup> Ana Paula Rosifini Alves, pelas discussões e sugestões que muito contribuíram para o enriquecimento deste trabalho.

A AMR/IAE/CTA pelo apoio na realização dos ensaios de fadiga, bem como aos Engenheiros Pedro Paulo de Campos, Daucy Roberto dos Santos e Rodolfo de Queiroz Padilha pela colaboração durante o desenvolvimento experimental.

Ao Professor Dr. Oliverio Moreira de M. Silva da AMR/IAE/CTA, pela sua capacidade técnica e por ter vislumbrado várias possibilidades, que, se não foram postas em prática, dão margem a futuros trabalhos conjuntos.

Ao Técnico de Ensaios Mecânicos Fábio Rogério Oliveira Moraes da AMR/CTA, um exemplo de profissional, além de ter enorme boa vontade quando necessitamos de seus serviços.

## Resumo

Apresenta-se um estudo comparativo sobre o comportamento de trincas de fadiga em chapas de alumínio Al 2024-T3, submetidas a carregamentos cíclicos prévios a nucleação da trinca.

Realizou-se um ensaio inicial com 12 amostras submetidas ao mesmo regime carregamento cíclico, com o objetivo de verificar a vida média. A partir deste parâmetro foram calculadas solicitações cíclicas para danos prévios que correspondem a 2% e a 40% da vida média. Todas amostras submetidas a carregamento cíclico de amplitude constante e razão de carga igual a 0,1.

O estudo experimental de propagação da trinca foi obtido a partir de três conjuntos de ensaios distintos, sendo o primeiro de 12 amostras em chapas sem danos prévios, o segundo, 3 amostras com danos prévios de 2% e o terceiro 3 amostras com danos prévios de 40% da vida média.

Esta situação corresponde aos casos típicos de serviço de estruturas aeronáuticas, com algum período de solicitação em estado uniforme, seguido por ocorrência de algum dano localizado que possa provocar a nucleação da trinca. Os resultados demonstraram que dano disperso, acumulado no primeiro período de duração variável, pode aumentar a taxa de propagação de trinca em relação ao comportamento esperado do material.

## Abstract

In this work is presented a comparative study on fatigue cracking behavior in aluminum sheets of Al 2024-T3 alloy, that were subjected to cyclic loading until reaching the point of crack nucleation.

The 12 samples were all subjected to the same cyclic loading, with the objective of determining the average life under three specific conditions. Based on these parameters previous cyclic damage had been calculated to reduce the average life by 2% and 40%. All samples experienced cyclic loading of constant amplitude and an equal load ratio of 0,1.

The experimental study of crack propagation was devolved from three sets of samples. The first set of 12 samples was without previous damage. The second set of three samples had prior damage equal to 2% of its average life. The third set of three samples had prior damage equal to 40% of its average life.

These conditions are similar to typical of those experienced by in-service aeronautical structures, with a period in an undamaged service, followed by an occurrence resulting in damage that can initiate crack nucleation. It was demonstrated that damage, occurring during the first undamaged period, can increase the rate of crack propagation in relation to the expected behavior of undamaged material.

## ÍNDICE

Capítulo 1: Introdução .....	1
1.1 Considerações Gerais .....	1
1.2 Objetivo do Trabalho.....	2
Capítulo 2: Revisão da Literatura Sobre Fadiga.....	3
2.1 Perspectiva Geral e Panorama Histórico .....	3
2.2 Ciclos de Tensão .....	6
2.3 Aspectos Micro Estruturais da Fadiga .....	8
2.3.1 A Nucleação da Trinca por Fadiga .....	10
2.3.2 Mecanismo de Propagação da Trinca em Fadiga.....	12
2.4 Concentração de Tensões.....	16
2.5 Modos Geométricos da Fratura .....	17
2.6 Elementos da Mecânica da Fratura Linear Elástica.....	19
2.6.1 Singularidade de Tensão na Ponta da Trinca .....	20
2.7 Modelagem do Comportamento em Fadiga.....	21
2.7.1 O Diagrama S-N.....	21
2.7.1.1 Teoria de Orowan .....	24
2.7.1.2 Teoria de Wood .....	25
2.7.1.3 Teoria das Discordâncias Cristalinas: (Dislocation Model) .....	25
2.7.1.4 Teoria do Limite de Fadiga .....	25
2.7.2 Método $\epsilon$ N.....	26
2.7.3 Efeitos de Concentração de Tensões .....	27
2.7.4 Efeito das Dimensões .....	31
2.7.5 Natureza Estatística da Fadiga .....	32
2.7.6 Crescimento de Trincas por Fadiga .....	35
2.7.6.1 A Correlação $\frac{da}{dN} - \Delta K$ .....	35
2.7.6.2 Equação de Paris .....	38
2.7.6.3 Equação de Forman .....	39
2.7.7 A Vida de Estrutura Determinada pela Propagação de Trinca.....	39
2.7.7.1 Os Conceitos de Vida-Útil-Segura e Falha-Segura .....	44



2.7.7.2 Propagação de Trincas em Cascas.....	45
Capítulo 3: Metodologia.....	46
3.1 Metodologia Analítica de Comportamento de Trinca .....	46
3.2 Metodologia Experimental .....	48
3.2.1 - Material Estudado .....	49
3.2.2 Corpos de Prova .....	50
3.2.3 Corpo de Prova para Propagação de Trinca.....	50
3.2.4 Equipamento de Ensaios Utilizados .....	51
Capítulo 4: Desenvolvimento Experimental.....	52
4.1 Critérios de Trabalho .....	52
4.2 Estudo Inicial que Determina a Vida Média .....	53
4.3 Resultados Experimentais de Propagação de Trinca Sem Danos Prévios Realizado em 12 Amostras.....	54
4.4 Resultados Experimentais para Amostras com Ciclagem Prévia .....	67
4.4.1 Resultados Experimentais para Amostras com 2% de Dano Prévio .....	68
4.4.2 Resultados Experimentais para Amostras com 40% de Dano Prévio ...	71
Capítulo 5: Desenvolvimento Analítico .....	76
5.1 Programa de Estudo Utilizando as Equações Cinéticas de Paris.....	76
Capítulo 6: Discussão e Conclusões .....	89
Capítulo 7: Sugestões para Trabalhos Futuros .....	90
Capítulo 8: Referencias Bibliográficas.....	91

## Lista de Figuras

2.01 Falha da Fuselagem de um Avião	5
2.02 Ilustra um padrão de Carregamento simples	7
2.03 Conceito de Wood de Micro Deformações que dão Origem a Fratura por Fadiga	11
2.04 Formação de Intrusões e Extrusões ( $\cong 0,1$ mm) na Superfície de uma Peça de Ni Puro	12
2.05 Diagrama Esquemático da Propagação de Trinca	13
2.06 Estágio Inicial do Trincamento por Fadiga em uma Liga de Al após $10^3$ Ciclos	14
2.07 Crescimento Paulatino de uma Trinca de Fadiga	14
2.08 Ondulações Superficiais Concêntricas (Marcas de Praia) e Radiais (Marcas de Rio)	15
2.09 Característica Típica de Estrias de Fadiga	16
2.10 Parâmetros Básicos da Mecânica da Fratura e a Distribuição de Tensões em um Material com Trinca	17
2.11.a Conceitos da Mecânica da Fratura	18
2.11.b Os Três Modos de Carregamento que pode ser Aplicado na Mecânica da Fratura	19
2.12 Diagramas S-N Típicos	22
2.13 Efeito da Tensão Média ( $\sigma_m$ ) em Curvas S-N	24
2.14 Exemplo de Curva $\epsilon$ N	26
2.15 Distribuição de Tensão num Entalhe (Flexão)	30
2.16 Representação de dados de Fadiga em Base Probabilísticas	33
2.17 Resumo das Curvas S-N, cada uma Baseada em 10 Amostras	34

2.18	Curvas a - n, de Crescimento do Tamanho da Trinca Contra Vida, para vários Níveis da Tensão Cíclica	36
2.19	Regiões Típicas em um Gráfico $\frac{da}{dN}$ - $\Delta K$	37
2.20	Determinação da Curva $\frac{da}{dN}$ - $\Delta K$ do Material	40
2.21	Aplicação da Curva $\frac{da}{dN}$ - $\Delta K$ para uma Peça com Trinca de Tamanho ai	41
2.22	Tamanho da Trinca numa Peça ao Longo do Tempo	42
2.23	Detecção de Trincas Pequenas Pela Aplicação de Sobrecarga	43
3.01	Regiões típicas em um gráfico $\frac{da}{dN}$ - $\Delta K$	47
3.02:	Seleção da Região B e cálculo dos parâmetros (C) e (n) utilizando software RPCA 2.06	47
3.03:	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida)	48
3.04	Forma e Dimensões (mm) dos Corpos-de-Prova de Fadiga	50
3.05	Forma e Dimensões (mm) dos Corpos-de-Prova de Fadiga	51
3.06	Montagem Experimental para as Medições do Comprimento da Trinca	51
4.01	Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 01)	55
4.02	Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 02)	56
4.03	Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 03)	57
4.04	Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 04)	58
4.05	Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 05)	59
4.06	Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 06)	60

4.07 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 07)	61
4.08 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 08)	62
4.09 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 09)	63
4.10 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 10)	64
4.11 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 11)	65
4.12 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 12)	66
4.13 Propagação de Trinca Central a versus N - Resultados experimentais das amostras sem danos prévios	67
4.14 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 13)	68
4.15 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 14)	69
4.16 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 15)	70
4.17 Propagação de Trinca Central a versus N – Resultado das amostras com danos prévios a 2% da vida média	71
4.18 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 16)	72
4.19 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 17)	73
4.20 Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 18)	74
4.21 Propagação de Trinca Central a versus N – Resultado das amostras com danos prévios a 40% da vida média	75
5.01 Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 01	78
5.02 Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 02	78
5.03 Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 03	79
5.04 Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 04	79

5.05	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 05	80
5.06	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 06	80
5.07	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 07	81
5.08	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 08	81
5.09	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 09	82
5.10	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 10	82
5.11	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 11	83
5.12	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 12	83
5.13	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 13	84
5.14	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 14	85
5.15	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 15	85
5.16	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 16	86
5.17	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 17	87
5.18	Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 18	87

## Lista de Tabelas

2.01 Limites de fadiga para aços forjados AISI-1045 normalizado submetido à fadiga por flexão rotativa	32
3.01 Composição Química da Chapa de Alumínio 2024T3 (% em peso)	49
3.02 Mostra as Propriedades Físicas e Mecânicas	49
3.03 Constante Elástica do Material	49
4.01 Apresenta Resultados que Determina a Vida Média Teórica	53
4.02 Propagação de Trinca (Ensaio 01)	55
4.03 Propagação de Trinca (Ensaio 02)	56
4.04 Propagação de Trinca (Ensaio 03)	57
4.05 Propagação de Trinca (Ensaio 04)	58
4.06 Propagação de Trinca (Ensaio 05)	59
4.07 Propagação de Trinca (Ensaio 06)	60
4.08 Propagação de Trinca (Ensaio 07)	61
4.09 Propagação de Trinca (Ensaio 08)	62
4.10 Propagação de Trinca (Ensaio 09)	63
4.11 Propagação de Trinca (Ensaio 10)	64
4.12 Propagação de Trinca (Ensaio 11)	65
4.13 Propagação de Trinca (Ensaio 12)	66
4.14 Propagação de Trinca (Ensaio 13)	68
4.15 Propagação de Trinca (Ensaio 14)	69
4.16 Propagação de Trinca (Ensaio 15)	70
4.17 Propagação de Trinca (Ensaio 16)	72

4.18 Propagação de Trinca (Ensaio 17)	73
4.19 Propagação de Trinca (Ensaio 18)	74
5.01 Valores de (c) e (n) obtidos no programa RPCA 2.06 e 3.06	77
5.02 Média dos valores de $C_g$ obtidos no programa RPCA 3.02 e 3.06	88

## Notação e Siglas

a	Tamanho da trinca
$a_0$	Tamanho inicial da trinca
ASTM	American Society for Testing and Materials
b	Expoente de resistência à fadiga
BDP	Banda de Deslizamento Persistente
C	Parâmetro de ajuste da equação cinética de propagação da trinca
c	Expoente de ductilidade à fadiga
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Estrutura Cúbica de Faces Centradas
D	Dano em fadiga, dado pela razão de ciclos
E	Módulo de Young
FIT	Fator Intensidade de Tensão
G	Módulo de Cisalhamento
HC	Estrutura Hexagonal Compacta
K	Fator Intensidade de Tensão
$K_t$	Fator de concentração de tensão
m	Expoente de Endurecimento Cíclico
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
n	Parâmetro de ajuste da equação cinética de propagação da trinca
$N_f$	Vida total em fadiga, em número de ciclos



$N_i$	Parcela da vida em fadiga correspondente à iniciação da trinca
$N_p$	Parcela da vida em fadiga correspondente à propagação da trinca
$N_t$	Vida de Transição
R	Razão de Carregamento
r	Distância à ponta da trinca, ao longo da linha da trinca
RA	Redução de Área
$r_c$	Zona Plástica Cíclica ou Reversa
$r_p$	Zona Plástica Monotônica
S/N	Designa a curva tensão-vida
t	Tempo
$\Delta k$	Variação do Fator Intensidade de Tensão
$\Delta k_{ef}$	Valor Efetivo da Variação do Fator Intensidade de Tensão
$\Delta \varepsilon$	Variação da Deformação no Ciclo
$\Delta \sigma$	Variação da Tensão no Ciclo
$\varepsilon / N$	Designa a curva deformação-vida
$\varepsilon_a$	Amplitude de Deformação
$\varepsilon_{ae}$	Amplitude de Deformação Elástica
$\varepsilon_{ap}$	Amplitude de Deformação Plástica
$\varepsilon'_f$	Coeficiente de Ductilidade à Fadiga
$\gamma_{pl}$	Deformação Angular Plástica
$\nu$	Razão de Poisson

$\sigma_a$	Amplitude de Tensão no Ciclo de Carregamento
$\sigma_c$	Limite de Resistência à Fadiga
$\sigma_E$	Tensão Equivalente
$\sigma_e$	Limite de Escoamento do Material
$\sigma_f$	Tensão de Fratura
$\sigma'_f$	Coefficiente de Resistência à fadiga
$\sigma_m$	Tensão Média
$\sigma_{máx}$	Maior Valor Algébrico da Tensão no Ciclo
$\sigma_{mín}$	Menor Valor Algébrico da Tensão no Ciclo
$\sigma_t$	Limite de Resistência do Material
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões Principais
$\omega$	Parâmetro Escalar de Dano Continuo

## Capítulo 1: Introdução

### 1.1 Considerações Gerais

A severidade crescente dos níveis de exigência no emprego estrutural dos materiais, motivada por fatores técnicos e econômicos, induz o desenvolvimento de novos materiais e o aperfeiçoamento dos procedimentos de projeto e análise da integridade estrutural. Um dos problemas mais importantes da engenharia neste campo é a previsão da vida em fadiga dos componentes mecânicos, que se relaciona diretamente com a segurança e eficiência de equipamentos industriais, energéticos e de transporte.

As falhas por fadiga são particularmente insidiosas devido ao fato de que ocorrem sem nenhum aviso prévio. A fadiga sempre resulta em uma fratura frágil sem deformações apreciáveis da peça.

Sabe-se que a ocorrência da fadiga é um fenômeno essencialmente probabilístico e isto se deve a fatores macroscópicos e microscópicos de natureza aleatória, tais como: a topografia da superfície das peças, a microestrutura dos metais e ligas empregados, a ocorrência de defeitos e concentradores de tensão, tanto no processo de produção do material como na fabricação do componente e na sua utilização prática. Este fato é usualmente levado em conta na descrição do comportamento em fadiga dos materiais feita a partir de testes de laboratório com amostras sem trincas iniciais, bem como na estimativa de vida de componentes sem fortes concentradores de tensão.

Porém, a utilização prática dos chamados materiais de alta resistência mostrou que os resultados embasados nas curvas S/N não são suficientes. O aumento da complexidade e dos níveis de exigência das estruturas, aliado às dificuldades de construção e inspeção, levou ao surgimento do conceito de “*fail safe*” (falha segura). Aqui, admite-se a inevitabilidade da ocorrência de um defeito (trinca) e o objetivo é conhecer a velocidade de progressão da fratura para, por exemplo, se estabelecerem intervalos de inspeção que permitam sua detecção por métodos não destrutivos antes que ocorra a propagação instável.

As análises da propagação de trincas por fadiga normalmente empregam conceitos da Mecânica da Fratura, utilizando-se de modelos semi-empíricos baseados na chamada “Lei de Paris”. Esta metodologia apresenta alguns inconvenientes que dificultam a previsão do comportamento do material em uma ampla faixa de condições reais de carregamento. Além disso, pode haver dificuldades na previsão do comportamento de trincas de geometrias diversas daquelas normalmente empregadas nos testes de laboratório. Por fim, embora haja estudos mostrando que o espalhamento na propagação de trincas por fadiga seja considerável, isto muitas vezes não é levado em conta na modelagem.

Por outro lado, a mecânica do dano contínuo fornece uma ferramenta poderosa para a previsão da evolução subcrítica de trincas sob quaisquer condições de

carregamento, embora a análise da literatura mostre que as aplicações em fadiga sejam poucas, o que propicia um campo a ser desenvolvido.

Como resultado do desenvolvimento da mecânica da fratura linear elástica, vários pesquisadores propuseram fórmulas empíricas, para prever o comportamento da taxa de propagação da trinca para carregamentos de amplitude constante e carregamentos de amplitude variável. As constantes envolvidas nestas equações caracterizam a resistência do material a propagação de trincas e são utilizadas na análise estrutural, em particular para projeto e manutenção de estruturas aeronáuticas.

## **1.2 Objetivo do Trabalho**

Neste trabalho será estudada a propagação de trinca por fadiga em uma liga de alumínio de alta resistência 2024-T3, utilizada na indústria aeronáutica principalmente como revestimento da fuselagem central, longarinas das asas, em aeronaves comerciais, de transporte e militares.

Pretende-se caracterizar a resistência do material quanto à propagação de trincas em função de carregamento prévio sofrido antes da nucleação da trinca. Visa também verificar o coeficiente de segurança utilizada durante a análise de dimensionamento dos limites de reparo para as chapas de alumínio utilizadas em estruturas de aviões. Espera-se constatar que uma chapa submetida a carregamento cíclico, por exemplo, “uma aeronave que já voou por mais de 20 anos”, tenha uma progressão de trinca mais rápida do que uma chapa nova, neste caso, poderia considerar um coeficiente de segurança mais confiável para os limites de reparo, das aeronaves em questão.

Será investigada a propagação de trincas em chapas de liga de alumínio 2024-T3, para diferente história de solicitação cíclica prévia, com objetivo de determinar eventuais interferências de dano acumulado na taxa de propagação da trinca.

As equações do tipo de Paris (potenciais em termos de fator intensidade de tensão), serão aplicadas para análises quantitativa e qualitativa dos dados experimentais a serem obtidos.

Os resultados esperados deverão contribuir para confirmação ou aperfeiçoamento da metodologia de análise estrutural para aviões com grande tempo de serviço para melhorar a segurança e a confiabilidade.

## Capítulo 2: Revisão da Literatura Sobre Fadiga

### 2.1 Perspectiva Geral e Panorama Histórico

A denominação “fadiga de material” é adotada para designar o conjunto de fenômenos que resultam na falha de componentes através de fratura progressiva, normalmente associada à flutuação de tensões. A ESIS, no documento TC7D-1-96, define fadiga como o “processo de dano devido a cargas cíclicas”. A ASTM estabelece que a fadiga é o “processo progressivo de alteração estrutural localizada e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em alguns pontos, e que pode culminar em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de flutuações”. A fadiga reveste-se de grande importância porque é deflagrada mesmo que as tensões nominais atuantes sejam inferiores ao limite de escoamento do material. Pode-se observar este fato ao se considerar o comportamento de uma barra metálica policristalina. Quando esta é lentamente tracionada com uma carga crescente, alguns grãos terão seus planos de menor resistência ao deslizamento paralelo à direção da tensão de cisalhamento máxima. Esses grãos irão escoar enquanto o restante do material ainda estará na região elástica, mas seu efeito sobre o comportamento elástico da barra é desprezível. Contudo, se a carga aplicada for cíclica, as deformações locais alternadas irão favorecer a nucleação de trincas, deflagrando a fadiga do material. Normalmente a literatura estabelece que as fraturas por fadiga são causadas pela ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica. A ausência de um desses três fatores impede a ocorrência do fenômeno. A tensão cíclica inicia a trinca; a tensão de tração causa sua propagação. O crescimento gradual de uma trinca pode ocupar grande parte da vida de um componente. Embora ao longo dos anos tenha havido consideráveis progressos no seu entendimento, a fadiga ainda é merecedora de muitas investigações. Por vezes conseguem-se evitar a falha por fadiga de componentes em serviço através de um estudo criterioso baseado em resultados experimentais, embora ainda sem o entendimento científico de algumas das questões envolvidas no problema.

Alguns pioneiros neste assunto estão relacionados abaixo e suas descobertas com relação ao estudo de vida em fadiga [1]:

1838 Albert (Alemanha) primeiro documentário sobre esforços cíclicos.

1839 Poncelet (França) introduz pela primeira vez o termo fadiga

1860 Wohler cria o primeiro sistema de investigação de fadiga através de experimento de flexão rotativa (curva S-N);

1864 Farbairn: Primeiro experimento do efeito dos esforços cíclicos;

1886 Bauschinger notou o ciclo de histerese;

1903 Ewing e Humfrei postulam a teoria da cristalização

1910 Bairstow investiga a chance de haver endurecimento e amolecimento cíclico e suas concepções.

1920 O engenheiro Inglês A. Griffith formulou o primeiro modelo de fratura de um corpo com trinca

1924 e 1945 Palmgren e Miner respectivamente desenvolveram o conceito de que a deterioração gradual de um certo material submetido a carregamento cíclico se comporta de maneira linear [2];

1955 Coffin e Manson (Trabalhando independente) com fadiga térmica, definem fadiga de baixo ciclo e concepção de formação plástica;

1960 Grover propôs uma variação na teoria de Palmgren e Miner que divide a vida total de um material solicitado a um carregamento cíclico, em dois estágios. O primeiro estágio se relaciona ao numero de ciclos necessários para a nucleação da trinca por fadiga, enquanto o segundo estágio se refere à propagação, mais especificamente, ao numero de ciclos necessário para a propagação da fissura por fadiga até a falha final [2];

1960 Irwin desenvolveu métodos para avaliação da zona plástica na ponta da trinca;

Em 1963, Paris e Erdogan mostraram que a taxa de crescimento da trinca por ciclo de carregamento,  $(da/dN)$ , pode ser descrita como função da variação do fator intensidade de tensão ( $k$ );

1965 Morrow: concepção de deformação elástica;

Entre os citados acima, 3 acontecimentos foram muito importantes: Wohler em 1860, Coffin e Manson em 1955 e Morrow em 1965, que serão comentados cuidadosamente no decorrer desta revisão.

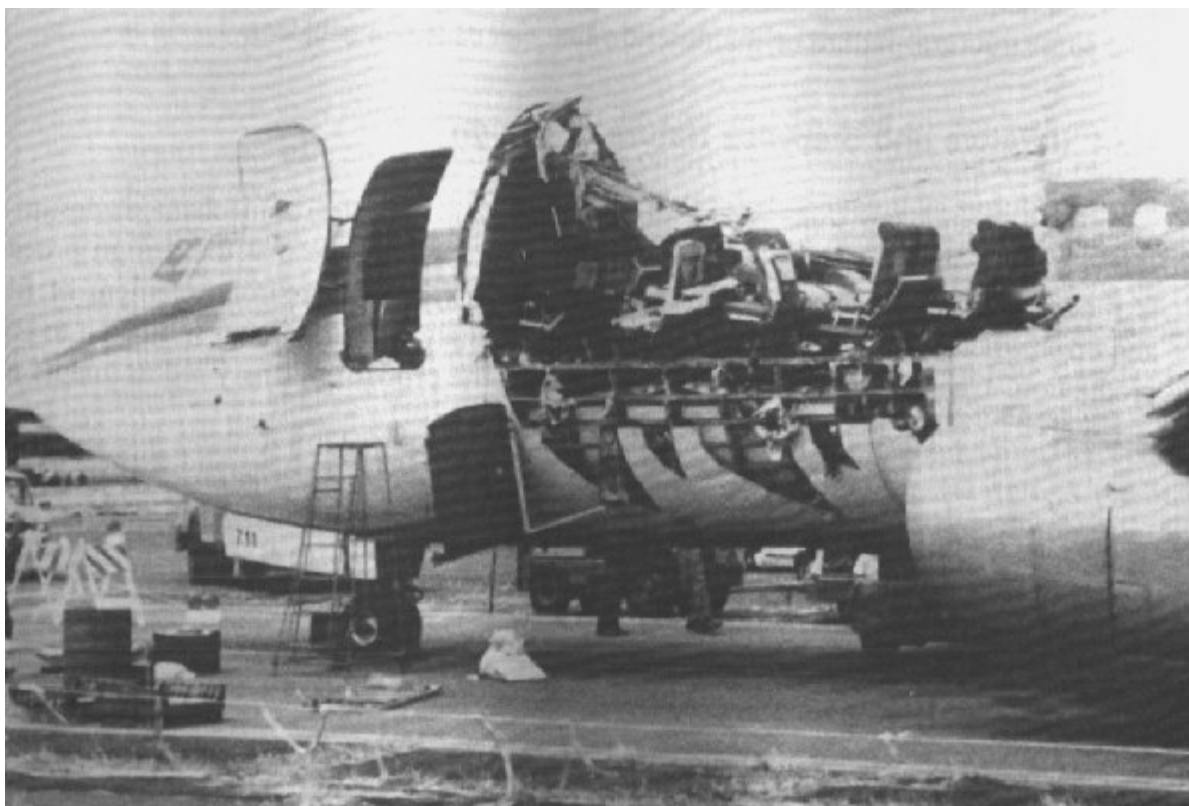
Até a década de 50 (Século XX), quase todas as falhas em fadiga e conseqüentemente as pesquisas no ramo eram confinadas a componentes mecânicos. Nas ultimas décadas estruturas inteiras (Exemplos: vasos de pressão, foguetes, fuselagem de aviões, etc) têm sido estudadas e ensaiadas. Isso se deve ao emprego de materiais, como ligas de alta resistência, que acopladas a avanços na tecnologia de fabricação, resultam em estruturas monolíticas destinadas a sustentar aplicações de altas tensões cíclicas em serviço [3].

Um dos motivos do interesse no estudo de falhas por fadiga é o grande número de estruturas sujeitas à fadiga, tais como automóveis, trens, aviões, navios, pontes, equipamentos de fábricas, estruturas "offshore", estruturas civis e uma ampla

variedade de maquinários e equipamentos, incluindo itens do dia-a-dia, tais como brinquedos, materiais esportivos, entre outros.

A Figura 2.1 mostra um exemplo clássico do estudo de fadiga: a falha na fuselagem de um avião ocorrido em 1988. O problema nesse caso começou com trincas nos furos para rebites na estrutura de alumínio. Essas trincas cresceram durante o uso do avião e se uniram formando uma grande trinca que causou a separação de uma grande região da estrutura [4].

Muitas das falhas mecânicas súbitas que ocorrem na prática são causadas por fadiga, visto que, em geral, não há avisos prévios de falha iminente. As conseqüências desse processo podem ser catastróficas, com grandes perdas materiais e, até mesmo, perdas de vidas humanas.



**Figura 2.1 – Falha da fuselagem de um avião [5]**

Três abordagens clássicas podem ser citadas para considerar os efeitos da fadiga no projeto de estruturas. A abordagem tradicional ou método S-N (“*stress-based approach*”) é baseada na tensão nominal na região crítica da estrutura que está sendo analisada, determinada levando-se em conta o efeito da presença de concentradores de tensão”. Outra abordagem é o método  $\epsilon/N$  (“*strain-based approach*”), que envolve uma análise mais detalhada, levando-se em conta as deformações plásticas que podem ocorrer em pontos críticos da estrutura na

presença de carregamentos cíclicos. Os métodos S-N e  $\epsilon/N$  são similares filosoficamente, e são aplicados para prever a iniciação de trincas em componentes e estruturas. Há, ainda, a abordagem da propagação de trincas por fadiga, que trata do crescimento de trincas considerando os conceitos da Mecânica do Fraturamento Elástico Linear, adaptada para o caso de carregamento cíclico.

Pode-se dizer que a falha por fadiga é uma falha progressiva de um componente ou estrutura que se encontre submetido a carregamentos prolongados (estáticos, repetidos, cíclicos ou flutuantes).

A seqüência para a ocorrência da falha por fadiga inicia com a nucleação da trinca por deformação plástica localizada, vinculada ao crescimento inicial ao longo de planos de escorregamento. A seguir, tem-se o crescimento da trinca num plano perpendicular ao da direção da tensão principal de tração e na última fase, a qual é caracterizada pela fratura brusca final, onde a trinca atinge um tamanho crítico que impossibilita o seu crescimento de forma estável.

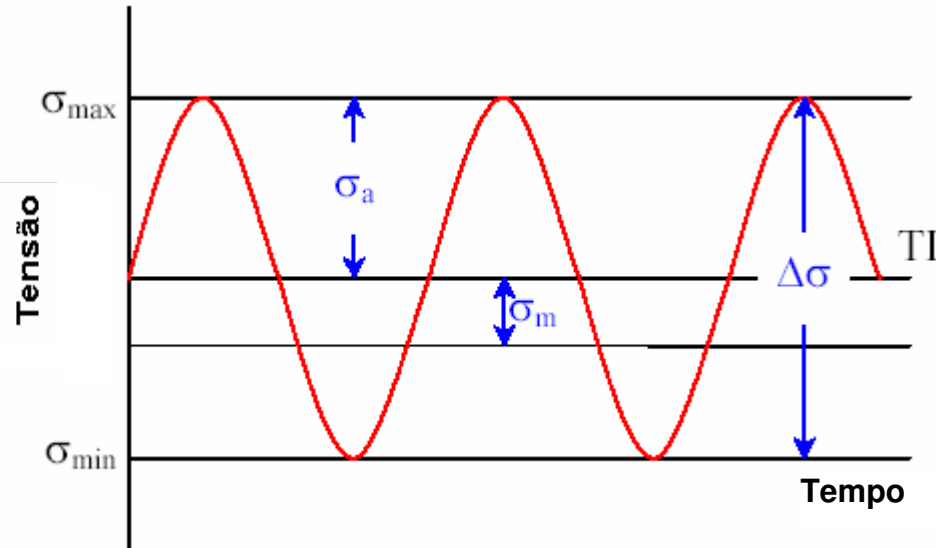
A seguir são demonstradas detalhadamente as fases de propagação das trincas e suas características.

## **2.2 Ciclos de Tensão**

O “Ciclo Sinusoidal”, o qual corresponde a uma situação ideal que pode ser reproduzida nas máquinas de teste de fadiga por Flexão Rotativa.

O ciclo sinusoidal pode ser encontrado em alguns casos práticos de eixos operando a velocidades constantes sem sobrecarga. Para este tipo de ciclo, as tensões máximas são iguais às tensões mínimas. A figura 2.2 mostra o “Ciclo Sinusoidal com Tensão Média”, no qual a tensão máxima é diferente da tensão mínima devido à existência de uma tensão estática média em torno do qual se define a variação sinusoidal das tensões.





A figura 2.2 ilustra um padrão de carregamento simples.

As tensões de um ciclo flutuante podem ser divididas em duas componentes: “Tensão Média” ( $\sigma_m$ ) e “Tensão Alternada” ( $\sigma_a$ ). Por conveniência, podem ser aplicadas outras combinações de dois parâmetros com uso da tensão média:

$$\sigma_m = \left( \frac{\sigma_{máx} + \sigma_{mín}}{2} \right) \quad (2.1)$$

da amplitude de tensão (tensão alternada)

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{máx} - \sigma_{mín})}{2} = \sigma_{máx} - \sigma_m \quad (2.2)$$

do intervalo de tensão

$$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{mín} = 2\sigma_a \quad (2.3)$$

ou da razão

$$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}} \quad (2.4)$$

### 2.3 Aspectos Micro Estruturais da Fadiga

Somente uma pequena fração do esforço devotado às pesquisas sobre fadiga concerne variações micro estruturais que o metal sofre quando submetido a tensões cíclicas. O trabalho de Gough [6] mostra que o metal deforma, sob deformações cíclicas por deslizamentos nos mesmos planos atômicos e nas mesmas direções cristalográficas que as deformações unidirecionais estáticas. Neste último caso, o deslizamento geralmente se dispersa por todos os grãos de metal. Na fadiga, somente alguns grãos apresentam evidências de linhas de deslizamento. Estas linhas de deslizamento forma-se, geralmente, durante os primeiros milhares de ciclos de tensão. Os ciclos sucessivos produzem bandas de deslizamento adicionais, mas o número de bandas de deslizamento não é proporcional ao número de ciclos. Em muitos metais o aumento do deslizamento visível atinge muito rapidamente o valor de saturação, o qual pode ser observado sob forma de regiões distorcidas de deslizamento intenso.

As trincas de fadiga usualmente ocorrem e aparecem nas regiões de deformação intensa paralelamente ao que foi originalmente uma banda de deslizamento (“slip band”). Já foi observada, em materiais ferrosos, a existência de bandas de deslizamento nos casos de tensões cíclicas menores que o limite de fadiga. Isto sugere que a banda de deslizamento não resulta necessariamente em uma trinca. O estudo da formação de trincas de fadiga pode ser facilitado pela interrupção do teste e posterior remoção da superfície deformada por meio de eletro-polimento. Desta forma poderão ser observadas as bandas de deslizamento mais persistentes, pois muitas outras terão sido eliminadas pelo polimento. Já foram observadas bandas de deslizamento após somente 5 % da vida de fadiga de amostras [7]. Estas bandas de deslizamento são trincas embrionárias, visto que podem abrir-se através das deformações de tração. Uma vez formada, a trinca de fadiga tende inicialmente a propagar-se ao longo dos planos de deslizamento podendo, posteriormente, tomar a direção normal à tensão de tração máxima aplicada. A propagação da fratura de fadiga é ordinariamente do tipo transgranular.

Uma importante característica, que parece ser típica da deformação por fadiga, é a formação de altos e baixos microscópicos na superfície da amostra testada, denominados de “Extrusões” e “Intrusões” [8].

A metalografia extremamente cuidadosa em seções através da superfície de amostras, mostra que as trincas de fadiga se iniciam nas intrusões e extrusões [9]. Pesquisas muito recentes mostram que as intrusões e extrusões iniciam em pontos moles dos cristais, donde se conclui que um deslizamento cruzado se faz necessário para a formação de intrusões e extrusões. Esta hipótese nasce do fato de que a falha de fadiga é difícil de ser produzida em cristais iônicos, que não aceitam com facilidade o deslizamento cruzado (“cross-slip”), e também do fato de que não é possível de se produzir a falha por fadiga em cristais de zinco

orientados para deformarem somente pelo deslizamento fácil ou ordinário (“easy glide”).

Na consideração das variações estruturais causadas pela fadiga, torna-se necessário estabelecer uma diferença entre os testes executados em altas amplitudes de tensão ou deformação (onde a falha de fadiga se dá a menos de  $10^5$  ciclos) e os testes executados em baixas amplitudes de tensão (onde a falha de fadiga se dá mais de  $10^6$  ciclos). As alterações estruturais produzidas na região de altas tensões do diagrama S-N possuem muita similaridade com as alterações estruturais produzidas pelas deformações unidirecionais estáticas. Um metal recozido usualmente mostra um moderado grau de endurecimento por deformação com o aumento do número de ciclos na região de altas tensões. Formam-se grossas bandas de deslizamento e aparece um apreciável asterismo no diagrama de difração de raios-X.

Para amostras de cobre testadas na região de altas tensões a energia armazenada é liberada dentro de uma estreita gama de temperatura no recozimento. Isto representa a energia liberada por recuperação e por recristalização, exatamente como se espera de um metal deformado plasticamente sob tração. Quando o cobre é testado na região de baixas tensões, a energia armazenada é liberada dentro de uma larga gama de temperatura, como ocorreria se somente a recuperação tivesse lugar [10].

Um estudo estrutural de discordâncias cristalinas em filmes muito finos de alumínio [11] mostra que para altas tensões de fadiga, as redes de discordâncias são formadas do mesmo modo que para carregamentos unidirecionais estáticos. Em baixas tensões de fadiga, o metal apresenta uma elevada densidade de saltos de discordâncias similarmente as achadas em amostras temperadas. Isto é uma evidente indicação de que muitos defeitos pontuais são criados durante a solicitação de fadiga. Existem muitas outras indicações de que as deformações cíclicas resultam numa elevada concentração de vacâncias, maior do que a produzida pelo trabalho-a-frio por deformações unidirecionais.

Ligas de alumínio endurecidas por precipitação podem ser super envelhecidas (“overaged”) pela deformação de fadiga na temperatura ambiente. Isto sugere que as vacâncias produzidas pela fadiga estão disponíveis para completar a difusão requerida para o processo do sobre (ou super) envelhecimento [12]. Além do mais, a resistência a fadiga aumenta marcadamente na faixa de 20 –190°C, na qual o movimento das vacâncias torna-se negligíveis. Entretanto, o fato de que a fratura por fadiga pode ser produzida a temperaturas da ordem 10°k, indica que o processo ativado termicamente de difusão de vacâncias não é essencial para a falha de fadiga [13].

O processo de formação de uma fratura por fadiga pode ser dividido em três estágios básicos [14] o primeiro estágio ocorre somente em metais que suportam níveis de tensão cíclicos acima do valor da tensão de escoamento estático inicial. A dispersão das deformações internas ocorre até que o metal endureça por deformação a ponto de suportar as tensões aplicadas. Dependendo do nível de

tensão aplicada, o primeiro estágio pode durar de  $10^3$  a  $10^4$  ciclos. O segundo estágio compreende a maior parte da vida de fadiga do metal, pois se estende desde a dispersão das deformações internas até a formação de uma trinca visível no metal. Durante o segundo estágio se inicia a fratura por fadiga. O terceiro estágio compreende a propagação da trinca formada até que se de a falha por fadiga.

Existe considerável evidência de que a fratura se inicie a 10% da vida total do metal, e a principal é [15 e 16] a de que o recozimento executado a uma pequena fração da vida estimada não aumenta apreciavelmente a vida total do metal. O dano produzido nestes poucos primeiros ciclos apenas se relaciona com a natureza da trinca formada.

### **2.3.1 A Nucleação da Trinca por Fadiga**

O processo de falha por fadiga de um material é iniciado pela formação de micro-trincas que ao crescerem, se tornam macro-trincas e se propagam até que ocorra a ruptura final.

Nas condições normais de trabalho de um componente, as trincas de fadiga iniciam-se em função de singularidades (riscos, mudanças de seção, pontos de corrosão, inclusões e contornos de grãos, ou seja, pontos concentradores de tensão) presentes na superfície do componente ou logo abaixo da mesma. As micro-trincas podem também estar presente no material como resultado de operações de solda, rebitagem, tratamentos térmicos, trabalhos mecânicos, etc.

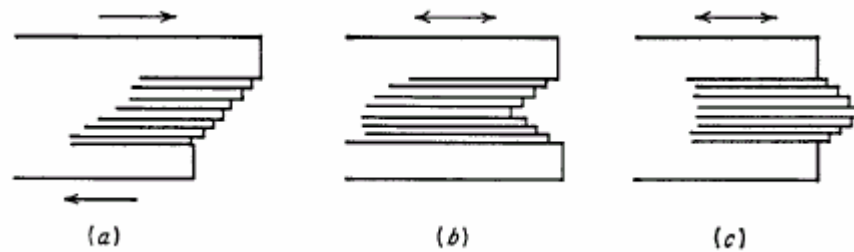
A nucleação das trincas de fadiga ocorre por um processo de deformação plástica, localizada, em escala microscópica, quando se formam intrusões e extrusões, que podem crescer e se transformar em micro-trincas.

Estas micro-trincas que por um processo contínuo de propagação, irão originar as macro-trincas (fissura que apresentam um tamanho mínimo suficiente para ser detectado usando-se técnicas de inspeção não destrutivas).

Trincas sob fadiga iniciam-se em singularidades ou descontinuidades nos metais. Tais descontinuidades podem estar na superfície ou próximos à superfície. As singularidades podem ser estruturais, tais como riscos, mudanças de seção, pontos de corrosão, etc.

Wood [9], sugeriu um mecanismo para explicar a ocorrência das trincas de fadiga, baseado na ocorrência de micro-deformações na superfície do material submetido a carregamentos de fadiga, que provocam o surgimento de extrusões e intrusões, que podem crescer e se propagar como uma trinca de fadiga, conforme pode ser observado na figura 2.3.

A figura 2.3 ilustra o conceito de Wood [9] de como a deformação continuada pelos pequenos deslizamentos pode terminar em uma fratura por fadiga.



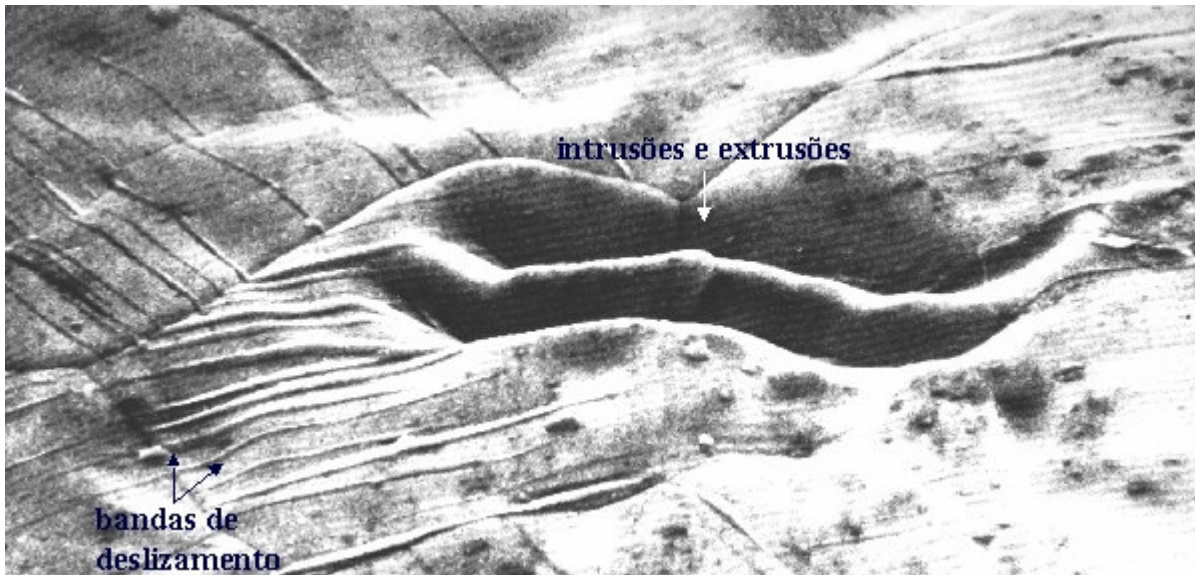
**Figura 2.3: Conceito de Wood de micro deformações que dão origem a fratura por fadiga [9]**

- (a) Deformação estática;
- (b) Deformação por fadiga que dá origem a um micro entalhe (intrusão);
- (c) Deformação por extrusão.

A figura 2.3 ilustra esquematicamente a estrutura microscópica de uma banda de deslizamento com aumentos observados em microscópios eletrônicos. O deslizamento produzido por deformações estáticas provoca um contorno na superfície do metal similar ao mostrado na figura 2.3 (a). Por outro lado, movimentos de vai-e-vem dos deslizamentos provocados pela fadiga provocam entalhes (figura-2.3b) ou elevações (figura 2.3c) na superfície. O entalhe produzido pode atuar como um concentrador de tensões de dimensões atômicas, no qual poderá se iniciar a fissura de fadiga. Esta teoria de iniciação da falha de fadiga está de acordo com o fato que a fratura de fadiga se inicia geralmente na superfície do metal e de que pode ser observado metalograficamente o fenômeno da intrusão-extrusão nas falhas de fadiga.

As bandas de deslizamento persistente são trincas de fadiga embrionárias, uma vez que, após a aplicação de pequenas deformações de tração, elas se transformam em trincas macroscópicas.

Análises metalográficas realizadas cuidadosamente nas seções transversais de corpos de prova mostraram que as trincas de fadiga têm início em intrusões e extrusões.



**Figura 2.4: Formação de intrusões e extrusões na superfície de uma peça de Ni Puro [5]**

O modelo de Wood [9], para esta forma de nucleação pode ser ilustrada pela figura 2.4 que mostra a formação de intrusões e extrusões ( $\approx 0,1$  mm) na superfície de uma peça de Ni Puro. Note as bandas de deslizamento persistentes. Durante parte do carregamento do ciclo, o deslizamento ocorre num plano de deslizamento favoravelmente orientado e, durante parte do descarregamento do ciclo, o deslizamento reverso ocorre num plano paralelo porque o deslizamento no primeiro plano é inibido devido ao encruamento e talvez pela oxidação da superfície livre recém-criada. O primeiro deslizamento cíclico pode criar uma extrusão ou uma intrusão na superfície.

Uma intrusão pode crescer e formar uma trinca por continuidade de deformação plástica durante os ciclos subseqüentes.

### **2.3.2 Mecanismo de Propagação da Trinca em Fadiga**

A trinca de fadiga, uma vez iniciada, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de deslizamento, (Estágio 1, vide figura 2.5) embora em seguida tome a direção normal à maior tensão de tração aplicada (Estágio 2). A propagação da trinca de fadiga é normalmente transgranular.

Durante o estágio 1 o crescimento da trinca é de alguns nanômetros por ciclo (nm/ciclo) e caracteriza-se pela propagação ao longo de uma banda de

deslizamento até encontrar um contorno de grão. A superfície de fratura não apresenta propriedades características.

O crescimento da trinca é da ordem de micrômetros por ciclo ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ ), no estágio 2 e caracteriza-se pela propagação em uma direção normal à tensão de tração. A superfície de fratura apresenta freqüentemente a formação de estrias, vide Figura 2.8.

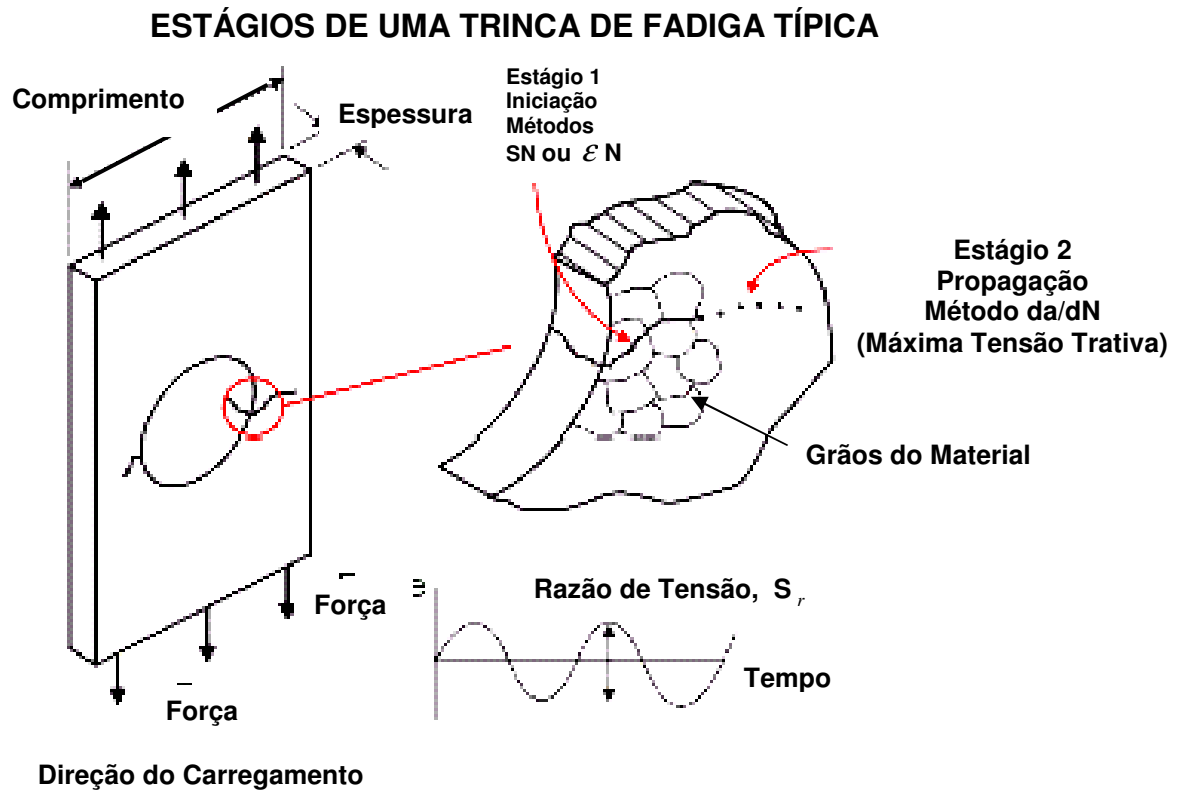


Figura 2.5: Diagrama esquemático da propagação de trinca [3]



Figura 2.6: Estágio inicial do trincamento por fadiga em uma liga de alumínio após  $10^3$  ciclos. comprimento da microtrinca é de cerca de  $20 \mu m$  [5]

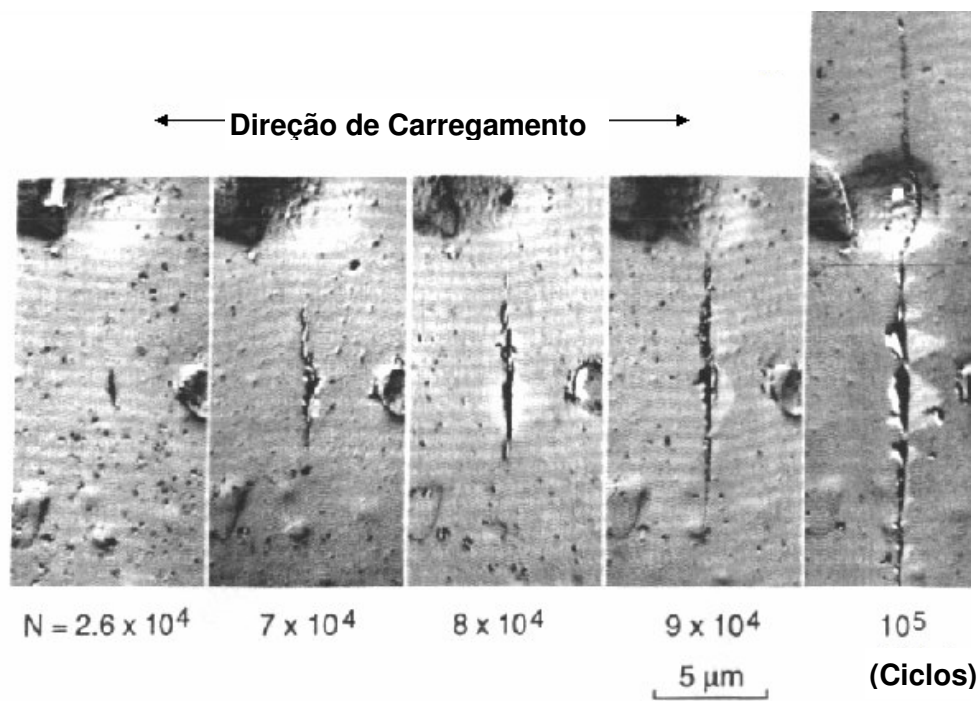
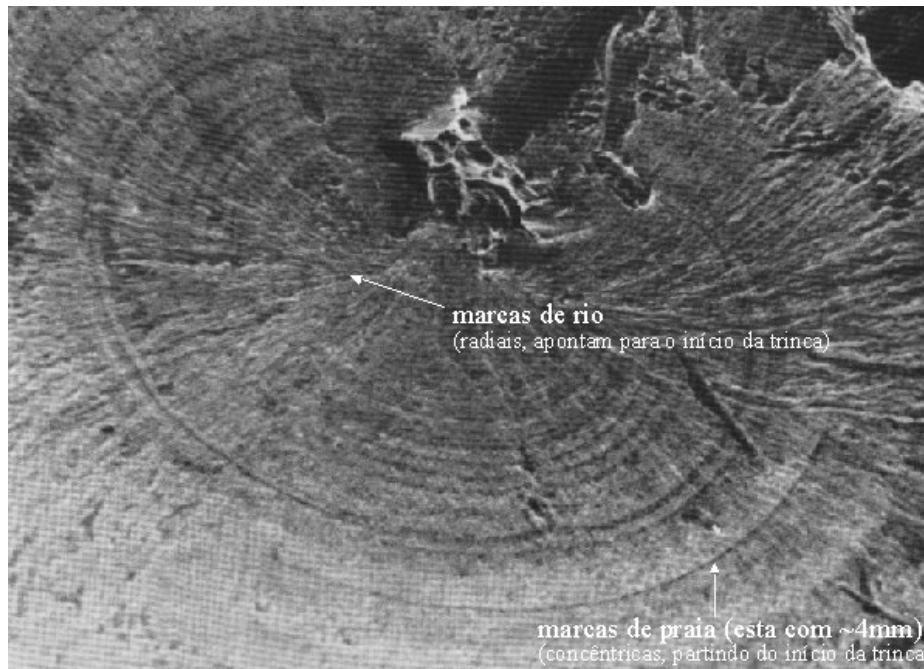


Figura 2.7: CRESCIMENTO PAULATINO DE UMA TRINCA DE FADIGA [5]



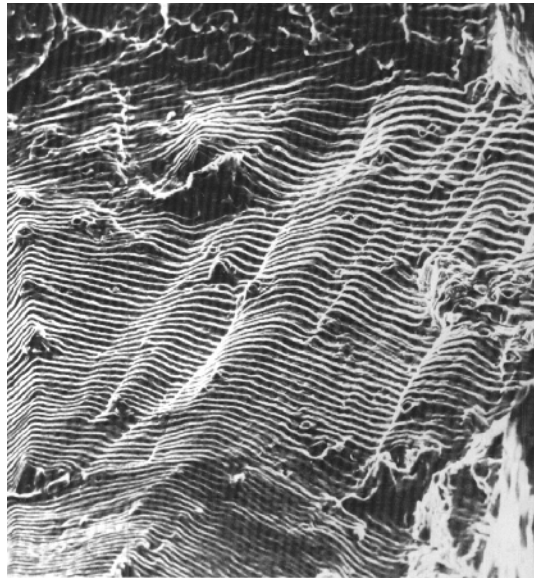
As ondulações superficiais concêntricas (marcas de praia) e radiais (marcas de rio), vide figura 2.8, são as características macroscópicas mais comuns das trincas de fadiga. A forma destas marcas, que são visíveis a olho nu, é relacionável ao carregamento indutor da falha, sendo a principal característica microscópica das trincas de fadiga é a presença de estrias, só visíveis num MEV. Estas são causadas pelo crescimento da trinca a cada ciclo de carregamento, através de um mecanismo de cegamento e afiamento sucessivo da sua ponta.



**Figura 2.8: Estrias de fadiga vista num MEV caracteriza as marcas de praia, ondulações concêntricas e marcas de rio, ondulações radiais [5]**

Estrias de fadiga vista num MEV, o espaçamento entre as estrias quantifica o crescimento da trinca em cada ciclo de carga, na figura 2.9, a trinca estava se propagando numa taxa de  $\cong 1 \mu\text{m} / \text{ciclo}$ .

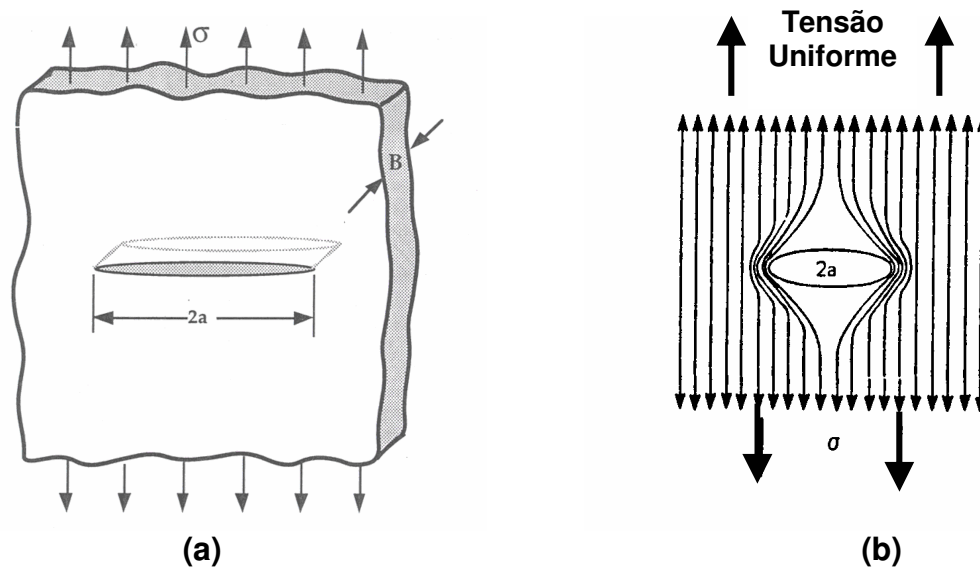
Verificou-se, através de ensaios de fadiga com amplitudes programadas, que estas estrias representam a posição sucessiva de uma frente de trinca em cada ciclo [17,18,19].



**Figura 2.9: Superfície de fratura por fadiga [5]**

#### **2.4 Concentração de Tensões**

Considera-se uma placa contendo uma trinca central sujeito à tensão uniforme de tração conforme figura 2.10, na qual a tensão está sendo transmitida de uma extremidade da placa a outra por meio de linhas de força.



**Figura 2.10: Parâmetros básicos da mecânica da fratura (a) e distribuição de “Linhas de Força” com trinca (b).**

Na figura 2.10, podemos observar a perturbação das linhas de força nas extremidades da cavidade.

Observa-se que, nas extremidades, o espaçamento das linhas é uniforme, enquanto que na região central as mesmas são distorcidas severamente pela presença da trinca, isto é, o campo de tensão é perturbado. As linhas de força comportam-se como linhas elásticas, que tentam minimizar, seus comprimentos, gerando o agrupamento próximo às extremidades da trinca.

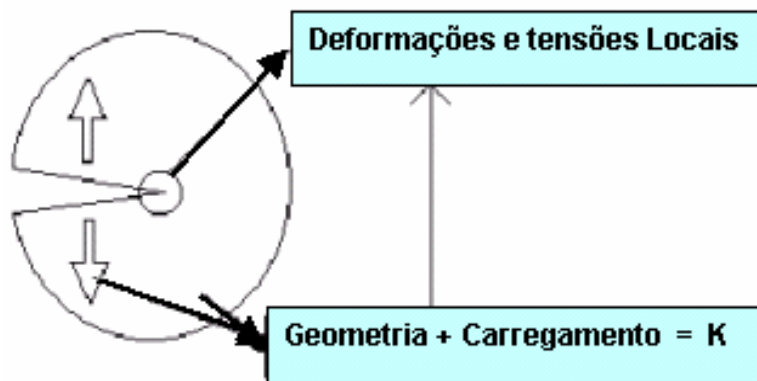
Este agrupamento acarreta uma redução do espaçamento local e, conseqüentemente, um aumento da tensão local. Em conseqüência, uma trinca de comprimento  $2a$  pode produzir tensões locais, diversas vezes superiores à tensão uniforme  $\sigma$ .

## 2.5 Modos Geométricos da Fratura

O parâmetro mais importante para a mecânica da fratura elástica linear é o fator de intensidade de tensões ( $K$ ) ilustrado na figura 2.11.a, que permite caracterizar o campo de tensões na ponta da trinca e inclui os efeitos de carregamento e geometria na ponta da fratura (*crack tip*).

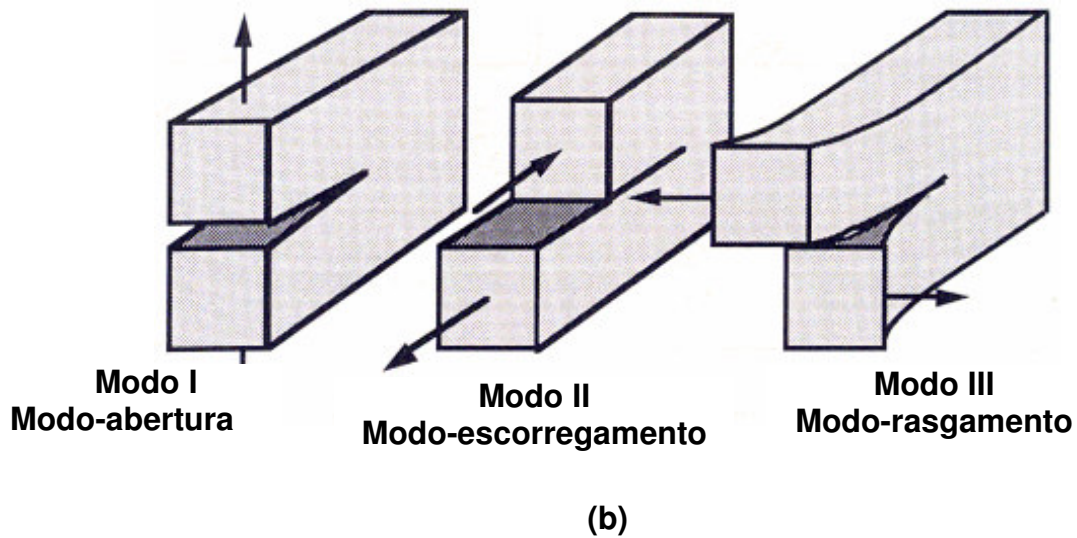
Os modos básicos da fratura são: Abertura por tensão de tração ou rasgamento, a tensão de tração é normal às faces da trinca (Modo I, Figura 2.11.b), deslizamento ou cisalhamento no plano, a tensão é normal à aresta que avança e apresenta comportamento análogo a discordância em cunha. (Modo II, Figura 2.11.b) e o de cisalhamento fora do plano, a tensão é paralela à aresta que avança e apresenta comportamento análogo à discordância em hélice (modo III, Figura 2.11.b). Desses modos o de aplicação mais comum é modo I.

O campo de tensão que ocorre na ponta da trinca depende da maneira pela qual a mesma é solicitada e todos os sistemas de tensões que atuam sobre uma trinca podem ser obtidos a partir dos três modos básicos de carregamento mostrados na figura 2.11.b.



(a)

Figura 2.11 – Conceitos da Mecânica da Fratura



**Figura 2.11: Os três modos de carregamento que pode ser aplicado na mecânica da fratura [20]**

O Modo I é chamado de modo de abertura. A tensão de tração é normal às faces da trinca.

O Modo II é chamado de modo de escorregamento. A tensão é normal à aresta que avança e apresenta comportamento análogo a discordância em cunha.

O Modo III é chamado de modo de rasgamento ou cisalhamento transversal. A tensão é paralela à aresta que avança e apresenta comportamento análogo à discordância em hélice.

Para os modos I, II e III respectivamente. Em uma situação que combine modos diferentes, ou seja, mais que um modo presente, a contribuição individual para uma dada componente de tensão é dada pela equação abaixo:

$$\sigma_{ij}^{(Total)} = \sigma_{ij}^{(I)} + \sigma_{ij}^{(II)} + \sigma_{ij}^{(III)} \quad (2.5)$$

## 2.6 Elementos da Mecânica da Fratura Linear Elástica

A teoria da mecânica da fratura foi estudada primeiramente, por volta de 1920, por A.Griffith, que observou que uma trinca introduzida em um material submetido a uma determinada tensão apresentava um comportamento particular ou característico ao tipo de material e ao tamanho da trinca. Ele relatou que uma trinca só propaga se a energia total do sistema diminuir ou permanecer constante.

Estudos posteriores demonstraram que a teoria de Griffith aplicava-se de forma satisfatória para materiais completamente frágeis (ex.: Vidro), mas não apresentava uma boa representatividade quando os materiais apresentavam características de ductilidade. No caso dos metais dúcteis, por exemplo, verificou-se, que devido á plasticidade gerada na ponta da trinca, a energia necessária para a fratura deve ser muito maior que a energia consumida para a criação das novas superfícies.

Se o material no qual a trinca está se desenvolvendo pode-se deformar plasticamente, a forma da ponta da trinca altera-se devido a tensões concentradas nas vizinhanças da ponta da trinca. Nestes casos, uma certa quantidade de trabalho plástico ( $\gamma_p$ ), é feita durante a propagação da trinca, além do trabalho elástico ( $\gamma_s$ ), feito para a criação de duas superfícies de fratura.

A observação deste comportamento fez com que Irwin, em 1949 sugerisse uma modificação na teoria de Griffith, acrescentando um trabalho de deformação plástica ( $\gamma_p$ ), a energia elástica ( $\gamma_s$ ).

### 2.6.1 Singularidade de Tensão na Ponta da Trinca

Em 1957, Irwin, analisando as tensões próximas a ponta da trinca, verificou que as tensões locais poderiam ser representadas por um único parâmetro, K, denominado de fator intensidade de tensão, definido por:

Para chapas com largura infinita e com trinca central passante temos;

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.6)$$

Para chapas com largura finita, temos;

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \beta \quad (2.7)$$

onde:

$\sigma$  = Tensão nominal aplicada

a = Meio comprimento de trinca

$\beta$ = Fator adimensional, função da geometria da trinca, do componente e do modo de separação da trinca.

$$\sigma = \frac{k_i}{\sqrt{2\pi r}} \quad (2.8)$$

A Mecânica da Fratura Linear Elástica é o mais novo tratamento no esforço de prevenir a fratura catastrófica.

Este tratamento é baseado no conceito de que a tenacidade à fratura é a força necessária para estender uma trinca através de um membro estrutural.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica adota um tratamento inteiramente novo em projeto contra a fratura. Ela não se preocupa com a prevenção da nucleação das trincas. Ao contrário, admite que sempre haverá defeitos em um elemento estrutural.

Estudando o campo de tensões elásticas à frente da trinca no Modo 1, Westergaard [21] considerou uma chapa infinita, homogênea, isotrópica e elástica, com uma trinca reta e passante de comprimento  $2a$ , conforme figura 2.10.b.

A comparação do  $K_I$  com o  $K_{IC}$  ( $K$  crítico do material) mostra, se a trinca está estável ou instável e assim pode se calcular até quando determinado componente agüentará esforços e condições em questão. Se;

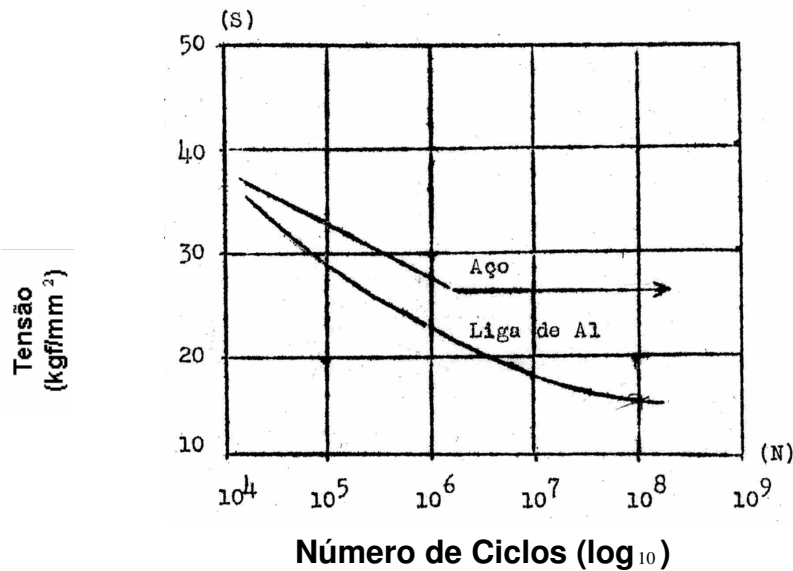
$$K_I < K_{IC} \Rightarrow \text{Trinca Estável}$$

$$K_I > K_{IC} \Rightarrow \text{Trinca Instável}$$

## 2.7 Modelagem do Comportamento em Fadiga

### 2.7.1 O Diagrama S-N

A apresentação básica de dados tecnológicos de fadiga é feita através do “Diagrama S-N” o qual mostra a dependência da vida de uma amostra do material, em termos do número de ciclos (N) até a falha por fadiga, com a tensão alternativa (S) do ciclo de tensão aplicado. No diagrama S-N deve estar especificado a tensão média do ciclo. Geralmente, o diagrama S-N é feito a partir de ciclos sinusoidais com tensão média nula (vide figura 2.2) obtida em máquinas de teste de fadiga por flexão rotativa. A figura 2.12 ilustra dois diagramas S-N típicos para este tipo de teste, feitos com amostras de aço-doce (AISI-1020 normalizado) e de liga alumínio (2024-T3).



**Figura 2.12: Diagramas S-N típicos (Fadiga por flexão rotativa)**

Como pode ser observado na figura 2.12, o número de ciclos que o metal pode suportar antes de falhar aumenta com a diminuição da tensão aplicada. A menos que seja especificamente indicado, (N) é tomado como o número de ciclos que causa a fratura completa na amostra testada. Normalmente, os testes de fadiga para baixos valores de tensão levados a efeito até  $10^7$  ciclos para materiais ferrosos e até  $5 \cdot 10^8$  ciclos para não ferrosos. Para alguns materiais de importância tecnológica, como o aço e o titânio, o diagrama S-N torna-se horizontal a partir de um certo valor de tensão (vide figura 2.12 para o aço), para tensões abaixo deste valor limitante, que se denomina de limite de fadiga ( $S_{lf}$ , o material pode suportar um número infinito de ciclos sem falhar por fadiga. Muitos não ferrosos, como alumínio, magnésio, cobre e suas ligas, apresentam um diagrama S-N sempre decrescente com o aumento do número de ciclos, ou seja, não apresentam um verdadeiro limite de fadiga, pois o diagrama nunca chega a ser horizontal. Nestes casos o limite de fadiga é definido para  $10^8$  ciclos no diagrama S-N).

O procedimento usual para determinação de um diagrama S-N consiste em se testar uma primeira amostra cuja falha é esperada para um pequeno número de ciclos, ou seja, sobre um carregamento correspondente à cerca de 2/3 da resistência à tração do material. A tensão de teste deve decrescer para as amostras que se sucedem, até que duas ou três amostras não apresentem falha para um número especificados de ciclos, geralmente  $10^7$  para materiais ferrosos ou similares  $10^8$  ou  $5 \cdot 10^8$  para não ferrosos.

Como a dispersão dos resultados, para um mesmo valor de carregamento, é apreciavelmente grande, deverão ser utilizadas mais de uma amostra para cada valor de carregamento e dependendo do caso em questão, deverá haver uma análise estatística para um traçado mais preciso do diagrama S-N.



Um teste interessante para obtenção rápida de uma estimativa do limite de fadiga foi proposto por Prot [22]. Por este método, cada amostra é testada inicialmente em uma tensão menor que o valor esperado para o limite de fadiga. A tensão de teste então cresce a uma taxa constante até que ocorra falha. Diversas amostras são testadas a diferentes taxas de aumento de tensão.

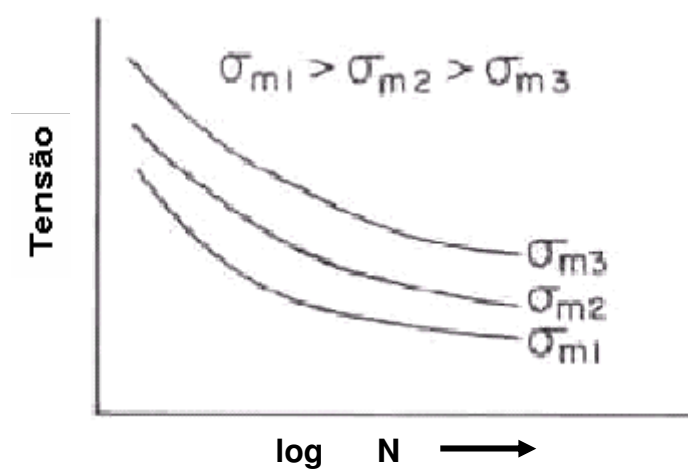
Prot sugeriu a existência de uma relação linear entre a tensão em que ocorre a fratura e a grandeza  $\sqrt{v}$ , onde “v” é a taxa de aumento de tensão por ciclo. O método de Prot foi pesquisado e modificado [23] e parece ser útil na estimativa rápida do limite de fadiga de ligas ferrosas.

Através dos estudos das curvas S-N de Wöhler, Basquin (1910) desenvolveu uma equação matemática que estabelece uma relação entre a amplitude de tensões ( $\sigma_a$ ), o número de ciclos para fratura ( $N_f$ ) e as características do material: Coeficiente de Basquin (b) e o coeficiente de resistência à fadiga ( $\sigma'_f$ ). Esta é dada por [38,39,40]:

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2.9)$$

Conhecendo-se as tensões aplicadas e as características do material pode-se calcular a vida em fadiga, em número de ciclos, até a fratura.

A tensão média ( $\sigma_m$ ) produz efeito na resistência à fadiga de um material. Em curvas S-N de um material obtidas com valores diferentes de tensão média, como mostra a Figura 2.13, para uma dada amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ), com o aumento da tensão média ( $\sigma_m$ ), ocorre a diminuição da vida em fadiga [24]. Os efeitos de tensões residuais podem também contar como um efeito de tensão média e a introdução de tensões de compressão, em áreas críticas, reduz este efeito [25].



**Figura 2.13: Efeito da tensão média ( $\sigma_m$ ) em curvas s-n. a vida em fadiga diminui com o aumento da tensão média [24]**

Enquanto a relação de Basquin é válida somente quando a tensão média ( $\sigma_m$ ) for igual a zero, Morrow (1968) apresentou uma modificação nesta relação levando em conta os efeitos da tensão média ( $\sigma_m$ ) [24, 26, 27].

$$\sigma_a = (\sigma'_f - \sigma_m) (2N_f)^b \quad (2.10)$$

### 2.7.1.1 Teoria de Orowan

Esta teoria [28] foi uma das primeiras que explicaram razoavelmente o fenômeno da fadiga. Ela procura prever uma forma geral para o diagrama S-N, não estabelece nenhuma dependência sobre nenhum mecanismo específico de deformação, usando apenas o conceito que as deformações de fadiga são de caráter heterogêneo. Considera-se que os metais contêm pequenas e fracas regiões, as quais podem ser áreas de orientações favorável para o deslizamento (“slip”), ou áreas que possuem fortes concentradores de tensão do tipo metalúrgico tais como as inclusões .

Orowan admitiu que estas pequenas regiões poderiam ter sido consideradas como regiões plásticas dentro de uma matriz elástica, e mostrou que, para ciclos repetidos de amplitude constante, as regiões plásticas experimentariam um aumento da tensão e um decréscimo da deformação como resultado de um progressivo e localizado endurecimento por deformação (“strain hardening”). Mostrou posteriormente que a deformação plástica total (soma das deformações positivas e negativas) converge para um valor finito quando o número de ciclos

tende para infinito. Isto limitaria o valor da deformação plástica total com o aumento da tensão aplicada ao metal. A existência de um Limite de Fadiga se basearia então no fato de que abaixo de um certo valor da tensão a deformação plástica total não poderia atingir o valor crítico requerido para a fratura por fadiga. Entretanto, a fratura se iniciaria por uma pequena trinca na região fraca no caso da tensão aplicada ser suficientemente alta e da deformação plástica total atingir o valor crítico. A trinca inicialmente formaria um ponto de mais concentração de tensão que por sua vez criaria uma nova região plástica localizada, na qual o processo se repetiria novamente até que houvesse a fratura.

### **2.7.1.2 Teoria de Wood**

W. A. Wood [9], quem muito contribuiu para um melhor entendimento do mecanismo de fadiga, desenvolveu um conceito de falha de fadiga que não requer o endurecimento por deformação localizado para que haja a evolução da fratura por fadiga.

Wood interpretou observações microscópicas de deslizamento causado pela fadiga, indicando que as bandas de deslizamento são resultado de um acúmulo sistemático de pequenos deslizamentos, os quais corresponderiam a movimentos da ordem de  $10^7$  cm ao invés de graus de  $10^5$  ou  $10^4$  cm como os que se são observados para as bandas de deslizamento de deformações estáticas. Acreditou Wood que tal mecanismo decorre de uma acomodação das grandes deformações totais (soma das micro-deformações de cada ciclo) sem causar um endurecimento por deformação apreciável.

### **2.7.1.3 Teoria das Discordâncias Cristalinas: (Dislocation Model)**

O aparecimento das variações microscópicas na topografia da superfície do metal permitiu o aparecimento de vários modelos de gerações de bandas de deslizamento que causam as intrusões e extrusões. Cottrell e Hull [29] sugeriram um modelo que envolve a interação de discordâncias de borde em dois sistemas de deslizamento. Mott [30] sugeriu outro modelo envolvendo o deslizamento cruzado de discordâncias de hélice. Pesquisas de fadiga em cristais iônicos [31] tendem a aprovar o modelo de Mott e não o de Cottrell- Hull.

### **2.7.1.4 Teoria do Limite de Fadiga**

Um dos problemas mais curiosos da fadiga é o fato de que alguns metais apresentam o diagrama S-N com um limite de fadiga bem definido. Uma boa explicação foi dada por Rally & Sinclair [32], os quais observaram que os metais sujeitos ao envelhecimento por deformação apresentaram um limite de fadiga bem definido no diagrama S-N. Os testes que levaram a efeito em aço doce mostraram que quando o teor de carbono e de nitrogênio decresce (decrecendo pois a tendência de envelhecer por deformação - "strain aging"), o diagrama S-N torna-se mais contínuo, ficando o limite de fadiga menos definido e ocorrendo para número de ciclos maior que se o teor de carbono e nitrogênio fosse maior.

Resultados similares foram achados por Lipsitt & Horne [33], eles propuseram que o limite de fadiga é a tensão para a qual ocorre um balanceamento entre o dano por fadiga e o endurecimento localizado devido ao envelhecimento por deformação (“strain aging”). A correlação é bastante boa para os materiais que apresentam o envelhecimento por deformação é um limite de fadiga bem definido como aço-doce, titânio, molibdênio e certas ligas de Alumínio-Mg [12].

### 2.7.2 Método $\epsilon N$

No método  $\epsilon N$ , a vida de um componente ou estrutura é relacionada com a vida de corpos de prova que são testados sujeitos às mesmas deformações do ponto crítico do componente ou estrutura [34]. Pode-se estimar a vida do componente ou estrutura, baseado na iniciação de trincas, conhecendo-se o histórico de tensão-deformação no ponto crítico, as propriedades de fadiga do material e assumindo uma teoria de acúmulo de dano.

O método  $\epsilon N$  leva em conta a deformação plástica que pode ocorrer em regiões específicas, onde trincas devido à fadiga começam. Tensões e deformações locais,  $(\sigma, \epsilon)$ , são estimadas para a região onde é esperada a iniciação de uma trinca. Os efeitos do escoamento local são considerados, e as curvas de tensão-deformação cíclica e deformação-número de ciclos obtidos de testes em corpos de prova são empregadas. Uma curva deformação-número de ciclos é a plotagem da deformação alternada versus o número de ciclos necessários para atingir à falha da estrutura ou componentes. Tal curva é usada de maneira análoga à curva S-N no método  $\epsilon N$  e está ilustrada na Figura 2.14, sendo mostradas também separadamente as parcelas elástica e plástica da deformação alternada.

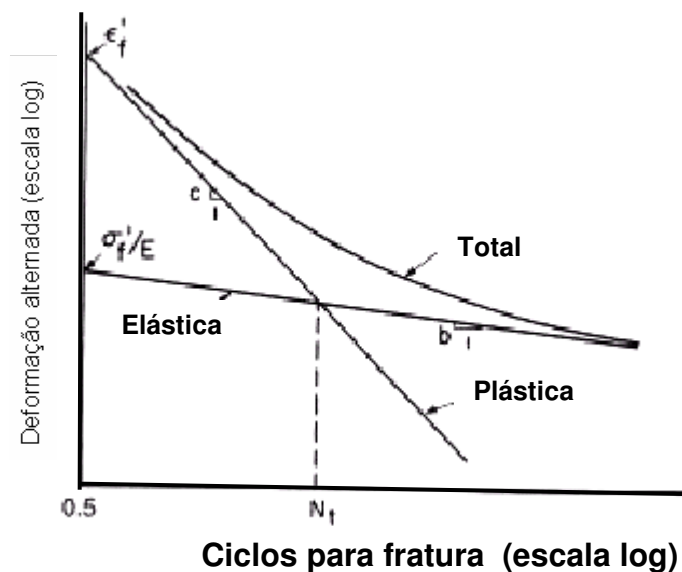


Figura 2.14 – Exemplo de curva  $\epsilon N$

Nesse método, os valores das tensões e deformações locais podem ser estimados a partir de tensões e deformações elásticas por meio de vários métodos analíticos, como por exemplo, Ramberg-Osgood e Neuber, ou por meio de análises numéricas baseadas no método dos elementos finitos. Uma estimativa do número de ciclos para se atingir a falha de uma estrutura ou componente pode ser obtida a partir da equação de Morrow:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma'_f} \right) (2 N_f)^b + \varepsilon'_f \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma'_f} \right)^{\frac{c}{b}} (2 N_f)^c \quad (2.11)$$

onde:

$\varepsilon_a$  : deformação alternada

$E$  : módulo de elasticidade

$\sigma'_f$  : coeficiente de resistência à fadiga

$\sigma_m$  : tensão média

$N_f$  : número de ciclos para ocorrer a falha da estrutura ou componente

$\varepsilon'_f$  : coeficiente de ductilidade à fadiga

$b, c$ : constantes do material.

### 2.7.3 Efeitos de Concentração de Tensões

A resistência à fadiga é consideravelmente reduzida pela introdução de concentradores de tensão como entalhes e furos.

Os elementos de máquina possuem, invariavelmente, concentradores de tensão tais como filetes, rasgos, chavetas, roscas furos, etc. Onde geralmente, se observa que a fratura de fadiga em elementos estruturais se iniciam sempre nestas irregularidades geométricas. Um dos melhores meios para se minimizar a falha por fadiga é a redução dos concentradores de tensões através de um projeto cuidadoso [35] e da prevenção de concentradores acidentais através da usinagem cuidadosa. As irregularidades geométricas são classificadas como concentradores de tensão macroscópicos, e não devem ser confundidas com os concentradores microscópicos como porosidades, rugosidades superficiais, inclusões, etc.

O efeito da concentração de tensões na fadiga é normalmente estudado através de corpos de prova que possuem entalhes do tipo-V ou circulares. A presença de um entalhe em uma amostra submetida a um carregamento uniaxial introduz três efeitos;

1) Aparece um aumento ou concentração de tensão na raiz do entalhe;

- 2) Aparece um gradiente de tensão da raiz do entalhe até o centro da amostra;
- 3) Aparece um estado triaxial de tensões.

A relação entre a tensão máxima e a tensão nominal é denominada de Fator Teórico de concentração de tensão, o qual pode ser calculado através da Teoria da Elasticidade para geometrias simples ou determinado através de medidas fotoelásticas para casos mais complicados.

A maior parte dos dados disponíveis sobre fatores de concentração de tensões foi compilada por Peterson [36]. É sempre interessante se incluir o efeito do estado biaxial de tensões da raiz do entalhe no valor do fator de concentração de tensões. O critério da energia de distorção de escoamento para tensões biaxiais pode ser expresso por;

$$\sigma_0 = \sigma_1 (1 - C + C^2)^{1/2} \quad (2.12)$$

onde:  $C = \sigma_3 / \sigma_1$ , sendo  $\sigma_2 = 0$

Se dividirmos ambos os membros da equação (2.12) pela tensão nominal, tem-se:

$$kt' = kt (1 - C + C^2)^{1/2} \quad (2.13)$$

Onde  $kt'$  é o fator de concentração de tensão incluindo a presença de tensões biaxiais.

O efeito do entalhe na resistência à fadiga é determinado pela comparação entre diagramas S-N de amostras com e sem entalhe. Os dados sobre as amostra com entalhe geralmente tabuladas em termos da tensão nominal baseada na seção real da amostra. A efetividade da influência do entalhe na redução do limite de fadiga é expressa pelo fator entalhe – fadiga  $k_f$ , que é simplesmente a relação entre o limite de fadiga da amostra sem entalhe com o da amostra com entalhe.

Para os materiais que não exibem limite de fadiga bem definido, o fator fadiga - entalhe é baseado em um limite de fadiga definido para um numero especificado de ciclos. O valor de  $k_f$  varia com cinco fatores;

- 1) Severidade de entalho;
- 2) Tipo de entalhe;
- 3) Material de amostra;
- 4) Tipo de carregamento;
- 5) Nível de tensão do ciclo.

Os valores de  $k_f$  publicados na literatura são sujeitos a uma considerável dispersão e devem ser examinados cuidadosamente em suas limitações e restrições. Entretanto, duas conclusões podem ser tiradas;

- 1)  $k_f$  é geralmente menor que  $k_t$ ;
- 2) A relação  $k_f / k_t$  diminui à medida que  $k_t$  aumenta.

Assim, entalhe muito severo (altos  $k_t$ ) tem um efeito relativamente menor na resistência a carregamento estático. Esta conclusão esta de acordo com as observações de que as fissuras de fadiga podem persistir por milhões de ciclos sem se propagar [37].

A sensibilidade ao entalhe de um material em fadiga é expresso pelo fator  $q$ :

$$q = \frac{k_f - 1}{k_t - 1} \quad \text{ou} \quad \frac{k_f - 1}{k_t' - 1} \quad (2.14)$$

Onde:

$q$  = índice de sensibilidade ao entalhe na fadiga;

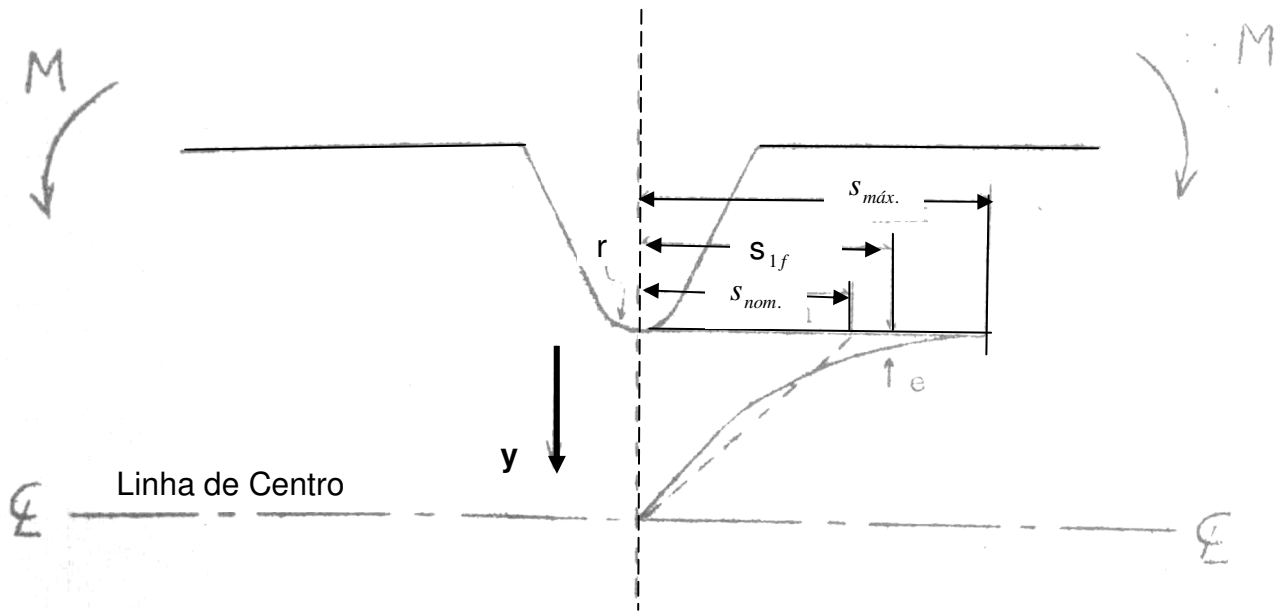
$$k_f = \text{fator fadiga – entalhe} = \frac{\text{Limite de fadiga sem entalhe}}{\text{Limite de fadiga com entalhe}}$$

$$k_t = \text{fator teórico concentração de tensão} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{nom}}$$

$k_t'$  = fator teórico que combina  $k_t$  e um fator biaxial

A equação (2.14) foi assim encolhida de tal maneira que um material que não experimenta redução no limite de fadiga devido ao entalhe, tenha ( $q = 0$ ), ao passo que um material que experimenta a redução teórica (estática) total, tenha ( $q = 1$ ). Entretanto, ( $q$ ) não é um parâmetro do material em si, pois varia também com o tipo e a severidade do entalhe, com a dimensão da amostra e o tipo de carregamento. A sensibilidade ao entalhe aumenta com o aumento da seção da amostra e com o aumento da resistência estática a tração; desta forma, devido ao aumento de ( $q$ ), é possível que, em certas circunstâncias, haja diminuição da resistência à fadiga com o aumento da dureza ou da resistência à tração do material.

O gradiente de tensão perto da raiz do entalhe exerce uma apreciável influência na sensibilidade ao entalhe. A figura 2.15 ilustra a distribuição de tensões em um entalhe de uma barra submetida a um carregamento de flexão. A tensão máxima produzida pelo entalhe é ( $\sigma_{m\acute{a}x.}$ ), a tensão nominal (sem considerar o entalhe) é ( $\sigma_{nom.}$ ) e o limite de fadiga (sem entalhe) do material ( $\sigma_{1f}$ ).



**Figura 2.15: Distribuição de tensão num entalhe (Flexão)**

A tensão ( $\sigma_{1f}$ ), é atingida a uma profundidade ( $e$ ) abaixo da raiz do entalhe. O gradiente de tensão pode então ser escrita da seguinte forma:

$$\frac{ds}{dy} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x.} - \sigma_{1f}}{e} \quad (2.15)$$

A expressão (2.15) pode ser escrita em função do raio ( $r$ ) do entalhe:

$$\frac{ds}{dy} = C_1 \times \frac{\sigma_{m\acute{a}x.}}{r} \quad (2.16)$$



Combinando as duas expressões (2.16) e admitindo que a falha por fadiga ocorre quando a tensão ( $\sigma_{1f}$ ) (na profundidade “e”) é igual a resistência à fadiga ( $k_f \times \sigma_{nom.}$ ) resulta:

$$k_f = k_t \left( 1 - C_1 \times \frac{e}{r} \right) \quad (2.17)$$

Os valores típicos de  $C_1$  [38] são: 2,5 para flexão e carregamento axial, e 1,2 para torção.

Muitas hipóteses foram feitas para explicar a variação da sensibilidade ao entalhe com o raio do entalhe, tamanho da seção e do grão. Uma das hipóteses admite que a falha por fadiga é determinada pelo volume do material que tencionando a uma pequena porcentagem da tensão máxima, por exemplo, 5 %. Isto envolve um argumento estatístico de que a probabilidade de se achar um núcleo de trinca ou fissura aumenta com o volume do material altamente tencionado. Outro ponto de vista mostra que o gradiente de tensão através do grão é o fator crítico. Para um grão fino o gradiente é baixo e o valor de (q) é alto. Entalhes geometricamente similares não produzem o mesmo gradiente de tensão através dos grãos se o tamanho do grão é igual em amostras de diferentes diâmetros. As amostras com maior diâmetro terão um gradiente de tensão menor através do grão.

#### 2.7.4 Efeito das Dimensões

Um problema prático de grande importância é o de estimar a resistência à fadiga de grandes componentes a partir de resultados de testes executados em pequenas amostras. A experiência mostra que em muitos casos existe um efeito dimensional, qual seja, a resistência à fadiga de grandes componentes é menor que a de pequenas amostras do mesmo material. Um estudo acurado deste efeito é muito difícil por muitas razões.

Torna-se extremamente difícil, se não mesmo impossível, preparar amostras geometricamente idênticas, mas com diâmetros crescentes e com a mesma textura metalúrgica e mesma distribuição de tensões residuais ao longo da seção. Os problemas nos testes de fadiga em amostras de grandes dimensões são consideráveis, e existem poucas máquinas que podem acomodar tais amostras. A variação das dimensões de uma amostra implica na variação de dois fatores importantes:

- 1) O aumento do diâmetro aumenta o volume e a área superficial da amostra. Este aumento da área superficial é muito significativo, tendo em vista que a maioria das falhas por fadiga se inicia na superfície da amostra.

2) O aumento do diâmetro em amostras submetidas à flexão ou torsão diminui o gradiente de tensão ao longo da seção e aumenta o volume de material altamente tensionado.

Os dados experimentais sobre o efeito dimensional a fadiga são bastante contraditórios e não muito completos. Para testes de flexão rotativa e torsão pura, alguns pesquisadores não acharam nenhuma variação do limite de fadiga com o aumento do diâmetro da amostra, quando em geral se observa que o limite de fadiga diminui com o aumento das dimensões. Para aço doce o limite de fadiga em flexão não decresce mais que 10 % para diâmetros variando de 3 a 50 mm. Dados fornecidos por Horger [39] para eixos de aço testados em flexão rotativa conforme mostrado na tabela 2.1, mostram que o limite da Fadiga, cai apreciavelmente para seções muito grandes.

**Tabela 2.1: Limites de fadiga para aços forjados AISI-1045 normalizado submetido à fadiga por flexão rotativa.**

Diâmetro da amostra (mm)	Limite de fadiga (kg/mm <sup>2</sup> )
8	25
38	20
150	15

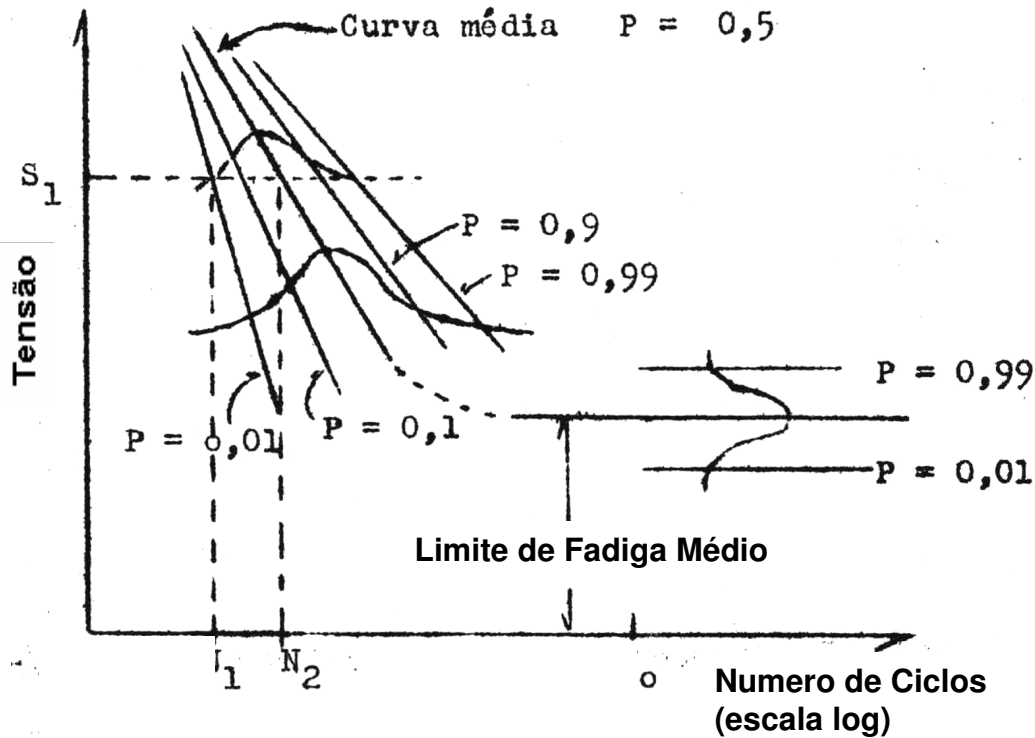
Nenhum efeito dimensional [40] foi achado em amostras de aço-carbono, com diâmetros de 5 a 35 mm, quando testadas em fadiga por tração - compressão axial, desde que as amostras fossem polidas em sua superfície. Entretanto, quando há a introdução de um entalhe nas amostras, o que introduz nas mesmas um gradiente de tensão, aparece nitidamente o efeito dimensional. Estas pesquisas apóiam a idéia de que o efeito das dimensões na resistência à fadiga se deve à presença de gradientes de tensão ao longo da seção. O fato de que grandes componentes com gradientes de tensão pouco profundo possuem limite de fadiga mais baixo, é consistente com a idéia de que um valor crítico de tensão deva ser excedido numa profundidade definida do material para que a falha ocorra. Este parece ser um critério mais realístico para o efeito dimensional, mais do que o da relação de mudança da área superficial com diâmetro da amostra.

### 2.7.5 Natureza Estatística da Fadiga

A vida útil em fadiga e o limite de fadiga são grandezas estatísticas. Assim sendo, torna-se necessário se pensar em termos da probabilidade de uma peça atingir uma determinada vida útil quando submetida a uma determinada tensão cíclica, ou na probabilidade de que ocorra falha a uma dada tensão na vizinhança do limite de fadiga. Para tanto, deverão ser testadas muitas amostras afins de que se possam conhecer os principais parâmetros estatísticos da população, quais sejam, a “média” (medida de tendência central) e o “desvio padrão” (medida de

dispersão). Assim, poderão ser feitas às estimativas das probabilidades acima referidas.

A figura 2.16 ilustra a relação existente entre tensão aplicada, numero de ciclos para falha e a probabilidade de ocorrência de falha.

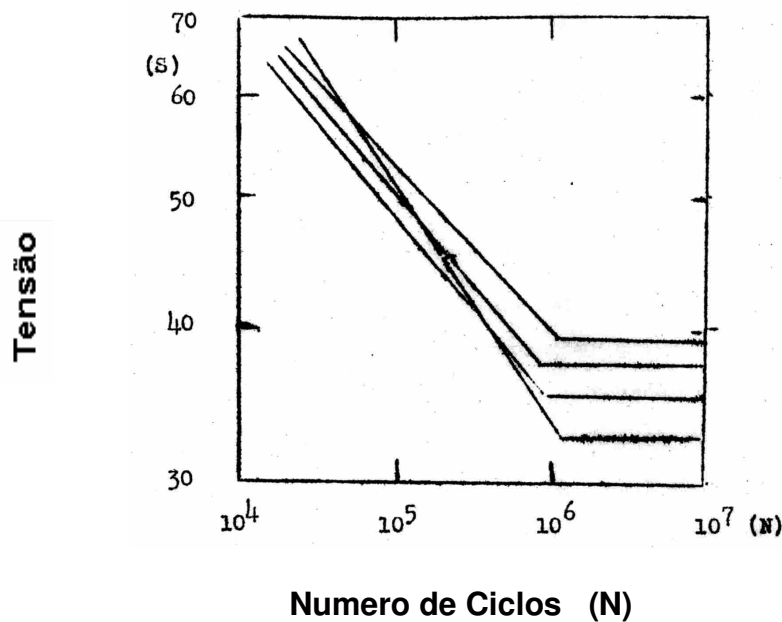


**Figura 2.16: Representação de dados de fadiga em base probabilísticas**

A figura 2.16 ilustra esquematicamente a distribuição da vida de fadiga a uma dada tensão. Em bases nestes dados poderão ser traçadas curvas de probabilidade constante. Por exemplo: a uma tensão ( $\sigma_1$ ), 1% das amostras deverão falhar em ( $N_1$ ) ciclos, 50% em ( $N_2$ ) ciclos, etc. A figura 2.16 indica o que normalmente acontece, uma diminuição da dispersão na vida de fadiga com o aumento da tensão.

A função de distribuição estatística, que descreve a distribuição da vida de fadiga não é conhecida com precisão, para tal seriam necessárias milhares de amostras testadas em mesmas condições de carregamento. Alguns pesquisadores encontraram distribuições Gaussianas ou normais quando a vida de fadiga é expressa em termos de Log. N. Para propósitos tecnológicos, entretanto, é suficiente se supor uma distribuição Logaritmo-Normal da vida de fadiga a uma tensão constante na região de probabilidade de falha de  $P = 0,10$  a  $P = 0,90$ . Em alguns casos torna-se necessário prever a vida de fadiga para uma probabilidade de falha de 1% ou menos, o que já não justifica o uso de uma distribuição Log-Normal. Outras alternativas foram tentadas com a distribuição de Weibull ou do Valor-Extremo [41, 42].

Um exemplo de erros que podem advir das condições convencionais do teste com poucas amostras é mostrado na figura 2.17. Esta figura resume quatro curvas de fadiga determinadas da maneira convencional, cada curva a partir de 10 amostras, todas as 40 amostras tomadas da mesma barra de aço-liga. As amostras foram tão idêntica quanto possível, e não houve excessiva dispersão ou incerteza para o traçado de cada diagrama S-N. Apesar disto, como se pode ver pela figura 2.17, ha diferença considerável nos valores determinados para o limite de fadiga. Isto se deve ao emprego de um número insuficiente de amostras para um traçado mais preciso.



**Figura 2.17: Resumo de curvas S-N, cada uma baseada em 10 amostras, todas tiradas de uma mesma barra de aço AISI-4140 Forjado**

É preciso ter em mente que, na realidade, cada amostra ou peça possui o seu próprio limite de fadiga. Sabe-se que as inclusões no aço exercem uma grande influencia no valor do limite de fadiga, entretanto, mesmo os aços fundidos a vácuo mostram uma grande variação no valor de seu limite de fadiga. As razões são, até agora, obscuras, como são outros fenômenos relacionados com a fadiga.

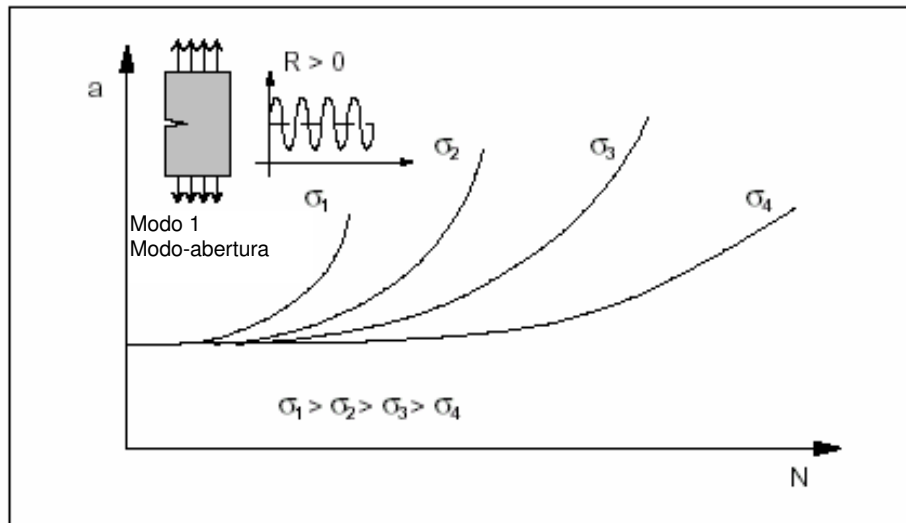
Existem dois métodos principais estatísticos que são usados com grande sucesso na estimativa do limite de fadiga: A Análise de Integridade ("Probit Analysis") e o Método do Escalonamento ("Staircase Method").

## 2.7.6 Crescimento de Trincas por Fadiga

A falha por fadiga em componentes mecânicos inicia-se nos pontos mais solicitados, na forma de pequenas trincas que vão crescendo e reduzindo a seção resistente do componente, até que uma sobrecarga leve à ruptura final, com uma propagação brusca da trinca. A resistência à fadiga do componente é determinada pelo período de nucleação da trinca e pelo período de propagação, pois os fenômenos envolvidos são distintos. Em muitos casos, principalmente em componentes de grandes dimensões, o material não pode ser considerado homogêneo, pois sempre existem defeitos oriundos do processo de fabricação. Nestes casos, a vida de fadiga depende só da resistência à propagação dos defeitos do material, já que a nucleação da trinca é imediata, a partir do defeito. A previsão da resistência mecânica deve nestes casos levar em conta explicitamente à propagação da trinca. A vida é calculada unicamente pela propagação do defeito desde seu tamanho inicial até o correspondente tamanho crítico, que depende do material, do carregamento e da geometria. A previsão de vida depende diretamente da velocidade de propagação da trinca,  $da/dN$ , a qual é função da solitação cíclica no extremo da trinca, caracterizada por  $\Delta K$ .

### 2.7.6.1 A Correlação $\frac{da}{dN} - \Delta K$

O término da vida útil de uma estrutura, por sua ruptura brusca, fica definido pelo fator de intensidade de tensão crítico,  $K_{IC}$  ou  $KC$ , conforme estejamos em um estado plano de deformações ou não. A vida útil, entretanto depende da velocidade de crescimento da trinca, desde um tamanho microscópico até o tamanho crítico requerido para ruptura final. A velocidade de propagação da trinca depende da configuração de elemento estrutural e da solitação que está atuando. O fator de intensidade de tensão fornece um parâmetro único, que descreve a magnitude do estado de tensões existente nas proximidades do extremo da fissura, e como sua propagação é um fenômeno localizado, dependendo portanto deste estado de tensões, o conceito do fator de intensidade de tensão pode ser usado para um enfoque quantitativo na interpretação do comportamento de propagação da trinca por fadiga.



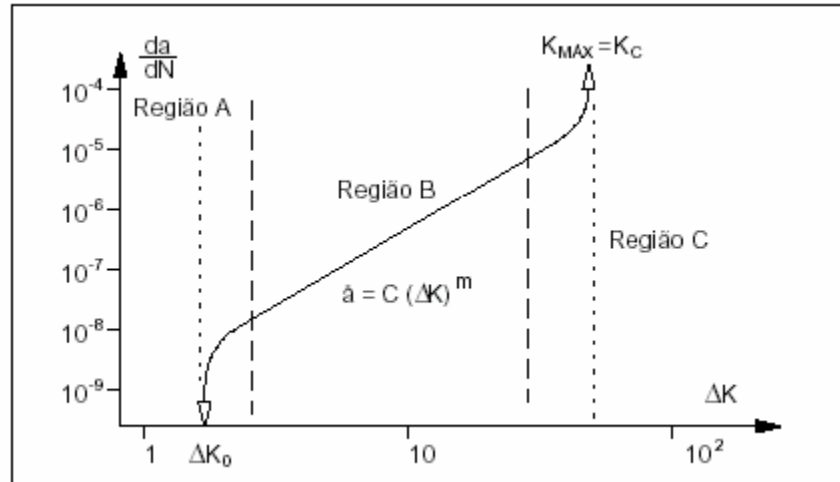
**Figura 2.18: Curvas a - N, de crescimento do tamanho da trinca contra vida, para vários níveis da tensão cíclica.**

Os dados de propagação da trinca são obtidos monitorando o seu tamanho durante o ensaio, obtendo-se a curva de seu crescimento. A trinca, no início, cresce lentamente, porém, conforme aumenta de tamanho a velocidade de crescimento sobe rapidamente, levando a ruptura final num curto espaço de tempo vide figura 2.18. A velocidade de propagação, ou seja,  $da/dN$ , quando colocada em um gráfico em termos da parcela dinâmica do fator de intensidade de tensão,  $\Delta K$ , resulta de uma curva tipicamente da forma mostrada na figura 2.19.

O valor de  $\Delta K$  é calculado assumindo um valor constante para o tamanho da trinca (no ciclo considerado), sendo calculado a partir da variação de carga. Se o ciclo for sempre trativo ( $\sigma_{\min} > 0$ ), então;

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.18)$$

e no caso de haver tensões da compressão,  $\Delta K$  é calculado usando somente a parcela sob tração do ciclo, que solicita a frente da trinca.



**Figura 2.19 - Regiões típicas em um gráfico  $\frac{da}{dN}$  -  $\Delta K$**

O gráfico de  $\frac{da}{dN}$  -  $\Delta K$  apresenta três regiões bem distintas, onde os fenômenos envolvidos são diferentes, levando a efeitos muitas vezes contraditórios se não for feita uma análise mais detalhada. Na primeira região, Região A na figura 2.19, a velocidade de propagação é muito baixa, da ordem de  $10^{-9}$  m/ciclo, o que corresponde a um crescimento por ciclo da mesma ordem de grandeza do espaçamento atômico na rede cristalina. Nesta região o crescimento da fissura é extremamente influenciado pela microestrutura do material, uma vez que os aspectos metalúrgicos, nesta região, são relevantes, não podendo o material, para o estudo do crescimento da trinca, ser tratado como um contínuo.

Uma peculiaridade nesta região é a existência de um nível mínimo para  $\Delta K$ , denominado de  $\Delta K_0$ , para que a trinca passe a crescer sob a ação de cargas cíclicas. A existência de  $\Delta K_0$  pode levar à ocorrência de trincas estacionárias, ou seja, trincas que, mesmo com um carregamento cíclico, não se propagam, permanecendo do mesmo tamanho indefinidamente. Para um  $\Delta K$  menor do que  $\Delta K_0$  a trinca não se propaga, tendendo a zero a velocidade de propagação. Este limite de sensibilidade,  $\Delta K_0$ , é muitas vezes definido como o máximo  $\Delta K$  para o qual não é detectado o crescimento da trinca em  $10^7$  ciclos. Considerando uma precisão na leitura do tamanho da trinca, durante o ensaio, de 0,1 mm, isto significa que a velocidade de propagação será certamente menor que  $10^{-11}$  m/ciclo.

### 2.7.6.2 Equação de Paris

Na Região B da figura 2.19 verificamos um relacionamento linear entre  $\log \frac{da}{dN}$  e  $\log \Delta K$ , o que corresponde a uma equação do tipo;

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

Sendo (c) e (m) constantes empíricas a serem obtidas a partir dos dados experimentais. Esta equação foi proposta pela primeira vez por Paris e Erdogan [43], existindo atualmente uma grande quantidade de dados experimentais que confirmam esta relação e mostram que o fator de intensidade de tensão é o principal parâmetro que controla a propagação da trinca de fadiga. Uma vantagem óbvia do uso da Mecânica da Fratura no estudo da propagação de trincas é a possibilidade de incorporar, em um único parâmetro, o fator de intensidade de tensão, todas as variáveis pertinentes, como a tensão nominal, o tamanho da fissura, a geometria do componente e até o comportamento plástico do material pelo uso da trinca elástica equivalente. Deste modo, os dados obtidos com um tipo de corpo de prova são aplicáveis para uma grande variedade de configurações de geometria e de carregamento, mesmo que diversas da usada para realizar os ensaios. A constante (c) sofre a influência das propriedades mecânicas do material, como, por exemplo;

Módulo de elasticidade (E);

Tensão limite de escoamento ( $\sigma_E$ );

Tensão real de fratura ( $\sigma_f$ );

Deformação real de fratura ( $\epsilon_f$ );

Tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ).

O aumento em qualquer destas variáveis faz com que a constante (c) diminua. O expoente (m) normalmente está situado na faixa de 2 até 5, sendo pouco influenciado pela microestrutura, embora a orientação da trinca em relação ao plano de laminação possa afetar (m), devido ao sentido predominante das impurezas. Nesta região o mecanismo de crescimento da trinca é um mecanismo dúctil transgranular, de formação de estrias, podendo o material ser tratado como contínuo.



### 2.7.6.3 Equação de Forman

A aceleração da trinca dentro da Região C foi levada em consideração em várias expressões empíricas para  $\frac{da}{dN}$ , sendo as expressões mais significativas dadas a seguir. Segundo Forman, [44], a velocidade de propagação da trinca deve tender a infinito quando  $K_{I \text{ máx}}$  tender para  $K_C$ , ou  $K_{IC}$ , ou seja, na iminência da ruptura estática.

Como  $\Delta K_I = (1 - R) K_{I \text{ máx}}$ , temos que  
 $[(1 - R) K_C - \Delta K_I] \Rightarrow 0$  quando  $K_{I \text{ máx}} \Rightarrow K_C$ .

Forman [44] propôs então a equação;

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K_I)^m}{(1 - R)K_C - \Delta K_I} \quad (2.20)$$

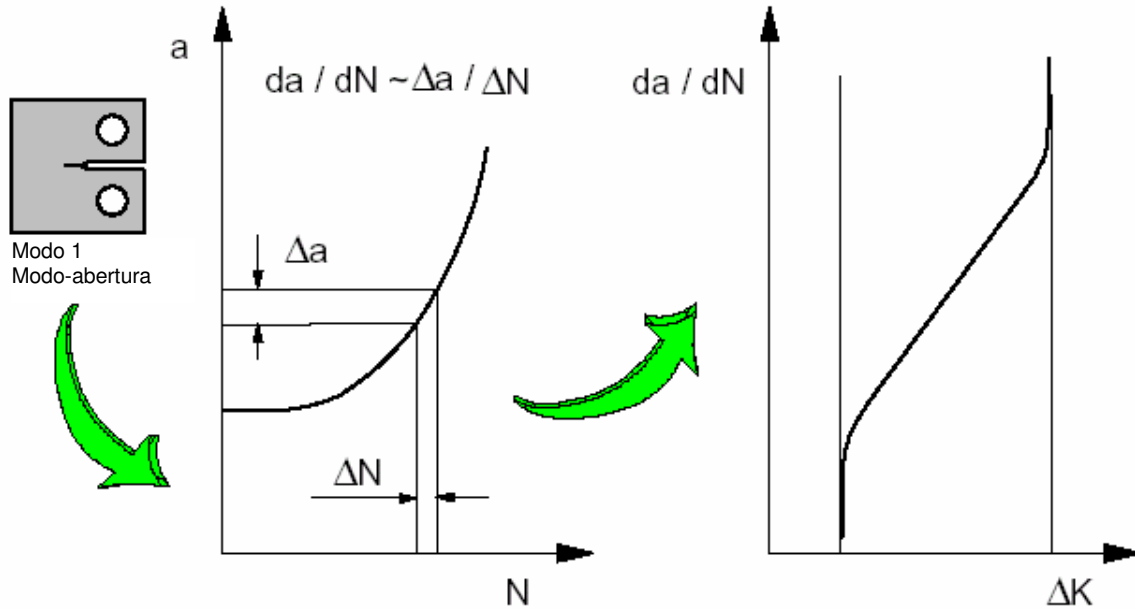
onde o limite acima para  $\frac{da}{dN}$  é satisfeito. Existem outras equações além da de Paris-Erdogan e da equação de Forman, propostas para  $\frac{da}{dN}$ , onde todas consideram o efeito do fator de simetria do ciclo sobre a região final de propagação da trinca.

### 2.7.7 A Vida de Estrutura Determinada pela Propagação de Trinca

A vida de propagação de um dado componente mecânico é obtida pelo conhecimento da curva  $\frac{da}{dN} - \Delta K$  do material, ou mais precisamente por via experimental, conforme a figura 2.20, onde o registro do tamanho da trinca contra a vida, durante o ensaio e o simultâneo cálculo de  $\Delta K$  para cada N, permite o cálculo da curva  $\frac{da}{dN} - \Delta K$ .

Uma vez conhecida a curva  $\frac{da}{dN} - \Delta K$  do material, nas condições de uso, ou seja, em função de meio ambiente, espessura, microestrutura, orientação dos defeitos, etc., é possível determinar a vida que um componente terá, quando fabricado com este material, considerando o crescimento de trincas a partir de defeitos iniciais, ou a partir de microtrincas nucleadas durante o carregamento cíclico anterior. Para a determinação da vida de propagação é agora necessário integrar a correspondente equação da velocidade de propagação da trinca, conforme figura

2.21. Dependendo do caso esta integração pode ser analítica, mas no caso geral deve ser feita numericamente.



**Figura 2.20 - Determinação da curva  $\frac{da}{dN}$  -  $\Delta K$  do material.**

A partir do tamanho inicial do defeito, digamos  $a_1$ , é possível determinar o número de ciclos para este crescer até o tamanho  $a_2$ . Este tamanho  $a_2$  pode representar o tamanho crítico definido pela tenacidade do material, quando ocorre então a ruptura final. Usando a equação de Paris-Erdogan [43].

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta a}{\Delta N} \quad (2.21)$$

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.22)$$

sendo o fator geométrico  $Y$  calculado no valor instantâneo do tamanho da trinca. Se considerarmos que o fator geométrico  $Y$  não é função do tamanho da trinca, ao menos entre os limites  $a_1$  e  $a_2$ , podemos chegar a uma expressão analítica que fornece o número de ciclos para a trinca propagar-se entre os dois limites, para ( $m = 2$ )

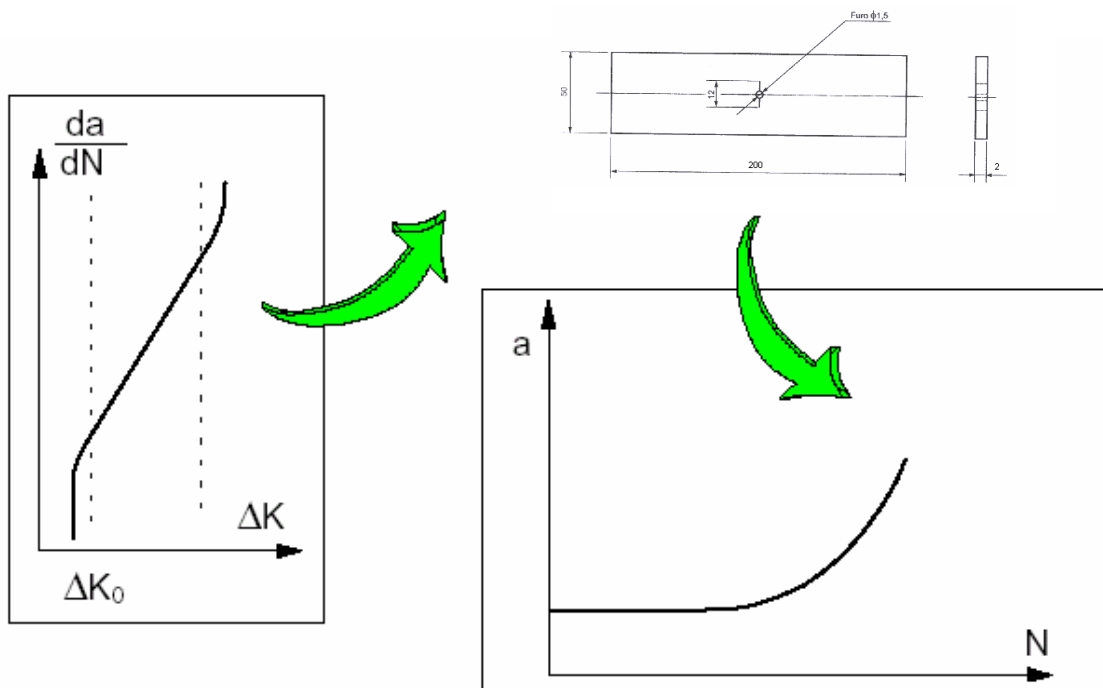
$$da/dN = C (Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a})^m \quad (2.23)$$

$$dN = \frac{da}{C (Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a})^m} \quad (2.24)$$

$$\int_{N_1}^{N_2} dN = \frac{1}{C (Y \Delta \sigma \sqrt{\pi})^m} \int_{a_1}^{a_2} a^{-\frac{m}{2}} da$$

$$N_{12} = N_2 - N_1 = \frac{1}{C (Y \Delta \sigma \sqrt{\pi})^m} \frac{a_1^{\frac{-m}{2}} - a_2^{\frac{-m}{2}}}{\frac{-m}{2} - 1}$$

No caso de  $Y$  ser uma função de  $a$ , ou de  $\Delta\sigma$  ser também variável ao longo do tempo, é necessário fazer uma integração numérica da equação (2.24) para determinar  $N_{12}$ .



**Figura 2.21 - Aplicação da curva  $\frac{da}{dN} - \Delta K$  para uma peça com trinca de tamanho  $a_i$ .**

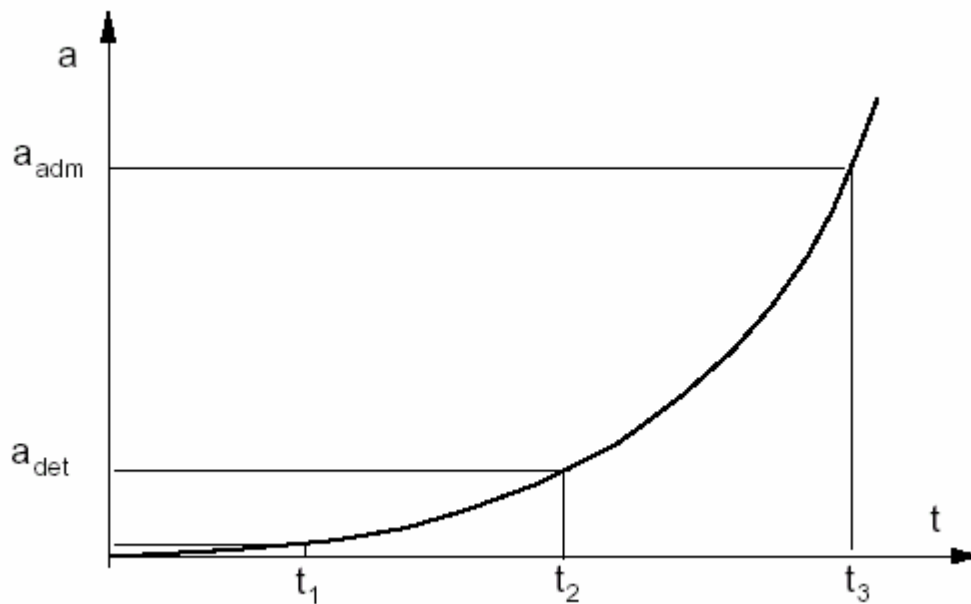
No caso de  $m=2$ , a integração da vida de propagação fornece

$$N_{12} = N_2 - N_1 = \frac{1}{C (Y \Delta \sigma \sqrt{\pi})^2} \ln \frac{a_2}{a_1} \quad (2.25)$$

Quando o produto  $Y\Delta\sigma$  é variável ciclo a ciclo, a vida deve ser obtida por um processo numérico de integração, ciclo por ciclo, onde  $dN = 1$  e  $da = \dot{a}$ . Assim, calcula-se  $\Delta K$  do ciclo e obtemos  $\dot{a}$  da curva experimental ou da equação de Paris, por exemplo. A trinca cresce com incrementos  $\Delta a = da = \dot{a}$ , em cada ciclo. Assim, após (i) ciclos,

$$a_i = a_1 + \sum_j \Delta a_i \quad (2.26)$$

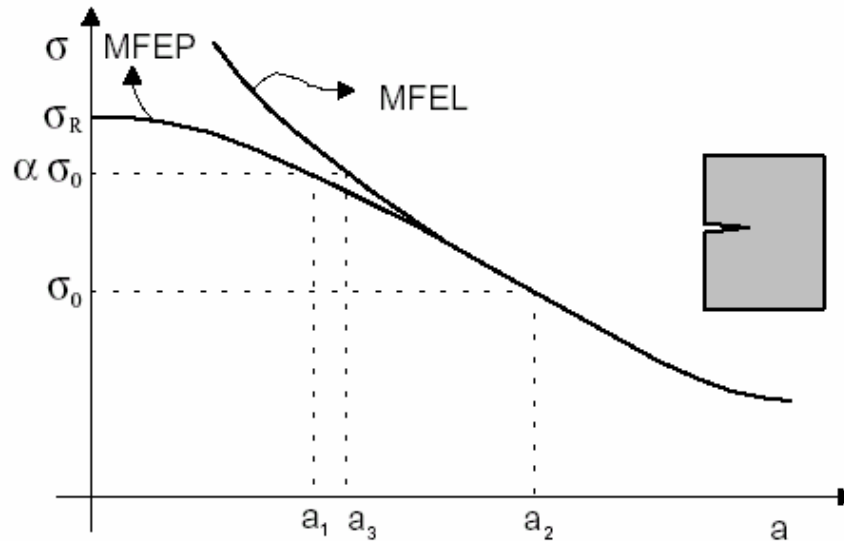
e o processo segue até que tenhamos  $K_{\text{máx}}$  do ciclo igual a  $K_C$ , correspondente ao fim da vida, pela ruptura final. Neste tipo de cálculo o fator geométrico pode ser considerado constante durante um certo número de ciclos, dependendo da forma da função  $Y(a/W)$ .



**Figura 2.22 - Tamanho da trinca numa peça ao longo do tempo.**

Vamos considerar uma estrutura que é submetida a inspeções regulares, onde possa vir a se desenvolver uma trinca. No instante ( $t_1$ ), figura 2.22, forma-se uma trinca que vai crescendo, atingindo em ( $t_2$ ) o tamanho mínimo que a torna detectável pelo procedimento de inspeção e controle, em função da sensibilidade do método, podendo seguir o crescimento até ( $t_3$ ), onde chega ao máximo tamanho admitido para operação em segurança. Assim, para que a estrutura seja usada com segurança, é necessário que tenhamos ao menos duas inspeções no intervalo ( $t_2 - t_3$ ), pois uma trinca muito pequena, próxima do limite ( $t_2$ ), pode

escapar ainda a um exame. As técnicas de controle de defeitos no material não admitem ainda a detecção de defeitos muito pequenos, dificultando os ensaios. Nos casos onde o tamanho crítico da trinca é muito pequeno, como em materiais de alta resistência e baixa tenacidade, existem outras formas de eliminar o risco de uma falha em serviço, provocada pelo crescimento instável da trinca. Uma destas formas é a realização de ensaios periódicos de sobrecarga. A figura 2.23 ilustra o efeito sobre a tensão nominal de falha de um trinca de tamanho  $a$ .



**Figura 2.23 - Detecção de trincas pequenas pela aplicação de sobrecarga.**

A tensão nominal de serviço é  $\sigma_0$ , admitindo portanto uma trinca com um tamanho  $a_2$  no máximo. Se este tamanho for muito pequeno para ser detectado, ou se a trinca se desenvolver em um local inacessível para a inspeção podemos verificar se existe ou não alguma trinca através de um ensaio de sobrecarga. Aplicando uma sobrecarga de modo que a tensão nominal passe a ser  $(\alpha \cdot \sigma_0)$ , o tamanho crítico passa a ser  $a_1$ , menor que  $a_2$ . Assim, se o componente resistir ao ensaio, então qualquer trinca ou defeito que eventualmente contenha no seu interior será menor ou menos severo que  $Y_1 \sqrt{a_1}$ . Deste modo é possível assegurar uma vida ao menos igual a  $N_{12}$ , ou seja, para uma trinca com tamanho  $a_1$  crescer até  $a_2$ , sob a carga normal de serviço,  $\sigma_0$ . Realizando periodicamente este ensaio de sobrecarga, o componente será seguro quanto à ruptura por fadiga em operação. Logicamente o intervalo entre ensaios deverá ser no máximo igual a  $N_{12}$ . Se for usada a Mecânica da Fratura Elástica Linear no cálculo do tamanho crítico sob a carga de ensaio, obtemos o valor  $a_3$ , o que leva a um cálculo conservativo na avaliação de  $N_{12}$ , pois  $(a_2 - a_3) < (a_2 - a_1)$ , resultando uma vida calculada,  $N_{12}$ , inferior.

Outra maneira de tornar um componente seguro quanto à propagação instável de defeitos, para pequenos tamanhos críticos, é pelo uso da técnica de remoção periódica de material, ou seja, o material suspeito de conter uma trinca é

periodicamente removido. Se existia uma trinca de tamanho crítico,  $a_2$ , pela remoção de material ela pode ser reduzida para o tamanho  $a_1$ . O material removido,  $(a_2 - a_1)$ , levará a um pequeno aumento na tensão nominal, devido à redução da seção transversal, mas em compensação a vida fica garantida por  $N_{12}$  ciclos. Esta solução pode ser a indicada para estruturas de elevado custo, com seções espessas, que tenham tamanhos críticos de trinca muito pequenos, da ordem de 2 mm, por exemplo. Assim, a remoção de uma pequena camada de material, através de um processo de usinagem, assegura que no máximo tenhamos trincas com o tamanho  $a_1$ .

### 2.7.7.1 Os Conceitos de Vida-Útil-Segura e Falha-Segura

As concepções para projeto de vida-útil-segura (safe-life) e de falha-segura (fail safe), foram desenvolvidas originalmente por engenheiros aeronáuticos. Na concepção de vida-útil-segura, os espectros de carregamento cíclicos típicos são primeiro determinados. Com base nessa informação, os componentes são analisados numericamente ou experimentalmente, para obter um número de ciclos que define a vida útil à fadiga. A vida de fadiga calculada, convenientemente modificada por um fator de segurança (ou um fator de ignorância), fornece uma previsão de “vida-útil segura” para o componente.

Embora uma estimativa de vida à fadiga seja obtida com testes experimentais no protótipo do componente real, o método de vida-útil-segura que faz uso destes resultados é ainda intrinsecamente teórico na sua natureza. Isto porque, este procedimento, invariavelmente, tem que levar em conta várias incertezas, tais como: mudanças inesperadas nas condições de carregamento, erros nas estimativas de espectros de carga de serviço típicas, grandes variações no resultado dos testes experimentais, possível existência de defeitos iniciais devidos ao processo de produção e erros humanos no manejo do componente. Tomando uma grande margem de segurança, pode ser garantida uma vida operacional segura, embora tal procedimento conservador possa não ser desejável sob os pontos de vista de economia e desempenho. Por outro lado, se fraturas por fadiga são nucleados no componente durante a sua operação, os componentes podem falhar catastróficamente.

O principal objetivo, do conceito de vida-útil-segura, é o de alcançar uma vida especificada sem o desenvolvimento de uma fratura, de forma que a ênfase está na prevenção da iniciação da mesma.

O conceito de falha-segura, em contraste, está baseado no argumento que, até mesmo se um membro individual de uma estrutura falha, deve existir integridade estrutural suficiente das partes restantes para habilitar a estrutura a operar seguramente até que a fratura seja descoberta. Sistemas estruturais com múltiplos caminhos de tensões são, em geral, mais seguros por causa da redundância estrutural. O conceito de falha segura, demanda inspeções periódicas, junto com a exigência de que a detecção e a identificação de fraturas permita consertos ou substituição de componentes.

Para qualquer destas filosofias de projeto, é desejável que os componentes críticos de uma estrutura sejam inspecionados periodicamente. As inspeções periódicas eliminam conseqüências perigosas, que podem surgir de erros na fase de projeto, especialmente com o conceito de vida-útil-segura.

### 2.7.7.2 Propagação de Trincas em Cascas

Formulações de casca têm sido amplamente empregadas para analisar estruturas delgadas, como por exemplo, fuselagens de aviões. Trincas podem se desenvolver quando essas estruturas estão sujeitas a carregamentos cíclicos, e a modelagem da propagação de trincas desempenha relevante papel no projeto da estrutura e na análise de segurança da mesma. Apesar da importância prática, relativamente pouca pesquisa tem focado o desenvolvimento de estratégias de modelagem computacional para determinação de parâmetros do fraturamento e para simulação do crescimento de trinca por fadiga em cascas. Potyondy [45] sugere a caracterização da propagação de trincas em cascas por meio do método “*energy release rate (G)*”. Em um de seus trabalhos subsequentes, Potyondy e Ingraffea [45] apresentam uma metodologia para simulação de propagação de trincas em fuselagens pressurizadas. Sua principal contribuição foi o fato da propagação de trinca não estar condicionada a ocorrer em direções pré-determinadas, ou seja, poderiam-se ter direções arbitrárias de propagação.

Trincas em cascas comportam-se diferentemente de trincas em placas. A curvatura da casca induz grandes deformações na região próxima à ponta da trinca, caracterizando um fenômeno geometricamente não-linear [46] e sua modelagem coloca desafios adicionais.

A modelagem da propagação de trincas em estruturas de cascas necessita do uso de elementos finitos de casca confiáveis [47]. Ao se trabalhar com cascas delgadas, o uso de elementos confiáveis tornam-se ainda mais importante tendo em vista o problema do travamento [48, 49, 50, 51].

Reconhece-se, portanto, a necessidade de pesquisa na área de propagação de trincas em cascas focada na previsão de vida residual de estruturas sujeitas à fadiga, para que se tenha uma metodologia de projeto o mais completa possível que leve em conta todos esses aspectos. Por outro lado, os desafios envolvidos em tal desenvolvimento são grandes e foram resumidamente mencionados acima.

## Capítulo 3: Metodologia

### 3.1 Metodologia Analítica de Comportamento de Trinca

O modelo de Paris e Erdogan [43], dado pela equação (2.19) descreve muito bem a propagação subcrítica da trinca quando seus parâmetros (C, n) são ajustados para condições de carregamento específicas. No entanto, isto implica que as duas características variam com qualquer variação de parâmetros de carregamento. Uma forma de tratar o problema considera que a variação nas condições de carregamento pode ser limitada ao valor de C, permanecendo o expoente n como constante. Neste caso, o cálculo dos parâmetros é feito através do tratamento simultâneo de várias curvas experimentais. Essa metodologia foi empregada em conjunto de programas de computador RPCA desenvolvido por V. A. Pastoukhov [52] e que tem a flexibilidade de permitir a escolha do parâmetro de carregamento a ser adotado como força motriz do crescimento da trinca. O conceito pode ser empregado também no estudo simultâneo de diferentes condições de um mesmo material, permitindo avaliar, por exemplo, o efeito de tratamentos térmicos sobre o comportamento em fadiga.

Neste trabalho os dados obtidos nos ensaios foram usados para correlacionar a taxa de crescimento da trinca  $\left(\frac{da}{dN}\right)$  com o parâmetro  $\Delta K$ , com referencia ao estágio II de crescimento da trinca, através dos parâmetros (C) e (n) propostos na equação de Paris e Erdogan [43].

Para a conversão dos dados experimentais (a versus N) em valores de taxa de propagação da trinca  $\left(\frac{da}{dN}\right)$ , foi utilizado o software “RPCA 1.06 “ [52], que segue as recomendações da norma ASTM-E647.

Para escolha de trecho de estágio II (aplicabilidade da equação [2.19] e cálculo individual dos parâmetros (C<sub>i</sub>, n<sub>i</sub>) - “RPCA 2.06 “, conforme mostrado na figura 3.2. Esta figura está relacionada com a região B da figura 3.1 onde tem-se uma relação linear  $\left(\frac{da}{dN}\right)$ .



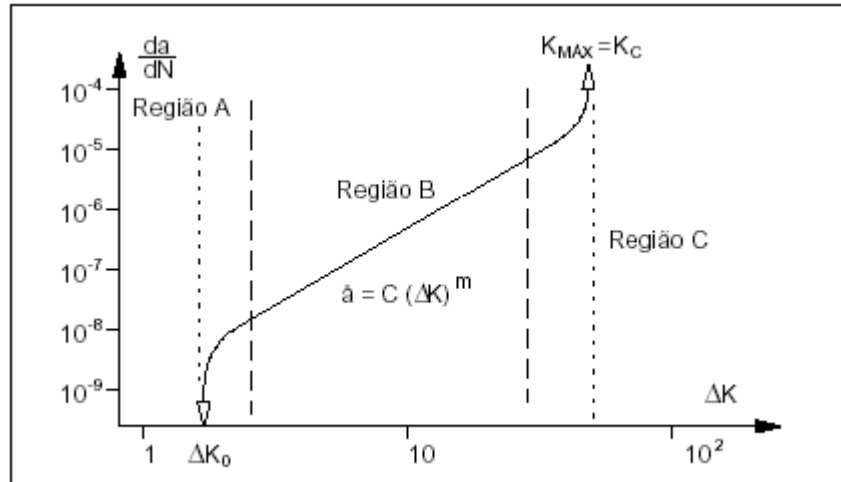


Figura 3.1: Regiões típicas em um gráfico  $\frac{da}{dN}$  -  $\Delta K$

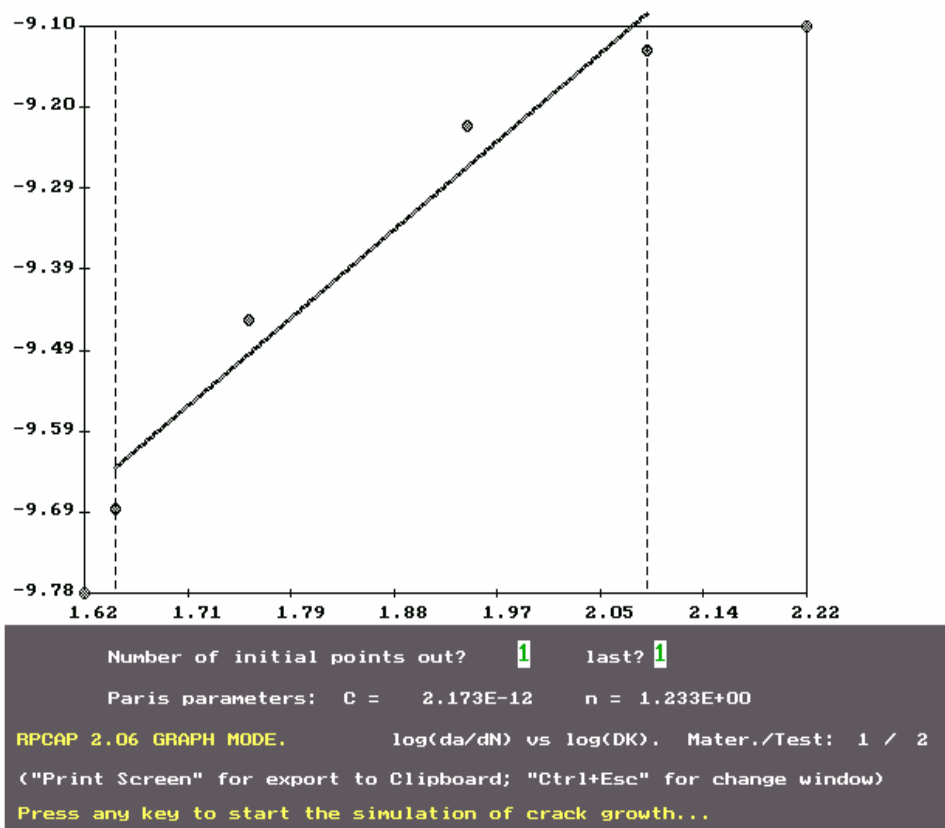
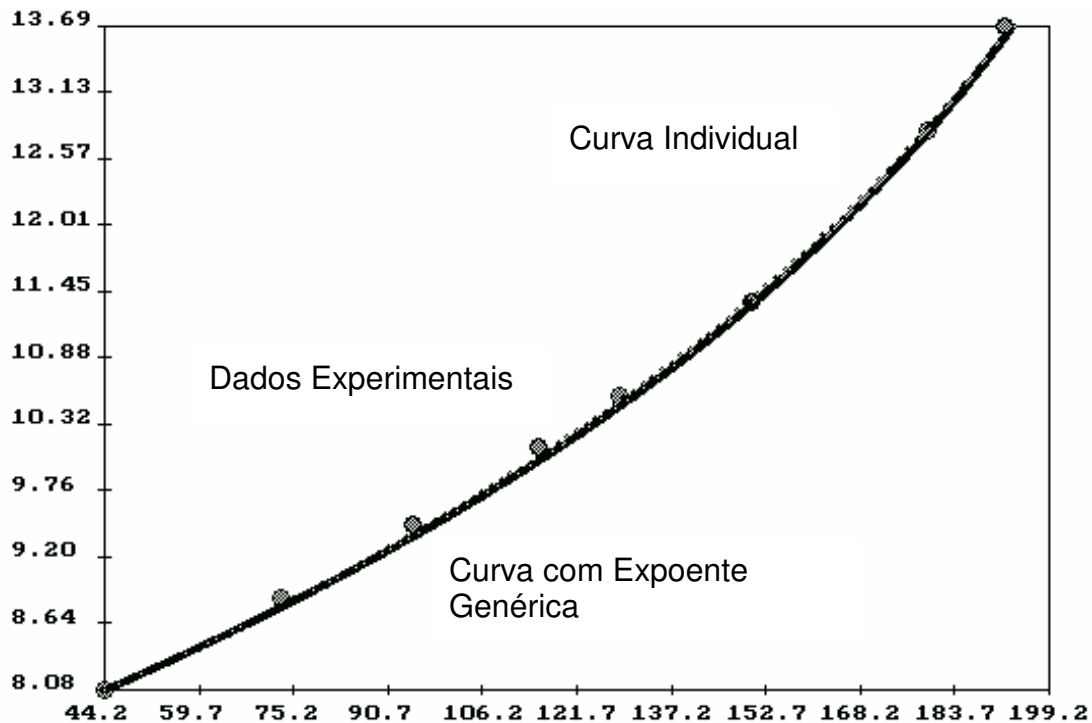


Figura 3.2: Seleção da Região B e cálculo dos parâmetros (C) e (n) utilizando software RPCA 2.06

Para o cálculo de uma constante ( $n$ , ou BETA) geral para todas as curvas experimentais, com variação do parâmetro ( $C_g$ ) associado foi utilizado o programa “RPCA 3.06”. Conforme mostrado na figura 3.3, a qualidade de ajuste de cada curva continua boa, mesmo com menor número de parâmetros aplicados ao grupo de curvas. No entanto, agora já pode ser realizada a comparação, através dos valores  $C_g$  que se tornaram características individuais de cada curva.



**Figura 3.3: Curvas  $a$  versus  $N$  experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida)**

Inclusive, a análise de efeito de dano acumulado pode ser realizada através de comparação dos parâmetros  $C_g$  correspondentes a diferentes condições de material (ciclagem prévia).

### 3.2 Metodologia Experimental

Os corpos de prova utilizados nos ensaios foram confeccionados de acordo com as normas ASTM-E466 e ASTM-E647, utilizando liga de alumínio 2024-T3 de aplicação aeronáutica.

Foram realizados três grupos de ensaios distintos que permitiram análises comparativas de propagação de trincas.

### 3.2.1 - Material Estudado

O desenvolvimento experimental deste trabalho foi realizado utilizando uma liga de alumínio de aplicação aeronáutica Al2024-T3, na forma de chapa com 2 mm de espessura. Este material foi fornecido pela Empresa Brasileira de Aeronáutica - Embraer. A composição química deste material é apresentada na Tabela 3.1 conforme a norma ASTM B205.

**Tabela 3.1 - Composição Química da Chapa de Alumínio 2024T3 (% em peso).**

Composição		Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Al
ASTM B209	Min	3.8	1.2	0.30	-	-	-	-	-	*
	Máx	4.9	1.8	0.9	0.50	0.50	0.25	0.15	0.10	*

\* Corresponde ao restante da porcentagem em peso de alumínio puro.

Todo material utilizado nos ensaios foi obtido de uma mesma chapa da liga Al 2024-T3.

Todos corpos de prova foram confeccionados idênticos, seguindo as mesmas regras e procedimentos, isto permite uma confiável comparação dos dados.

### A Tabela 3.2 Mostra as Propriedades Físicas e Mecânicas [53] .

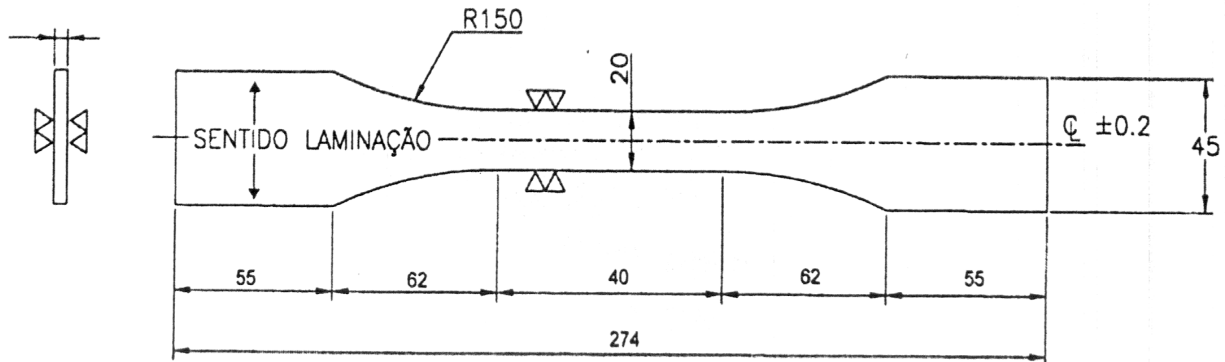
Propriedade	Valor
Limite de Escoamento, $\sigma_e$ [MPa]	345
Limite de Resistência, $\sigma_t$ [MPa]	483
Alongamento total em 25mm, $\Delta L$ (%)	17
Tenacidade à Fratura $K_{IC}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	44
Coef. Expansão Térmica $\alpha$ (10 <sup>-6</sup> /°C)	23

### Tabela 3.3 - Constantes Elásticas Do Material [53]

Propriedade	Valor
Módulo de Young, E [GPa]	69
Módulo de Cisalhamento, G [GPa]	26
Razão de Poisson, $\nu$	0,33

### 3.2.2 Corpos de Prova

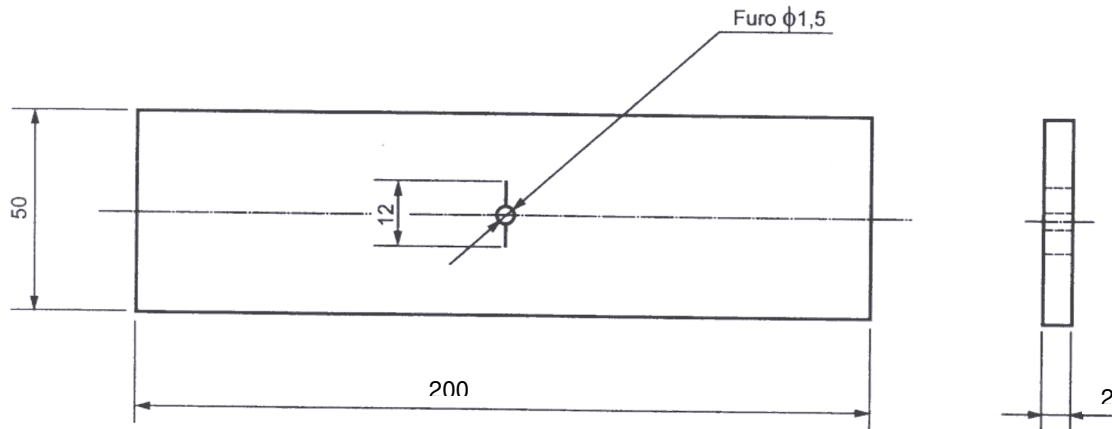
Os corpos-de-prova utilizados numa etapa inicial foram cortados na direção de laminação com as seguintes dimensões: 45 mm de largura e 274 mm de comprimento. A forma e dimensões dos corpos-de-prova utilizados estão indicadas na Figura 3.4. Realizou-se 12 ensaios de vida em fadiga sob mesmo regime de carregamento cíclico, com corpos de prova deste tipo, compõe o primeiro grupo de ensaios.



**Figura 3.4: Forma e Dimensões (mm) dos Corpos-de-Prova de Fadiga**

### 3.2.3 Corpo de Prova para Propagação de Trinca

Os corpos de prova utilizados para propagação de trinca foram cortados na direção de laminação com as seguintes dimensões: 50 mm de largura e 200 mm de comprimento. A partir de um furo central com diâmetro igual a 1,5 mm, abriu-se o entalhe iniciador da trinca com uma serra de relojoeiro. O comprimento do entalhe ficou entre 11,5 e 12,5 mm. A forma e dimensões dos corpos-de-prova utilizados foram confeccionadas de acordo com a norma ASTM-E647 conforme indicadas na Figura 3.5.



**Figura 3.5: Forma e dimensões (mm) dos corpos-de-prova de fadiga**

### 3.2.4 Equipamento de Ensaio Utilizados

Os ensaios de fadiga foram realizados no laboratório de análise estruturais do Centro Tecnológico de Aeronáutica (CTA) em uma máquina “Instron modelo 1332”, pertencente à AMR/IAE/CTA. A máquina foi equipada com uma célula de carga de capacidade igual a 245 kN, operando na faixa de calibração de 10% da capacidade e precisão de leitura de  $\pm 0,5\%$  do limite superior da faixa. As medidas do comprimento da trinca foram feitas com o auxílio de um microscópio óptico, com aumento de 7x e precisão de leitura igual a 0,01 mm. A Figura 3.6 mostra a fixação de um corpo-de-prova pelas garras hidráulicas da máquina de ensaios e o posicionamento do microscópio utilizado nas medidas.



**Figura 3.6 - Montagem experimental para as medições do comprimento da trinca**

## Capítulo 4: Desenvolvimento Experimental

Com o objetivo de se obter um conjunto de dados experimentais para comparação dos resultados obtidos neste estudo, realizou-se ensaios de propagação da trinca por fadiga em amostras de liga de alumínio 2024-T3 de aplicação aeronáutica.

### 4.1 Critérios de Trabalho

Para a realização deste trabalho foram respeitados alguns critérios para avaliar a taxa de propagação da trinca gerada por carregamentos cíclicos. Devido à diversidade de parâmetros envolvidos nos ensaios de fadiga, foram fixados algumas condições de ensaios, com o objetivo de minimizar o número de variáveis e permitir uma análise homogênea dos fatores envolvidos no mecanismo de propagação de trinca na liga 2024-T3. Este estudo tem o objetivo de analisar o comportamento do material base e de relacionar os dados experimentais com a modelagem teórica proposta por Paris [43].

Todos os corpos de prova ensaiados foram retirados de uma mesma chapa do material, o que garante a homogeneidade dos parâmetros diretamente relacionados à composição química e arranjo estrutural para comparação dos dados experimentais sob carregamento constante conforme a modelagem teórica proposta por Paris.

Os corpos de prova testados tinham as mesmas dimensões e foram testados sob as mesmas condições de equipamento e ambiente.

Os ensaios realizados foram executados mantendo-se a amplitude do carregamento constante para permitir uma análise sob condições diferentes de danos prévios.

Realizaram-se três grupos de ensaios, sendo o primeiro auxiliar, o segundo de referência e o terceiro principal.

O primeiro grupo é realizado com 12 amostras sem entalhe, para determinar a vida média do material que corresponde ao determinado regime de carregamento (C1).

O segundo grupo, com 12 corpos-de-prova, os quais, anteriormente foram submetidos à execução do entalhe iniciador da trinca. Nestes ensaios foi investigada a propagação de trinca sob determinado regime de carregamento (C2), com respectivo espalhamento.

No terceiro grupo os ensaios de propagação de trinca foram realizados com amostras que foram submetidas a um determinado número de ciclos de carregamento C1, antes de execução do entalhe iniciador da trinca. A seguir, foi realizado o estudo de propagação de trinca sob carregamento C2, semelhante ao

grupo 2. Em 3 amostras a ciclagem prévia corresponde a 2% de vida média e em outras 3 amostras, a 40% da vida média.

Antes de se iniciar o registro dos dados em ensaios de grupo 2 e de grupo 3, aguardou-se a trinca crescer no mínimo 1 mm a partir de cada extremidade do entalhe. Este procedimento teve a finalidade de criar a chamada “pré-trinca”, ou seja, uma trinca de fadiga inicial devidamente afiada que eliminasse os efeitos do formato da ponta do entalhe na taxa de propagação da trinca e na determinação do Fator Intensidade de Tensão, conforme recomenda a norma ASTM E 647-95a. Procurou-se coletar os dados a intervalos de ciclagem tais que o incremento no tamanho da trinca fosse de aproximadamente 0,5mm.

Com este tipo de corpo de prova são nucleadas trincas que se propagam em sentidos opostos, permitindo a obtenção de uma curva a versus N para cada ensaio realizado.

Todos os ensaios foram conduzidos até a ruptura final do material.

#### 4.2 Estudo Inicial que Determina a Vida Média

Foram obtidos os seguintes resultados desta etapa inicial com o objetivo de se obter uma vida média. Este resultado será utilizado posteriormente para determinar o número de ciclos correspondente a 2% e 40% da vida média e comparar os dados para certificar o comportamento da taxa de propagação de trinca. A tabela 4.01 mostra os resultados de 12 ensaios, a média dos resultados obtidos nesta tabela foi de 156.859 ciclos.

**Tabela 4.01: Apresenta Resultados que Determina a Vida Média Teórica**

F	Mpa	esp	A	MAX	MIN	MÉD	AMPL	RESUL	L
10	240.63	2.01	40.54	995.05	99.51	547.28	447.77	158,229	20.17
10	240.63	1.98	39.66	973.40	97.34	535.37	438.03	202,572	20.03
10	240.63	1.97	39.99	981.54	98.15	539.85	441.69	124,819	20.3
10	240.63	2.00	40.30	989.12	98.91	544.02	445.10	154,568	20.15
10	240.63	2.00	39.50	969.49	96.95	533.22	436.27	160,484	19.75
10	240.63	2.02	40.44	992.57	99.26	545.91	446.66	161,852	20.02
10	240.63	2.00	39.72	974.89	97.49	536.19	438.70	140,134	19.86
10	240.63	2.00	40.54	995.01	99.50	547.26	447.76	143,745	20.27
10	240.63	2.00	40.14	985.19	98.52	541.86	443.34	154,096	20.07
10	240.63	2.00	40.06	983.23	98.32	540.78	442.45	166,184	20.03
10	240.63	2.00	40.16	985.69	98.57	542.13	443.56	154,925	20.08
10	240.63	2.00	39.62	972.43	97.24	534.84	437.59	146,892	19.81
10	240.63	2.00	39.62	972.43	97.24	534.84	437.59	170,672	19.81

Inicialmente foram realizados 3 ensaios de tração para verificar as propriedades mecânicas do material a ser ensaiado e determinar as condições iniciais de carregamento a serem tomadas. De acordo com os resultados obtidos, optou-se por fazer os testes com (C1) tensão máxima de 75% do limite de escoamento, encontrado no ensaio de tração e razão de carregamento  $R=0,1$ . A tabela 4.01 mostra os valores da frequência (F), tensão máxima em (Mpa), espessura do corpo de prova (esp), cargas máxima (MAX), mínima (MIN) e média (MÉD) aplicadas no ensaios, amplitude de carga (AMPL) e a largura do corpo de prova (L).

### **4.3 Resultados Experimentais de Propagação de Trinca Sem Danos Prévios Realizado em 12 Amostras**

Nestes ensaios foi investigada a propagação de trinca sob um regime de carregamento (C2) com  $\sigma_{máx} = 80,20$  Mpa ,  $\sigma_{mín} = 8,02$  Mpa e razão de carregamento  $R=0,1$ .

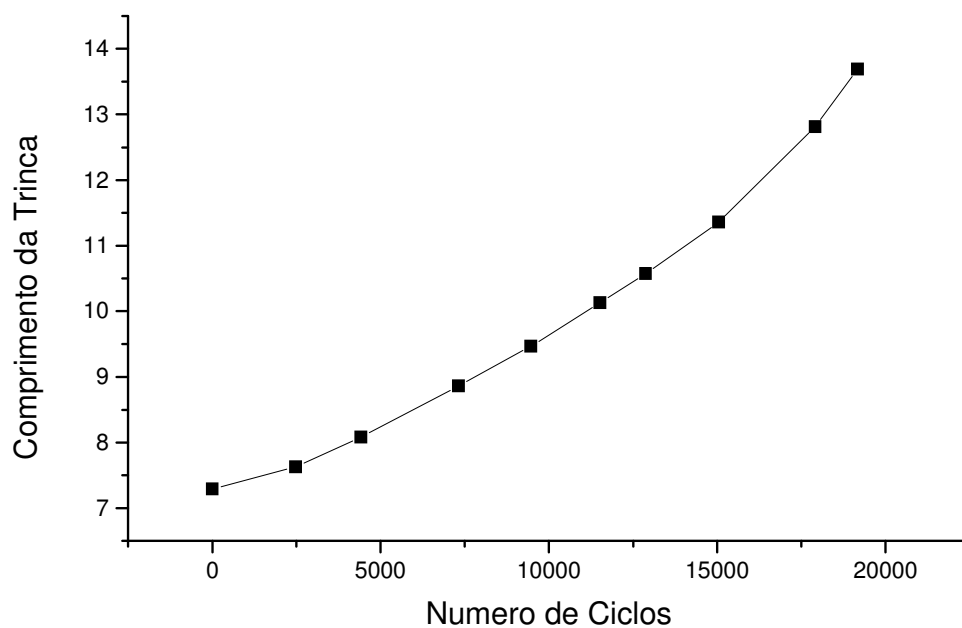
As figuras 4.01 a 4.12 e as tabelas 4.02 a 4.13 mostram os resultados de ensaios de propagação de trinca em chapas novas, sem danos prévios.

Os dados são apresentados no formato: comprimento da trinca (a) versus o numero de ciclos (N) desde a iniciação, onde  $2a$  é o comprimento total da trinca e (a) corresponde à metade do comprimento da trinca central em amostras simétricas.



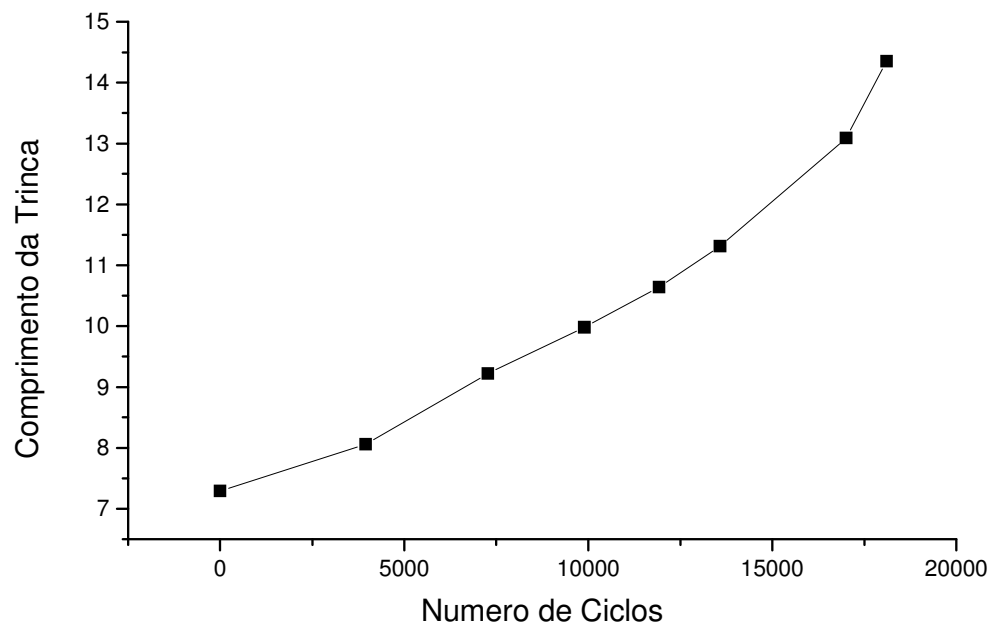
**Tabela 4.02: Propagação de Trinca (Ensaio 01)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
2478	7.63
4424	8.08
7311	8.86
9467	9.47
11525	10.13
12872	10.57
15045	11.36
17915	12.81
19179	13.69

**Figura 4.01: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 01)**

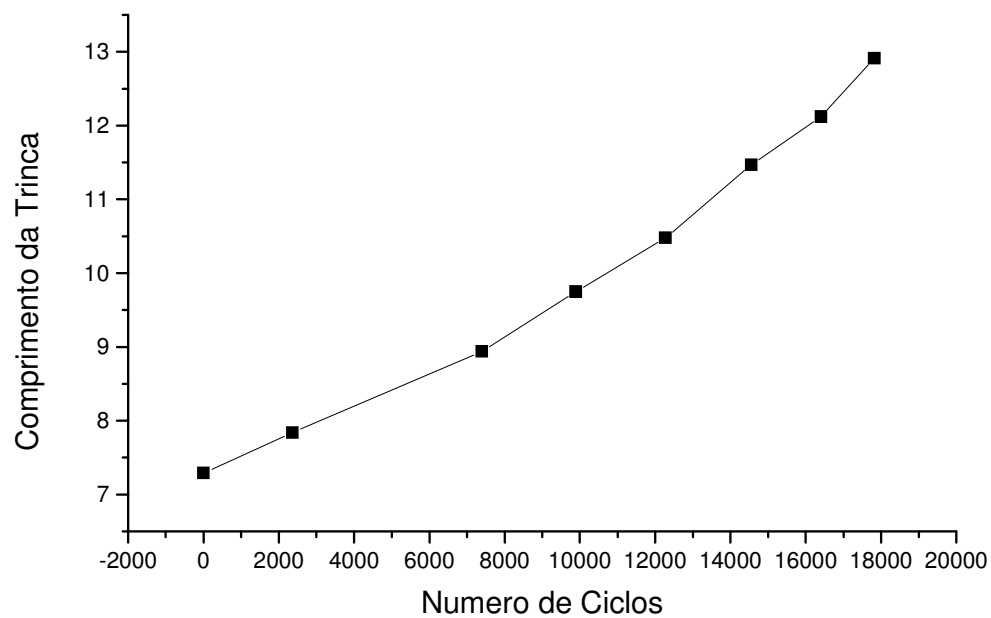
**Tabela 4.03: Propagação de Trinca (Ensaio 02)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
3958	8.06
7271	9.22
9892	9.98
11920	10.64
13584	11.31
17004	13.09
18110	14.35

**Figura 4.02: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 02)**

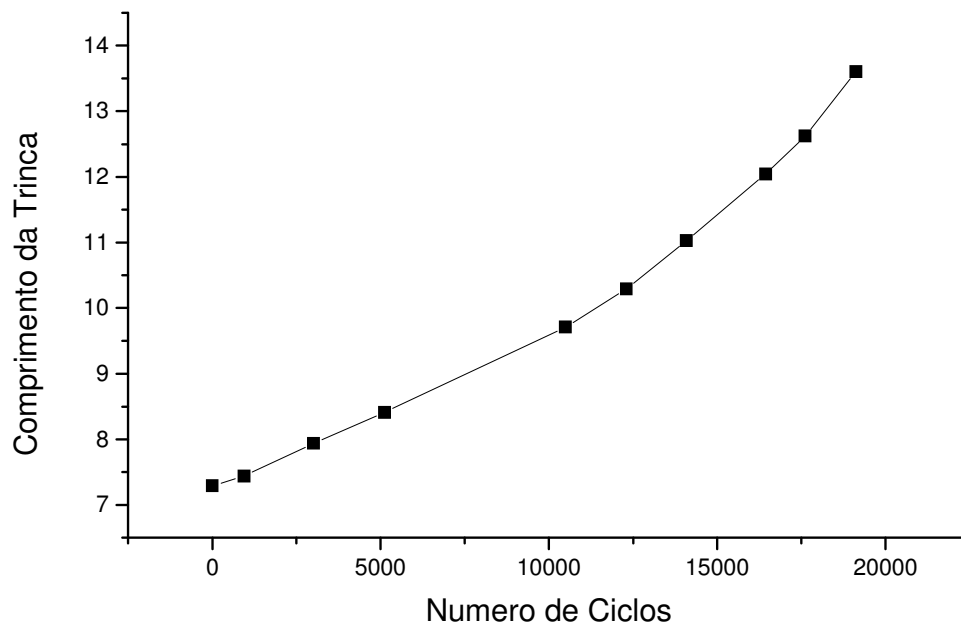
**Tabela 4.04: Propagação de Trinca (Ensaio 03)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
2364	7.84
7392	8.94
9890	9.75
12271	10.48
14555	11.47
16408	12.12
17827	12.91

**Figura 4.03: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 03)**

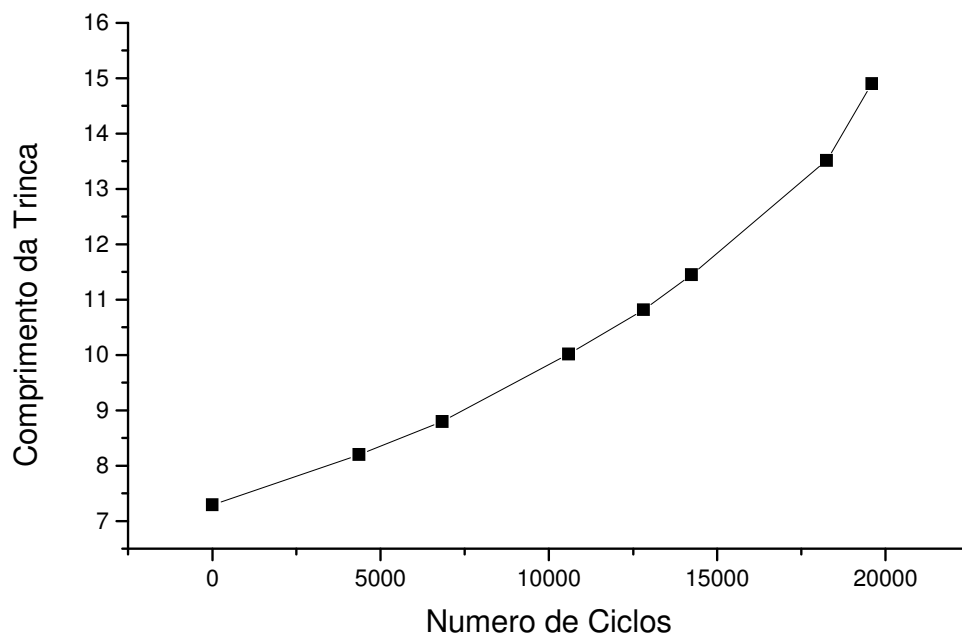
**Tabela 4.05: Propagação de Trinca (Ensaio 04)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
948	7.44
3011	7.94
5125	8.41
10486	9.71
12303	10.29
14085	11.03
16445	12.04
17613	12.62
19123	13.6

**Figura 4.04: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 04)**

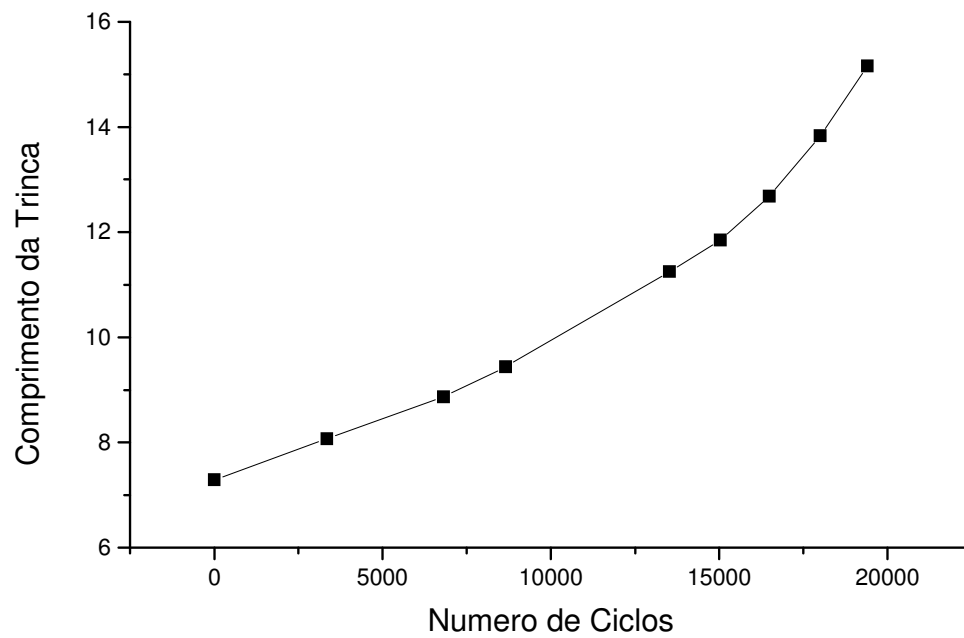
**Tabela 4.06: Propagação de Trinca (Ensaio 05)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Propagação da Trinca)</b>
4360	8.2
6838	8.8
10586	10.02
12814	10.82
14237	11.45
18256	13.51
19595	14.9

**Figura 4.05: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 05)**

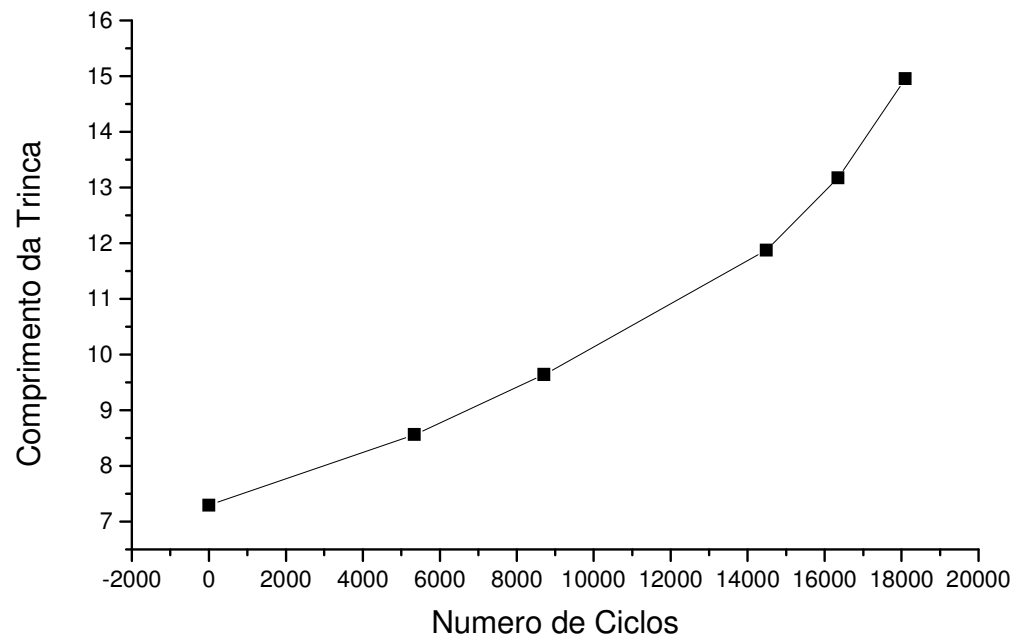
**Tabela 4.07: Propagação de Trinca (Ensaio 06)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Propagação da Trinca)</b>
3350	8,07
6811	8,87
8659	9,44
13528	11,25
15040	11,85
16493	12,68
17998	13,83
19406	15,16

**Figura 4.06: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 06)**

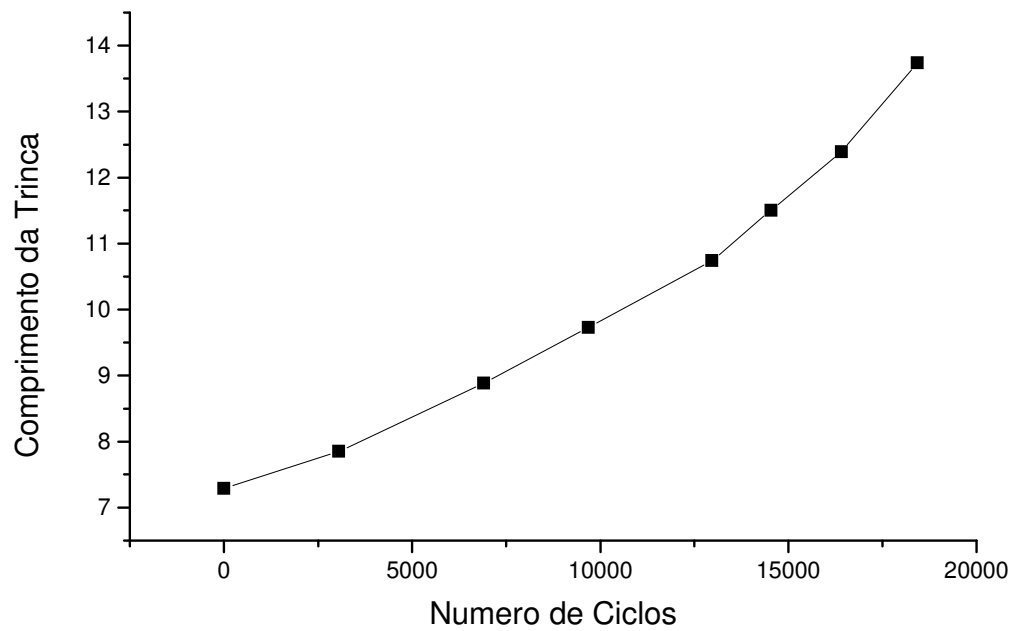
**Tabela 4.08: Propagação de Trinca (Ensaio 07)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
5340	8.56
8708	9.64
14478	11.87
16347	13.17
18093	14.95

**Figura 4.07: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 07)**

**Tabela 4.09: Propagação de Trinca (Ensaio 08)**

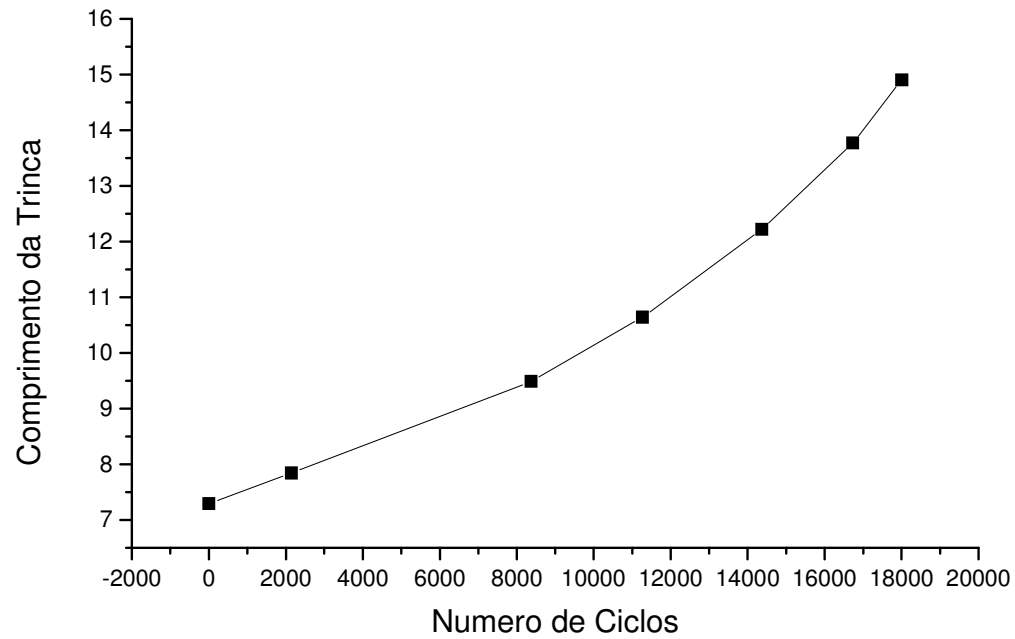
<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
3050	7.85
6905	8.88
9690	9.73
12967	10.74
14533	11.5
16412	12.39
18419	13.74

**Figura 4.08: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 08)**



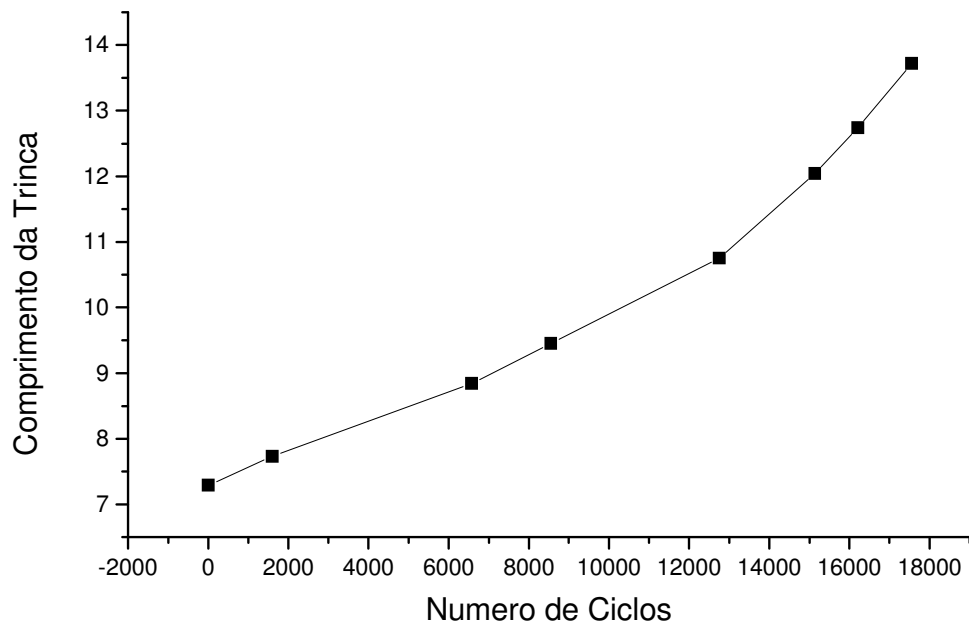
**Tabela 4.10: Propagação de Trinca (Ensaio 09)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
2146	7.84
8371	9.49
11268	10.64
14372	12.22
16727	13.77
18012	14.9

**Figura 4.09: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 09)**

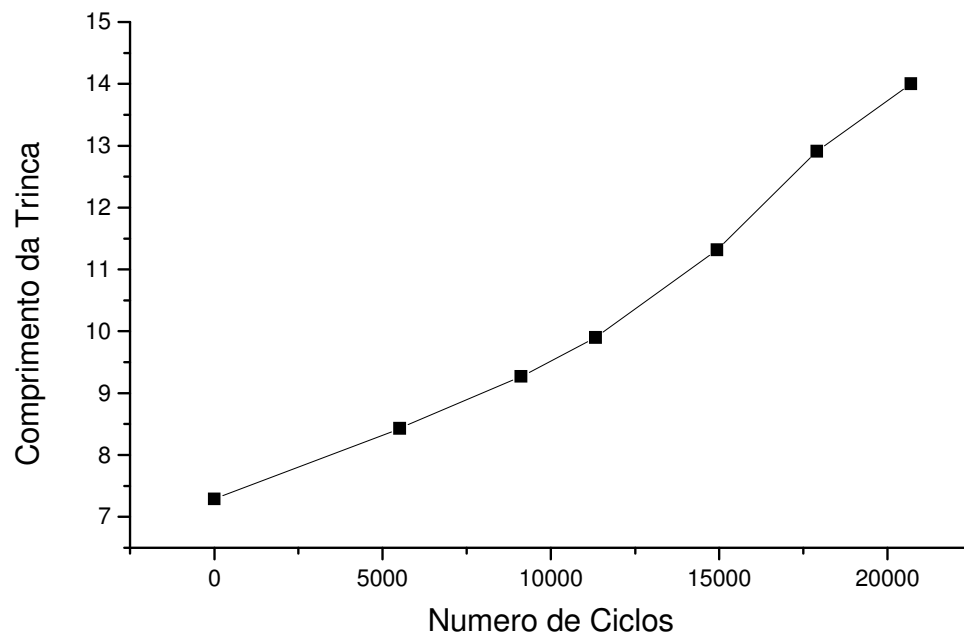
**Tabela 4.11: Propagação de Trinca (Ensaio 10)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
1599	7.73
6576	8.84
8547	9.45
12756	10.75
15136	12.04
16216	12.74
17556	13.72

**Figura 4.10: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 10)**

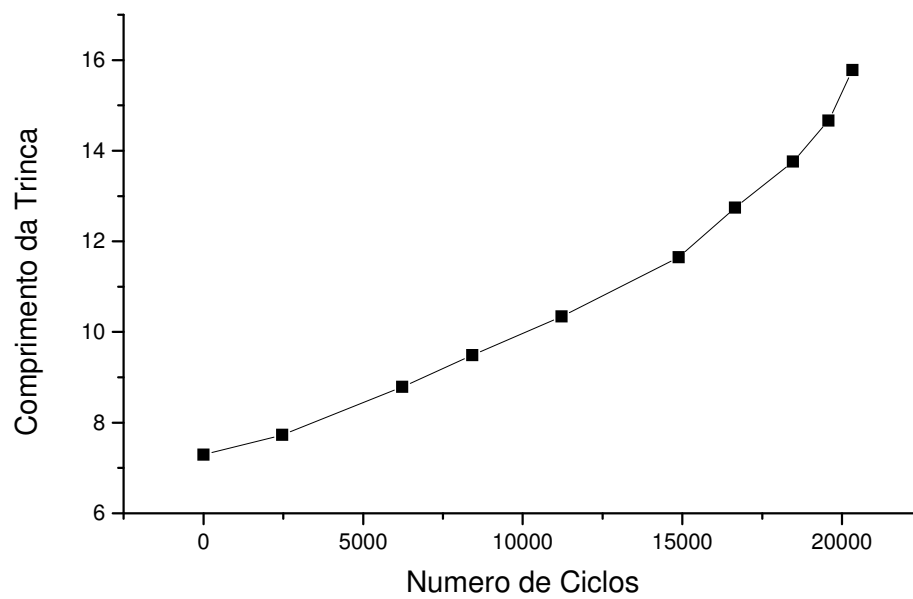
**Tabela 4.12: Propagação de Trinca (Ensaio 11)**

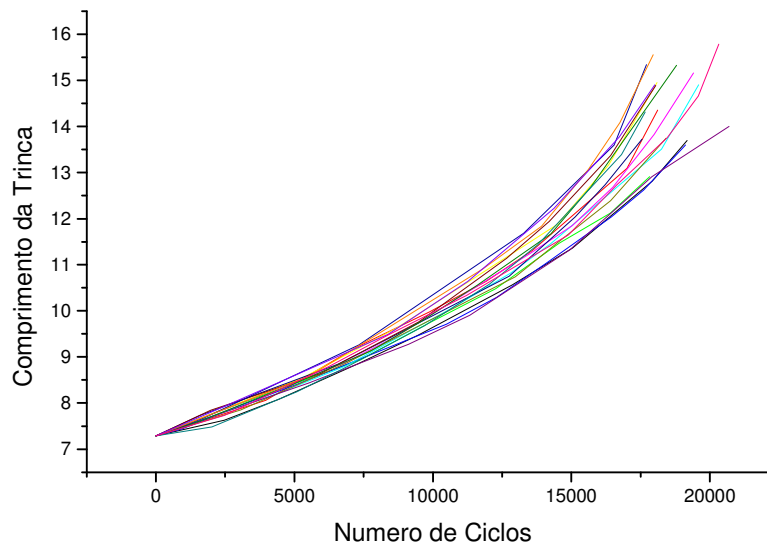
<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
5511	8.43
9116	9.27
11333	9.9
14942	11.32
17901	12.91
20697	14

**Figura 4.11: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 11)**

**Tabela 4.13: Propagação de Trinca (Ensaio 12)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
2467	7.73
6225	8.79
8421	9.49
11217	10.34
14888	11.65
16655	12.74
18467	13.76
19578	14.66
20325	15.78

**Figura 4.12: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 12)**



**Figura 4.13: Propagação de trinca central a versus N - Resultados experimentais das amostras sem danos prévios.**

As curvas das figuras 4.01 à 4.12, obtidas para mesmo regime de carregamento e mesma geometria da amostra (apenas com pequenas variações de comprimento inicial de trinca), são apresentadas juntas na figura 4.13. Observa-se que as diferenças na propagação de trinca são consideráveis, portanto este processo está sujeito a um espalhamento natural.

É discutível até que ponto o espalhamento inerente ao fenômeno da fadiga pode ser negligenciado na descrição da propagação das trincas de fadiga. Se do ponto de vista macroscópico é conveniente considerar um material metálico de engenharia como um meio contínuo ideal, não se pode negar que o fato de os materiais serem compostos por uma microestrutura aleatória, descrita por diversos microparâmetros, é a principal causa do espalhamento observado nos dados de propagação das trincas.

#### **4.4 Resultados Experimentais para Amostras com Ciclagem Prévia**

Os resultados abaixo foram realizados em amostras que sofreram danos prévios de 2 e 40% da vida média calculada na tabela 4.1. Estes resultados serão posteriormente comparados para verificação da taxa de propagação de trincas.

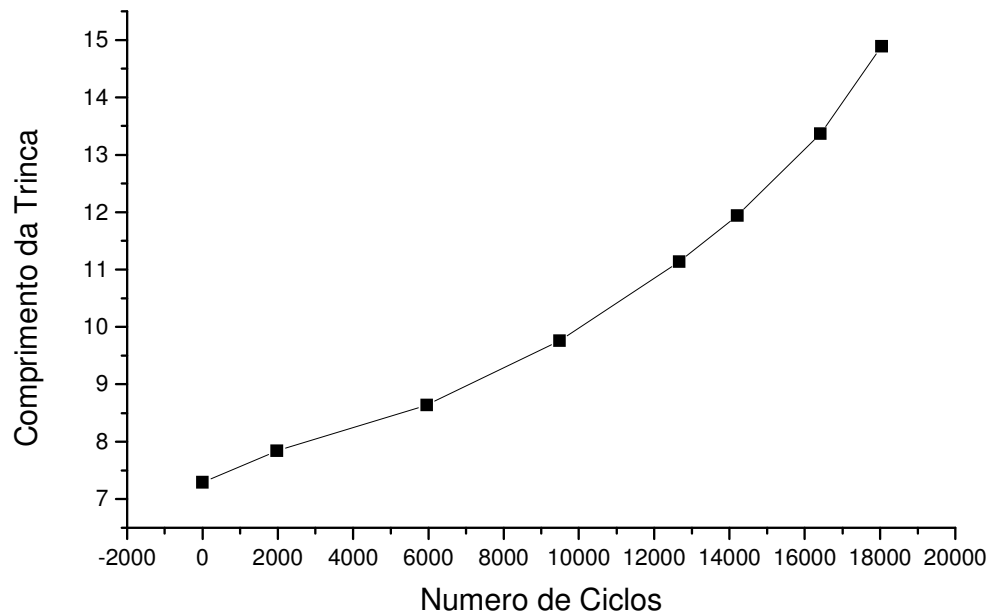
#### 4.4.1 Resultados Experimentais para Amostras com 2% de Dano Prévio

Utilizou-se a média dos resultados obtidas no ensaio inicial conforme tabela 4.01.

A seguir são apresentados os resultados experimentais obtidos no ensaio realizado com três amostras previamente cicladas a 2% da vida média obtidos no ensaio inicial que corresponde a 3137 ciclos. Este ensaio foi realizado com o objetivo de verificar o comportamento da trinca em uma chapa com carregamento prévio para permitir a comparação com os resultados em chapas novas, sem carregamento prévio.

**Tabela 4.14: Propagação de Trinca (Ensaio 13)**

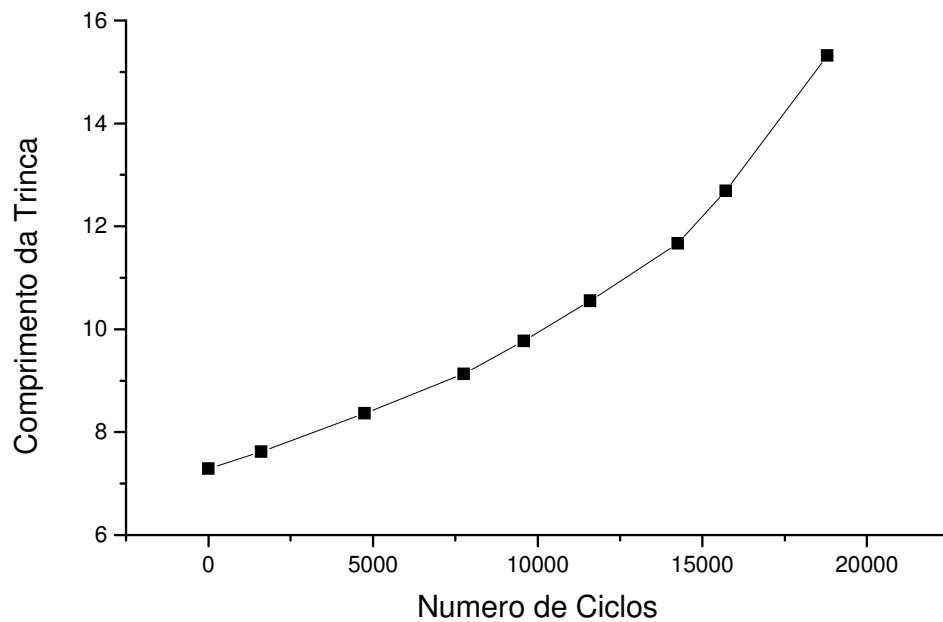
N (Numero de Ciclos)	a (Comprimento da Trinca)
1974	7.84
5957	8.64
9485	9.76
12669	11.14
14205	11.94
16412	13.37
18042	14.89



**Figura 4.14: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 13)**

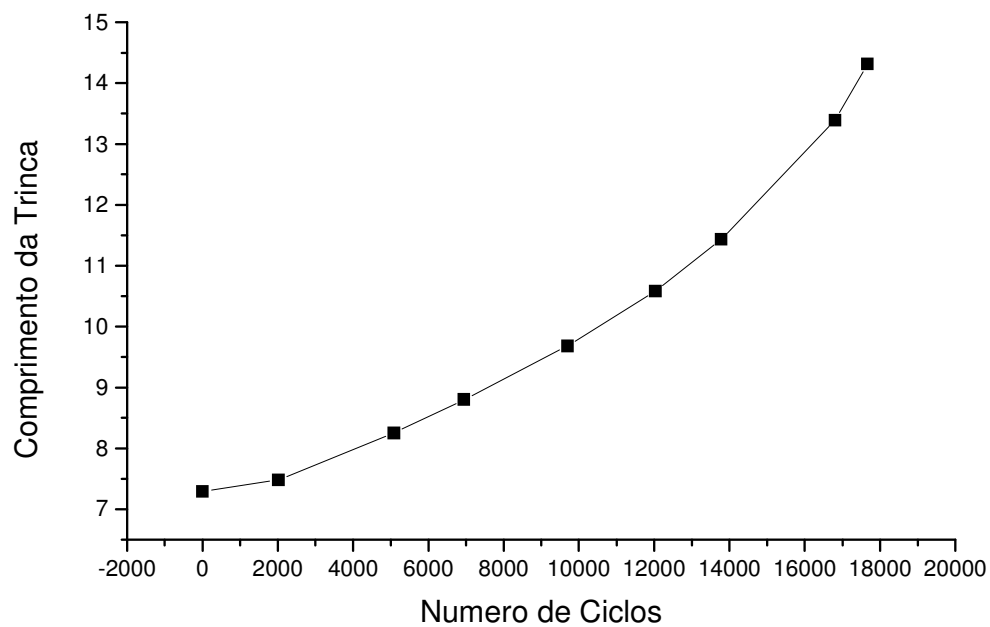
**Tabela 4.15: Propagação de Trinca (Ensaio 14)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
1609	7.62
4743	8.36
7753	9.13
9576	9.77
11588	10.55
14259	11.67
15710	12.69
18797	15.32

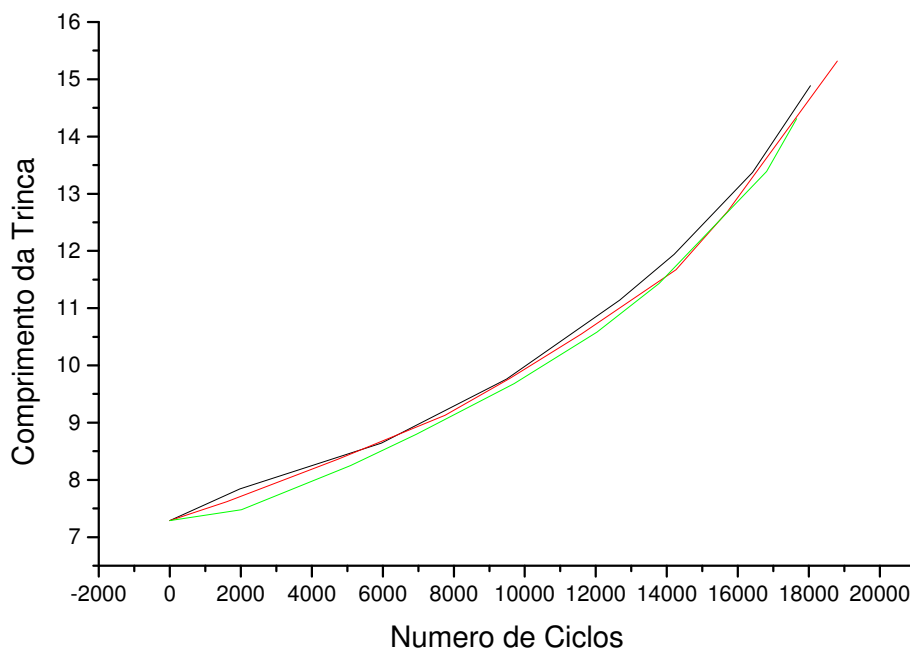
**Figura 4.15: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 14)**

**Tabela 4.16: Propagação de Trinca (Ensaio 15)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
2017	7.48
5089	8.25
6947	8.8
9696	9.68
12036	10.58
13777	11.43
16810	13.39
17660	14.31

**Figura 4.16: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 15)**





**Figura 4.17: propagação de trinca central a versus N – Resultado das amostras com danos prévios a 2% da vida média.**

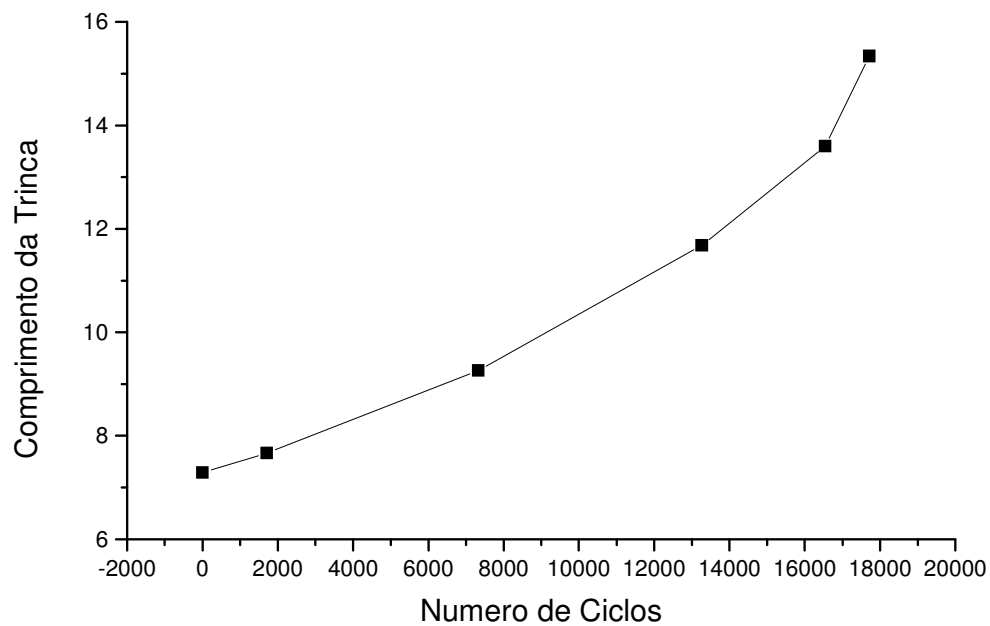
Os resultados mostrados na figura 4.17 apresentam uma taxa de propagação de trinca maior que as mostradas na figura 4.13, conforme podemos observar nos valores de C da equação de Paris.

#### **4.4.2 Resultados Experimentais para Amostras com 40% de Dano Prévio**

A seguir são apresentados os resultados experimentais obtidos no ensaio realizado com três amostras previamente cicladas a 40% da vida média obtidos no ensaio inicial corresponde a 62744 ciclos. Este ensaio foi realizado com o objetivo de verificar o comportamento da trinca em uma chapa com carregamento prévio para permitir a comparação com os resultados.

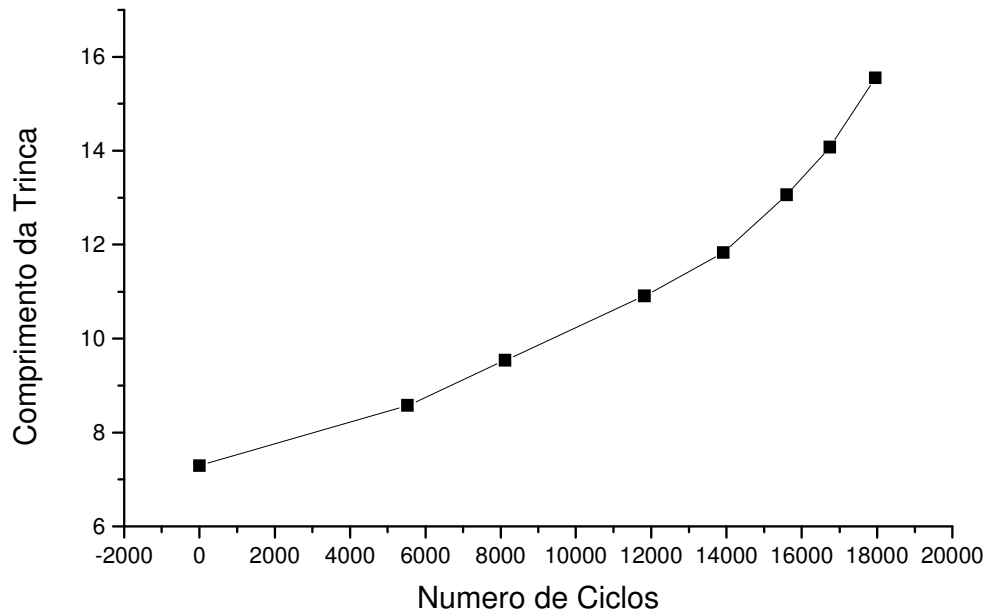
**Tabela 4.17: Propagação de Trinca (Ensaio 16)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
1713	7.67
7324	9.26
13269	11.68
16546	13.6
17713	15.34

**Figura 4.18: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 16)**

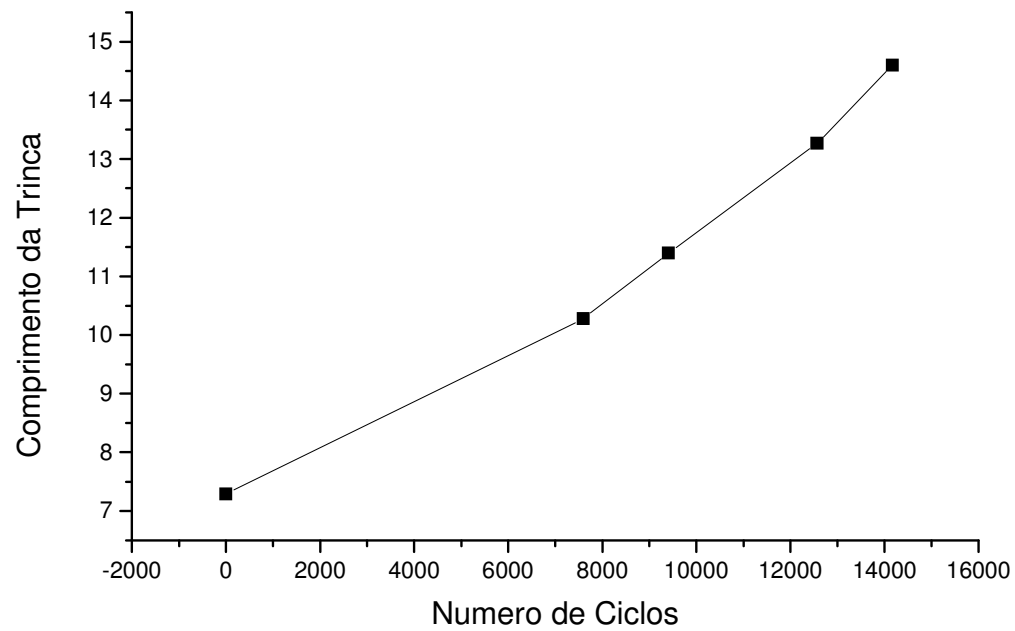
**Tabela 4.18: Propagação de Trinca (Ensaio 17)**

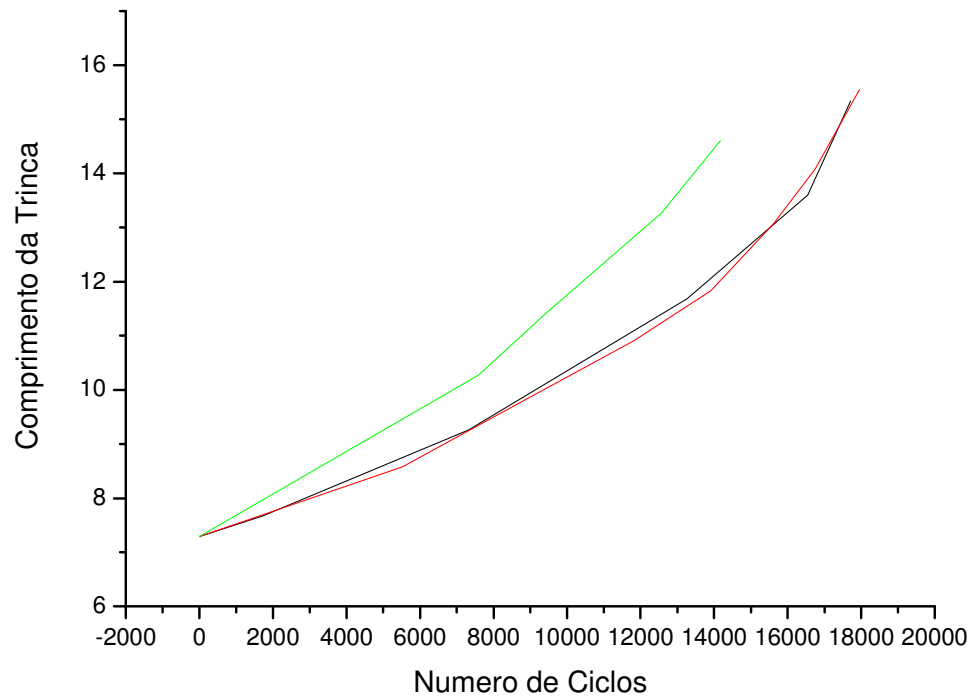
<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
5525	8.58
8115	9.54
11817	10.91
13916	11.83
15601	13.06
16747	14.08
17951	15.55

**Figura 4.19: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 17)**

**Tabela 4.19: Propagação de Trinca (Ensaio 18)**

<b>N (Numero de Ciclos)</b>	<b>a (Comprimento da Trinca)</b>
7601	10.28
9409	11.4
12567	13.27
14170	14.6

**Figura 4.20: Propagação de Trinca Central a versus N (Ensaio 18)**



**Figura 4.21: Propagação de trinca central  $a$  versus  $N$  – Resultado das amostras com danos prévios a 40% da vida média**

Os resultados mostrados na figura 4.21 apresentam uma taxa de propagação de trinca maior que as apresentadas nos resultados das chapas sem danos prévios.

## Capítulo 5: Desenvolvimento Analítico

### 5.1 Programa de Estudo Utilizando as Equações Cinéticas de Paris.

Os dados obtidos nos ensaios foram usados para correlacionar a taxa de crescimento da trinca  $\left(\frac{da}{dN}\right)$ , com o parâmetro  $\Delta K$  dos ensaios de fadiga, com referencia ao estágio II de crescimento da trinca, através dos parâmetros (c) e (n) propostos na equação de Paris e Erdogan [43]. Para o cálculo destes parâmetros, foi utilizado o software “RPCA 1.06 ; 2.06 e 3.06 “ [52], que segue as recomendações da norma ASTM-E647.

O modelo proposto por Paris [43] considera os termos (C) e (n) como duas constantes do material. Foi possível verificar que, na realidade, os valores variam em função das condições de danos prévios. É possível observar que, para as diferentes condições de danos prévios, os valores de (C) e (n) encontram-se entre  $5,65 \cdot 10^{-8}$  e  $7,65 \cdot 10^{-10}$  e entre 0,53 e 1,48 respectivamente, o que representa uma diferença de  $5,57 \cdot 10^{-8}$  entre os valores máximo e mínimo encontrados para (c) e uma diferença de 0,95 para os valores de (n).

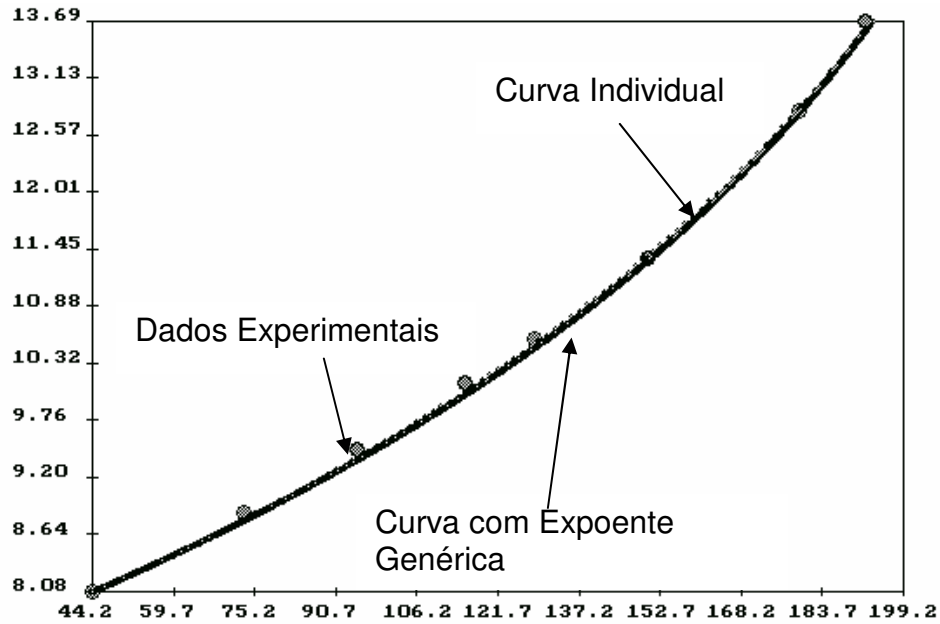
No ajuste acoplado realizado com auxílio do programa “RPCA 3.06”, o parâmetro é  $N_g$  geral para todo conjunto de curvas. Assim apenas  $C_g$  poderia variar com amostra e permitir a comparação das curvas obtidas para cada tipo de amostra. Os resultados são mostrados na tabela 5.1, chapa nova sem danos prévios - amostras 1 a 12; Chapas com danos prévios de 2% - amostras 13 a 15; Chapa com danos prévios de 40% - amostras 16 a 18.

Tabela 5.01: Valores de (c) e (n) obtidos no programa RPCA 2.06 e 3.06 [52]

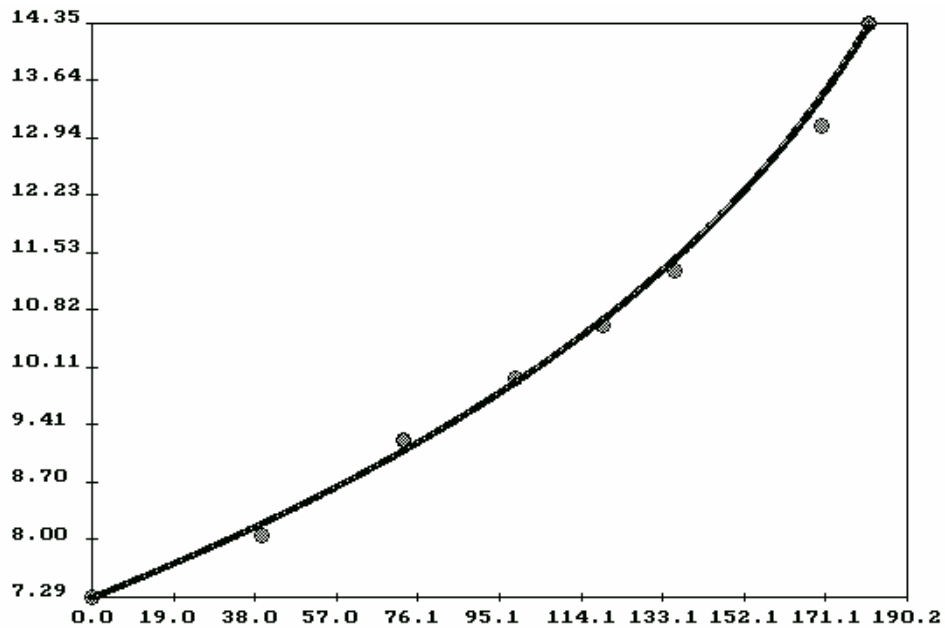
Dano Prévio	No. Amostras	Ni	Ci	Ng (E 00)	Cg (E-09)
0 %	1	1,12	$3,13 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,53
	2	1,16	$2,82 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,72
	3	0,85	$9,56 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,39
	4	1,13	$2,89 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,49
	5	1,04	$4,56 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,60
	6	1,29	$1,58 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,70
	7	1,48	$7,65 \cdot 10^{-10}$	1,17	2,82
	8	1,13	$3,13 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,63
	9	1,08	$4,10 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,73
	10	1,3	$1,58 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,79
	11	0,75	$1,40 \cdot 10^{-8}$	1,17	2,27
	12	1,15	$2,85 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,70
2 %	13	1,04	$5,11 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,93
	14	1,24	$2,03 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,77
	15	1,15	$3,21 \cdot 10^{-9}$	1,17	3,00
40 %	16	1,23	$2,17 \cdot 10^{-9}$	1,17	2,88
	17	1,32	$1,55 \cdot 10^{-9}$	1,17	3,08
	18	0,53	$5,65 \cdot 10^{-8}$	1,17	3,30

As curvas a versus N experimental e as teóricas, obtidas pela equação de Paris, que consideram os valores individuais de (C) e (n), podem ser observadas nas figuras de (5.01) até (5.12) com carregamento constante e sem danos prévios.

O eixo vertical representa o comprimento da trinca em milímetros (mm) e o eixo horizontal representa o numero de ciclos (dividido por 100).

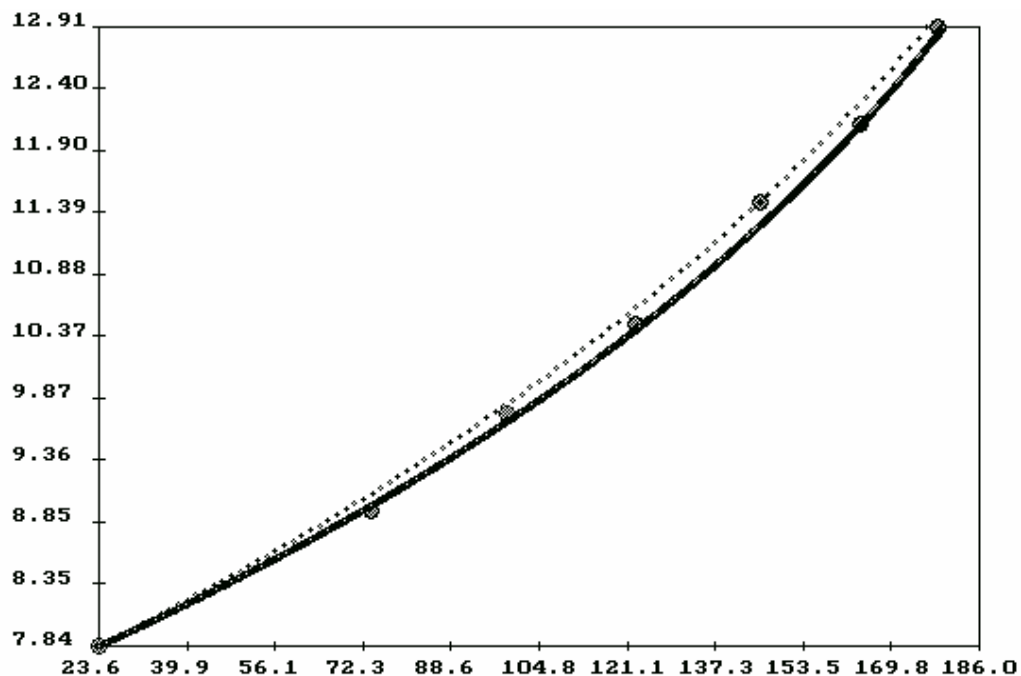


**Figura 5.01: Curvas  $a$  versus  $N$  experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 01**

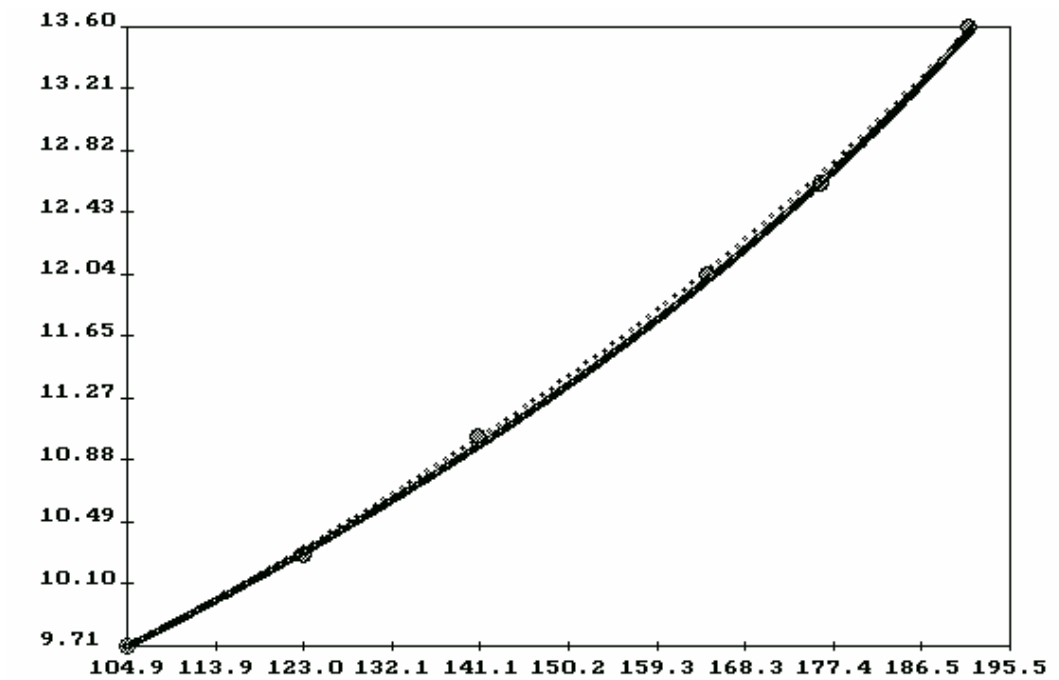


**Figura 5.02: Curvas  $a$  versus  $N$  experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 02**

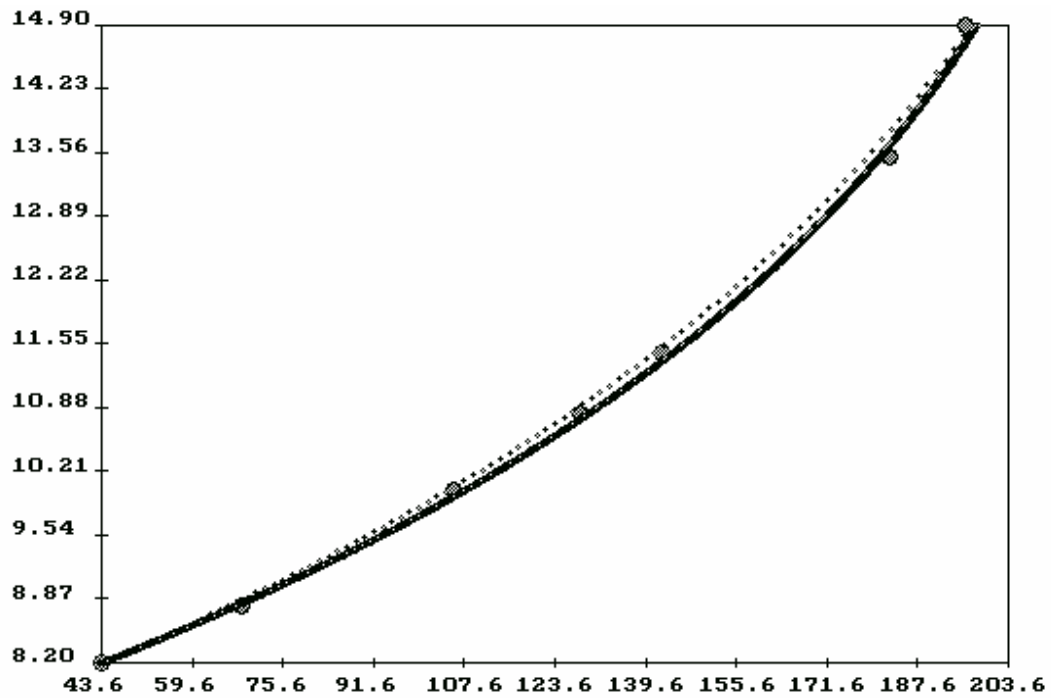




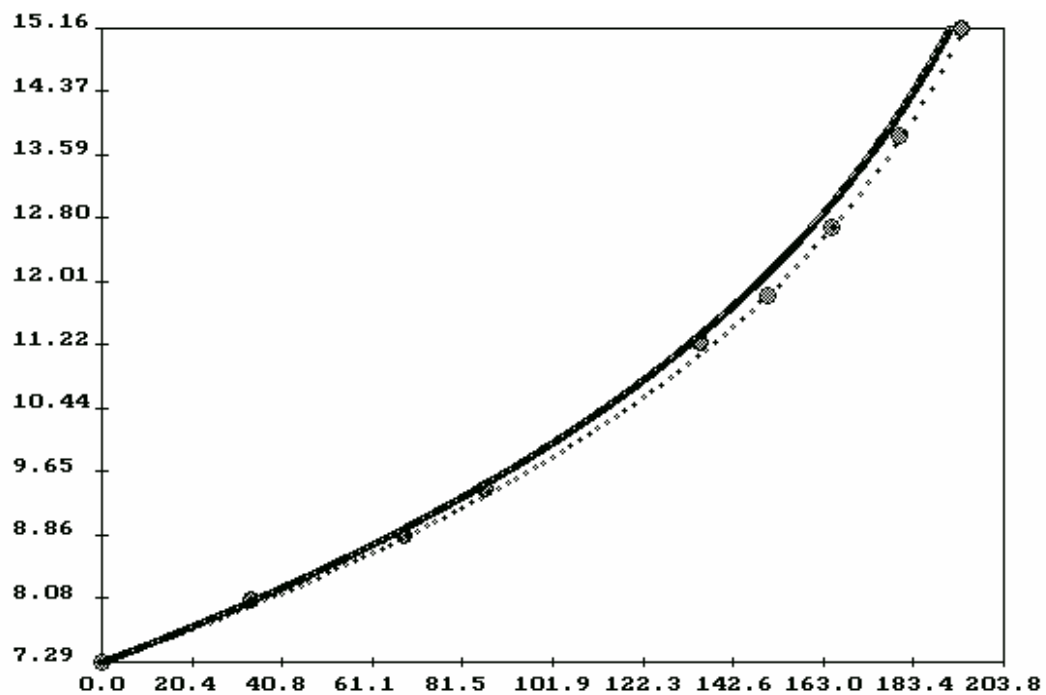
**Figura 5.03: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 03**



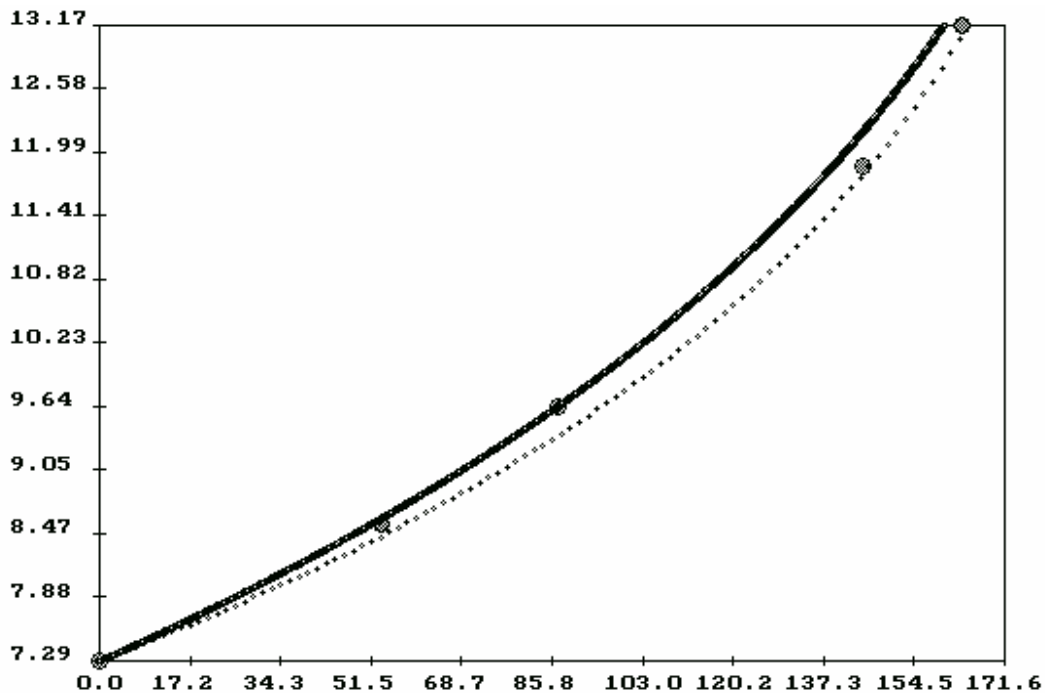
**Figura 5.04: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 04**



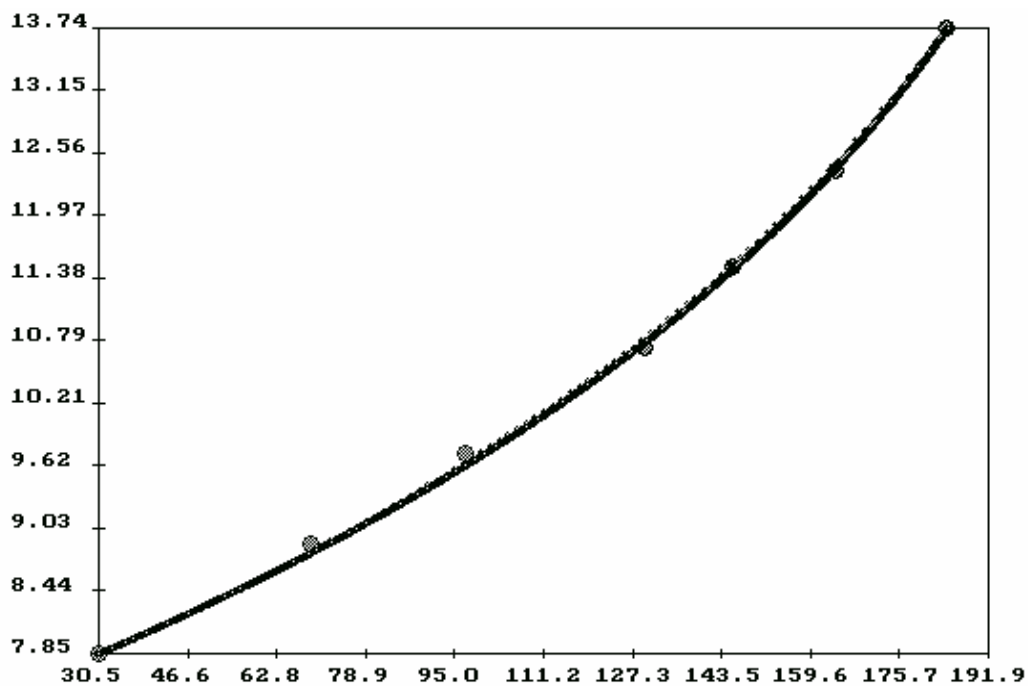
**Figura 5.05: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 05**



**Figura 5.06: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 06**



**Figura 5.07: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 07**



**Figura 5.08: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 08**

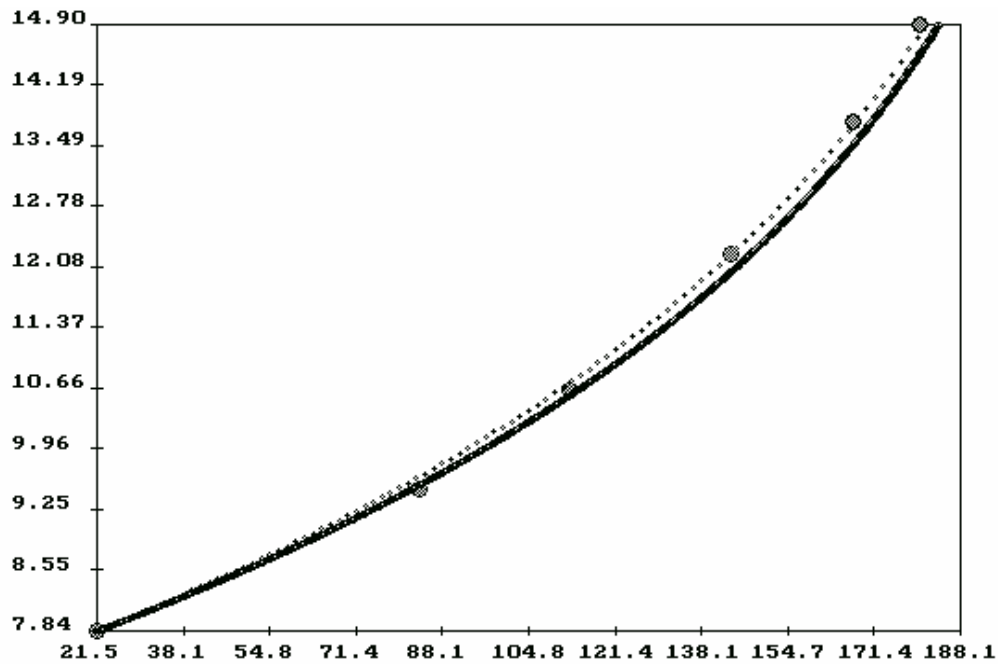


Figura 5.09: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 09

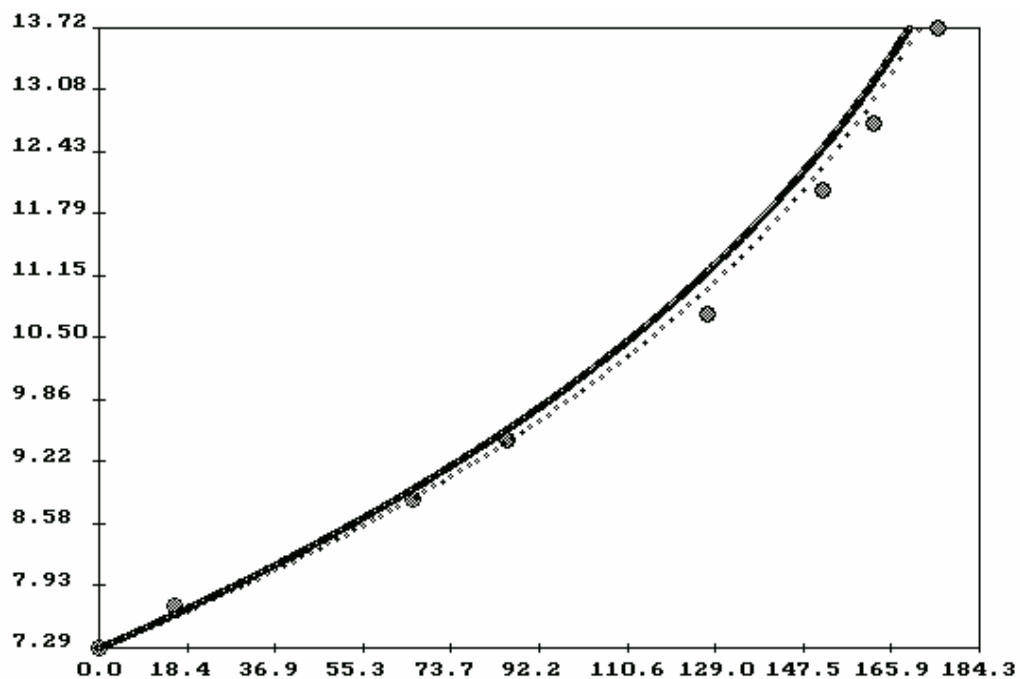
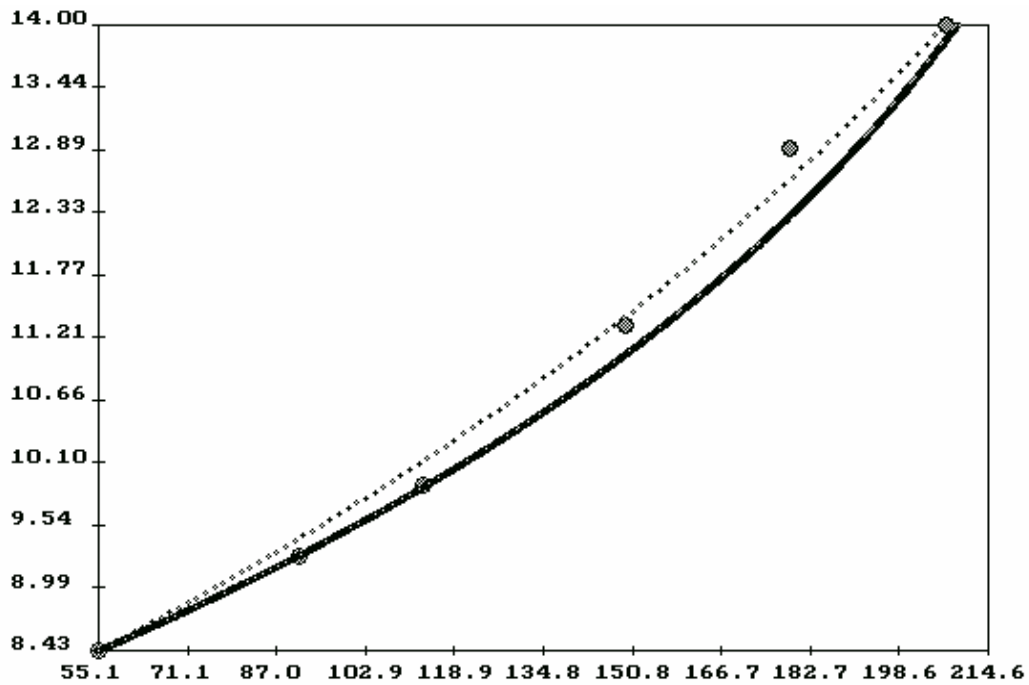
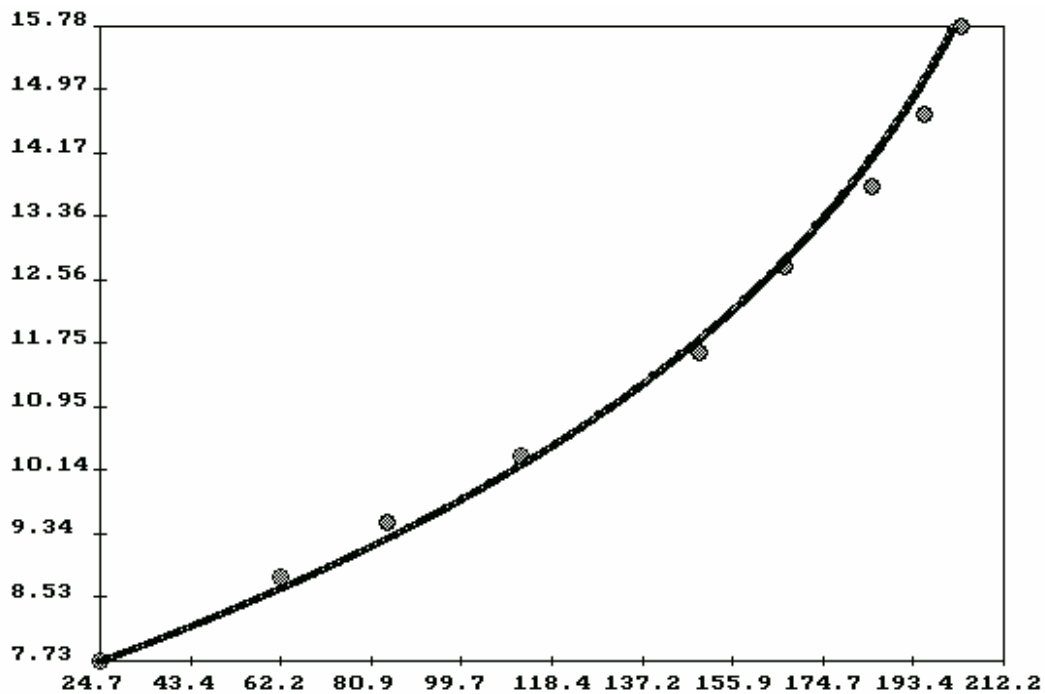


Figura 5.10: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 10



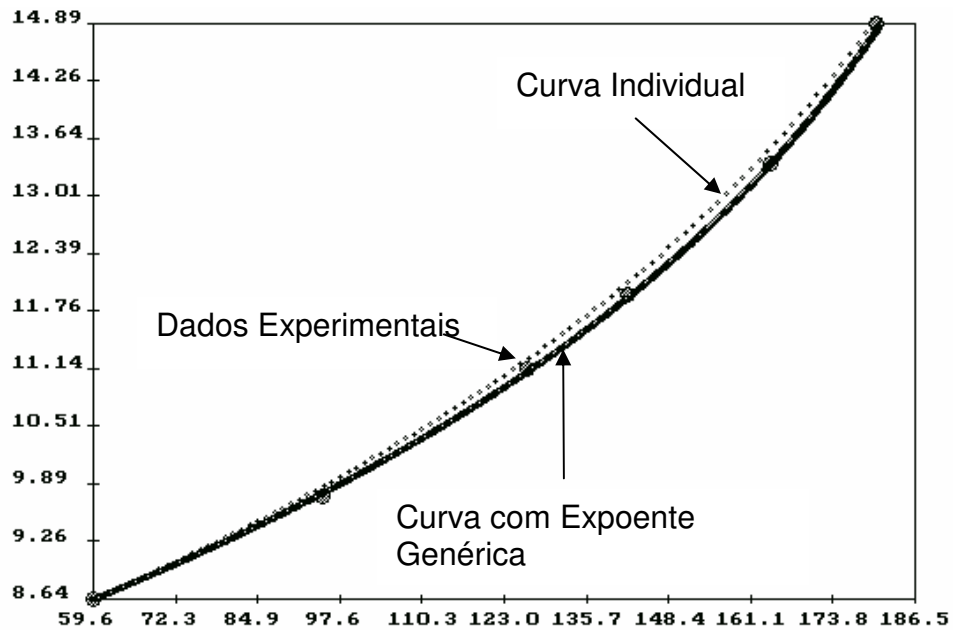
**Figura 5.11: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 11**



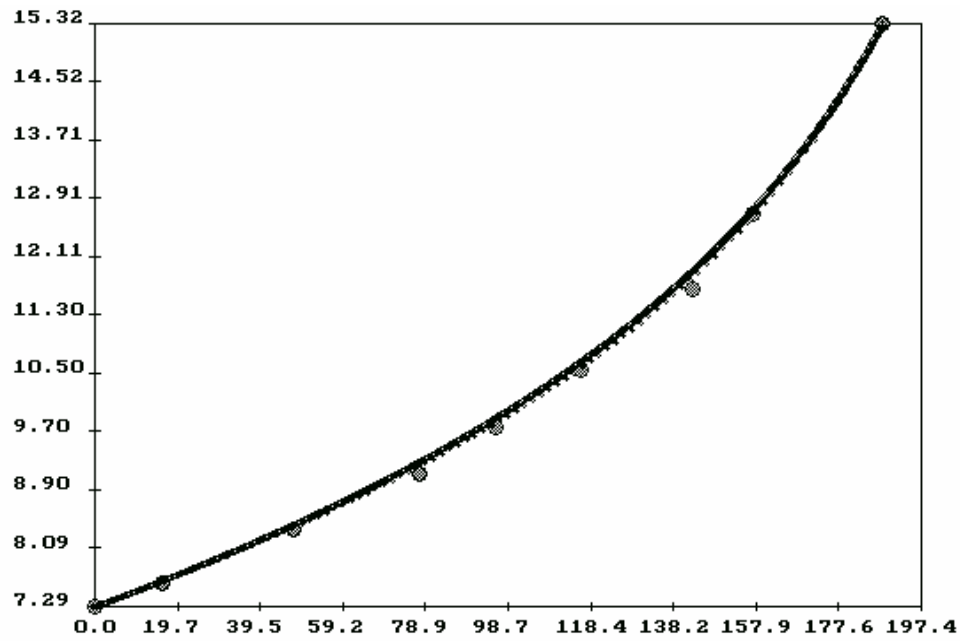
**Figura 5.12: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 12**

As figuras de (5.13) até (5.15), representam as curvas com carregamento constante e danos prévios de 2% da vida média.

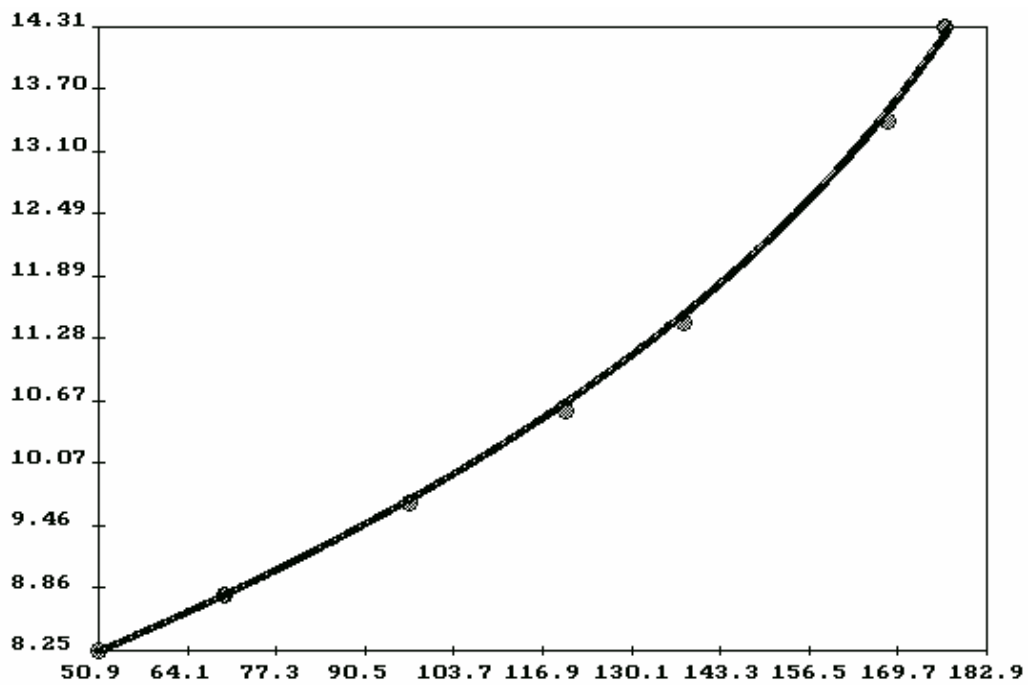
O eixo vertical representa o comprimento da trinca em milímetros (mm) e o eixo horizontal representa o numero de ciclos (dividido por 100).



**Figura 5.13: Curvas  $a$  versus  $N$  experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 13**



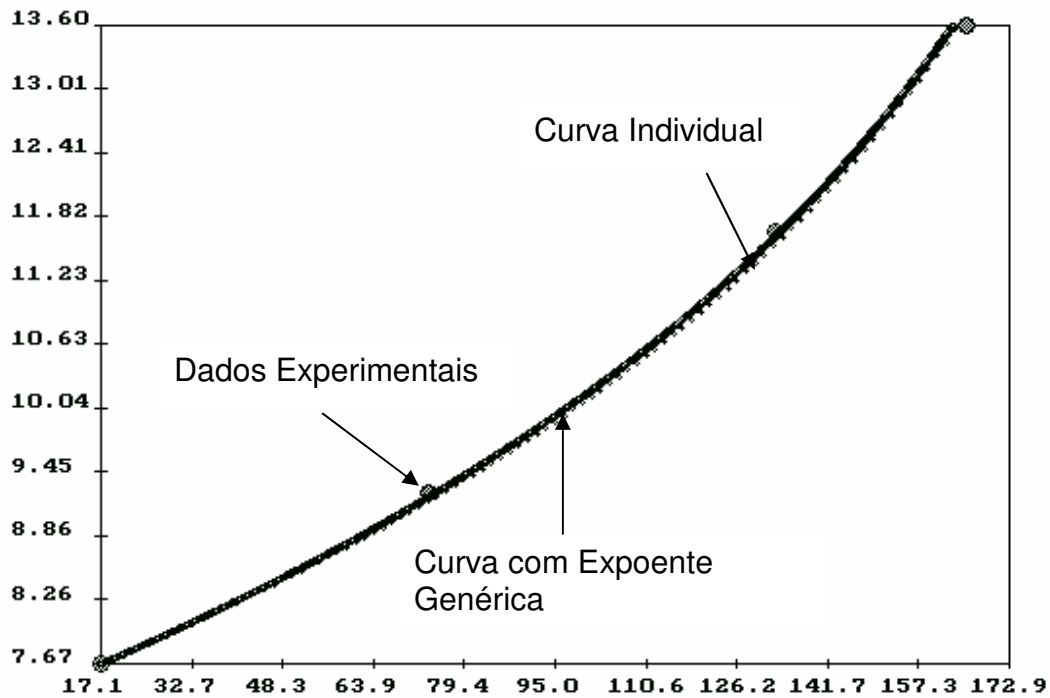
**Figura 5.14: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 14**



**Figura 5.15: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 15**

As figuras de (5.16) até (5.18), representam as curvas com carregamento constante e danos prévios de 40% da vida média.

O eixo vertical representa o comprimento da trinca em milímetros (mm) e o eixo horizontal representa o numero de ciclos (dividido por 100).



**Figura 5.16: Curvas a versus N experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 16**



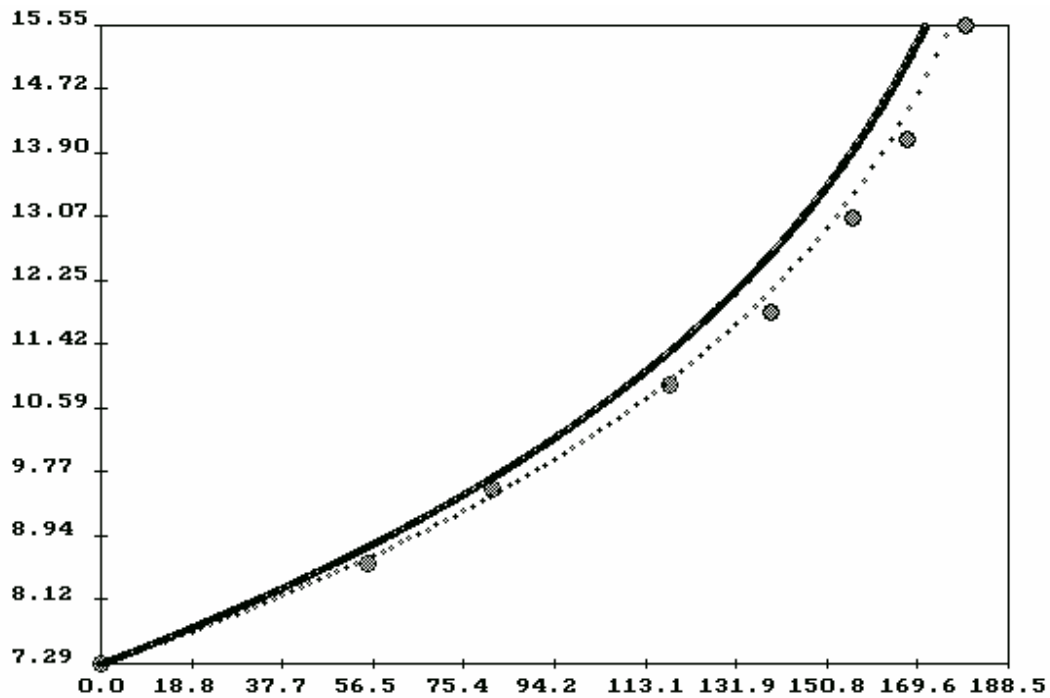


Figura 5.17: Curvas  $a$  versus  $N$  experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 17

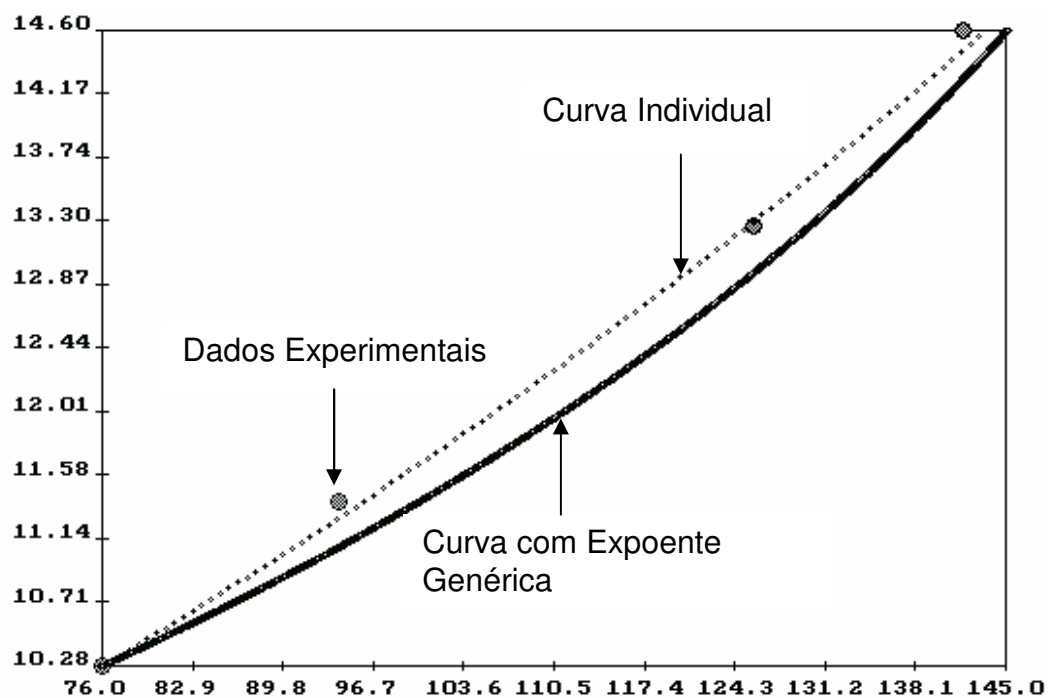


Figura 5.18: Curvas  $a$  versus  $N$  experimental (pontos isolados) e teóricas (individual – curva pontilhada; genérica – curva sólida) amostra 18

**Tabela 5.02: Média dos valores de Cg obtidos no programa RPCA 3.01 e 3.02 [52]**

<b>Tipo de Amostra</b>	<b>Média</b>	<b>Observação</b>
Amostras sem danos prévios	$2.61.10^{-9}$	Valor de Referência
Amostras com danos prévios a 2% da vida média	$2.90.10^{-9}$	Aumento 11,11%
Amostras com danos prévios a 40% da vida média	$3.09.10^{-9}$	Aumento 18,39%

A tabela 5.2 mostra a média dos valores de Cg da equação de Paris obtidos no programa RPCA 3.01 [52]. Para as amostras sem danos prévios obtemos a média de  $2.61.10^{-9}$  com um desvio padrão de 6,36% ( $\pm 1.66322 \cdot 10^{-10}$ ) enquanto nas amostras com danos prévios de 2% da vida média, obtemos uma média de  $2.90.10^{-9}$ , o que corresponde a um aumento de 11,11% na taxa de propagação da trinca. Para as amostras com 40% da vida média, obtemos uma média de  $3.09.10^{-9}$  que corresponde a um aumento de 18,39% na taxa de propagação da trinca, isto nos indica uma certa tendência da taxa de propagação de trinca. O aumento observado não é muito grande, porém está acima do desvio padrão determinado em análises estatísticas dos dados para amostras sem danos prévio.

## Capítulo 6: Discussão e Conclusões

Para este estudo de verificação da taxa de propagação de trincas, não foi considerado fatores externos como temperatura, umidade, presença de corrosão e outros fatores significativos que possa estar presente numa chapa de alumínio utilizada na aeronave bem como o sentido de laminação das chapas. Todas amostras foram obtidas de uma mesma chapa, com o mesmo sentido de laminação.

Para uma etapa posterior, poderíamos obter uma chapa de uma aeronave que já teve carregamento prévio e comparar com uma chapa nova e certificar se a mesma tendência é verdadeira, bem como para um sentido de laminação diferente.

1) Nos ensaios realizados, os valores individuais de (C) variaram entre  $1,40 \cdot 10^{-12}$  e  $1,55 \cdot 10^{-12}$ , os de (n) (0,75 e 1,32).

2) O ajuste das curvas experimentais pela equação de Paris apresenta menores desvios quando os parâmetros C e n são calculados individualmente. No ajuste para grupos de ensaios: Para mesmas condições de carregamento e material sem ciclagem prévia, o desvio padrão obtido para valores (C) em 12 ensaios foi de 6,2%. Estes resultados indicam a equação de Paris como uma forma de modelagem eficiente e representativa das condições de ensaio para carregamentos de amplitude constante.

3) A equação de Paris representou bem o comportamento experimental para todas as condições estudadas. Quando se comparam os parâmetros de (C) para os carregamentos de amplitude constante com danos prévios de 2 e 40 %, verifica-se um maior valor de (C) para a maior porcentagem, o que nos indica que para a chapa de alumínio 2024T3 estudada, tem uma maior taxa de propagação de trinca quando submetida a carregamentos prévios. Assim, constatamos que para as condições analisadas, o aumento da sollicitação em fadiga produziu um aumento na taxa de propagação da trinca.

4) A existência de efeito do dano prévio sobre a taxa de propagação de trinca, mostrada neste trabalho, determina necessidade de estudos mais detalhados deste fenômeno, que deve ser devidamente quantificado levando em consideração vários fatores. Por exemplo: história de carregamento prévio (apenas um regime estável foi aplicado na presente pesquisa); frequência, temperatura, presença de meio corrosivo etc.

## Capítulo 7: Sugestões para Trabalhos Futuros

- 1) Estudar a variação na taxa de propagação da trinca numa amostra obtida de uma aeronave voada e comparar com uma chapa nova para levar em consideração as condições externas de temperatura, umidade e corrosão, procurando estabelecer uma relação entre os dois parâmetros (c) e (n) da equação de Paris que permita a prever o comportamento do componente sob diversas situações práticas.
- 2) Estudar a variação na taxa de propagação da trinca em amostras com sentido de laminação diferente desta.
- 3) Analisar o efeito da microestrutura sobre a propagação da trinca nas diversas condições estudadas.
- 4) Estudar aumento do parâmetro C utilizando a equação de Forman [44].

## Capítulo 8: Referencias Bibliográficas

- [01] MITCHELL, M.R., Fatigue Analysis for design. I Seminário internacional de fadiga – SAE BRASIL 31 de Outubro de 2001 – São Bernardo dos Campos – S.P (P. 1-29)
- [02] PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural Editora UNESP São Paulo 1995 cap. 4.
- [03] MEYERS, M. A. E CHAWLA, K. K., Princípios de Metalurgia Mecânica, Editora Edgard Blücher Ltda, 1982, pg- (127-169) e (422-453).
- [04] National Transport Safety Board “NTSB” Report Number: AAR-89-03, Adopted on 06/14/1989.
- [05] Fotografia obtida do site [www.mec.puc-rio.br](http://www.mec.puc-rio.br) e autorizada pelo autor Jaime Tupiassú Pinho de Castro.
- [06] Cough, H.J. – Proc. ASTM – vol.33, p.3, 1933
- [07] Smith, G.C – Proceedings of the Royal Society (London) – vol. 242A, p.189, 1957
- [08] Forsyth, P.J.E. Stubbington, C.A. – Journal of the Institute of Metals – vol.83, p.395, 1955
- [09] WOOD, W. A. Some Basic Studies of Metals Fatigue, Fracture., John Wiley & Sons mc. New York, 1959 and Bulletin Inst. Metals – vol.3, p.5, 1955.
- [10] Clarebrough, L.U. – Proc. Royal Society – vol.242A, p.160
- [11] Segall, R.L. Partridge, P.G. – Philosophical Magazine – vol.4 p912, 1959
- [12] Broom, T. – Jour. Inst. Metals – vol.84, p.357 e 537, 1955
- [13] McCammon, R.D. Rosemberg, H.M. – Proc. Royal Society – vol.242A, p.203, 1957
- [14] Head. A.K. – Journal Mechn. And Physics of solids – vol.1, p134, 1953
- [15] Sinclair, G.M. Dolan, T.J. – Proceedings First National Congress on Applied Mechanics – p.647,1951
- [16] Thompson, N. Wadsworth, N. Louat, N. – Philosophical Magazine, vol.1 p.133, 1956

- [17] LAIRD, C., Fatigue Crack Propagation, American Society for Testing and Materials, ASTM- STP41 5, p.(I3I-I68), 1967.
- [18] MC MILLAN, J. C. AND PELLOUX, R. M. N., Fatigue Crack Propagation Under Program and Random Loads, Fatigue Crack Propagation, ASTM-STP415, American Society For Testing Materials, p. 505,1967.
- [19] DIETER, G. D., Metalurgia Mecânica, Editora Guanabara. Rio de Janeiro, p.- ( 62 – 68), (344-384) e (419-450), 1981.
- [20] Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications 2 ed.- T.L. Anderson, Ph.D pg. 31-93.
- [21] Westergaard, H.M., “Bearing Pressures and Cracks.” Journal of Applied Mechanics, Vol. 6, 1939, pp. 49-53.
- [22] Prot, M. – Revue de Métallurgie – vol. 34, p.440, 1937
- [23] Corten, H.T. Dimoff, T. Dolan, T.J. – Proceedings ASTM – vol.54, p.875, 1954
- [24] MEYERS, M. A. Mechanical Behavior of materials. Prentice Hall: NJ 1999 1.ed cap.14.
- [25] ASM Handbook Fatigue and Fracture Effect of Surface Condition and Processing on Fatigue Performance ASM International- The Materials Information Society Volume 19 pages. 314-320.
- [26] DOWLING, N.E. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue. Englewood Cliffs, N.J, Prentice-Hall, 1993 and NJ 1999 2.ed cap. 9 and 14.
- [27] SURESH, S. Fatigue of Materials Cambridge Press: Boston 2 ed. 1998 cap.8.
- [28] Orowan, E. – Proc. Royal Society – vol.171A, p.79, 1939
- [29] Cottrell, A.R. Hull, D. – Proc. Royal Society – vol.242A, p.211, 1957
- [30] MOTT, N. F., Acta Metallurgical – vol.6, p.195, 1958.
- [31] McEvily, A.J., - “Fracture” – John Wiley Inc., N.Y. , 1959.
- [32] Levy, J. C., Kanitkar, S.L. – Journal of the Iron and Steel Institute – vol.197, p.296, 1961.
- [33] Lipsitt, H.A. Horne, G. T. – Proc. ASTM – VOL.57, P587.

- [34] FUCHS, H.O. Metal fatigue in engineering New York, John Wiley & Sons, 1980.
- [35] Caswell, J. S. – Production Engineering – January 1957, p.118.
- [36] Peterson, R. E. – Stress Concentration Design Factors - John Wiley & Sons, N.Y., 1953.
- [37] Frost, N. E. – Engineer – vol. 200, p.464, 1955.
- [38] Leven, M.M. – Proceedings Society of Experimental Stress Analysis – vol.13, p.207, 1955.
- [39] Horger, O.J. – Fatigue – ed. Por ASM, Ohio, 1953
- [40] Philips, C.E. Heywood, R.B. – Proceedings Institute of Mechanical Eng. (London) – vol.165, p113
- [41] Freudenthal, A. M. Gumbel, E.J. – Journal of the American Statistic. Association – vol.49, p.575, 1954.
- [42] Weibull, W. – Journal of Applied Physics – mvol. 18 nº3 p.293, 1951.
- [43] PARIS, P. AND ERDOGAN, F., A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME, Série D, vol. 85, p. -(528-534), 1963.
- [44] FORMAN. R. O., KEARNEY, V. E. AND ENGLE, R. M., *Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic Loaded Structures*, Journal of Basic Engineering, transactions of the ASME 1967, p. (459-464), 1967.
- [45] POTYONDY, D.; INGRAFFEA, A.R. A Methodology for Simulation of Curvilinear Crack Growth in Pressurized Fuselages. In: Int. Workshop of Structural Integrity Aging Airplanes, Atlanta, 1992. Proceedings. Atlanta, 1992. P-217-230
- [46] RIKS, E.; BROGAN, F.A.; RANKIN,C.C. Bulging cracks in pressurized fuselages: a procedure for computation. In: The winter annual meeting of the American society of mechanical engineers, San Francisco, California, 1989. Proceedings. San Francisco, California, 1989. v.3, p.483-506.
- [47] BUCALEM, M.L. Sobre a confiabilidade de procedimentos de elementos finitos no modelamento de placas, cascas e de problemas da elasticidade linear. Texto de apoio à prova de erudição apresentado para concurso de professor Titular, na especialidade “Teoria das Estruturas”, junto ao departamento de Engenharia de Estruturas e Fundações da Universidade de São Paulo, 1997.

[48] BUCALEM, M.L. On higher-order mixed-interpolated general shell finite elements. Cambridge, Massachusetts, 1992. PhD Thesis – Massachusetts Institute of Technology.

[49] MEDEIROS, C.A. Sobre o desempenho de elementos finitos triangulares e quadrilaterais de casca usados de forma combinada. São Paulo, 1996. 115p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

[50] OLIVEIRA, D.L.C. Formulação e estudo de confiabilidade de elementos finitos para modelo de casca de Naghdi. São Paulo, 2001. 206p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

[51] NOBREGA, S.H.S. Sobre o desenvolvimento de elementos finitos de casca: uma classe de formulações mistas. São Paulo, 1997. 100p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

[52] PASTOUKHOV, V.A.E., BAPTISTA, C. A. R., Análise da Resistência à propagação subcrítica de trincas sob carregamento cíclico, trabalho apresentado no I Seminário de Mecânica da Fratura, ABM, anais, junho 1995, MG, pg. (227 - 236).

[53] ASM HANDBOOK 10 ed. 1990 v.1