

Fernanda Theresa Bueno Calçada

**Análise do comportamento fractal da propagação de trincas por fadiga em  
aço 300M e liga de alumínio AA7475**

Dissertação apresentada à Faculdade de  
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,  
Universidade Estadual Paulista, para a  
obtenção do título de Mestre em  
Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de O. Hein

Guaratinguetá  
2012

Calçada, Fernanda Theresa Bueno

C144a      Análise do comportamento fractal da propagação de trinca por fadiga em aço 300M e liga de alumínio AA7475 / Fernanda Theresa Bueno Calçada . – Guaratinguetá : [s.n.], 2011

105 f. : il.

Bibliografia: f. 100-105

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein

1. Fractografia 2. Microscopia. 3. Fadiga I. Título

CDU 620.184

*FERNANDA THERESA BUENO*

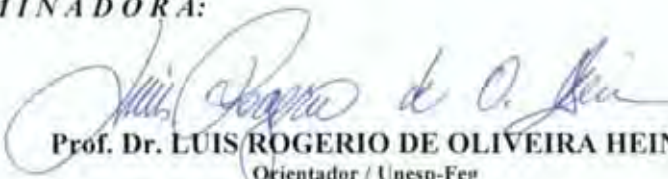
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira  
Coordenador

*BANCA EXAMINADORA:*

  
Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN  
Orientador / Unesp-Feg

  
Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA  
Unesp/Feg

  
Prof. Dr. MIGUEL JUSTINO RIBEIRO BARBOZA  
EEL/USP

## **DADOS CURRICULARES**

### **FERNANDA THERESA BUENO CALÇADA**

NASCIMENTO	13.06.1985 – ITAJUBÁ/MG
FILIAÇÃO	Martinho Bueno (i.m.) Maria Alice Bueno
2004/2008	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia no Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2012	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de mestrado, na Faculdade de Engenharia no Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à Deus, que sempre me conduziu e me iluminou em tudo que já realizei na minha vida;

ao meu orientador, *Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein*, pela amizade incomparável e o auxílio, compreensão e ensinamentos em todos os momentos que passamos;

a minha mãe *Alice*, pelos ensinamentos de vida e de amor, pelo apoio em todos os momentos, pela confiança, pelo carinho, e por sempre acreditar no meu potencial;

ao meu marido *Maurício* pela compreensão nos momentos de dedicação que precisei ter, pelo amor, pelo apoio e incentivo que sempre me transmitiu;

aos meus amigos *Kamila Amato, Thaís Marques e Pietro Carelli*, por sempre estarem ao meu lado, nos bons e maus momentos, me auxiliando, me ensinando e compartilhando comigo as dúvidas e angústias;

aos alunos de graduação *Tales Morangio e José Alberto Oliveira* por me auxiliarem com os ensaios desse trabalho;

aos *técnicos* do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá;

à *FAPESP* pelo apoio financeiro através do processo nº 2009/11494-9;

à todos, que mesmo não sendo citados aqui, sabem que fizeram parte desse pedaço da minha vida e da minha carreira e que de alguma forma me ajudaram a crescer e a vencer.

“Quando você quer alguma coisa, todo o universo conspira  
para que você realize o seu desejo.” (Paulo Coelho)

CALÇADA, F.T.B. **Análise do comportamento fractal da propagação de trincas por fadiga em aço 300M e liga de alumínio AA7475.** 2012. 99f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

## RESUMO

No presente trabalho foi feita a análise quantitativa das superfícies de fratura obtidas através da propagação de trinca em fadiga. As trincas em fadiga são o modo de falha que ocorre por uma carga cíclica e repetida aplicada a um corpo de prova, o que irá causar a nucleação, propagação da trinca até a sua ruptura. Utilizou-se a ferramenta da dimensão fractal para analisarmos correlações com a propagação de trincas. Os materiais que foram ensaiados são: liga de alumínio AA7475 e aço 300M, ambos materiais de uso aeronáutico. Foram realizados ensaios de propagação de trinca em fadiga em corpos de prova do tipo C(T) para a obtenção da superfície de fratura para análise. Posteriormente as superfícies foram analisadas em microscópio óptico e em microscópio eletrônico de varredura. Foi realizada a medição da dimensão monofractal ( $D_F$ ), quando a superfície é descrita por um único valor, também os valores de dimensão textural ( $D_T$ ), quando temos macroescalas e a dimensão estrutural ( $D_S$ ), quando temos microescalas. Com os resultados obtidos podemos analisar que o  $D_S$  é quem melhor representa o comportamento das superfícies de fratura, já que este indica os micromecanismos de fratura presentes. Os valores de  $D_S$  são menos dispersos na identificação das regiões de fadiga (pré-trinca, propagação estável e propagação instável da trinca), possibilitando a comparação com as imagens obtidas de cada etapa do mecanismo de fratura. Os valores de  $D_T$  são melhores representados pelas reconstruções em microscópio óptico, pois estas permitem descrição mais precisa da topografia do material, considerando que o  $D_T$  é característico em macroescalas. Já os valores de  $D_S$  são melhores descritos em análises de microscopia eletrônica de varredura, já que esta apresenta melhor definição para a observação dos micromecanismos de fratura. Assim podemos dizer que o  $D_S$  seria o melhor representante da dimensão fractal para as análises de micromecanismos em superfícies de fratura, devido a sua boa representatividade em microescalas, sendo o mais indicado para a investigação de falhas.

**PALAVRAS-CHAVE:** Fractografia. Fractal. AA7475. Aço 300M. Microscopia óptica. Microscopia eletrônica de varredura. Fadiga. Propagação de trinca.



CALÇADA, F.T.B. **Behavior analysis of fractal crack propagation by fatigue 300M steel and aluminum alloy AA7475**. 2012. 99f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

### ABSTRACT

In this paper we make quantitative analysis of fracture surfaces obtained through from fatigue crack propagation. The fatigue cracks are in the mode of failure that occurs for a repeated cycling loading and applied to a specimen, which will cause the nucleation, crack propagation until rupture. We will use the tool of fractal dimension to analyze correlations with the crack propagation. The materials that were tested are: AA7475 aluminum alloy and 300M steel, both materials for aeronautical use. Tested were performed in fatigue crack propagation in specimens of type C(T) to obtain the fracture surface for analysis. Subsequently the surfaces were examined in optical microscope and scanning electron microscope. Was performed to measure the monofractal dimension ( $D_F$ ), when the surface is described by a single value, so the textural dimension values ( $D_T$ ), and when we involved macroscale and finally structural dimension ( $D_S$ ) when was present microscale. With the results we can analyze the  $D_S$  is who represents the best value for the fractal fracture surface, as this indicates the micromechanics of fracture surfaces. The  $D_S$  values are less dispersed in the identification of regions of fatigue (pre-crack propagation stable and unstable crack propagation), allowing comparison with the images obtained from each step of the mechanism of fracture. The values of  $D_T$  are better represented when we do analysis in an optical microscope, because it achieves the best results of the topography of the material, whereas the  $D_T$  is characteristic macroscale. The values of  $D_S$  are best described in the analysis of scanning electron microscopy, since it shows better the micromechanics of fracture. So we can say the  $D_S$  would be the best representative of the fractal dimension to the analysis of micromechanics of fracture surfaces to their good representation at the microscale.

**KEY-WORDS:** Fractography. AA7475. 300M Steel. Optical microscopy. Scanning electron microscopy. Fatigue. Crack Propagation.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Exemplo da nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios. ....	20
Figura 2 - (a) Fratura frágil; (b) Fratura Dúctil .....	20
Figura 3– Ilustração da deformação plastica por escorregamento de planos. ....	21
Figura 4– Marcas de rio por clivagem.....	22
Figura 5 – Fratura intergranular em superliga de níquel NIMONIC 80A. Imagem obtida em microscópio óptico usando a técnica de reconstrução por extensão de foco. ....	23
Figura 6 - (a) Superfície de falha pro fadiga; (b) Superfície de fratura próxima .....	24
Figura 7– Estágios do crescimento de trinca de fadiga .....	25
Figura 8 - Imagem de superfície de fratura por fadiga de AA7475 com marcas de praia .....	26
Figura 9 – Diagrama tensão por tempo. ....	28
Figura 10- Curva característica da taxa de crescimento de trinca em fadiga .....	29
Figura 11 – Processo de crescimento de trinca por fadiga .....	32
Figura 12 – Crescimento da trinca por fadiga submetido a um carregamento de amplitude constante	33
Figura 13– Gráfico de variação do valor de R (razão de cargas) .....	35
Figura 14 – Gráfico de variação do número de ciclos com a tensão média e a tensão alternada.....	35
Figura 15 – Exemplo de fractal da natureza.....	37
Figura 16 – Exemplo da curva de Koch.....	38
Figura 17 – Construção do floco de neve de Koch com os devidos cálculos .....	40
Figura 18 - Exemplo de dimensões fractais texturais e estrutural.....	41
Figura 19 – Gráfico esquemático do tratamento térmico realizado no aço 300M .....	48
Figura 20 – Representação do modelo de corpo de prova utilizado para o ensaio de tração. ....	49
Figura 21 – Modelo do corpo de prova utilizado no ensaio de propagação de trincas .....	50
Figura 22 – Microscópio Óptico Nikon Epiphot 200.....	52
Figura 23– Amostra da liga de alumínio AA7475 com a indicação da direção da aquisição das imagens .....	53
Figura 24 – Amostra de aço 300M om indicação da direção de aquisição das imagens.....	53

Figura 25 – Microscópio eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS15 .....	54
Figura 26 – Imagem que foi realizada a medição do espaçamento das estrias. ....	55
Figura 27 – Imagem após a aplicação dos filtros de mediana e convolve. ....	56
Figura 28 - – Localização da medição do espaçamento das estrias .....	57
Figura 29 – Imagem do perfil da medição do espaçamento das estrias. ....	57
Figura 30 – Pilha de imagens com distância focal de 1 $\mu$ m .....	58
Figura 31 – Imagem focada após o processo de reconstrução por extensão do foco. ....	59
Figura 32 – Mapa de elevação correspondente a imagem focada da Figura 29 .....	60
Figura 33– Mapa de elevação em 3D da superfície de fratura .....	60
Figura 34 – Mapa de elevação e histograma do mapa .....	62
Figura 35 – Mapa de elevação corrigido e o histograma correspondente .....	62
Figura 36 – Gráfico monofractal a partir do coeficiente angular da reta .....	64
Figura 37 – Gráfico de log box count x log box size sem o calculo da derivada e da mediana.....	66
Figura 38 – Cálculo da dimensão estrutural e textural através dos coeficientes angulares .....	66
Figura 39 – Gráfico tensão x deformação para o ensaio da liga de alumínio AA7475.....	67
Figura 40 – Gráfico de tensão x deformação para o ensaio do aço 300M .....	67
Figura 41 - (a) Gráfico $\Delta K$ para o CDP 1; (b)– Gráfico $\Delta K$ para o CDP 2; (c)– Gráfico $\Delta K$ para o CDP 3.....	70
Figura 42 – Gráfico de da/dN x $\Delta K$ para o CDP de 1/2 polegada.....	72
Figura 43 – Gráfico de da/dN x $\Delta K$ para o CDP de 3/4 polegada.....	72
Figura 44 – Gráfico de da/dN x $\Delta K$ para o CDP de 1 polegada.....	73
Figura 45 – Imagem da fratura a 1mm de propagação de trinca .....	74
Figura 46 – Imagem da fratura a 6mm da propagação de trinca .....	75
Figura 47 – Imagem da fratura a 11mm da propagação de trinca.....	76
Figura 48 – Imagem da fratura a 6mm da propagação de trinca.....	77
Figura 49 – Imagem da fratura a 12 mm da propagação de trinca.....	78
Figura 50 – Imagem da fratura a 23mm da propagação da trinca.....	79

Figura 51 – Gráficos do comportamento fractal nas posições selecionadas da superfície de fratura em imagens de microscópio óptico .....	82
Figura 52- Gráficos do comportamento fractal nas posições selecionadas da superfície de fratura em imagens de microscópio eletrônico de varredura .....	85
Figura 53 - Gráfico com os dados do CDP 1 para Valor de Fractal x $\Delta K$ .....	89
Figura 54 - Gráfico com os dados do CDP 2 para Valor de Fractal x $\Delta K$ .....	89
Figura 55 – Gráfico com os dados do CDP 3 para Valor de Fractal x $\Delta K$ .....	90
Figura 56 – Gráficos de Fractal x Localização no corpo de prova para microscopia Óptica.....	91
Figura 57 – Gráficos de Fractal x Localização no corpo de prova para Microscopia Eletrônica de Varredura.....	92
Figura 58 – Gráfico da relação dos valores de fractal com o $\Delta K$ para o CDP ½ Polegada.....	94
Figura 59 - (a) Pré-Trinca de Fadiga para CDP ½ Polegada; (b) – Crescimento estável da trinca para CDP ½ Polegada; (c) – Crescimento instável da trinca para CDP ½ Polegada .....	95
Figura 60 – Gráfico da relação dos valores de fractal com o $\Delta K$ para o CDP ½ Polegada.....	95
Figura 61 - (a) Pré-Trinca de Fadiga para CDP ¾ Polegada; (b) Crescimento estável da trinca para CDP ¾ Polegada; (c) Crescimento instável da trinca para CDP ¾ Polegada .....	96
Figura 62 – Gráfico da relação dos valores de fractal com o $\Delta K$ para o CDP 1 Polegada.....	96
Figura 63 - (a) Pré-Trinca de Fadiga para CDP 1 Polegada; (b) Crescimento estável da trinca para CDP 1 Polegada; (c) Crescimento instável da trinca para CDP 1 Polegada .....	97

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição Química do aço 300M .....	47
Tabela 2 – Composição Química do aço 300M .....	48
Tabela 3 – Dados de carga média e amplitude para os corpos de prova da liga de alumínio .....	51
Tabela 4 – Dados de carga média e amplitude para os corpos de prova do aço.....	51
Tabela 5 – Dados da medição do espaçamento das estrias. ....	68
Tabela 6– Dados dos valores de $\Delta K$ para a propagação de trinca.....	69
Tabela 7– Valores do Coeficiente de Pearson para as imagens obtidas de microscópio óptico .....	86
Tabela 8– Valores do Coeficiente de Pearson para as imagens obtidas de microscópio óptico .....	87
Tabela 9 – Valores de Pearson para Microscopia Óptica.....	93
Tabela 10 – Valores de Pearson para Microscopia Eletrônica de Varredura .....	93

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>17</b>
1.1 Considerações Gerais .....	17
1.2 Objetivo .....	18
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>19</b>
2.1 Mecanismos de Fratura .....	19
2.1.1 Fratura Dúctil e Frágil .....	19
2.1.2 Clivagem .....	21
2.1.3 Fratura intergranular .....	22
2.1.4 Fratura Mista .....	23
2.2 Propagação de Trinca por fadiga .....	24
2.2.1 A fadiga dos Metais .....	24
2.2.2 Mecânica da fratura aplicada à fadiga .....	27
2.2.3 Micromecanismos de fadiga .....	31
2.2.4 Similaridade em fadiga .....	32
2.2.5 Fatores que influenciam a taxa de propagação de trinca por fadiga .....	34
2.3 Fractal .....	37
2.3.1 Conceitos e História .....	37
2.3.2 Dimensão Fractal .....	39
2.3.3 Fractais Mistos .....	40
2.3.4 O modelo proposto por Carpinteri .....	42
.....	44
2.4 Materiais .....	44
2.4.1 Aço 300M – Histórico da Evolução do aço 300M .....	44
.....	46
2.4.2 Liga de Alumínio 7475 .....	46
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>47</b>
3.1 Materiais Utilizados .....	47

3.1.1 Aço 300M.....	47
3.1.1.1 Propriedades, características e composição.....	47
3.1.1.2 Tratamento térmico do aço 300M .....	48
3.1.2 Liga de Alumínio 7475 .....	48
3.2 Métodos Experimentais.....	49
3.2.1 Ensaio de Tração .....	49
3.2.2 Ensaio de propagação de trinca .....	49
3.2.2 Análises microscópicas .....	52
3.3 Cálculo do espaçamento das estrias de fadiga para a liga de alumínio AA7475 .....	54
3.4 Processamento de imagens.....	58
3.4.1 Método da reconstrução por extensão de foco .....	58
3.4.2 Preparo da imagem para o cálculo da dimensão fractal .....	61
3.4.3 Cálculo de fractal .....	62
3.4.3.1 Método do Box-Counting.....	63
3.4.3.2 <i>Map Fractal Counting</i> .....	64
3.4.4 Fractal Misto .....	65
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>66</b>
4.1 Resultados de Tração para o aço 300M e a liga de alumínio AA7475 .....	67
4.2 Resultados do ensaio de propagação de trinca por fadiga.....	68
4.2.1 Resultados para a liga de Alumínio AA7475.....	68
4.2.2 Resultados para o Aço 300M .....	71
4.3 Resultados da Análise de Microscopia Eletrônica de Varredura .....	73
4.3.1 Resultados para a Liga de Alumínio AA7475.....	73
4.3.2 Resultados para o Aço 300M .....	76
4.4 Resultados Fractal Alumínio .....	79
4.4.1 Análises Comparativas entre Dimensão Fractal a partir de Microscópio Óptico e Dimensão Fractal a partir de MEV.....	79
4.4.2 Análises entre Dimensão Fractal e $\Delta K$ .....	89

4.5 Resultados Fractal para o Aço 300M .....	90
4.5.1 Análises Comparativas entre Dimensão Fractal a partir de Microscópio Óptico e Dimensão Fractal a partir de MEV para o aço .....	90
4.5.2 Análises entre Dimensão Fractal e $\Delta K$ para o aço .....	94
<b>5. CONCLUSÕES .....</b>	<b>98</b>
<b>6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>100</b>



## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1 Considerações Gerais

Desde 1840, quando ocorreram as primeiras falhas por tensões repetidas em trilhos de trem, começaram então a dar o nome para este processo de fratura por fadiga. Fadiga é uma palavra derivada do latim *fatigare* que significa “cansaço” (FUNCHS; STEPHENS, 1980; SURESH, 2003; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

A fadiga é um processo cíclico que se separa em quatro estágios. O primeiro deles é quando ocorre a nucleação da trinca a través do dano acumulado, em um nível microestrutural. Durante o segundo estágio ocorre o crescimento das microtrincas nucleadas no estágio anterior. No terceiro estágio as trincas se propagam mais rapidamente e já são visíveis a olho “nu”. O último estágio é a ruptura do material (BOLOTIN, 1999; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004; OLIVEIRA, 2008).

As superfícies de fratura obtidas por fadiga podem ser analisadas por diversos métodos, neste trabalho será utilizada a metodologia da dimensão fractal. O termo fractal vem do latim “*fractus*” que significa quebrar, fragmentar. As dimensões fractais são bastante úteis para análise de problemas com superfícies complexas e estruturas auto-similares através de diferentes escalas (MANDELROT, 1983; COSTA, CESAR 2000; CARPINTERI, SPAGNOLI, 2004; LOPES, BETROUNI, 2009).

A geometria fractal auxilia na construção realística de perfis de objetos complexos. A dimensão fractal indica qual o grau de complexidade ou irregularidade que o perfil ou a figura possuem, sendo sempre um número não inteiro, por ser uma transição entre duas dimensões Euclidianas. Em outras palavras, a dimensão fractal de uma curva é um número que caracteriza a maneira pela qual a medida do comprimento entre dois pontos aumenta à medida que a escala do mesmo diminui (FALCONER, 1990; RUSS, 1994; COSTA, CESAR, 2000; HOROVISTIZ, 2000).

Ao analisarmos a dimensão fractal de um perfil temos um único valor, porém como sabemos que os valores fractais dependem de outros aspectos, estes valores podem ser divididos em Dimensão Fractal Estrutural ( $D_S$ ) e a Dimensão Fractal Textural ( $D_T$ ), assim representando melhor as condições do perfil de fratura medido.

## 1.2 Objetivos

O **objetivo geral** desta proposta é avaliar, sob o prisma da fractografia quantitativa, a proposta de Carpinteri e Paggi (2009) quanto à introdução de parâmetros de auto-similaridade na adaptação do modelo de Paris para o estágio II de propagação de trincas por fadiga.

Para atender a este objetivo geral, devem ser atingidos os seguintes **objetivos específicos**:

- a) Avaliar a efetividade da caracterização de superfícies de fadiga em ligas metálicas pelo conceito de auto-similaridade, por medidas de dimensão fractal pelo método *Box-Counting*.
- b) Estudar a evolução dos valores da caracterização multifractal desde a nucleação até o início do estágio III da fratura por fadiga com os resultados de ensaios mecânicos de propagação de trincas, buscando relacionar o crescimento da trinca com o comportamento multifractal.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Mecanismos de fratura

A fratura se baseia simplesmente na separação de um corpo em duas partes, mediante a ação de alguns mecanismos. A microestrutura presente no material influencia no mecanismo de fratura principal que ocorre durante a falha do componente. A fractografia quantitativa nos auxilia a analisar e a entender a superfície de fratura, tendo como base a microestrutura do material e os mecanismos de fratura presentes.

#### 2.1.1 Fratura dúctil e frágil

O mecanismo de fratura por ruptura dúctil é caracterizado pela grande deformação plástica na superfície de fratura do material e aspecto de uma rede alveolar. Este mecanismo de fratura é observado tipicamente metais policristalinos a temperatura ambiente, em outros metais e em muitos não metais simples a baixas temperaturas e também pode ocorrer em alguns metais policristalinos em altas temperaturas. A fratura é causada pela nucleação, o crescimento e o posterior coalescimento de microvazios (Figura 1), na forma de alvéolos (*dimples*) na fratura (COURTNEY, 1990; ANDERSON, 1995; HULL, 1999).

A forma dos alvéolos (*dimples*) são influenciados pelo tipo de carregamento ao qual o material foi submetido, no caso de carregamentos uniaxial, temos a formação de *dimples* equiaxiais. Também é possível encontrar *dimples* com formas cônicas e rasos, dependendo da microestrutura e da plasticidade do material (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006; KERLINS; PHILLIPS, 1992).

Uma fratura dúctil macroscopicamente pode ser descrita pela grande quantidade de deformação plástica que antecede à fratura, com lábios de cisalhamento nas áreas periféricas e superfície de fratura com aparência fibrosa. Neste caso, o crescimento da trinca geralmente é lento por conta da deformação plástica inerente ao processo de fratura dúctil (ANDERSON, 1995; HULL, 1999).

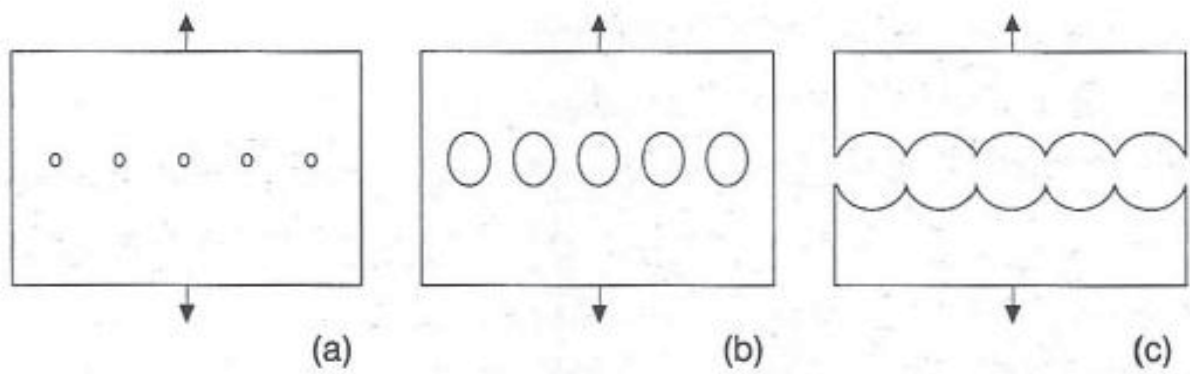
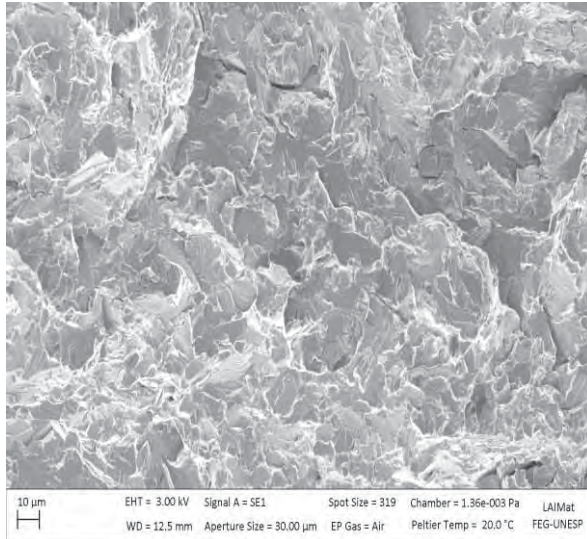
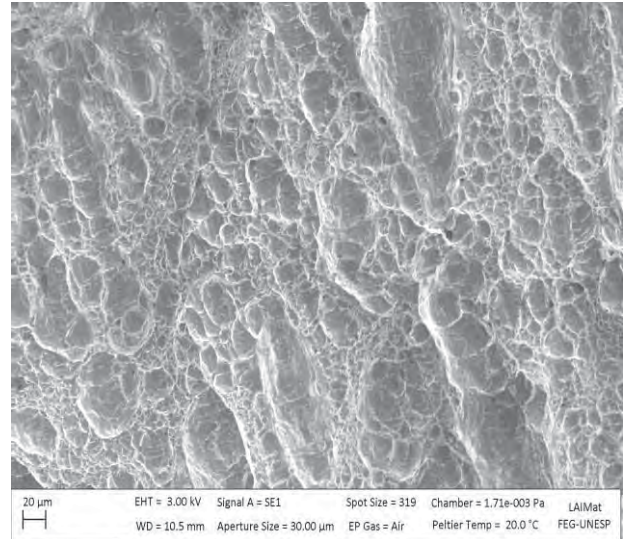


Figura 1 – Exemplo da nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios. (Adaptado de HULL, 1999)

A fratura frágil é identificada pela ausência de deformação plástica vista macroscopicamente, suas superfícies geralmente são planas e apresentam uma aparência granular e brilhosa. A propagação da trinca normalmente se dá de forma instável e com baixo consumo de energia. Em alguns materiais pode ser observada a fratura frágil por clivagem, fratura esta que ocorre transgranularmente através dos planos de menor densidade atômica (KERLINS; PHILLIPS, 1992).



(a)



(b)

Figura 2 - (a) Fratura frágil; (b) Fratura Dúctil

### 2.1.2 Clivagem

Clivagem é um mecanismo comum de deformação plástica por separação dos planos cristalográficos, sendo um movimento paralelo entre os planos cristalográficos, ocorrendo a separação das ligações atômicas. A clivagem nos mostra um indício de que ocorreu uma fratura frágil no material, porém esta pode ser precedida por uma deformação plástica significativa ou por um crescimento de trinca dúctil (BROOKS; CHOUDHURY 1993; ANDERSON, 1995; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

O efeito da clivagem em materiais policristalinos se dá a partir do sentido dos grãos da superfície, o escorregamento dos planos cristalográficos muda de acordo com a direção dos contornos de grãos (BROOKS; CHOUDHURY 1993). Todas as variações das direções produzem um aspecto multifaceado na superfície de clivagem, como pode ser visualizado na Figura 3 (MEYERS, CHAWLA, 1982).

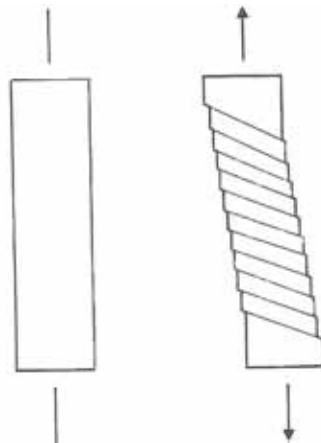


Figura 3– Ilustração da deformação plástica por escorregamento de planos (BROOKS; CHOUDHURY 1993).

As trincas de clivagem geralmente se formam em múltiplas facetas, sendo inicialmente paralelas, porém após a propagação estas tendem a convergir por meio de cisalhamento entre os planos. Este processo de convergência das trincas é chamado de “marcas de rio”, conforme pode-se analisar na Figura 4.

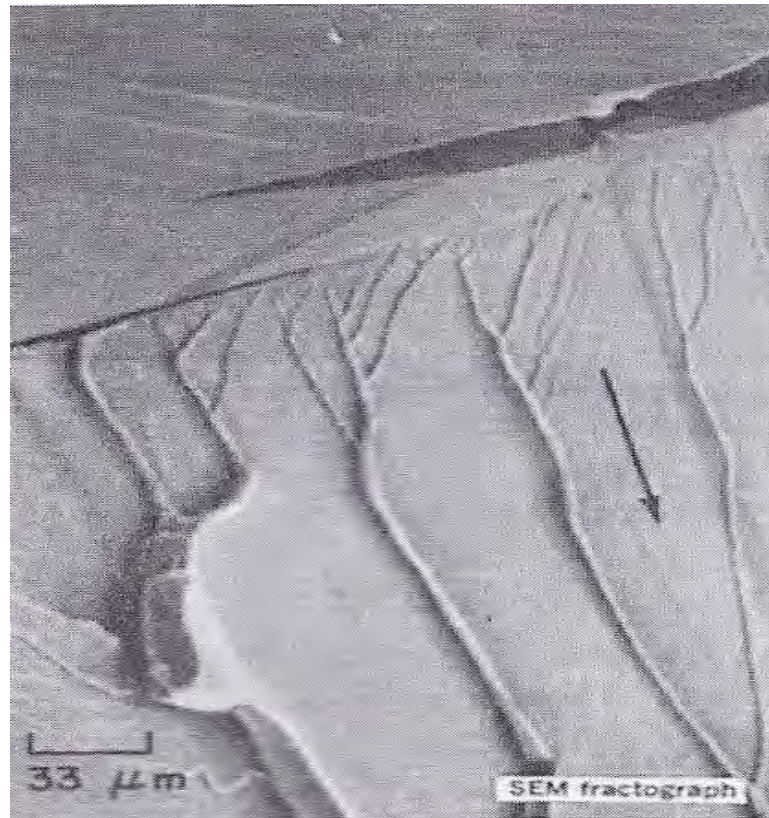


Figura 4– Marcas de rio por clivagem (BROOKS; CHOUDHURY 1993).

### 2.1.3 Fratura intergranular

Na maioria dos casos de falhas, os metais não falham ao longo dos contornos de grãos. Os materiais dúcteis falham usualmente pela coalescência dos vazios formados nas inclusões e nas partículas de segunda fase, já os materiais frágeis falham tipicamente por clivagem transgranular. A fratura intergranular ocorre principalmente quando tem-se alguma circunstância especial, em que as trincas formam e propagam ao longo dos contornos de grãos (BROOKS, CHOUDHURY, 1993; ANDERSON, 1995).

O mecanismo de fratura intergranular é muito complexo e existem algumas razões típicas que podem levar a este tipo de fratura:

- Precipitação de fases frágeis nos contornos de grãos.
- Fragilização por hidrogênio e fragilização por metal líquido.
- Corrosão intergranular.

- Cavitação nos contornos de grãos e trincas a altas temperaturas.

Os contornos de grãos são regiões que apresentam grande quantidade de defeitos como discordâncias e vazios, assim são locais preferenciais à segregação de impurezas e fragilizando esses contornos, propiciando a ruptura. A forma da topografia da fratura intergranular é determinado pela própria forma do grão, conforme Figura 5 (BROOKS, CHOUDHURY, 1993; ANDERSON, 1995).

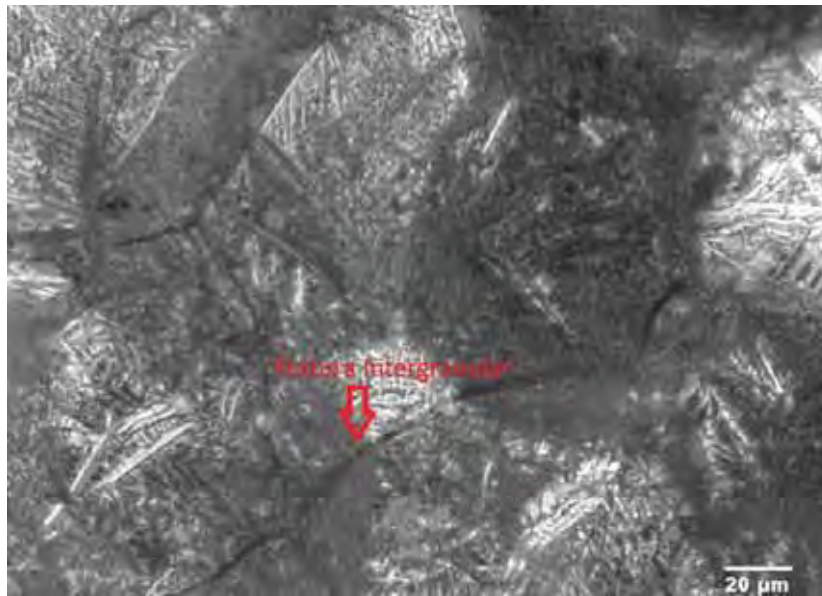


Figura 5 – Fratura intergranular em superliga de níquel NIMONIC 80A. Imagem obtida em microscópio óptico usando a técnica de reconstrução por extensão de foco (HEIN, et. al, 2011).

#### 2.1.4 Fratura Mista

Em muitos materiais, a fratura ocorre primeiro por clivagem, e então sequencialmente ocorre a coalescência de vazios. Este caso particular ocorre em materiais com estruturas cúbicas de corpo centrados, que são mais dúcteis que os outros materiais, e a fratura ocorre na temperatura de transição. Este tipo de fratura é o que chamamos de mecanismo de fratura mista (BROOKS, CHOUDHURY, 1993; HULL, 1999).

Nos aços principalmente, pode-se notar que a superfície de fratura se mostra indefinida ou com relativamente fracos sinais de clivagem separados por regiões que mostram extensivas deformações.

## 2.2 Propagação de Trinca por Fadiga

### 2.2.1 A Fadiga dos Metais

O primeiro grande impacto de falha devido a tensões repetidas envolveu a ruptura dos trilhos nas estradas de ferro em 1840, sendo então a partir dessa época introduzida a palavra fadiga para descrever falhas ocorridas devido a cargas repetidas. Fadiga é uma palavra do latim *fatigare* que significa “cansaço” (FUNCHS; STEPHENS, 1980; SURESH, 2003; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004). A Figura 6 apresenta uma estrutura que fraturou por uma falha típica de fadiga.

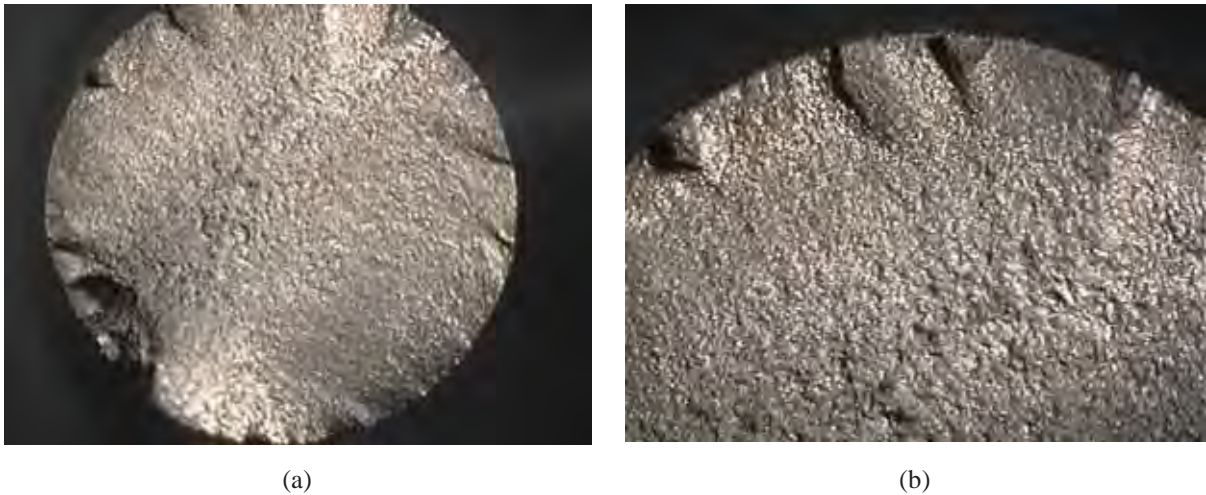


Figura 6 - (a) Superfície de falha pro fadiga; (b) Superfície de fratura próxima

Segundo a American Society for Testing and Materials - ASTM E1823 (2002) o termo fadiga é definido como um processo progressivo de alteração estrutural, sendo este permanente e localizado, que ocorre em um material sujeito a tensões e deformações cíclicas em um ponto ou vários pontos.

Existem três ou quatro estágios durante o dano de fadiga, na verdade o que ocorre é que alguns autores somam o terceiro e quarto estágio em uma única etapa. Em um primeiro estágio o dano acumulado ocorre no nível microestrutural. No final deste estágio as primeiras trincas microscópicas são nucleadas. No segundo estágio ocorre o crescimento dessas microtrincas, tendo ainda pequenas profundidades, são as chamadas “pequenas trincas”, sendo que um determinado corpo pode apresentar inúmeras microtrincas na sua estrutura. No



terceiro estágio as trincas começam a crescer, encontrando caminhos propícios para se propagarem e se tornam “grandes trincas” de tamanhos já macroscópicos. E o quarto e último estágio é a ruptura final da trinca de fadiga. Estas etapas estão melhor representadas na Figura 7 (BOLOTIN, 1999; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004; OLIVEIRA, 2008).

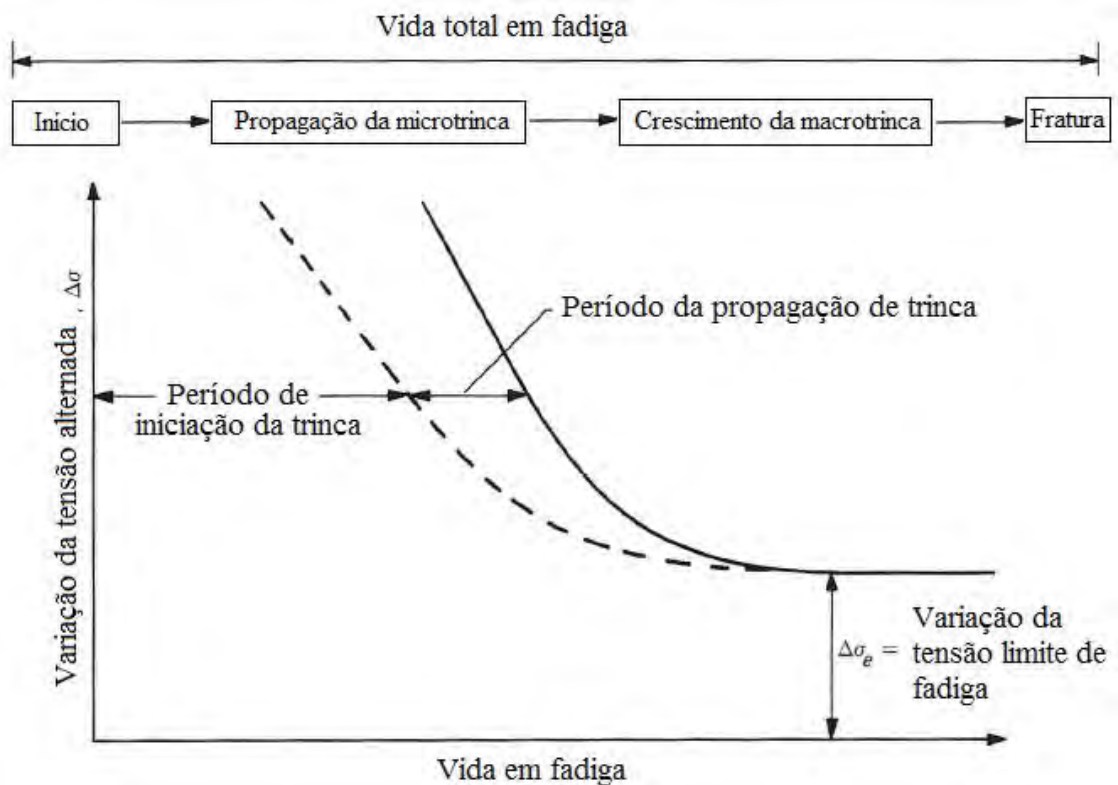


Figura 7– Estágios do crescimento de trinca de fadiga (Adaptado JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

A iniciação e o crescimento das microtrincas representam geralmente a maior parte da vida em fadiga de um componente. Após a trinca atingir tamanhos macroscópicos, até a ocorrência da sua falha, este processo ocorre de um modo relativamente rápido (SURESH, 2003; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

As superfícies obtidas no processo de falha por fadiga apresentam uma característica denominada “típica de fratura por fadiga”, porém uma falha por fadiga também pode não apresentar características típicas e mesmo assim ser diagnosticada como fratura por fadiga. As superfícies características de fadiga, normalmente apresentam duas regiões distintas, uma região com as chamadas estrias de fadiga, onde pode-se dizer que o material se comportou de maneira dúctil, como pode ser visualizado na Figura 8. A outra região apresenta a fratura propriamente dita, que na maioria das vezes pode ser considerada como uma fratura frágil,

porém ainda dependendo do comportamento do material em ensaio. Defeitos metalúrgicos como inclusões, vazios, falta de homogeneidade, entre outros, favorecem a iniciação das trincas, servindo como concentradores de tensão. Existem três fatores que são necessários para se obter uma fratura por fadiga: uma tensão de tração máxima suficientemente alta, uma variação na tensão aplicada suficientemente grande e um número de ciclos de aplicação da tensão relativamente grande (FUNCHS; STEPHENS, 1980; DIETER, 1981; SURESH, 2003; OLIVEIRA, 2008).

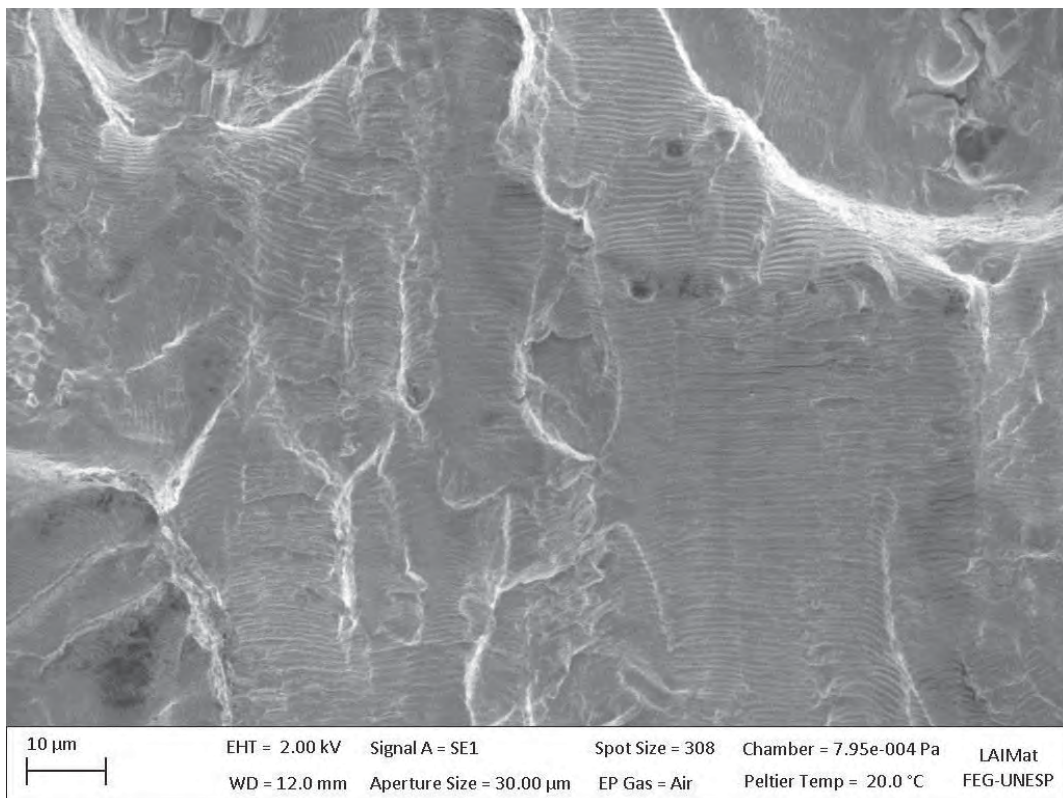


Figura 8 - Imagem de superfície de fratura por fadiga de AA7475 com estrias de fadiga

Estimasse que entre 50 a 90% das falhas mecânicas ocorridas são causadas por fadiga. Existem muitas aproximações e relações empíricas para explicações da vida em fadiga de estruturas. August Wöhler foi um dos primeiros a fazer testes em laboratório para fadiga em 1850, com seus resultados ele conseguiu demonstrar num gráfico a tensão versus a vida em fadiga de um componente (curva S-N). Vários estudiosos seguiram a linha de Wöhler, e sua descoberta foi sendo aprimorada. Em 1900, com a popularização do uso dos microscópios ópticos começou a ser mais palpável analisar o mecanismo de fratura. Em 1920, Griffith

publicou resultados de cálculos teóricos com experimentos utilizando a fratura frágil de vidros. Com isso ele conseguiu relacionar a tensão nominal e o tamanho da trinca com uma constante, sendo considerado o pai da mecânica da fratura. Em 1950, com a introdução da técnica de microscopia eletrônica, novas descobertas foram sendo realizadas. Irwin conseguiu introduzir o fator intensidade de tensão  $K_I$ , sendo aceito como a base da mecânica da fratura linear elástica (LEFM) e a previsão do crescimento da trinca para prever a vida em fadiga. Paris, em 1960, mostrou que a variação do crescimento de trinca em fadiga  $da/dN$  pode ser melhor descrito usando a variação do fator intensidade de tensão  $\Delta K_I$  (FUNCHS; STEPHENS, 1980; BOLOTIN, 1999; SURESH, 2003).

### 2.2.2 Mecânica da fratura aplicada à fadiga

Em meados do século XX tornou-se claro que a falha por fadiga era um processo progressivo e localizado, envolvendo a iniciação e o crescimento da trinca até sua instabilidade e posterior falha. Por volta de 30 anos atrás, começou-se a ter maior importância a mecânica da fratura aliada à falha por fadiga (SURESH, 2003; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

Um importante avanço da fadiga em metais no século passado foi o entendimento de que a estrutura de um componente contém pequenas trincas como defeitos introduzidos durante a sua manufatura. A questão principal do crescimento de trinca em fadiga é quanto tempo um defeito pré-existente levará para crescer de um dado tamanho inicial até um tamanho máximo possível, que levará ao rompimento do componente (BOLOTIN, 1999; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

O tamanho inicial de uma trinca corresponde ao tamanho mínimo que pode ser detectado por uma técnica de inspeção não destrutiva. Já o tamanho máximo da trinca, pode ser determinado pela análise do início do crescimento instável da trinca (JANSSEN, ZUIDEMA, WANHILL, 2004).

Com isso é conveniente definir alguns parâmetros que são usados para descrever o crescimento da trinca em fadiga. Na Figura 9 é possível ver um ciclo de tensão com amplitude constante. A razão de tensão  $R$  é definida como  $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ , a variação de tensão é definida por  $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$  e a tensão média  $\sigma_{\text{med}} = \frac{1}{2}(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$ . Sendo  $\sigma_{\max}$  o pico de tensão do

ensaio e  $\sigma_{\min}$  o vale da amplitude de tensões (BOLOTIN, 1999; SURESH, 2003; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

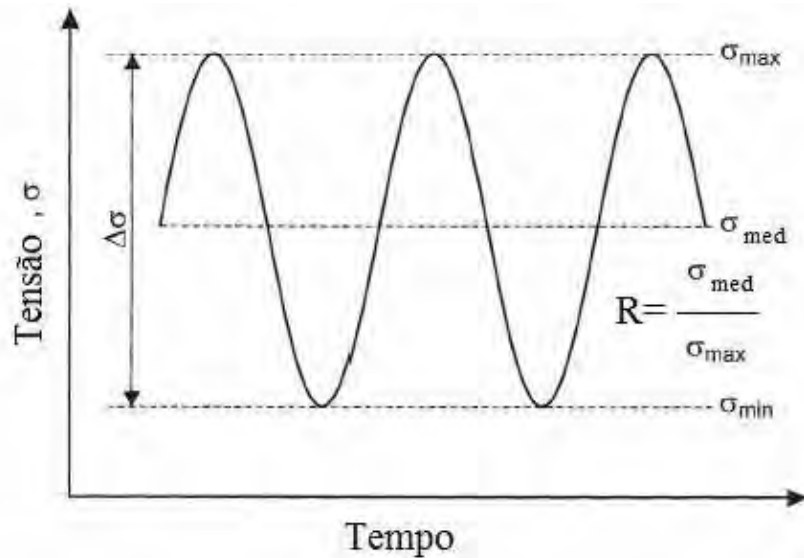


Figura 9 – Diagrama tensão por tempo (Adaptado JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

A taxa de propagação de trinca em fadiga é definida pelo tamanho da trinca,  $\Delta a$ , durante um pequeno número de ciclos  $\Delta N$ , a taxa de propagação da trinca então pode ser escrita como  $\Delta a/\Delta N$ , sendo usualmente escrito como  $da/dN$ . Para cargas com amplitude constante, pode ainda ser feita a correlação entre a taxa de crescimento de trinca em fadiga  $da/dN$ , com a variação do fator intensidade de tensão  $\Delta K$  (BOLOTIN, 1999; SURESH, 2003; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

No carregamento monotônico, a expressão geral para o fator intensidade de tensão é dada por (equação 1):

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1)$$

Onde:

$K$  é o fator intensidade de tensão,

$\sigma$  é a tensão nominal aplicada,

$a$  é o tamanho da trinca,

$Y$  é uma função de  $(a/W)$  que depende da geometria do corpo de prova.

A amplitude do fator intensidade de tensão é dada por (equação 2):

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2)$$

Onde  $K_{\max}$  e  $K_{\min}$ , são respectivamente os valores máximo e mínimo de  $K$  no ciclo de carregamento. Assim, de acordo com a equação que define o fator intensidade de tensão:

$$K_{\max} = Y\sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

$$K_{\min} = Y\sigma_{\min} \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

Onde  $\sigma_{\max}$  e  $\sigma_{\min}$  são respectivamente as tensões máximas e mínimas do carregamento cíclico.

A forma característica da curva da taxa de crescimento de trinca em fadiga  $da/dN$ - $\Delta K$  pode ser vista na Figura 10.

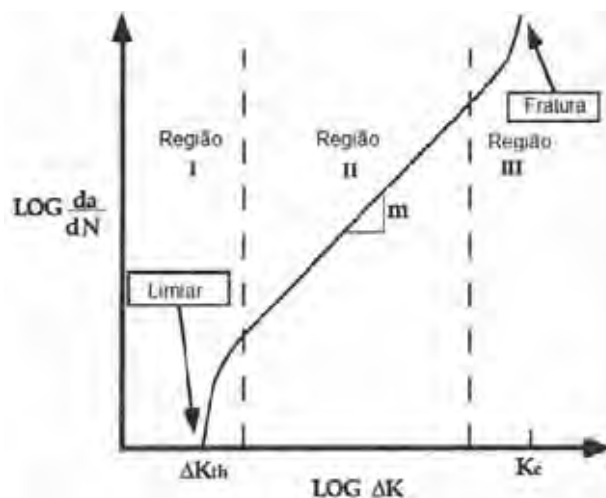


Figura 10- Curva característica da taxa de crescimento de trinca em fadiga (Adaptado de ANDERSON, 1995)

Esta curva pode ser dividida em três regiões, de acordo com os estágios da evolução da fratura por fadiga. A região I, nucleação da trinca, é o limiar da variação do fator intensidade de tensão  $\Delta K_{th}$ , a taxa de propagação da trinca é extremamente baixa, tendendo a zero. Acima do valor limiar, a taxa de propagação da trinca aumenta relativamente rápido, aumentando também o valor de  $\Delta K$ . Na região II, propagação estável da trinca, a taxa de crescimento da

trinca  $da/dN$  é função de  $\Delta K$ , tendo uma relação linear entre  $\log(da/dN)$  e o  $\log(\Delta K)$ , sendo considerado um crescimento estável da trinca. Finalmente na região III, propagação instável e ruptura, a curva da taxa de crescimento da trinca é assintótica, onde é encontrado o máximo valor do fator intensidade de tensão  $K_{max}$ , se tornando igual ao fator intensidade de tensão crítico,  $K_c$ , que é o valor de tenacidade a fratura do material (ANDERSON, 1995; BOLOTIN, 1999; SURESH, 2003; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

Existem muitas descrições para o crescimento de trinca, porém a mais conhecida e utilizada hoje é a equação de Paris (equação 5)

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (5)$$

Onde C e m são constantes do material obtidas experimentalmente. De acordo com a equação 5 o crescimento da trinca em fadiga depende apenas de  $\Delta K$ , sendo  $da/dN$  insensível à razão de cargas R na região II.

Muitos pesquisadores desenvolveram equações, tomando como ponto de partida a equação de Paris. Forman, propôs uma relação para as regiões II e III (equação 6):

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (6)$$

Esta equação pode ser reescrita na forma:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^m}{\frac{K_{crit}}{K_{max}} - 1} \quad (7)$$

Assim, a taxa de crescimento da trinca se torna infinita para  $K_{max}$  aproximado de  $K_{crit}$ . Na equação de Forman as constantes C e m não apresentam os mesmos valores numéricos que descritos por Erdogan e Paris.

Segundo Anderson (1995), um dos modelos mais representativos, que descreve as três regiões da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  foi desenvolvido pela NASA e publicado por Forman e Metty:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \left[ \frac{\left( \frac{1 - \Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left( \frac{1 - K_{max}}{K_c} \right)^q} \right] \quad (8)$$

Onde C, m, p e q são constantes do material.

### 2.2.3 Micromecanismos de fadiga

O uso da lei de propagação de trincas baseado na variação do fator intensidade de tensão é uma aplicação muito utilizada pelos engenheiros quando se trata de mecanismos de fratura aliado à fadiga (LEE, et al., 2005).

A propagação de trinca em fadiga normalmente produz pequenas estrias na superfície de fratura. Na maioria dos casos essas estrias são perpendiculares à direção de propagação das trincas. No estágio II da propagação da trinca, ocorre um processo plástico, que altera a deformação da ponta da trinca. No início do carregamento cíclico a ponta da trinca é aguda (Figura 11-a). À medida que o esforço de tração começa a ser aplicado o entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento dos planos a 45° do plano da trinca (Figura 11-b). Quando a trinca caminha para sua extensão máxima, sua ponta se torna mais arredondada (Figura 11-c). Ao alterar a carga para compressão as direções de deslizamento nas extremidades são invertidas (Figura 11-d), as faces da trinca se tornam compactadas e uma nova superfície da trinca é formada, novamente apresentando uma ponta aguda. Este processo é repetido pelos ciclos subseqüentes e estes ciclos produzem as estrias, acima e abaixo nas faces da trinca. Os espaços entre as estrias, de acordo com este mecanismo, é igual ao crescimento da trinca por ciclo (da/dN) (DIETER, 1981; ANDERSON, 1995; LEE et al., 2005).

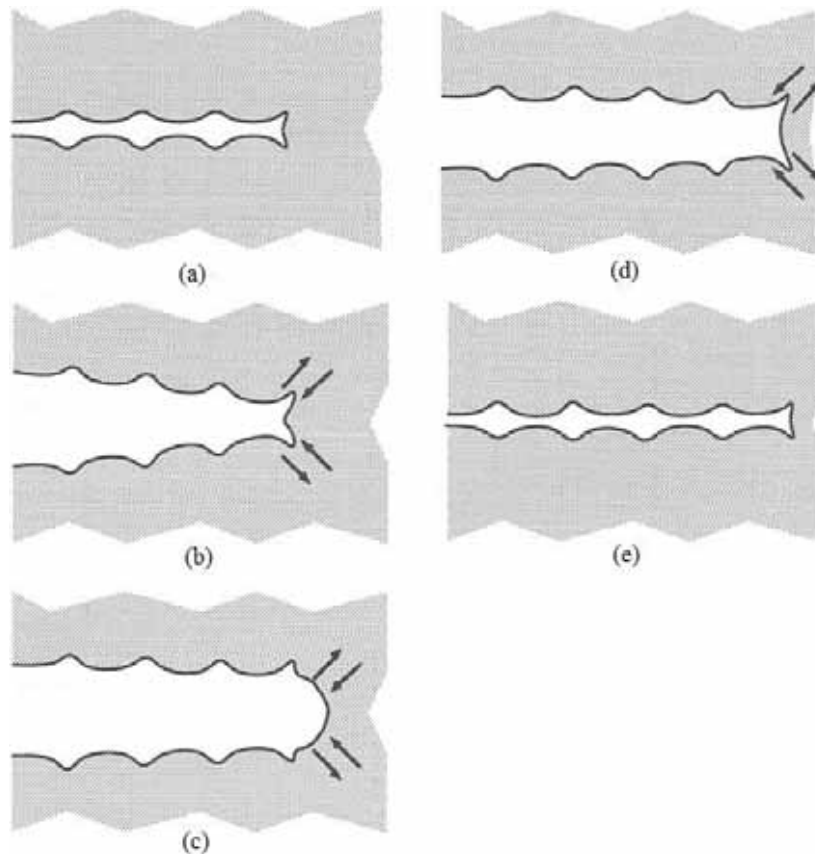


Figura 11 – Processo de crescimento de trinca por fadiga (Adaptado de ANDERSON, 1995)

A interação entre o dano microscópico na ponta da trinca e o balanço de energia do corpo trincado, de fato, é o principal mecanismo que leva ao crescimento da trinca em fadiga. A trinca não se propaga até que a força de direção da trinca seja menor do que a força de resistência correspondente. A magnitude dessa força de resistência depende do dano causado na ponta da trinca. A maior parte desse dano é resultado das condições das forças de esforço no campo de tensão (BOLOTIN, 1999; LEE et al., 2005).

#### 2.2.4 Similaridade em fadiga

A concepção de similaridade vem da teoria básica do mecanismo de fratura. Similaridade implica que as condições da ponta da trinca são unicamente definidas por um parâmetro de carga simples como o fator intensidade de tensão (ANDERSON, 1995; SURESH, 2003).



Pela concepção de Anderson (1995), a similaridade implica que para um mesmo valor de  $\Delta K$ , uma trinca em um corpo ou em uma estrutura apresenta a mesma taxa de propagação de trinca  $da/dN$ , ou seja, se comportam de maneira idêntica.

Considerando o crescimento de uma trinca na presença de uma intensidade de tensão com amplitude cíclica constante, será formada uma zona plástica na ponta da trinca, que à medida que ocorre o crescimento da trinca, deixa para trás uma deformação plástica adjacente às suas faces, como pode ser visualizado na Figura 12 (ANDERSON, 1995; SURESH, 2003; OLIVEIRA, 2008).

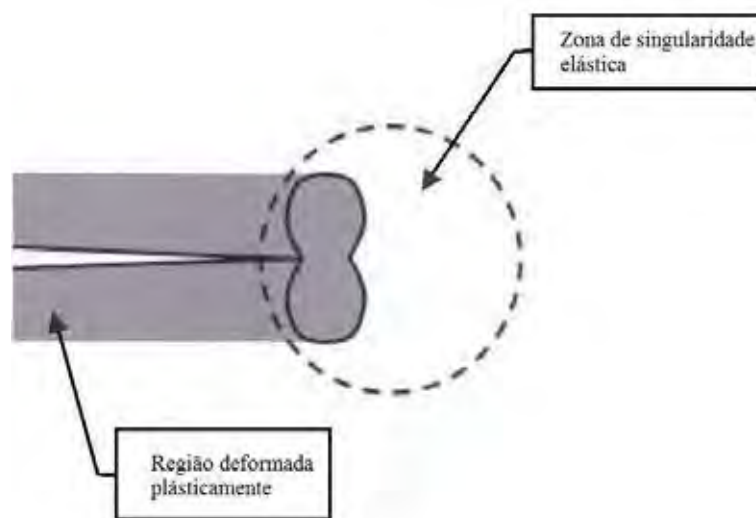


Figura 12 – Crescimento da trinca por fadiga submetido a um carregamento de amplitude constante (Adaptado de ANDERSON, 1995)

Se a zona plástica é suficientemente pequena, esta é envolvida dentro de uma zona de singularidade elástica, então, as condições da ponta da trinca são unicamente definidas pelo valor de  $K$  e a taxa de crescimento da trinca é caracterizada pelos valores de  $K_{\min}$  e  $K_{\max}$ . Com isso, é conveniente expressar a relação funcional do crescimento da trinca como (FUNCHS; STEPHENS, 1980; ANDERSON, 1995; OLIVEIRA, 2008):

$$\frac{da}{dN} = f_1(\Delta K, R) \quad (9)$$

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

$$R = K_{\min}/K_{\max}$$

$da/dN$  é o crescimento da trinca por ciclo.

Se  $K_{\max}$  ou  $K_{\min}$  variar durante a solitação cíclica de carga, o crescimento da trinca depende da história de carregamento, desse modo, a variação do crescimento da trinca pode ser expressa pela equação 10:

$$\frac{da}{dN} = f_2(\Delta K, R, H) \quad (10)$$

Onde H indica a dependência histórica do carregamento. Este conceito expresso pela equação 10 pode não ser válido, duas configurações de cargas cíclicas com os mesmos valores de  $\Delta K$  e R não exibem a mesma taxa de crescimento de trinca, a menos que ambos tenham o mesmo histórico de carregamento anterior (ANDERSON, 1995).

### 2.2.5 Fatores que influenciam a taxa de propagação de trinca por fadiga

O processo de crescimento de trinca por fadiga é muito complexo, sendo influenciado principalmente pela variação na intensidade de tensão na ponta da trinca. Em particular o ambiente e a microestrutura do material podem influenciar em várias regiões da curva da taxa de crescimento de trinca. Os efeitos ambientais são mais importantes nas regiões I e II da curva de crescimento de trinca em fadiga (JANSSEN, ZUIDEMA, WANHILL, 2004).

Praticamente a maioria das falhas em fadiga se inicia na superfície do componente. Assim existe uma grande evidência de que as propriedades de fadiga sejam sensíveis às condições superficiais do corpo (DIETER, 1981; JANSSEN, ZUIDEMA, WANHILL, 2004).

Outro fator que também influencia diretamente no comportamento de fadiga de um corpo é a razão de cargas R. À medida que o valor de R se torna mais positivo, o que equivale a aumentar a tensão média aplicada, o limite de fadiga medido também aumenta. Isso pode ser visualizado nas Figura 13 e 14:

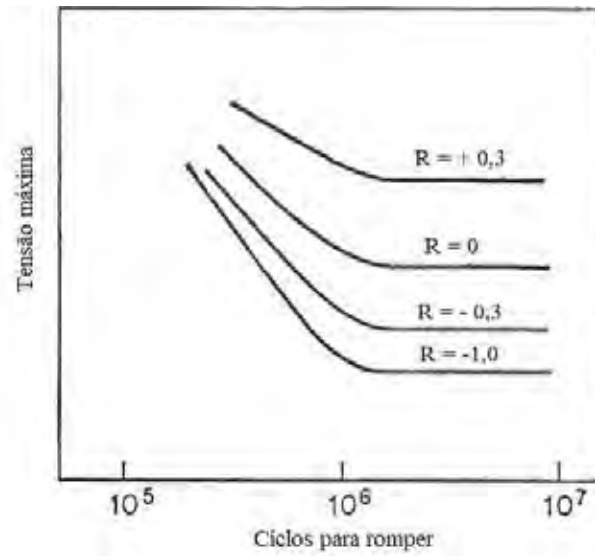


Figura 13– Gráfico de variação do valor de R (razão de cargas) (Adaptado de DIETER, 1981)

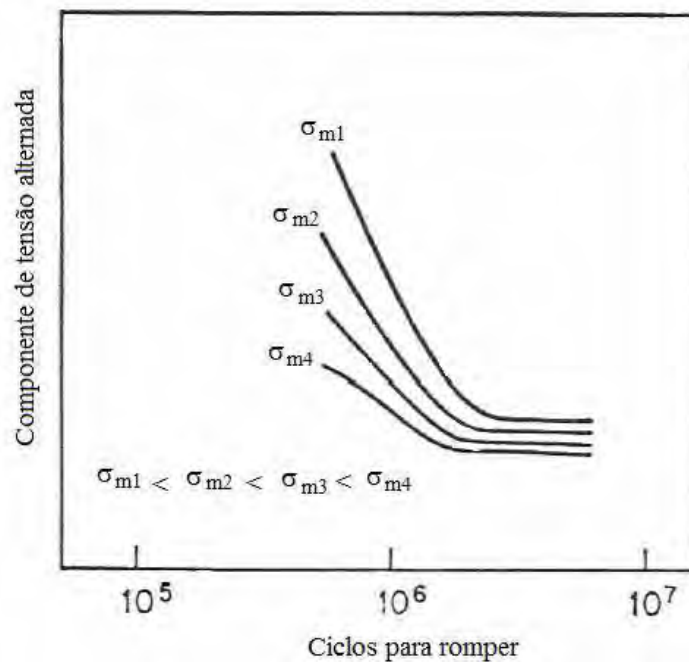


Figura 14 – Gráfico de variação do número de ciclos com a tensão média e a tensão alternada (Adaptado de DIETER, 1981)

A partir da Figura 14, fica nítido também que à medida que a tensão média se torna mais positiva, a tensão alternada permitida diminui.

Efeitos ambientais como elevadas temperaturas, também afetam a vida em fadiga de um componente; neste caso, o fator intensidade de tensão linear elástico  $K$ , apresenta uma limitação, devido à grande plasticidade que o material apresenta quando submetidos a elevadas temperaturas. Também a redução da tenacidade à fratura pode ocorrer em temperaturas baixas, com a redução do tamanho crítico da trinca para a fratura (FUNCHS, STEPHENS, 1980; BOLOTIN, 1999).

Outro tipo de fator ambiental muito comum é a fadiga por corrosão, quando ocorre a interação de carga cíclica com a ação de água, salmouras, componentes químicos, entre outros. Esses elementos corrosivos podem intensificar o processo de crescimento da trinca por fadiga (FUNCHS, STEPHENS, 1980; BOLOTIN, 1999;).

Um fator primordial que afeta a taxa de propagação de trinca por fadiga são os concentradores de tensão do material, como entalhes ou saliências, diminuindo seriamente a resistência à fadiga. A estrutura do material também é um ponto relevante para a análise das propriedades de fadiga (DIETER, 1981).

Segundo Dieter (1981), existe uma grande evidência de que a homogeneização das deformações evita as concentrações localizadas de deformações plásticas. Isto está de acordo com a observação de que a resistência à fadiga é diretamente proporcional à dificuldade de a discordância realizar deslizamento com desvio.

Existe também uma dependência da vida em fadiga pelo tamanho de grão, variando conforme o modo de deformação, sendo mais pronunciado no regime de tensão baixa e alto-ciclo, no qual predomina o estágio I de crescimento de trinca (DIETER, 1981; JANSSEN, ZUIDEMA, WANHILL, 2004).

O tratamento térmico a que o material foi submetido também pode influenciar nas propriedades de fadiga. Em geral, as microestruturas temperadas e revenidas de aços de baixa liga tratados termicamente resultam em ótimas propriedades de fadiga. Porém, para um nível de dureza acima de cerca de  $40R_c$ , uma estrutura bainítica produzida por austêmpera apresenta propriedades de fadiga melhores do que uma estrutura temperada e revenida de mesma dureza. Uma explicação para esse fato pode ser o efeito da concentração de tensões dos filmes finos de carbonetos que se formam durante o revenimento da martensita (DIETER, 1981; SURESH, 2003).

## 2.3 Fractal

### 2.3.1 Conceitos e História

Desde muitos anos, o ser humano procura desvendar os problemas de análise em superfícies com relevos complexos. A geometria Euclidiana se preocupa em descrever apenas formas perfeitas, como círculos, quadrados, retas, etc.

Em 1960, um matemático francês chamado Mandelbrot deu o nome de fractal para os gráficos criados para representar uma série de processos caóticos da natureza. O nome fractal veio do latim “*fractus*” e do verbo *frangere*, que significa quebrar, fragmentar, conforme pode-se exemplificar na Figura 15. Assim, as medidas de fractais se mostram úteis em problemas que requerem uma análise complexa de estruturas auto-similares através de diferentes escalas (MANDELBROT, 1983; COSTA, CESAR 2000; CARPINTERI, SPAGNOLI, 2004; LOPES, BETROUNI, 2009).

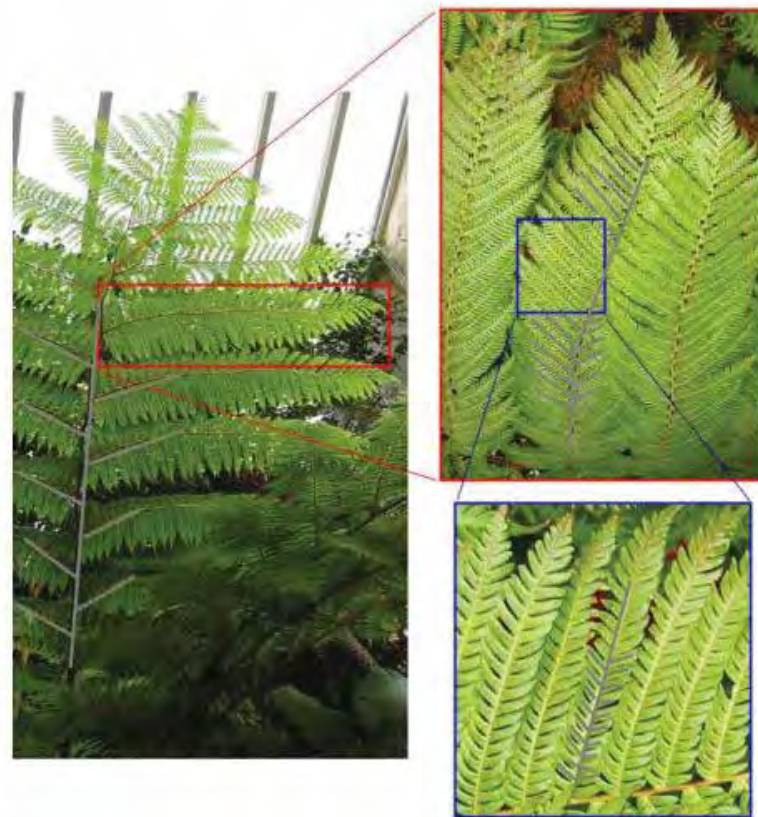


Figura 15 – Exemplo de fractal da natureza (FREITAS, 2011)

A auto-similaridade consiste na manutenção de um padrão de relevo em diferentes escalas. É possível identificar esta auto-similaridade em alguns exemplos de fractais teóricos como, por exemplo, a Curva de Koch (Figura 16), que se baseia em construir um segmento de reta e dividi-lo em três porções idênticas, assim a porção intermediária é subdividida em dois segmentos tendo o mesmo tamanho e a mesma forma dos três segmentos iniciais (RUSS, 1994; SANDAU, 1996; CHARKALUK, BIGERELLE, IOST, 1998; COSTA, CESAR, 2000).

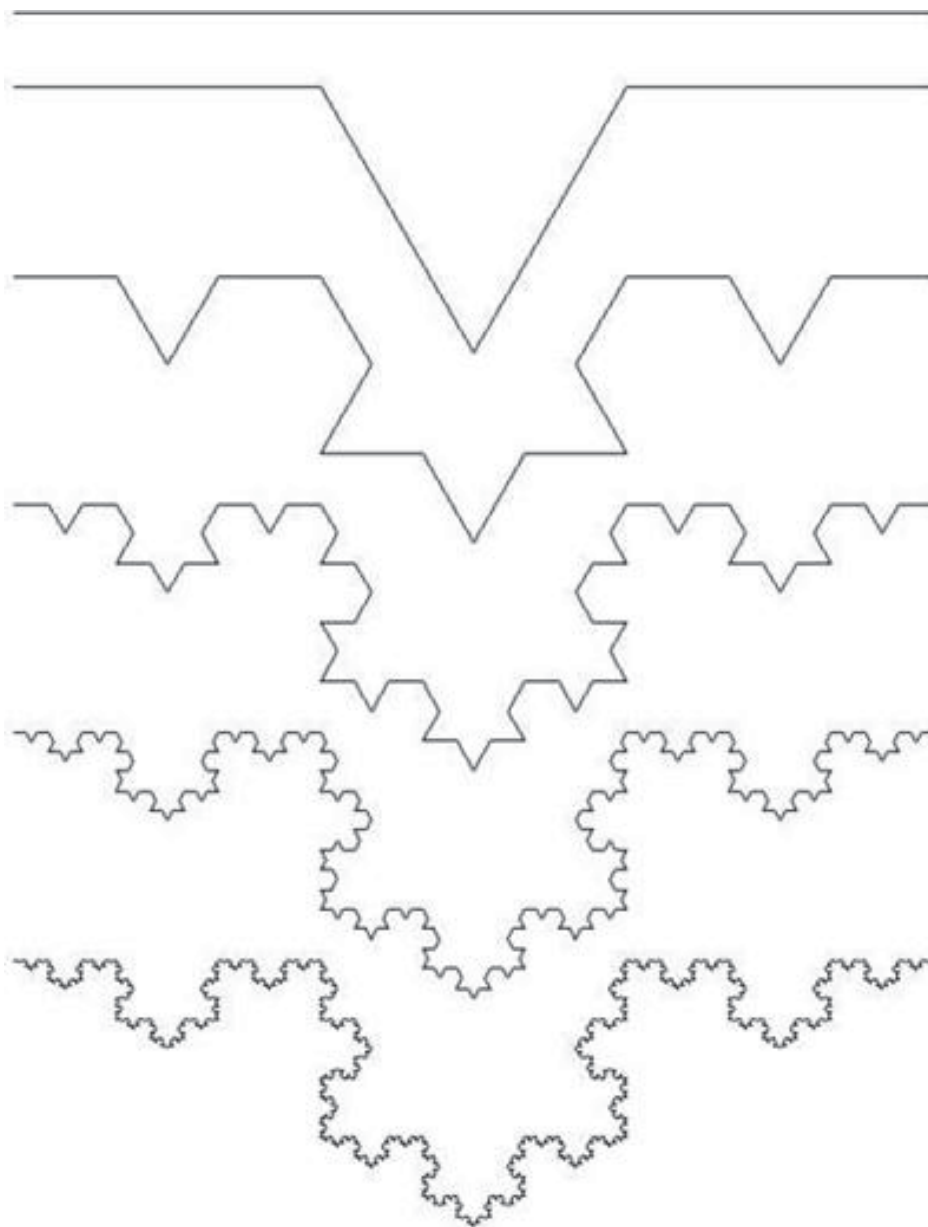


Figura 16 – Exemplo da curva de Koch

Da mesma maneira que os sistemas caóticos, os fractais apresentam uma elevada sensibilidade às condições iniciais, assim, uma simples alteração dos dados iniciais poderá alterar toda a estrutura do fractal (FOROUTAN-POUR, DUTILLEUL, SMITH, 1999).

### 2.3.2 Dimensão Fractal

Geometria fractal é uma ferramenta pela qual é possível construir realisticamente perfis de objetos complexos. A dimensão fractal indica o grau de complexidade ou irregularidade que a figura possui, ou seja, quanto do espaço físico ela ocupa, sendo sempre caracterizada por um número não inteiro. De outra maneira, a dimensão de uma curva fractal é um número que caracteriza a maneira na qual a medida do comprimento entre dois pontos aumenta à medida que a escala diminui (FALCONER, 1990; RUSS, 1994; COSTA, CESAR, 2000; HOROVISTIZ, 2000).

A geometria irregular que um fractal apresenta é uma transição entre duas dimensões regulares. Sendo assim, uma curva fractal tem uma dimensão entre uma linha reta e um plano ( $1 < D < 2$ ), enquanto que a superfície fractal de um objeto tem uma dimensão entre um plano e um volume ( $2 < D < 3$ ) (RUSS, 1994; CARPINTERI, PUZZI, 2006; LOPES, BETROUNI, 2009).

Para calcular a Dimensão Fractal de um perfil, é necessário considerar uma linha de comprimento  $L$  e outra de comprimento  $u$ , de tal maneira que  $L > u$ . Sobrepondo a linha  $u$  sobre a linha  $L$  até cobri-la completamente, é possível encontrar um valor  $N=L/u$ , que representa uma medida da linha.

De maneira geral, esse processo leva uma relação do tipo:

$$N = (L/u)^D \quad (11)$$

ou ainda, se extraindo o logaritmo de ambos os lados:

$$D = \frac{\ln(N)}{\ln(L/u)} \quad (12)$$

onde  $D$  é a Dimensão Fractal do perfil do objeto analisado. Para um objeto uniforme e compacto,  $D$  será um valor inteiro devidamente igual à dimensão topológica, no entanto, para um fractal, tem-se  $D$  como um número fracionário (FALCONER, 1990; BARNSLEY, 1993;

RUSS, 1994; BACKES, 2006; LOPES, BETROUNI, 2009; LI, DU, SUN, 2009). A Figura 17 representa a construção do floco de neve de Koch, o qual é construído pela adição progressiva de triângulos a um triângulo inicial.

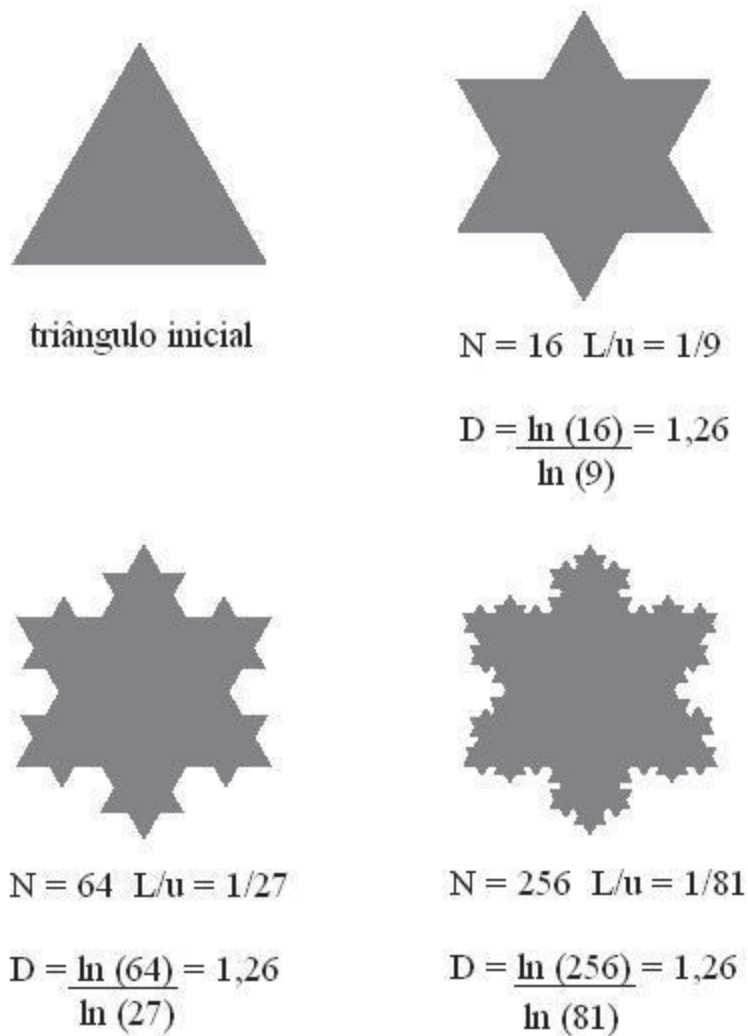


Figura 17 – Construção do floco de neve de Koch com os devidos cálculos

### 2.3.3 Fractais Mistos

De acordo com Russ (1994), os objetos reais não apresentam um comportamento fractal sobre qualquer faixa de escala de comprimento. Assim, o limite superior é o próprio tamanho do objeto enquanto que o limite inferior depende de fatores ligados à microscopia, como ampliação e resolução, e fatores inerentes ao objeto, como forças atômicas e cristalográficas,



que podem inverter ou criar comportamentos Euclidianos. Desta maneira, é possível afirmar que fractais mistos não são auto similares e sim auto afins, ou seja, apresentam diferente razão nas diferentes direções. Assim, as superfícies de fratura podem ser consideradas fractais mistos porque a formação da sua topografia depende da variação microestrutural e do campo de tensões na ponta da trinca (FALCONER, 1990; RUSS, 1994; HOROVISTIZ, 2000).

Uma das definições operacionais do comportamento de fractais mistos é fortemente ilustrada por Brian Kaye (1989). Kaye, ao medir perímetros naturais das costas litorâneas, utilizou o método de Richardson, que consiste em plotar no eixo das abscissas o logaritmo do incremento das escalas e no eixo das ordenadas o logaritmo dos perímetros obtidos com o incremento. O autor não encontrou um reta, como se era esperado, porém verificou que todos os resultados obtidos podiam ser explicados de maneira satisfatória com dois segmentos de reta, com inclinações diferentes, como mostrado na Figura 18.

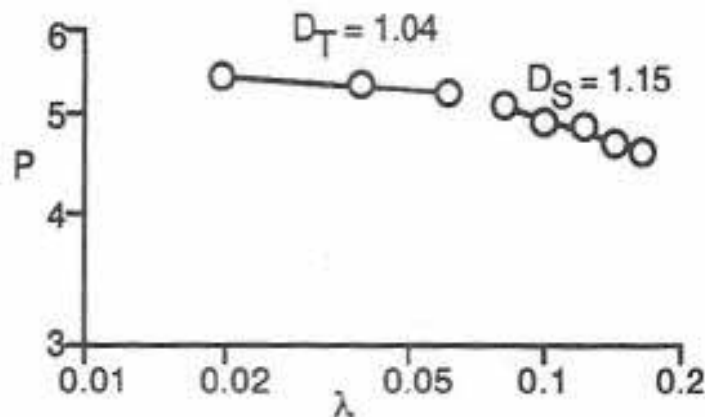


Figura 18 - Exemplo de dimensões fractais texturais e estrutural (RUSS, 1994).

Pela descrição de Key's os dois segmentos de reta podem ser definidos como  $D_T$  a dimensão fractal textural e  $D_S$  a dimensão fractal estrutural. A dimensão textural é dada pela inclinação de reta de menor valor, em escalas finas, assim, descrevendo um processo físico que controla a rugosidade da superfícies. Já em escalas maiores as características estruturais do objeto emergem (RUSS, 1994; HOROVISTIZ, 2000).

Em geral, ocorre uma grande dificuldade em medir a rugosidade da superfície de fratura, pois objetos reais na maioria das vezes não apresentam auto-similaridade,

apresentando em sua maioria uma variação nas diferentes direções, o que caracteriza a auto-afinidade. Neste caso é mais comum a utilização da dimensão multifractal, sendo definida como um espectro, não como um valor, ou seja, o multifractal é definido por infinitos valores de fractais (XIE, WANG, STEIN, 1998; LOPES, 2009).

Assim, o multifractal varia em diferentes ampliações, sendo considerados objetos multi-escalares, ao contrário do valor de fractal, que deve ser o mesmo, independente da ampliação utilizada (STACH, CYBO, 2003).

#### 2.3.4 O modelo proposto por Carpinteri

Nas últimas décadas muitos pesquisadores têm buscado um vasto campo de atuação na propagação de trincas por fadiga. O efeito da rugosidade da superfície nesse tipo de fratura foi modelado por Spagnoli (2004, 2005), levando em consideração a dimensão fractal. O crescente avanço de Carpinteri, Paggi e Spagnoli no entendimento de fenômenos complexos do crescimento de trinca em fadiga aliada com a dimensão fractal tem buscado uma possível unificação da teórica lei de Paris e Wöhler (SPAGNOLI, 2004, 2005; CARPINTERI, PAGGI, 2009). Pugno (2006, 2009) direcionou suas pesquisas na generalização da lei de Paris baseado na quantização da mecânica da fratura para o tratamento de longas trincas, pequenas trincas e todos os regimes produzidos (PUGNO, CIAVARELLA, CORNETTI, CARPINTERI, 2006; PUGNO, CARPINTERI, 2009).

O modelo de Carpinteri (2009) é proposto com base na utilização da lei de Paris independente do efeito do tamanho de escala. Considerando a taxa de crescimento da trinca como um parâmetro representativo, a generalização da lei de Paris proposta assume uma incompleta auto-similaridade nas variáveis dimensionais que governam o crescimento de trinca de fadiga. Por outro lado, mudando o parâmetro representativo para o número de ciclos, a generalização da curva de Wöhler é obtida assumindo também a condição de incompleta auto-similaridade nas variáveis dimensionais que governam a resposta de fadiga (CARPINTERI, PAGGI, 2009).

O principal argumento dos autores está em evidências experimentais (Bazant e Shell, 1993) que mostram a dependência da taxa de propagação de trincas com o tamanho das amostras, ou seja, o efeito do tamanho no crescimento de trincas por fadiga. Neste caso, ao propor o comportamento fractal das trincas por fadiga, Carpinteri e Spagnoli (2004) puderam

adaptar a equação de Paris com uma lei de escala a partir da taxa de propagação de uma trinca fractal, tal que a constante  $C$  do modelo de Paris é substituída por um coeficiente de proporcionalidade, agora dependente do tamanho da trinca e de sua dimensão fractal, numa abordagem monofractal (Spagnoli, 2005). Com base no modelo de Paris, da forma

$\frac{da}{dN} = C.(\Delta K)^m$ , Carpinteri e Paggi (2009) levaram em consideração três grupos de parâmetros:

- O primeiro grupo leva em consideração as propriedades do material, como a tensão de falha estática  $\sigma_u$  e à tenacidade a fratura  $K_{IC}$ . Nesta categoria também pode ser incluído o limiar da variação do fator intensidade de tensão, embora este parâmetro não seja considerado fundamental nas propriedades de fadiga.

- No segundo grupo compreendem as variáveis que governam as condições de teste, como a variação do fator intensidade de tensão  $\Delta K$ , a razão de cargas  $R$  e a frequência da carga cíclica  $\omega$ .

- O último grupo inclui parâmetros geométricos relacionados com a microestrutura do material,  $d$ , e a geometria da amostra, como o tamanho estrutural característico,  $h$ , e o comprimento da trinca,  $a$ . A dimensão microestrutural,  $d$ , corresponde ao tamanho de grão nos metais.

Desta maneira, a taxa de propagação da trinca pode ser expressa por uma função do tipo:

$$\frac{da}{dN} = F(\sigma_u, K_{IC}, \omega, \Delta K, \Delta K_{th}, h, d, a, 1 - R) \quad (13)$$

Reduzindo-se o número de parâmetros pelo Teorema de Buckingham  $\Pi$  para grupos adimensionais, tem-se:

$$\frac{da}{dN} = \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_u} \right)^2 \Phi \left( \frac{\Delta K}{K_{IC}}, \frac{\Delta K_{th}}{K_{IC}}, \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} h, \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} d, \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} a, 1 - R \right) = \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_u} \right)^2 \Phi(\Pi_1, \Pi_2, \Pi_3, \Pi_4, \Pi_5, \Pi_6) \quad (14)$$

Onde  $\Pi_i$  são grupos adimensionais. A partir da Equação 14, e considerando a auto-similaridade incompleta, já que há limites de resistência impostos ao crescimento da trinca,

também limitada pelo tamanho da peça, vários grupos adimensionais podem ser limitados, exceto  $\Pi_2$  e  $\Pi_3$ . Assim, Carpinteri e Paggi (2009) chegaram a um modelo genérico para o crescimento da trinca no processo de fadiga da forma:

$$\frac{da}{dN} = \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_u} \right)^2 \left( \frac{\Delta K}{K_{IC}} \right)^{\alpha_1} \left( \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} d \right)^{\alpha_2} \left( \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} \right)^{\alpha_3} (1-R)^{\alpha_4} \Phi_2(\Pi_2, \Pi_3) = \Delta K^{\alpha_1} d^{\alpha_2} a^{\alpha_3} (1-R)^{\alpha_4} \frac{\Phi_2(\Pi_2, \Pi_3)}{K_{IC}^{\alpha_1+2\alpha_2+2\alpha_3-2} \sigma_u^{2(1-\alpha_2-\alpha_3)}}$$

(15)

Que, comparada ao modelo de Paris,  $\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$ , resulta:

$$m = \alpha_1 \text{ e } C = d^{\alpha_2} a^{\alpha_3} (1-R)^{\alpha_4} \frac{\Phi_2(\Pi_2, \Pi_3)}{K_{IC}^{\alpha_1+2\alpha_2+2\alpha_3-2} \sigma_u^{2(1-\alpha_2-\alpha_3)}} \quad (16)$$

No caso de trincas rugosas, que é bastante comum, o expoente  $\alpha_3$  pode ser relacionado teoricamente à dimensão fractal  $D$  da trajetória da trinca e ao expoente da lei de Paris,  $m$ , tal que:

$$\alpha_3 = -(D - 1)(1 + m/2) \quad (17)$$

Onde  $D$ , medido sobre perfis, usualmente está entre 1 e 3/2. O desenvolvimento para o modelo de Wöhler é análogo ao apresentado nas equações 13 à 17.

## 2.4 Materiais

### 2.4.1 Aço 300M – Histórico da Evolução do aço 300M

As ligas metálicas começaram sua evolução dos aços-carbono clássicos na década de 1950. Essa evolução permitiu que as ligas passassem de baixa resistência mecânica para altas

resistências mecânica, devido a tratamentos térmicos. Estes desenvolvimentos foram impulsionados na década de 1960, pelos programas aeroespaciais da época.

Muitos países estavam em busca de novos aços, para suprirem a necessidade da corrida espacial. Os Estados Unidos, na década de 1960, fizeram inúmeras tentativas frustradas de construir os envelopes motores dos propulsores destinados aos mísseis balísticos intercontinentais *Polaris* e *Minuteman* com o aço 300M. A comunidade europeia também buscava, alternativas, tendo algumas alternativas como o aço 4340 modificado, também não apresentando bons resultados (ANAZAWA, 2007).

Este era o cenário no começo da década de 1970, época em que o CTA (Centro Tecnológico Aeroespacial) iria selecionar a melhor liga para ser empregada em sua família de foguetes SONDA, que então seria a família precursora do VLS. Assim a liga procurada seria esta a liga utilizada no próprio VLS. Após analisar e desenvolver inúmeras possibilidades, optaram então pelos aços SAE-4340 e 300M para a utilização no envelope motor do SONDA IV, buscando uma posterior utilização no VLS que viria mais a frente (ANAZAWA, 2007).

Devido a alguns resultados pessimistas de outros países que tentaram utilizar o aço 300M nos envelopes motores, o CTA teve que pesquisar e se certificar que esta seria a escolha ideal. Chegaram a opção de utilizar o aço 300M tratado termicamente, assim atingindo um limite de resistência à tração de 2000 MPa, sendo maior do que o atingido pelo aço 4340, que era então a melhor opção na época. Os resultados dos testes para verificar o limite de resistência à tração após solda e tratamento térmico foram muito animadores (ANAZAWA, 2007).

O desenvolvimento deste aço foi possível devido ao trabalho em conjunto do CTA, Eletrometal (atual Villares Metals), Usiminas e Acesita, tendo cada uma destas entidades as tarefas e ações integradas para possibilitarem ao País obter uma capacidade de construir estruturas de foguetes com baixo peso, o que seria uma solução inédita no âmbito internacional. Este aço então foi ganhando mercado, sendo hoje aplicado em uma gama de componentes aeronáuticos, especialmente no projeto dos novos trens-de-pouso de grandes aeronaves comerciais (ANAZAWA, 2007).

O aço 300M pode ser considerado como um avanço tecnológico do aço SAE-4340. As diferenças entre o aço 300M e o SAE-4340 começam na sua composição, já que o 300M apresenta teores de silício próximos de 1,6%, porém com concentrações de carbono e molibdênio ligeiramente maiores, além de apresentar vanádio em sua composição. Estas

modificações, aliadas ao processo de fusão por indução a vácuo e refusão a arco, proporcionam melhores propriedades ao aço 300M (PHILIP, 1978).

#### 2.4.2 Liga de Alumínio 7475

As ligas de alumínio estão em cerca de 70% dos componentes estruturais dos aviões. A família 7XXX, tratada termicamente por precipitação é largamente utilizada e merece um grande destaque entre as outras ligas de alumínio (VIANA, et. al., 2005).

A liga de alumínio AA7475 é considerada uma liga de alta resistência e endurecida por precipitação. Esta família de ligas são comumente utilizadas como materiais estruturais na indústria aeronáutica. Como principais aplicações estão: revestimento da fuselagem e asas, longarinas, nervuras, perfis estruturais reforçados, entre outros. A liga AA7475 geralmente é especificada devido à sua elevada resistência mecânica, boa resistência a corrosão e boa tenacidade à fratura, tudo isto aliada a sua baixa densidade. (AL-RUBAIE; BARROSO; GODEFOID, 2006; VIANA, et. Al., 2005; ZANGRANDI, 1988).

Assim como o aço 300M, esta liga foi derivada de uma outra liga comumente já utilizada na indústria aeronáutica. A liga AA7475 é derivada da liga AA7075, porém foi desenvolvida para aplicações em que são exigidas maior resistência mecânica, superior tenacidade à fratura e à propagação de trinca em fadiga. Pode-se considerar que a liga AA7475 possui tenacidade à fratura em torno de 40% maior do que a liga AA7075 nas mesmas condições. As ligas AA7475 podem sofrer diferentes tratamentos termomecânicos. Os tratamentos disponíveis para as chapas são: T651, T7651 e T7351 (ALCOA, 2011).

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais Utilizados

##### 3.1.1 Aço 300M

###### 3.1.1.1 Propriedades, características e composição

As principais características desse aço são: alta profundidade de têmpera, mantendo certa ductilidade e tenacidade a limites de resistência a tração considerados elevados. A maior quantidade de silício auxilia em uma melhor temperabilidade do que o aço SAE-4340, devido ao retardamento das transformações austeníticas. O silício também favorece o endurecimento por solução sólida e melhora a resistência mecânica em altas temperaturas (PIVATO et. al., 2006; ANAZAWA, 2007).

As modificações em alguns elementos na composição, aliado ao processo via fusão por indução a vácuo e refusão a arco proporcionam melhores propriedades ao aço 300M (TOMITA, OKAWA, 1993).

O aço 300M é utilizado geralmente nas condições temperado e revenido, em que a temperatura e o tempo de revenimento da microestrutura predominantemente martensítica são escolhidos de acordo com o nível de dureza requerido (PIVATO et. al., 2006).

A composição química típica do aço 300M pode ser visualizada na Tabela 1:

Tabela 1 – Composição Química do aço 300M (ANAZAWA, et al., 2006)

Elementos	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	V	Cu
% Massa	0,39	0,0005	0,009	1,78	0,76	0,76	1,69	0,40	0,003	0,008	0,14

### 3.1.1.2 Tratamento térmico do aço 300M

Para o aço em questão foi necessário realizar um tratamento térmico para que o material apresentasse uma menor ductilidade e ocorresse um endurecimento do material e uma maior dificuldade para a propagação da trinca, já que o objetivo são fraturas mais frágeis.

O tratamento realizado foi seguindo ANAZAWA (2006), considerando a condição C em que o material é aquecido até 900°C, mantido então nesta temperatura por vinte minutos, transferido em seguida para outro forno com temperatura de 760°C, mantido por mais dez minutos e então realizado o resfriamento brusco em banho de óleo, conforme pode ser visualizado na Figura 19.

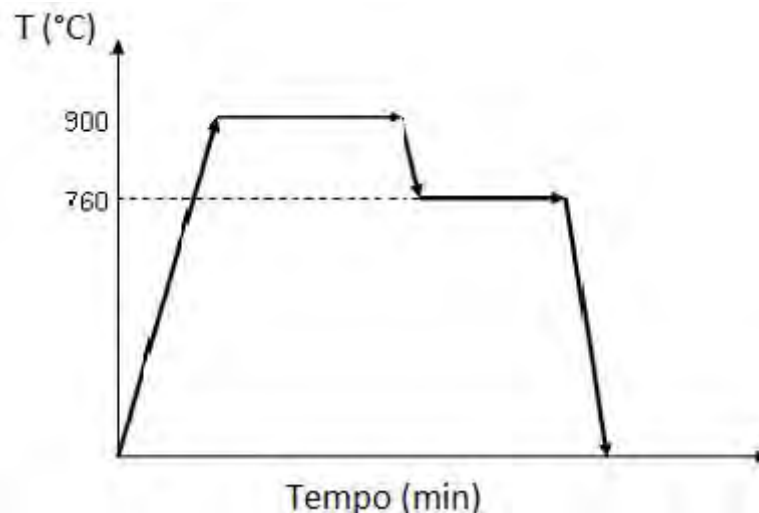


Figura 19 – Gráfico esquemático do tratamento térmico realizado no aço 300M

### 3.1.2 Liga de Alumínio 7475

As ligas de alumínio AA7475 apresentam relativamente boa resistência mecânica, boa tenacidade à fratura e considerável resistência à propagação de trincas, tudo isso aliado a baixa densidade.

Na Tabela 2 pode ser visualizado a composição da liga de alumínio 7475:

Tabela 2 – Composição Química do aço 300M (ANAZAWA, et al., 2006)



Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
% Massa	0,029	0,085	1,661	0,01	2,376	5,722	0,21	0,0266	balanço

## 3.2 Métodos Experimentais

### 3.2.1 Ensaio de Tração

Os corpos de prova foram ensaiados seguindo a norma ASTM E8M (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*). Foram ensaiados três corpos de prova de cada material, com o objetivo de se obter a tensão de escoamento do material, para então ser comparada com a tensão teórica.

Foram utilizados corpos de prova conforme Figura 20.

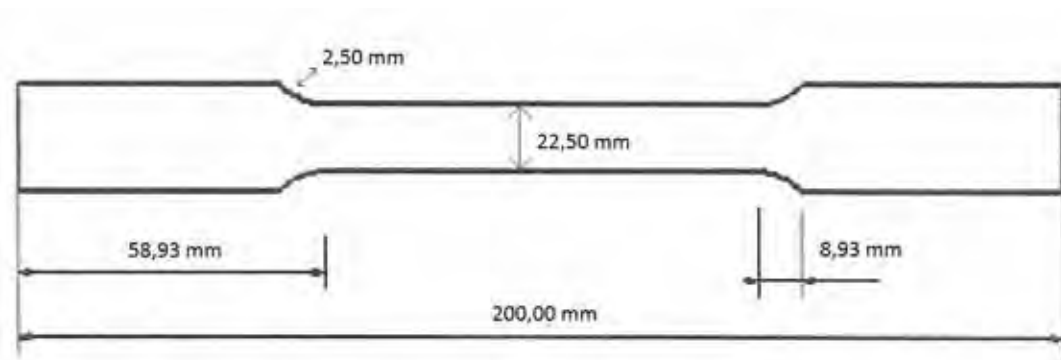


Figura 20 – Representação do modelo de corpo de prova utilizado para o ensaio de tração.

O ensaio foi realizado na máquina de ensaios Shimdzu, modelo AG-X localizada no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, no Campus de Guaratinguetá. Foram utilizados os parâmetros de velocidade de 2mm/min e célula de carga de 50KN.

### 3.2.2 Ensaio de propagação de trinca

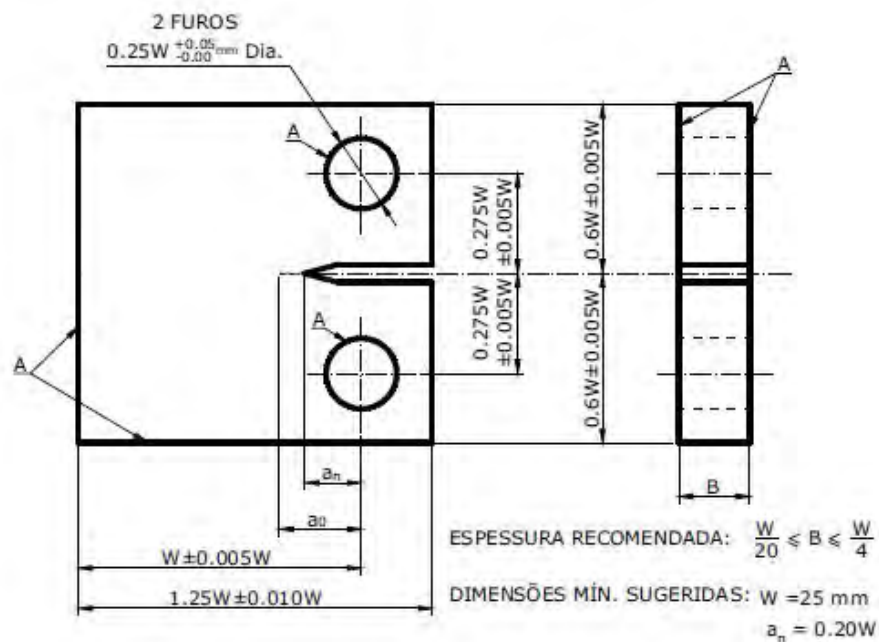
O ensaio de propagação de trincas foi realizado tanto para o aço 300M quanto para a liga de Alumínio 7075. Foram utilizados corpos de prova nas espessuras (B) de  $\frac{1}{2}$  polegada,  $\frac{3}{4}$  de polegada e uma polegada para o aço e apenas corpos de prova de  $\frac{1}{2}$  polegada para o

alumínio, sendo utilizado três corpos de prova para cada dimensão. O ensaio foi realizado com base na norma ASTM E647-08 (*Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*).

Este método de ensaio envolve um ciclo de cargas aplicadas em um entalhe do corpo de prova com uma pré-trinca por fadiga. O tamanho da trinca, decorrente do ciclo de fadiga, é medido e estes dados são analisados. Outro importante dado deste ensaio é a estabilização da taxa de crescimento da trinca. As taxas de crescimento da trinca são expressas em função da variação do fator intensidade de tensão,  $\Delta K$  é calculado a partir da expressão básica da análise de tensão linear elástica.

A remoção de corpos de prova do material com completo alívio de tensão é impraticável mas o efeito da tensão residual no comportamento da propagação da trinca pode ser minimizado através de uma cuidadosa seleção da forma e do tamanho do corpo de prova.

O modelo dos corpos de prova utilizados foi o C(T), conforme apresentado na Figura 21.



NOTA 1: AS SUPERFÍCIES DEVEM SER PARALELAS E PERPENDICULARES DENTRO DE  $\pm 0.002W$  (REF. A)

NOTA 2: RUGOSIDADES EM TODAS AS SUPERFÍCIES DE  $0.8 \mu\text{m}$ .

Figura 21 – Modelo do corpo de prova utilizado no ensaio de propagação de trincas (ASTM E647-08)

Após a usinagem dos corpos de prova com os entalhes, conforme desenho, os mesmos foram preparados com a pré-trinca, para então ser realizado o ensaio de propagação de trinca. A pré-trinca é importante pois promove uma trinca de fadiga com a ponta aguda e com um tamanho adequado para iniciar o crescimento estável. A pré-trinca de fadiga não pode ser menor que 0,10B. Também o  $K_{max}$  durante a pré-trinca não deve exceder ao  $K_{max}$  inicial. Após a preparação da pré-trinca é realizado o ensaio propriamente dito.

As cargas médias e as amplitudes foram definidas e estão apresentadas na Tabela 3 para a liga de alumínio e na Tabela 4 para o Aço 300M. No caso de medidas visuais, como foi o caso deste ensaio, a superfície do corpo de prova foi devidamente polida anteriormente para facilitar a visualização do crescimento da ponta da trinca. Foram realizadas marcações pré determinadas no corpo de prova anterior ao ensaio para facilitar a visualização e medição.

Tabela 3 – Dados de carga média e amplitude para os corpos de prova da liga de alumínio

CDP	Carga Média Pré-Trinca(KN)	Amplitude Média Pré-Trinca(KN)	Carga Média Propagação (KN)	Amplitude média Propagação (KN)
1	2700	2160	2160	1728
2	2700	2160	2235	1836
3	2700	2160	2430	1944

Tabela 4 – Dados de carga média e amplitude para os corpos de prova do aço

CDP	Carga Média Pré-Trinca(KN)	Amplitude Média Pré-Trinca(KN)	Carga Média Propagação (KN)	Amplitude média Propagação (KN)
1	9873	8078	6584	5387
2	12342	10098	9053	7407
3	6584	5387	6034	4937

Os ensaios foram realizados no equipamento INSTRON modelo 8801 com capacidade de carga para 10KN.

As demais condições foram as mesmas para os dois ensaios e seguem:

- Razão de carga igual a 0,1;
- Frequência de 10Hz.

### 3.2.2 Análises microscópicas

Após a realização dos ensaios, com as superfícies fraturadas expostas, foram realizadas análises por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

A microscopia óptica foi realizada em um microscópio de reflexão Nikon Epiphot 200, equipado com câmera digital AxioCam Icc3 da marca Zeiss, conforme Figura 22, ambos disponíveis no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP.



Figura 22 – Microscópio Óptico Nikon Epiphot 200

Foi utilizada a observação em campo claro, com lâmpada de Xenônio e aumento de 200x. A análise foi realizada na linha de propagação da trinca, utilizando oito regiões como referência para o alumínio, sendo estas regiões variando de 1 mm uma da outra e 17 regiões para o aço, conforme Figura 23 e Figura 24.

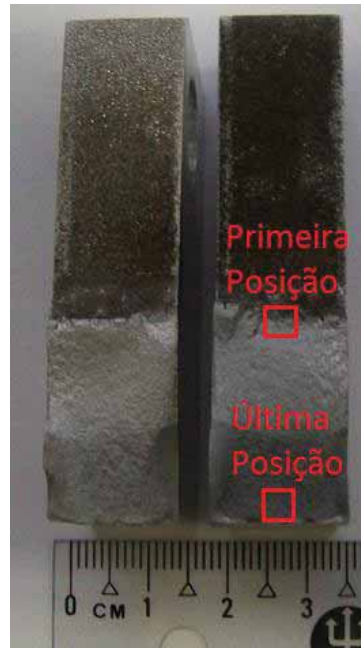


Figura 23– Amostra da liga de alumínio AA7475 com a indicação da direção da aquisição das imagens

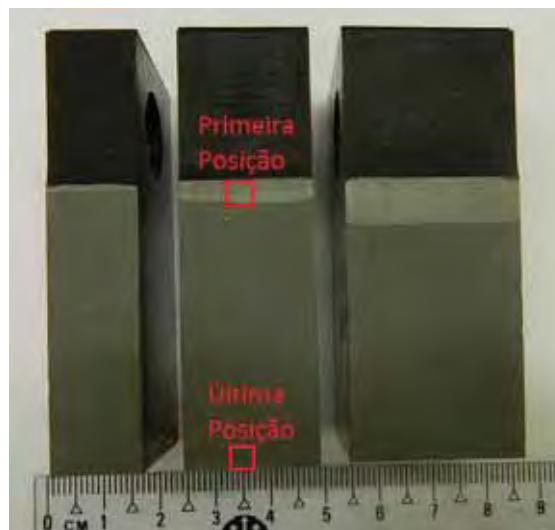


Figura 24 – Amostra de aço 300M com indicação da direção de aquisição das imagens.

Em cada campo de análise por microscopia óptica foram realizadas análises topográficas da superfície fraturada, por isto utilizamos o método de reconstrução por extensão de foco. Após a aquisição das imagens, as mesmas foram processadas em uma estação de trabalho Dell Precision T5400, com dois processadores de núcleo quádruplo Intel Xeon Quad de 2,33 GHz, com 32 Gb de memória RAM ECC FB-DIMM.

A análise por microscopia eletrônica foi realizada em um microscópio da marca Zeiss EVO LS15, conforme Figura 25, utilizando as técnicas de elétrons secundários (principalmente) e retroespalhados sob regime de baixa voltagem, com tensões de aceleração em 2,0 keV para todas as amostras, para descrever detalhes finos da topografia. Este valor de tensão de aceleração foi definido por simulação da interação elétrons-amostra por algoritmos de Monte Carlo, com o programa CASINO2.42. O microscópio eletrônico pertence ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP.

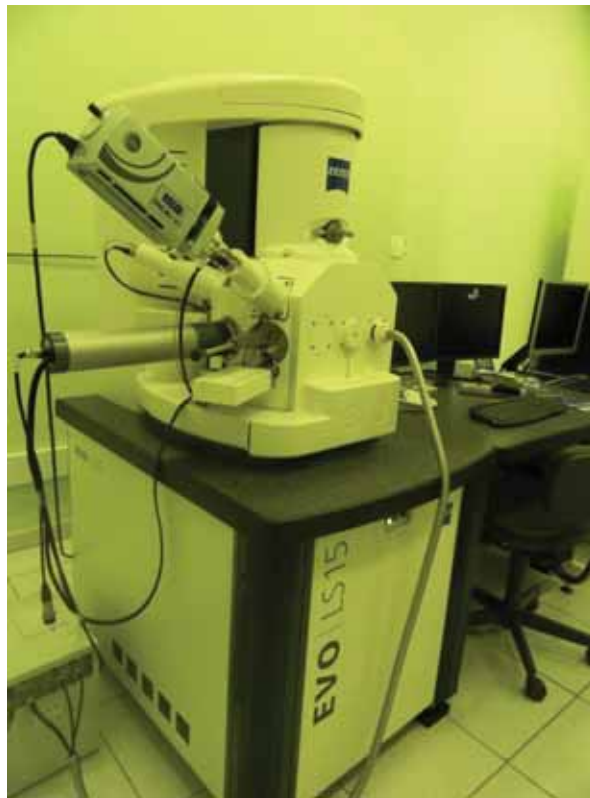


Figura 25 – Microscópio eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS15

### 3.3 Cálculo do espaçamento das estrias de fadiga para a liga de alumínio AA7475

No caso do ensaio de propagação de trinca por fadiga para o Alumínio, não foi utilizado o extensômetro para a medição do tamanho da trinca, por estar indisponível, e posteriormente calculo do fator intensidade de tensão. Para o calculo do fator intensidade de tensão para a liga AA7475 utilizou-se a equação de Bates e Clark (HERTZBERG, 1996), que relaciona o

espaçamento das estrias de fadiga com o valor do modulo de elasticidade e a variação do fator intensidade de tensão. Esta equação, em geral, é utilizada nos casos em que se tem apenas informações fractograficas da superfície de fratura.

$$EE \approx 6 \left( \frac{\Delta K}{E} \right)^2 \quad (18)$$

Onde EE é o valor de espaçamento das estrias,  $\Delta K$  é a variação do fator intensidade de tensão e E é o modulo de elasticidade do material.

Para a medição dos espaçamentos das estrias foi utilizado o programa de domínio público Image J NIH. Foram realizadas cinco medições para cada posição já anteriormente fotografada da superfície de fratura e foi realizada a média dessas medições. Na Figura 26, temos um exemplo de uma imagem que foi utilizada para a realização da medição.

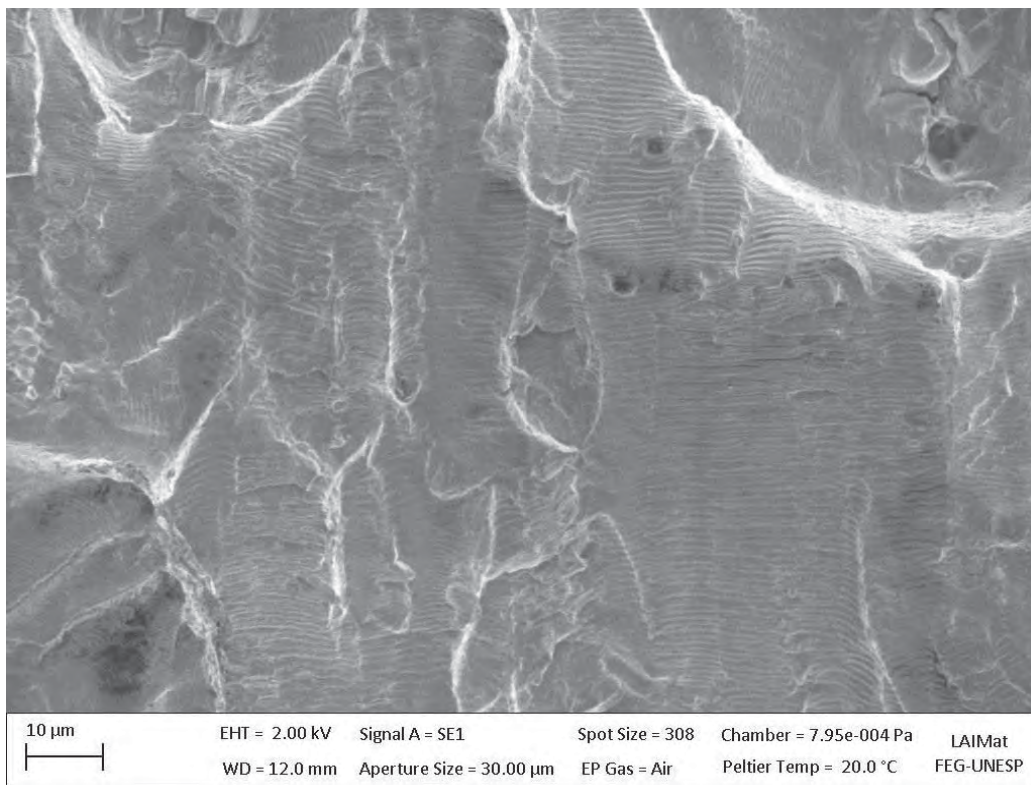


Figura 26 – Imagem que foi realizada a medição do espaçamento das estrias.

Na imagem da Figura 26 foi aplicado um filtro de Mediana, para retirar os ruídos da imagem e posteriormente um filtro Laplaciano, que é um filtro de convolução passa-alta com

tamanho 5x5, para destacar as bordas e facilitar a medição, ficando com uma imagem, conforme pode ser visualizada na Figura 27.

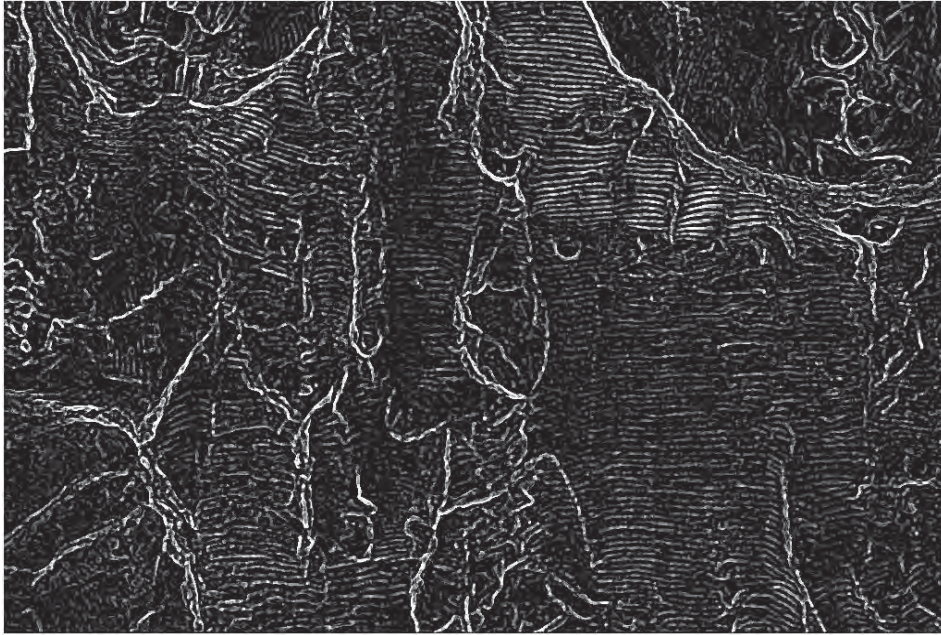


Figura 27 – Imagem após a aplicação dos filtros de mediana e convolve.

Posteriormente foi ampliada a imagem localmente, em várias regiões onde era possível visualizar estrias de fadiga, para assim se ter um panorama o mais próximo do real possível e então foi realizada a medição das estrias, conforme imagem das Figura 28 e Figura 29.



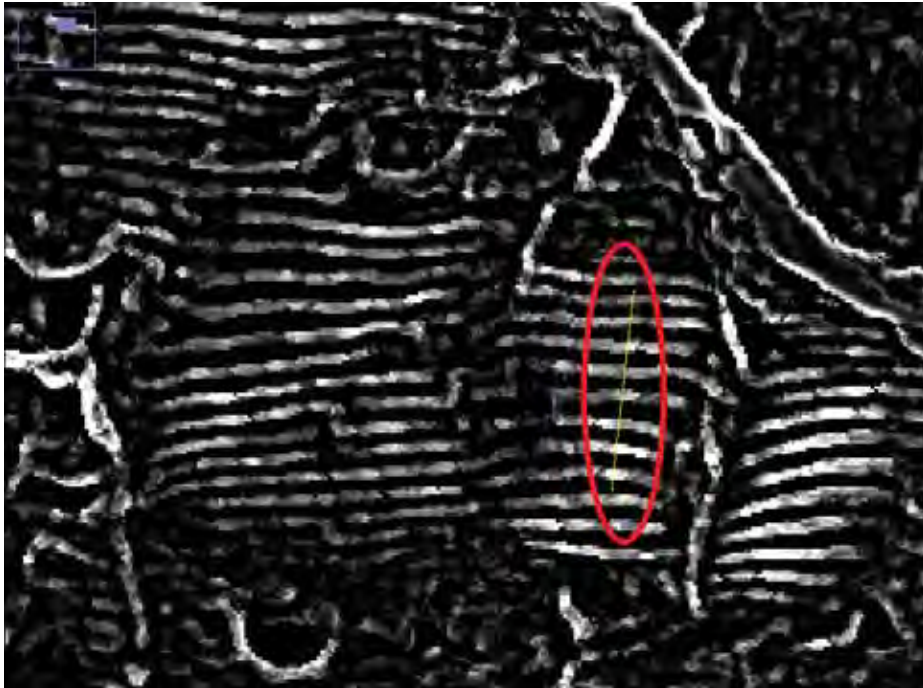


Figura 28 - - Localização da medição do espaçamento das estrias

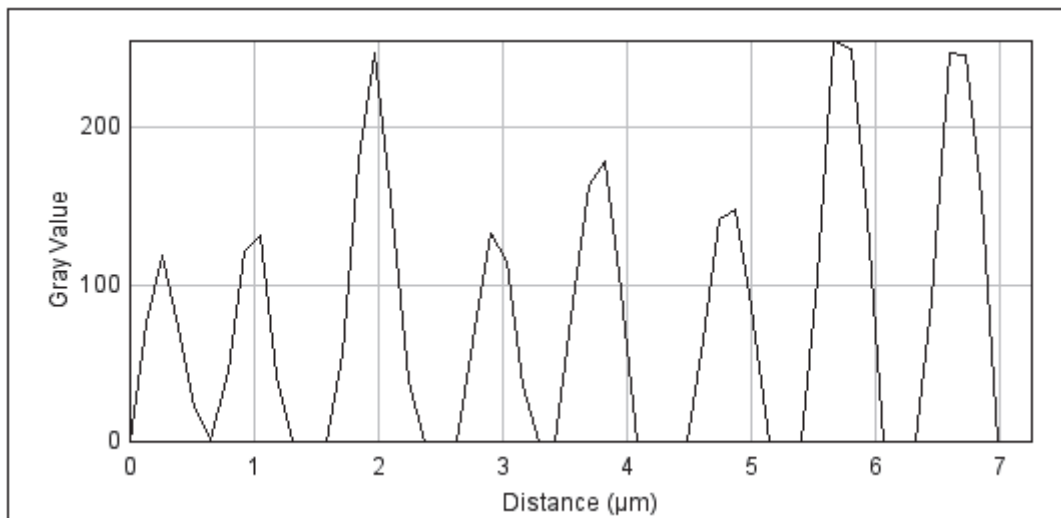


Figura 29 - Imagem do perfil da medição do espaçamento das estrias.

Cada um dos picos deste perfil de medição representa uma estria, na parte selecionada, e, como temos a distância que já havia sido anteriormente calibrada de acordo com o padrão de referência contido na imagem, podemos obter o espaçamento entre as estrias de fadiga.

### 3.4 Processamento de imagens

#### 3.4.1 Método da reconstrução por extensão de foco

O método mais difundido de reconstrução de relevos por microscopia óptica é a reconstrução por extensão de foco (HOROVISTIZ, 2003). Este método consiste na obtenção de uma pilha de imagens digitais através do posicionamento ordenado e sucessivo da objetiva por diferentes planos de foco, em intervalos de  $1\mu\text{m}$ , conforme a Figura 30.

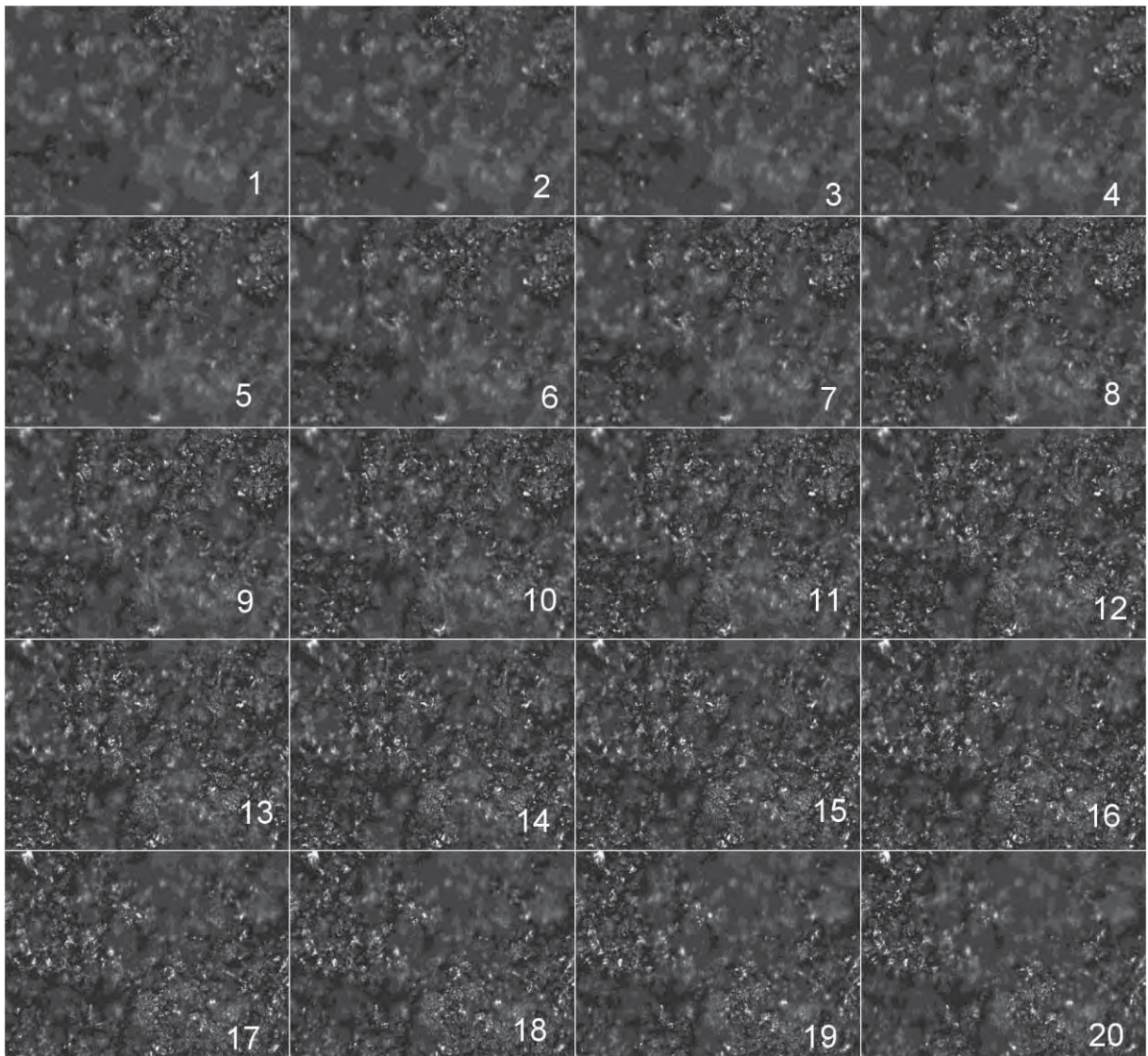


Figura 30 – Pilha de imagens com distância focal de  $1\mu\text{m}$

O resultado da utilização desta ferramenta é uma imagem com todos os pontos focados e um mapa de elevação da superfície analisada, como pode ser visualizado na Figura 31.

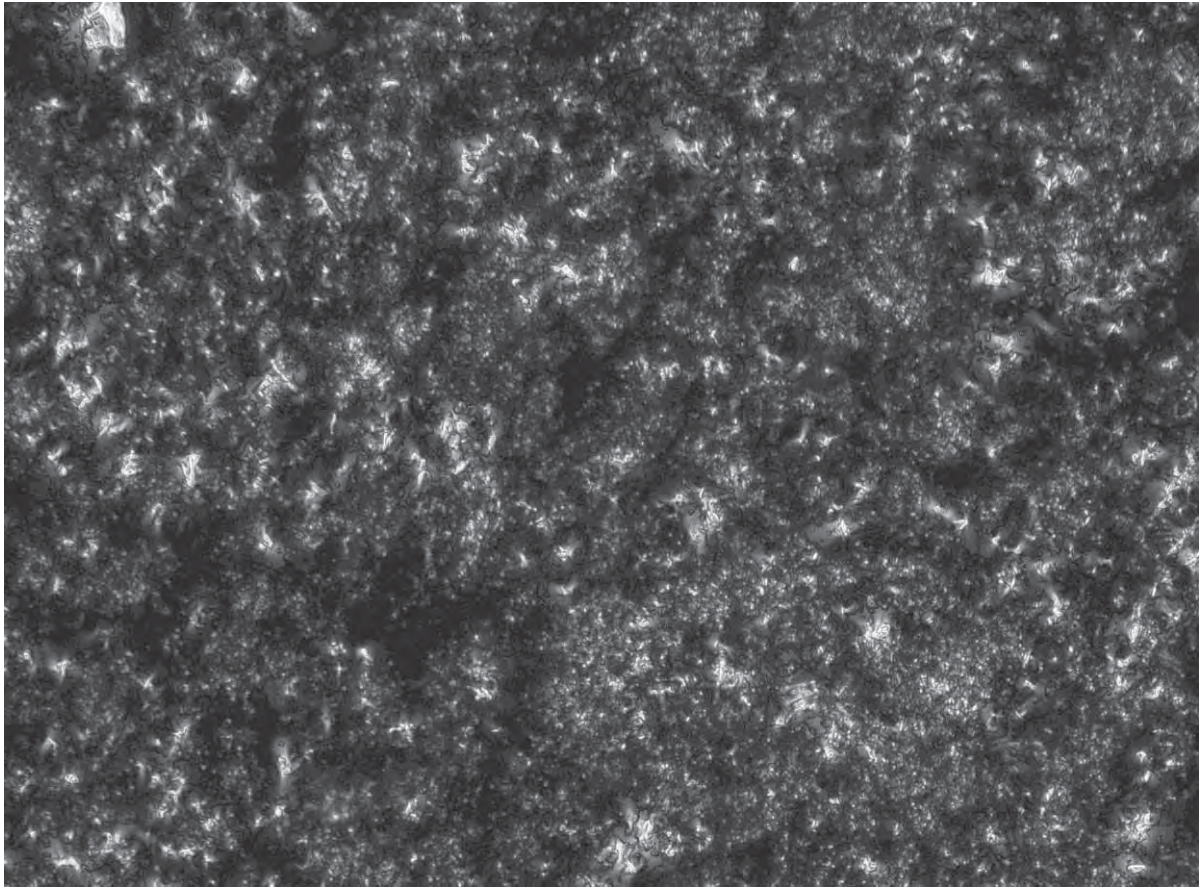


Figura 31 – Imagem focada após o processo de reconstrução por extensão do foco.

Com a pilha de imagens que obtemos para utilizar o método de reconstrução por extensão de focos também podemos ter outros resultados que podem ser importantes no auxílio do entendimento da topografia da superfície de fratura. Podemos obter o mapa de elevação e também a imagem em 3D do mesmo, conforme podem ser visualizados nas Figura 32 e Figura 33.

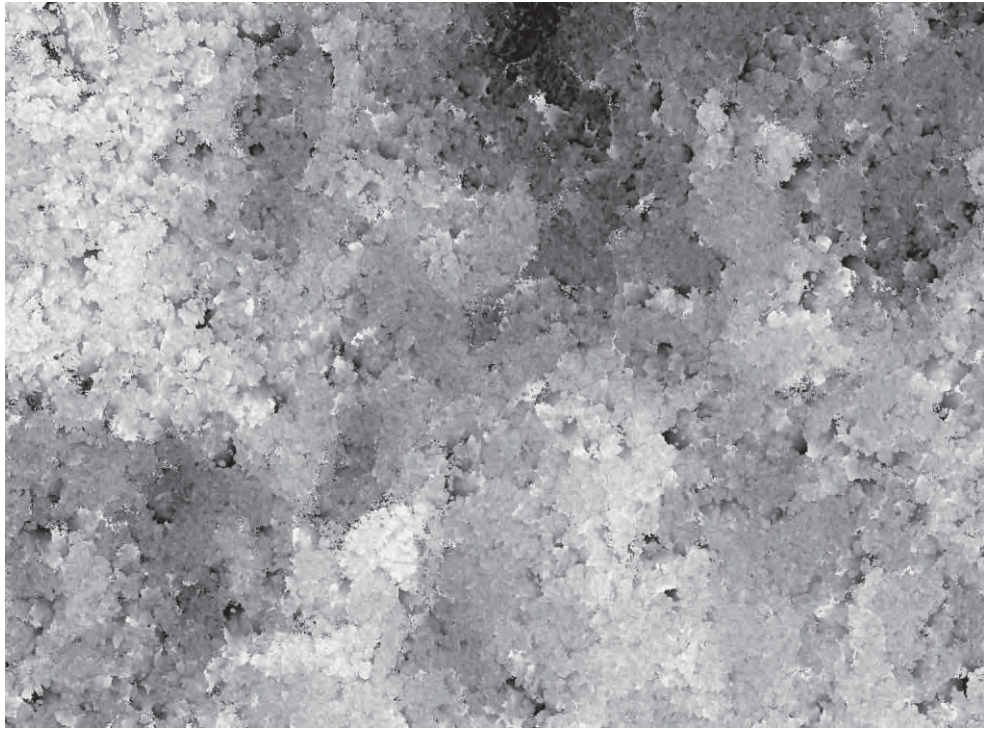


Figura 32 – Mapa de elevação correspondente a imagem focada da Figura 29

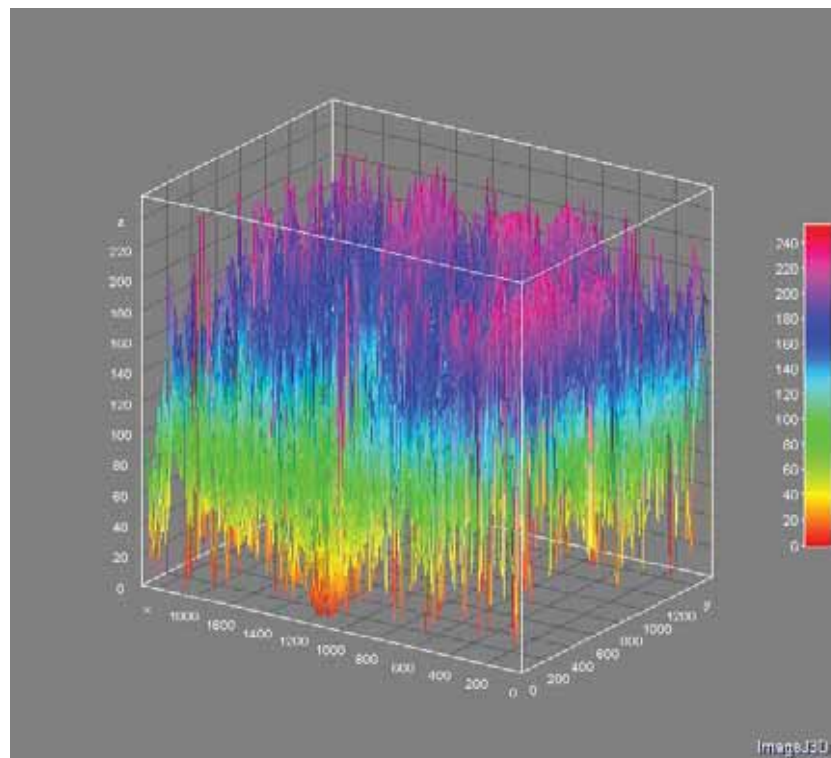


Figura 33– Mapa de elevação em 3D da superfície de fratura

O resultado do método da reconstrução por extensão de foco é obtido por um algoritmo de fusão que une as várias imagens em diferentes focos obtidas, em uma única imagem composta somente por regiões focadas. As imagens devem estar alinhadas ao longo do eixo z e também estarem com o mesmo aumento para assim obter-se uma imagem de melhor qualidade (PAJARES, CRUZ, 2004; FORSTER et al, 2004).

O método da reconstrução por extensão de foco foi utilizado com o auxílio de uma rotina (“plugin”), denominada *Stack Focuser*, existente no programa NIH Image J (RASBAND, 1998). Esta rotina utiliza um filtro de mediana 3x3 com a finalidade de diminuir os ruídos da imagem e na sequencia é utilizado um filtro Sobel com o objetivo de detectar os contornos. A representação em 3-D do mapa de elevação é construída utilizando a rotina *Interactive-3D Surface Plot*.

#### 3.4.2 Preparo da imagem para o cálculo da dimensão fractal

A reconstrução da pilha de imagens obtida irá gerar uma imagem totalmente em foco e um mapa de elevação. No entanto, quando a pilha é gerada através da rotina *Stack Focuser*, o mapa de elevação é obtido multiplicado por um valor que irá depender do número de imagens da pilha. Este valor é resultado da parte inteira da divisão de 255 pelo número de imagens na pilha. Isto ocorre pois é uma característica intrínseca da rotina, que faz com que a imagem resultante tenha um histograma bem distribuído entre os 255 pixels que irão existir em uma imagem de 8 bits. Para o cálculo da dimensão fractal é preciso dividir o mapa de elevação pelo valor mínimo encontrado no histograma, assim os valores representarão as distâncias reais da fratura, como pode ser visuzliado nas Figura 34 e Figura 35 (CAMPOS, 2010).

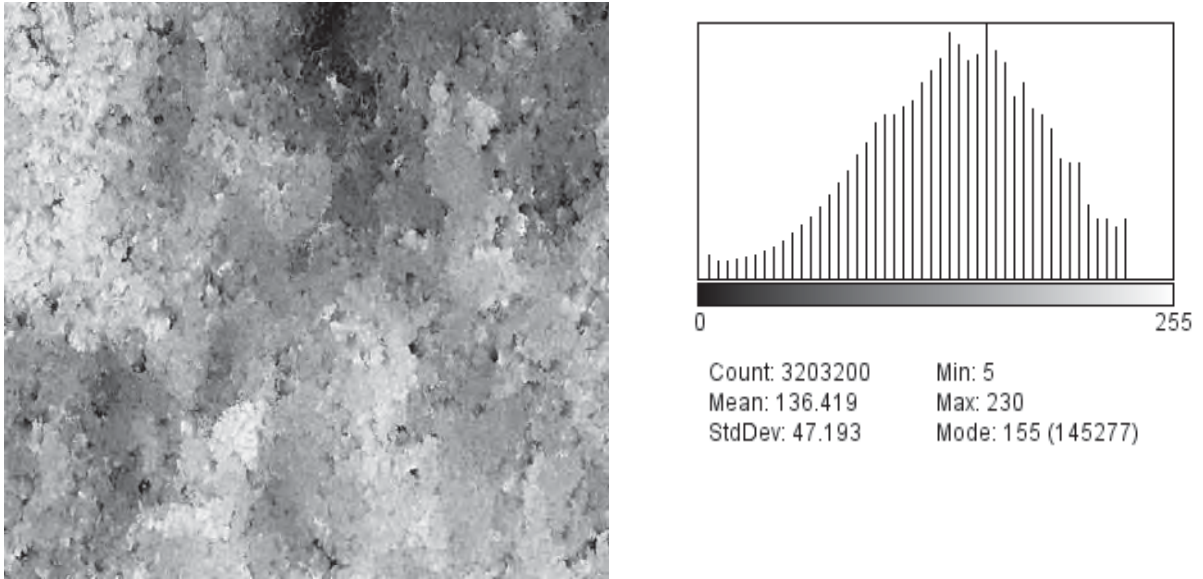


Figura 34 – Mapa de elevação e histograma do mapa

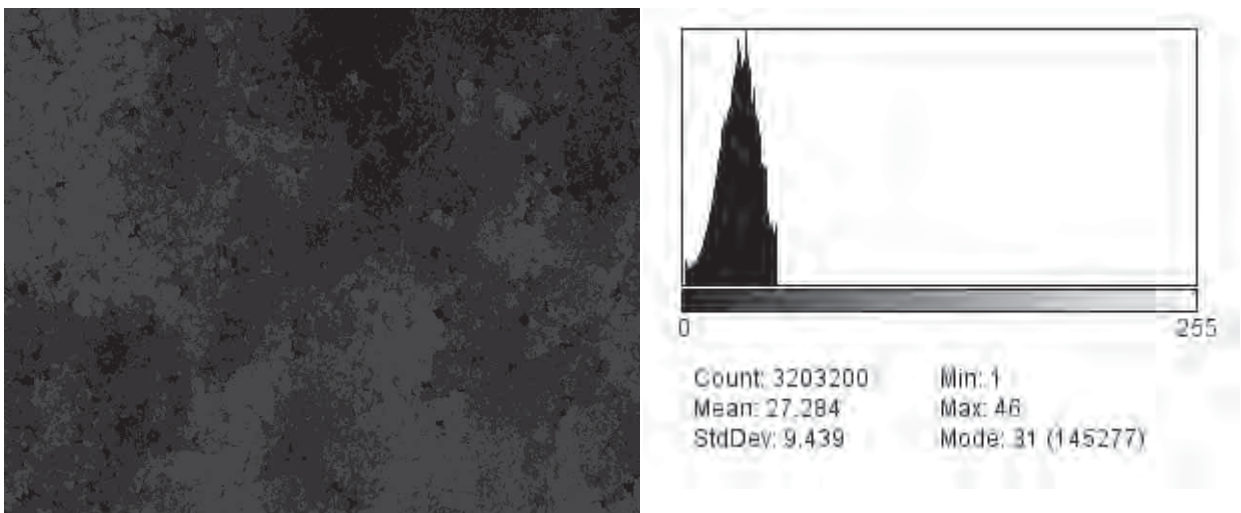


Figura 35 – Mapa de elevação corrigido e o histograma correspondente

### 3.4.3 Cálculo de fractal

Após a reconstrução por extensão do foco, o passo seguinte foi o cálculo da dimensão fractal. Os diferentes comportamento das superfícies de fratura podem ter relação com aspectos de mono fractalidade ou multi fractais.

Para calcular o valor de dimensão fractal foi utilizado o plugin “*Map Fractal Counting*”, que é de utilização pública, acessado através do programa NIH Image J, também de domínio público. Este plugin é baseado na metodologia *box-count*.

#### 3.4.3.1 Método do Box-Counting

O método *Box – Counting* vem sendo amplamente utilizado devido a simplicidade de seu algoritmo e a facilidade de utilização, sendo visto como um dos mais utilizados métodos para medir a dimensão fractal (LI, DU, SUN; 2009).

Este método consiste na sobreposição de uma malha de quadrados a uma imagem de dimensão  $R^2$  e em seguida conta-se o número de quadrados que foram necessários para cobrir a superfície medida. Já em casos de imagens como as superfícies de fratura, em que temos uma dimensão  $R^3$ , as coordenadas x e y serão representativas da posição no plano e a coordenada z será representativa da intensidade de tons de cinza na imagem (FALCONER, 1990).

A dimensão fractal calculada pelo método do *Box-Counting* é baseada na relação logarítmica entre o número de caixas necessários para cobrir a imagem que está sendo medida ( $N_r$ ), chamado de *box count*, e o tamanho das caixas ( $r$ ), chamado de *box size*:

$$D = -\lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log(N(r))}{\log(r)} \quad (19)$$

O valor da dimensão fractal pode ser mensurado pelo coeficiente angular da reta formada no gráfico  $-\log(\text{box size})$  x  $\log(\text{box count})$ , conforme Figura 36.

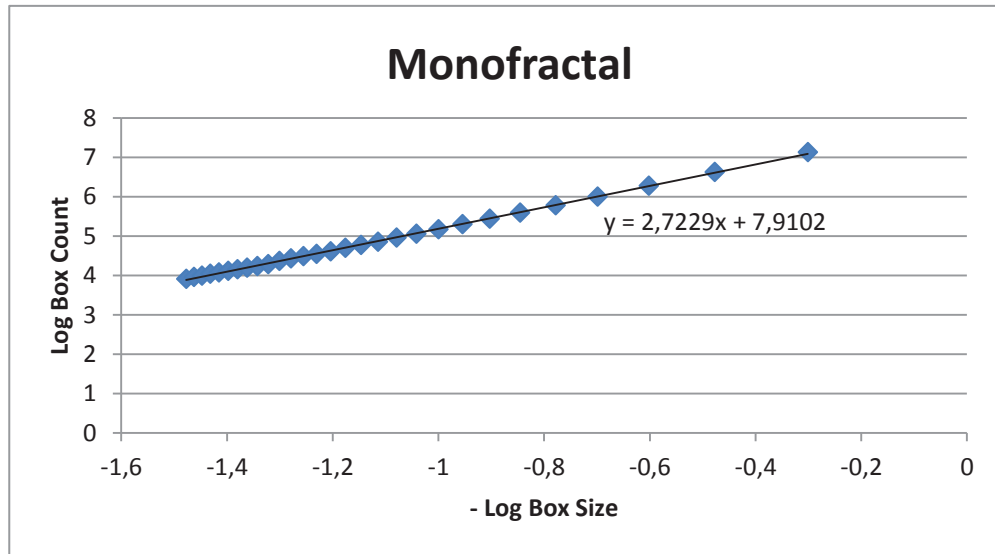


Figura 36 – Gráfico monofractal a partir do coeficiente angular da reta

Com uma imagem de tamanho  $M \times M \times G$ , quando esta é dividida em caixas não sobrepostas com dimensões  $r \times r \times r'$ , onde  $r'$  é um valor inteiro entre  $M/2 \geq r \geq 1$  e  $r$  é o valor da altura de cada caixa, sendo limitado pelos níveis de cinza da imagem, sendo  $G/r' = M/r$ . Considerando também nos casos em que a imagem tem  $M \gg G$ , o nível de cinza (pixel) de cada imagem será um limitante para o tamanho da caixa do *Box-Counting*. Assim, para se ter valores coerentes de dimensão fractal, “ $r$ ” poderá variar de  $1 < r \leq r'_{\text{máx}}$ . No caso dos valores de  $r$  maiores do que  $r'_{\text{máx}}$ , a contagem das caixas não é sensível à altura, interpretando assim a imagem como um plano (SAKAR, CHAUDHURI, 1994).

#### 3.4.3.2 Map Fractal Counting

O “*Map Fractal Counting*” foi o plugging utilizado neste trabalho para os cálculos de dimensão fractal, sendo que este plugging tem seu algoritmo baseado no método *Box-Counting*.

Este plugging apresenta algumas limitações em seu cálculo; uma delas é a não restrição do tamanho máximo da caixa de contagem ( $r$ ) em função dos níveis de cinza da imagem ( $r'$ ), ou seja, o tamanho da imagem ( $x, y$ ) é muito maior do que o maior nível de cinza da imagem. Na região onde ocorre a limitação, a inclinação é mais baixa, sendo o valor de *box size* maior que o máximo nível de cinza e então a contagem dos cubos acaba considerando a imagem



simplesmente como um plano, não sendo sensível à altura. Para que esta deficiência do plugin seja sanada, neste trabalho serão adotadas algumas etapas descritas a seguir.

Primeiramente é a verificado o histograma de cada mapa de elevação que foi obtido anteriormente e então é realizada a medição do nível de cinza da imagem ( $r'_{\text{máx}}$ ) e verificado qual o valor máximo apresentado para os níveis de cinza, este será o limite do *box size*.

Em seguida os valores de  $r > r'_{\text{máx}}$  obtidos através do *Map Fractal Count* serão desconsiderados do cálculo.

Na próxima etapa é calculado o valor da dimensão fractal através do coeficiente angular da reta obtida pelo gráfico de  $\log(\text{box count})$  x  $-\log(\text{box size})$ . É possível notar que para este gráfico a linha de tendência se aproxima muito mais dos pontos do que no gráfico anterior no qual ainda estávamos considerando os valores incorretos.

#### 3.4.4 Fractal Misto

O método do *Box-Counting* também é a ferramenta básica para o cálculo dos Fractais Mistos. Para este cálculo é preciso definir o ponto de mudança de linearidade na relação  $\log(\text{box size})$  x  $-\log(\text{box count})$ , sendo esta uma tarefa de grande dificuldade. Neste trabalho será utilizada a metodologia proposta por Horovistiz et al (2010), para então ser definida a mudança de linearidade e os valores de dimensão estrutural ( $D_S$ ) e dimensão textural ( $D_T$ ).

Para se obter o ponto de divisão entre os valores de dimensão estrutural e dimensão textural, como podemos visualizar na Figura 37, quando ocorre a mudança de linearidade, é necessário seguir algumas etapas.

Em primeiro lugar é calculada a derivada primeira de todos os valores obtidos de  $\log(\text{box count})$ , com a intenção de encontrar pontos de inflexão. Posteriormente é aplicado um filtro da mediana para amenizar a dispersão de dados que foi obtida pelo cálculo da derivada, tomando-se como base uma sequência de pontos. Seguindo, a próxima etapa é o cálculo do desvio-padrão, sendo uma maneira de medir a dispersão dos dados.

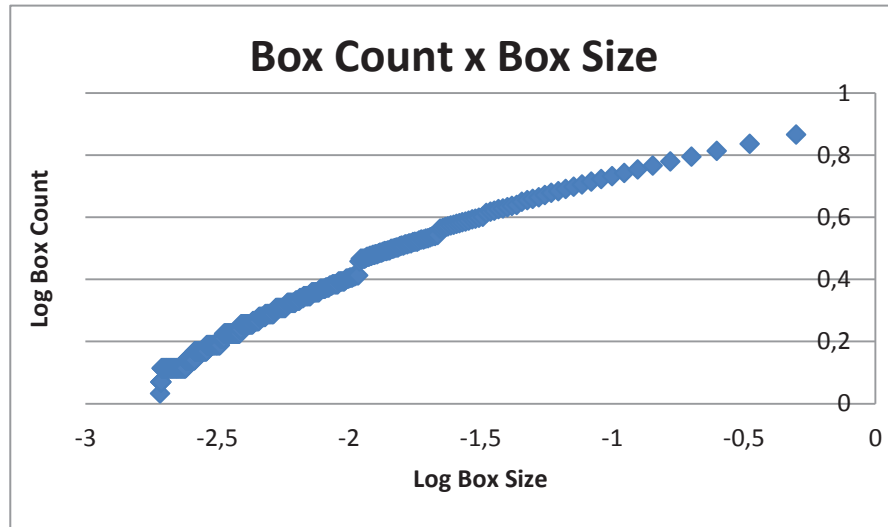


Figura 37 – Gráfico de log box count x log box size sem o cálculo da derivada e da mediana.

Então, com base no desvio-padrão encontrado, é possível verificar uma mudança de linearidade que ocorre no primeiro valor acima de 10%. Este ponto será responsável pela separação entre os dois segmentos do gráfico. Após a determinação deste ponto são calculados separadamente os segmentos de reta do gráfico  $\log(\text{box count}) \times -\log(\text{box size})$ . Os valores de desvio-padrão inferiores a 10% apresentam um valor de coeficiente angular maior, sendo relacionado à dimensão estrutural ( $D_S$ ), então os demais valores serão relacionados a dimensão estrutural ( $D_T$ ), conforme é possível visualizar na Figura 38.

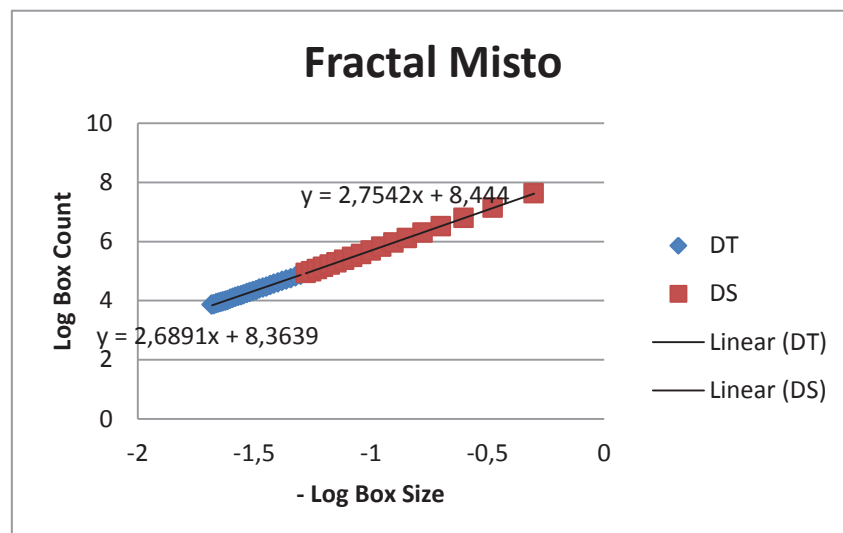


Figura 38 – Cálculo da dimensão estrutural e textural através dos coeficientes angulares

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Resultados de Tração para o aço 300M e a liga de alumínio AA7475

Os ensaios de tração foram realizados para encontrarmos um valor real de tensão limite de escoamento, com o objetivo de utilizar estes valores reais nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Os resultados gráficos desse ensaio podem ser visualizados nas Figura 39 e Figura 40.

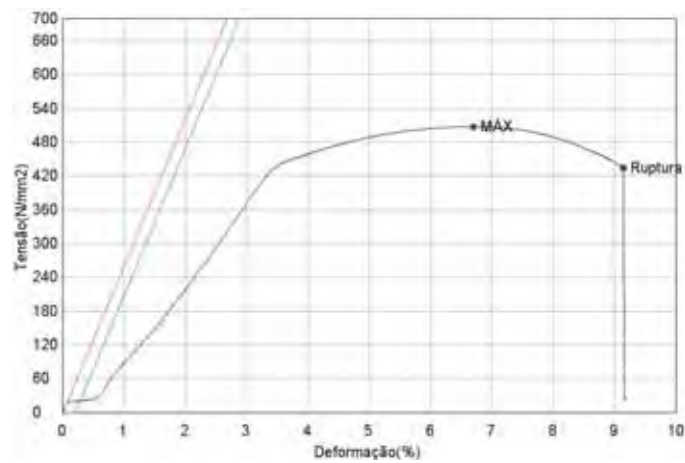


Figura 39 – Gráfico tensão x deformação para o ensaio da liga de alumínio AA7475

O valor médio encontrado para a tensão limite de escoamento para a liga de alumínio AA7574 foi de 428MPa.

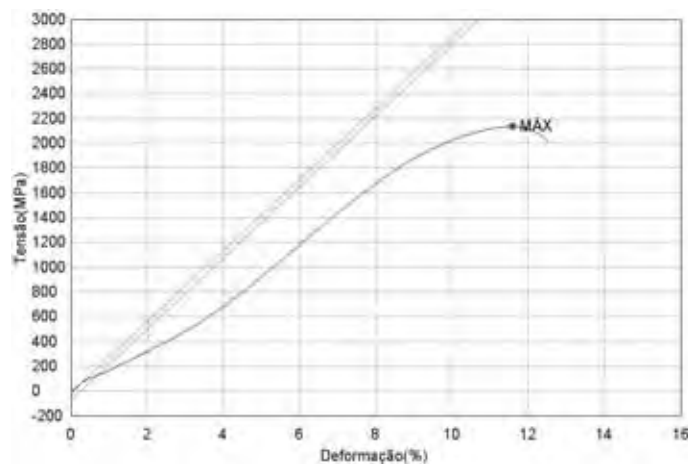


Figura 40 – Gráfico de tensão x deformação para o ensaio do aço 300M

Para o aço 300M, o valor médio da tensão limite de escoamento encontrado foi de 798,9MPa.

## 4.2 Resultados do ensaio de propagação de trinca por fadiga

### 4.2.1 Resultados para a liga de Alumínio AA7475

Conforme descrito anteriormente, para a liga de alumínio AA7475 utilizamos a metodologia de medição das estrias de fadiga. Os dados dessas medições estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 – Dados da medição do espaçamento das estrias.

Posições	CDP 1 (2160KN)	CDP 2 (2235KN)	CDP 3 (2430KN)
	Espaçam. Estrias ( $\mu\text{m}$ )	Espaçam. Estrias ( $\mu\text{m}$ )	Espaçam. Estrias ( $\mu\text{m}$ )
1mm	0,8783	0,8471	0,9585
2mm	0,7825	0,7982	0,9064
3mm	0,8466	0,8433	0,9489
4mm	0,9688	1,0381	1,2485
5mm	1,0066	1,1726	1,3481
6mm	1,3676	1,9308	1,3887
7mm	1,6954	2,0201	1,7655
8mm	2,1787	2,4401	2,5626
9mm	2,7416	3,2805	3,7067

De acordo com os dados é possível notar que a medida que a carga média aplicada no corpo de prova aumenta, o espaçamento entre as estrias de fadiga tem o mesmo comportamento, indicando uma maior sollicitação do material em fadiga. Também é possível notar que entre 1mm e 3mm de propagação de trinca, ainda há uma trinca que pode ser considerada instável (Estágio I), ou seja, ocorrem pequenas oscilação nas medidas de espaçamento das estrias, não tendo ainda um comportamento crescente dos valores de espaçamento. A partir de 4mm é possível verificar o constante aumento do espaçamento entre

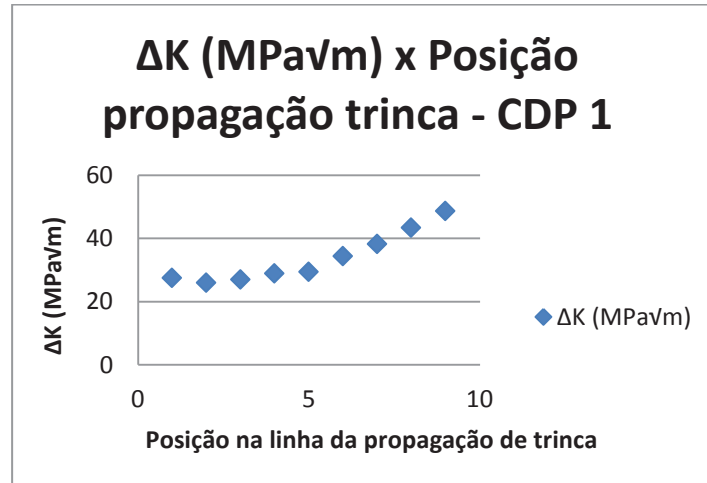
as estrias, o que indica que se atingiu a região de crescimento estável da trinca de fadiga (Estágio II). A partir de 9mm em todos os corpos de prova utilizados com as diferentes cargas médias foi possível notar a ausência de estrias de fadiga e o início de outras características da fratura, o que possivelmente pode indicar o início do Estágio III da propagação de trinca por fadiga e a ruptura do material.

Com os valores do espaçamento das estrias e utilizando a equação de Bates e Clark, calculamos os valores de  $\Delta K$  para a propagação de trinca, os valores podem ser visualizados na Tabela 6.

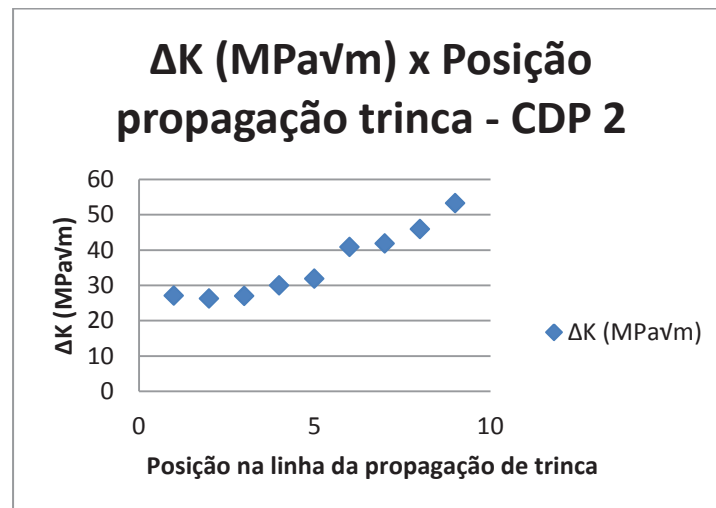
Tabela 6– Dados dos valores de  $\Delta K$  para a propagação de trinca

Posições	CDP 1 (2160KN)	CDP 2 (2235KN)	CDP 3 (2430KN)
	$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ )
1mm	27,55	27,05	28,78
2mm	26,00	26,26	27,98
3mm	27,05	26,99	28,63
4mm	28,93	29,95	32,84
5mm	29,49	31,83	34,13
6mm	34,37	40,84	34,64
7mm	38,27	41,78	39,06
8mm	43,39	45,92	47,05
9mm	48,67	53,24	56,59

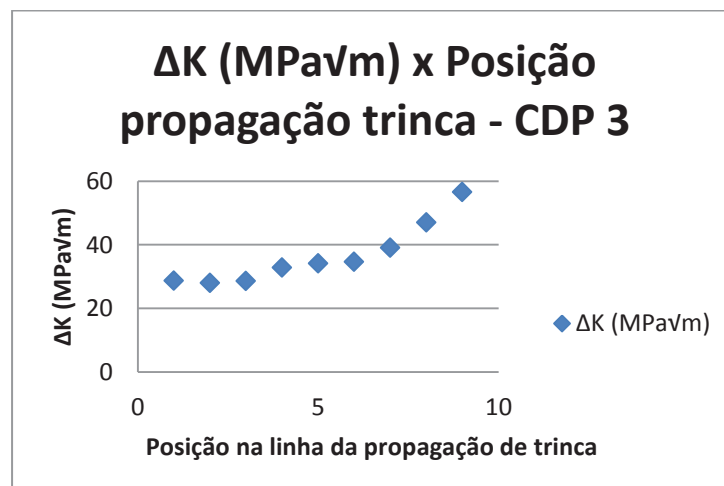
Também do mesmo modo que se comporta o espaçamento das estrias de fadiga, os valores de  $\Delta K$  seguem a mesma tendência, que pode ser facilmente visualizada nos na Figura 41(a), (b) e (c).



(a)



(b)



(c)

Figura 41 - (a) Gráfico  $\Delta K$  para o CDP 1; (b)– Gráfico  $\Delta K$  para o CDP 2; (c)– Gráfico  $\Delta K$  para o CDP 3

Os valores iniciais de  $\Delta K$  apresentam uma instabilidade, os mesmos apresentam uma linearidade a partir da posição de 4mm. Também através dos gráficos é possível observar que a medida que a carga média do corpo de prova aumenta, ou seja, de um corpo de prova para o outro, a inclinação da curva de  $\Delta K$  também aumenta, assim,  $\Delta K$  apresenta valores maiores para as cargas aplicadas mais altas.

#### 4.2.2 Resultados para o Aço 300M

Para o aço 300M, utilizamos as curvas de  $a$ (tamanho da trinca) x  $N$ (número de ciclos) obtidas pelo nosso grupo de pesquisa para ensaios realizados com o mesmo material e com as mesmas dimensões.

As equações das curvas que iremos utilizar são as seguintes:

Para o CDP de 12,70mm de espessura (1/2 polegada):  $a = 3,1657 \times e^{4 \times 10^{-5} N}$

Para o CDP de 19,05mm de espessura (3/4 polegada):  $a = 2,1369 \times e^{6 \times 10^{-5} N}$

Para o CDP de 25,40mm de espessura (1 polegada):  $a = 2,2861 \times e^{3 \times 10^{-5} N}$

Derivam-se estas equações para obter uma equação de  $da/dN$ . Os valores de  $\Delta K$  foram calculados de acordo com os valores de tensão máxima e mínima dos corpos de prova e os tamanhos da trinca que analisamos microscopicamente.

Assim, obtivemos as gráficos apresentados nas Figura 42, Figura 43 e Figura 44 para cada corpo de prova.

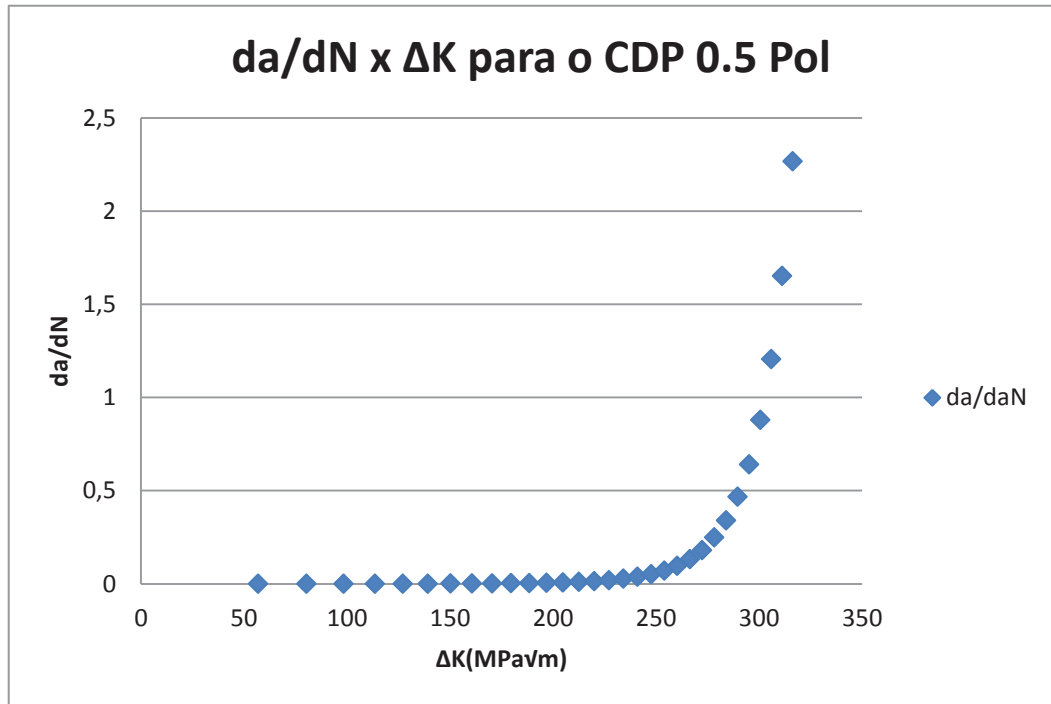


Figura 42 – Gráfico de da/dN x  $\Delta K$  para o CDP de 1/2 polegada

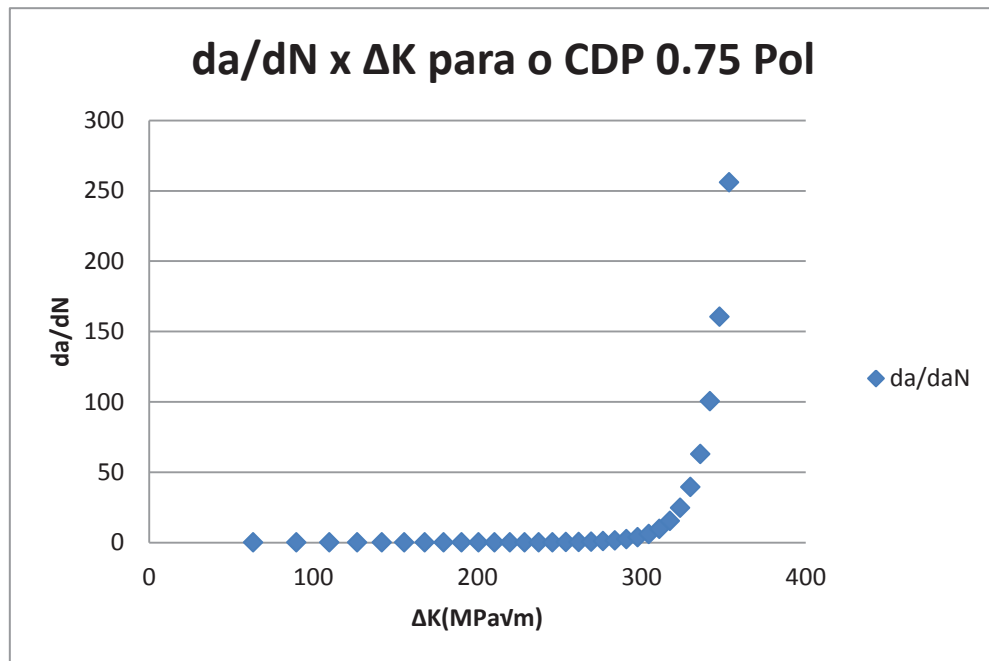


Figura 43 – Gráfico de da/dN x  $\Delta K$  para o CDP de 3/4 polegada



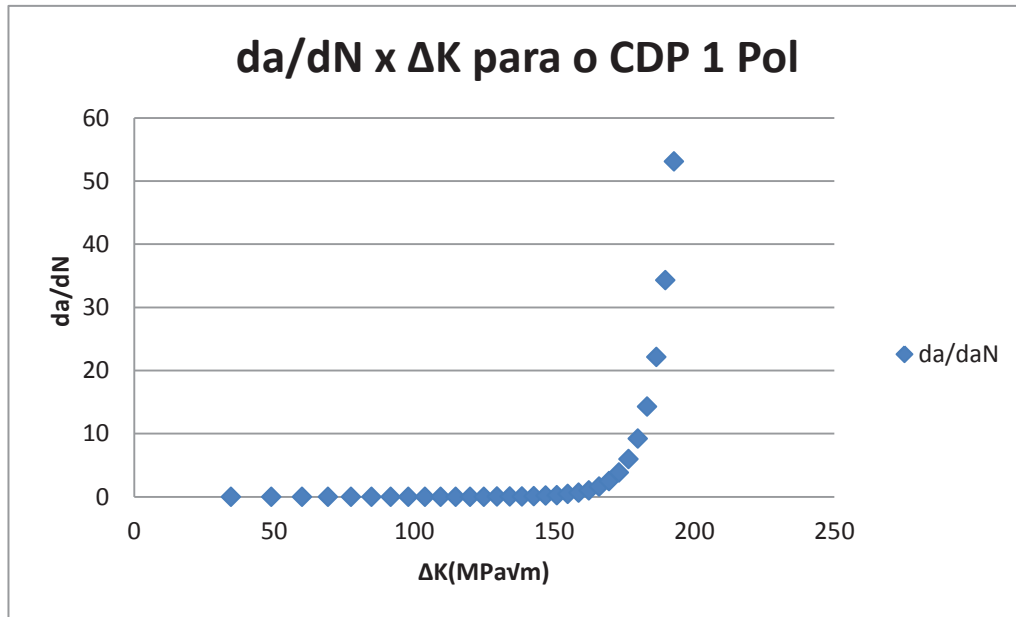


Figura 44 – Gráfico de  $da/dN$  x  $\Delta K$  para o CDP de 1 polegada

A partir dos gráficos, é possível delimitar o estágio II e o estágio III da curva de propagação de trinca por fadiga, pela mudança de comportamento das mesmas que fica nítido nos três casos.

#### 4.3 Resultados da Análise de Microscopia Eletrônica de Varredura

##### 4.3.1 Resultados para a Liga de Alumínio AA7475

Para a liga de Alumínio, como micromecanismo de fratura fica nítido a presença de estrias de fadiga características deste tipo de material e também a aparência de ductilidade após a propagação da trinca, na forma de microcavidades. As imagens das Figura 45, Figura 46 e Figura 47 apresentam algumas imagens de diferentes distâncias de propagação da trinca.

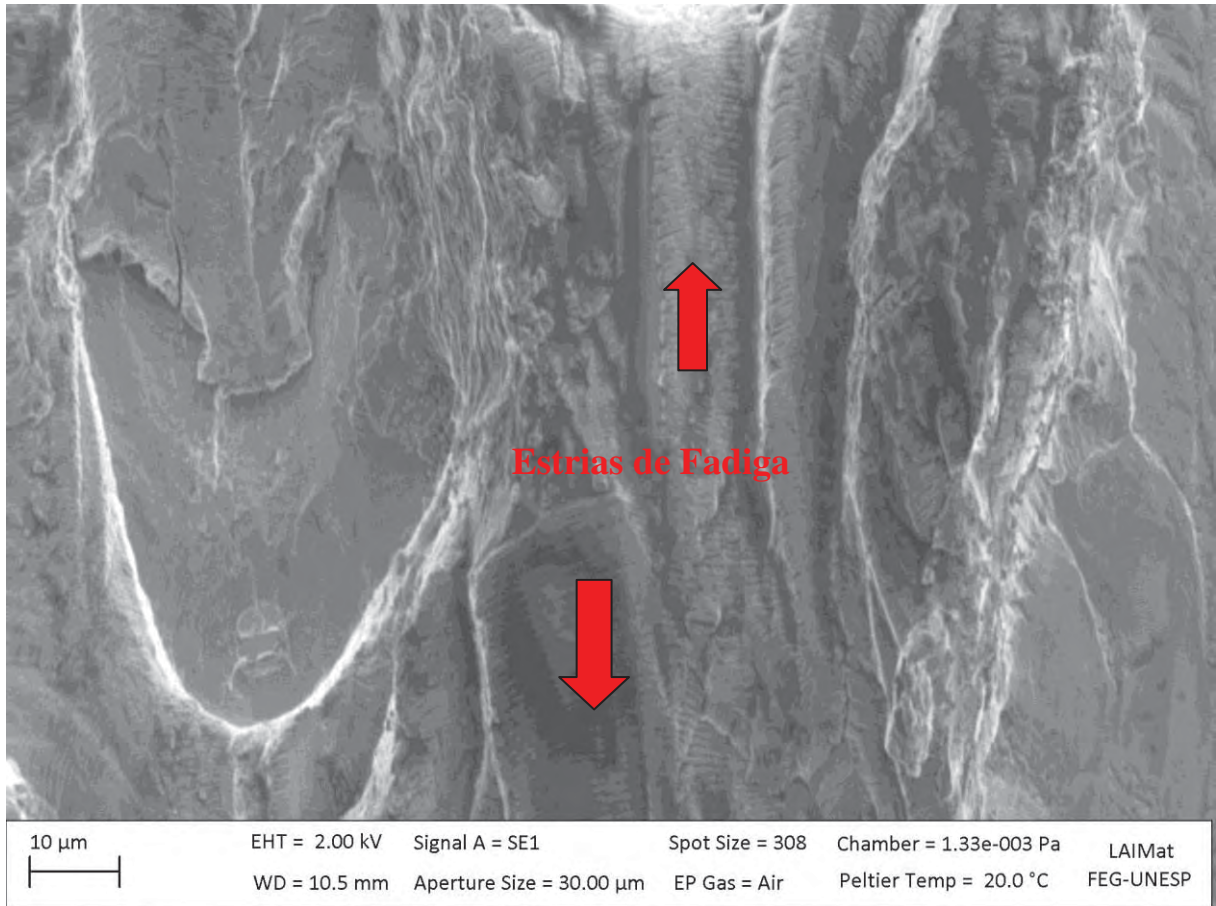


Figura 45 – Imagem da fratura a 1mm de propagação de trinca

Na Figura 45 é possível observar a presença de microcavidades rasas e o início de estrias de fadiga em alguns pontos, porém em pequenos tamanhos ainda, já que a propagação de trinca ainda é inicial. Nesta fase foram aplicadas cargas mais elevadas, nucleando a pré-trinca de fadiga, para então posteriormente termos a propagação de trinca estável.

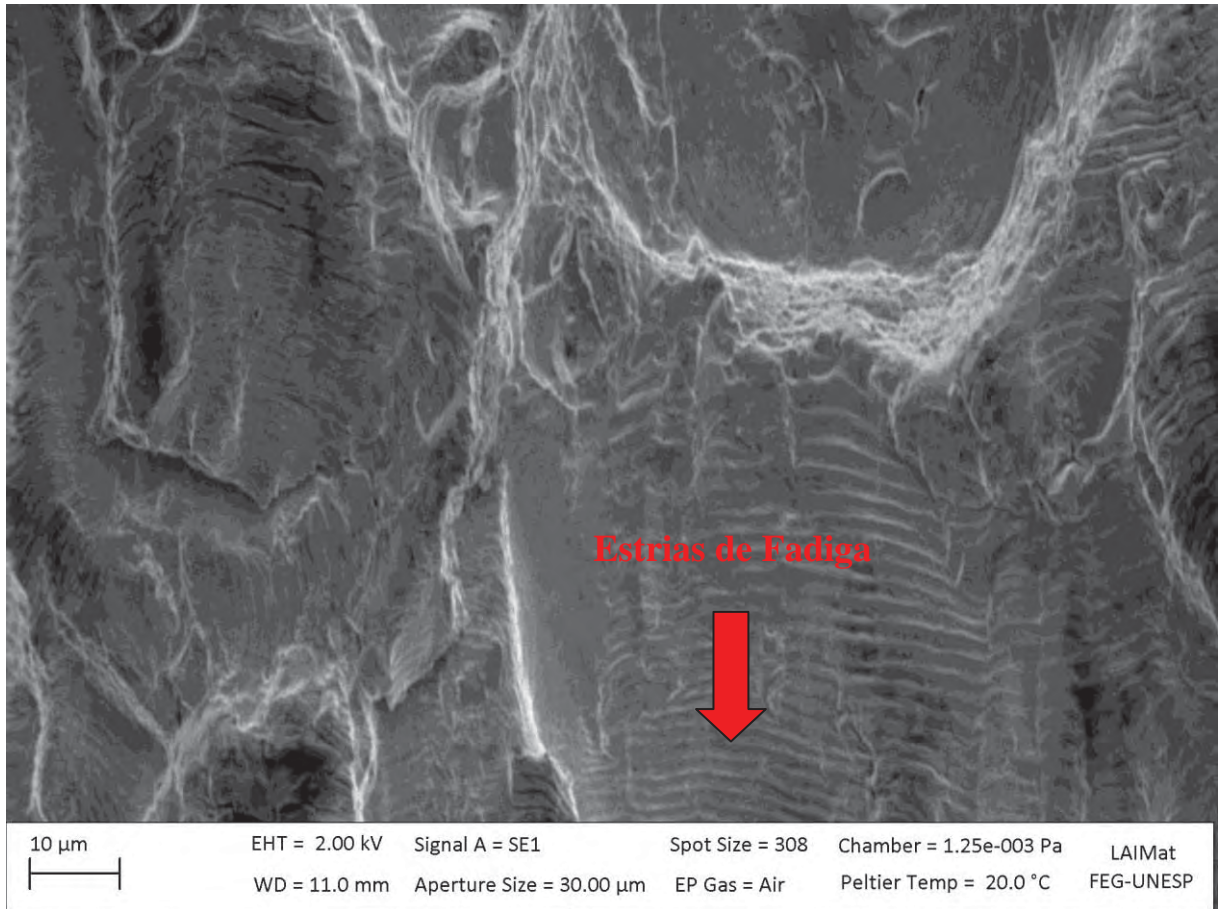


Figura 46 – Imagem da fratura a 6mm da propagação de trinca

Na Figura 46 é possível visualizar o aumento do espaçamento entre as estrias, quando comparado com a Figura 45 em que a distância da propagação de trinca era menor. Conforme já havia sido comentado anteriormente, o espaçamento das estrias tende a aumentar com a maior propagação da trinca. Nesta fase estamos com a propagação estável da trinca.

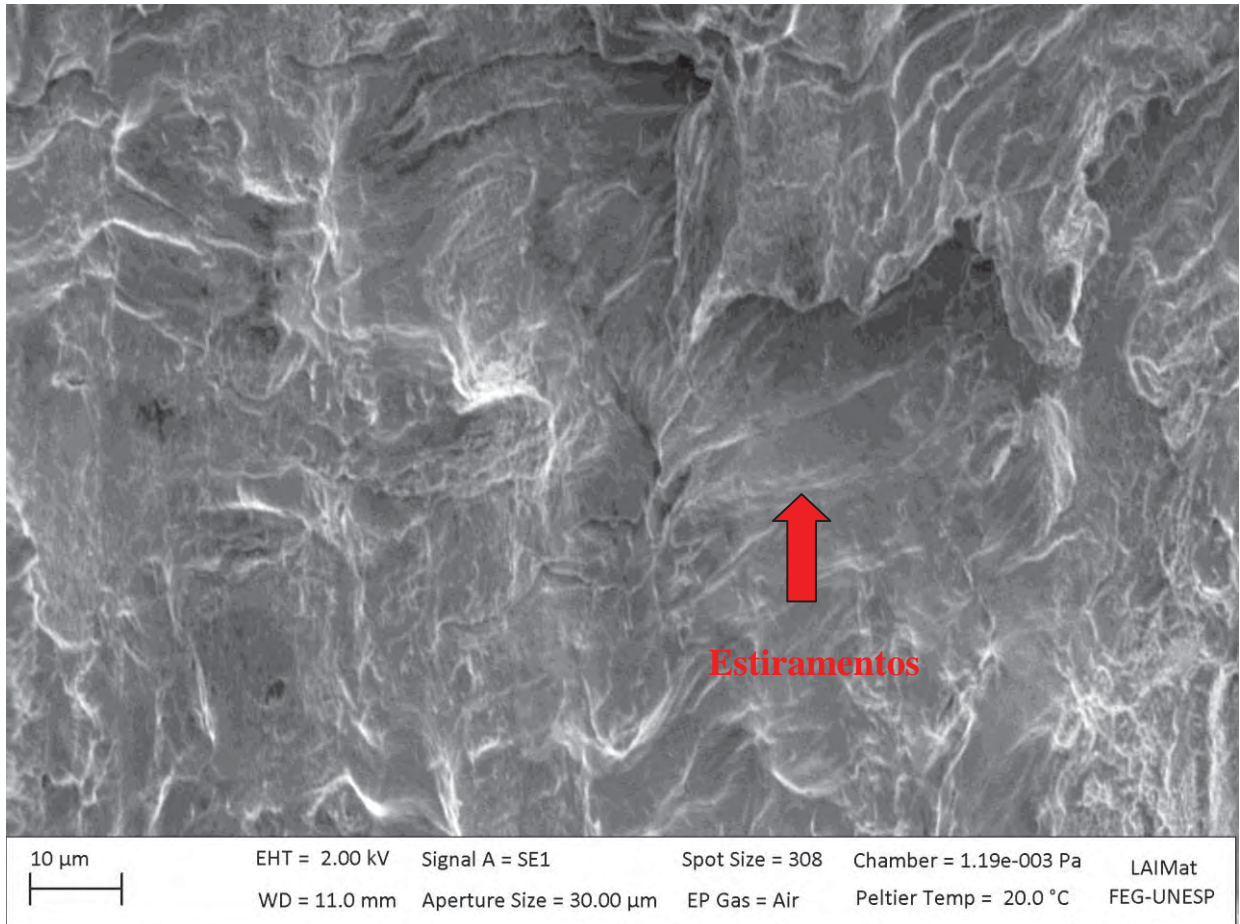


Figura 47 – Imagem da fratura a 11mm da propagação de trinca

Com 11 mm de propagação de trinca, conforme fica nítido na Figura 47, o espaçamento de estrias torna-se muito grande, estes espaçamentos vão ficando menos nítido e temos apenas uma fratura dúctil, com sinais de deformação plástica bem evidentes, pela formação de *dimples* mais profundos e regiões formadas por estiramento.

#### 4.3.2 Resultados para o Aço 300M

Para o aço 300M, os micromecanismos de falha são diferentes. Há a presença de *dimples* em alguns momentos e em outros de fratura intergranular e quase-clivagem. Os micromecanismos não se alteram com a mudança de espessura e de carga de trabalho. Nas

imagens das Figura 48, Figura 49 e Figura 50, é possível notar os micromecanismos presentes em cada etapa da propagação da trinca.

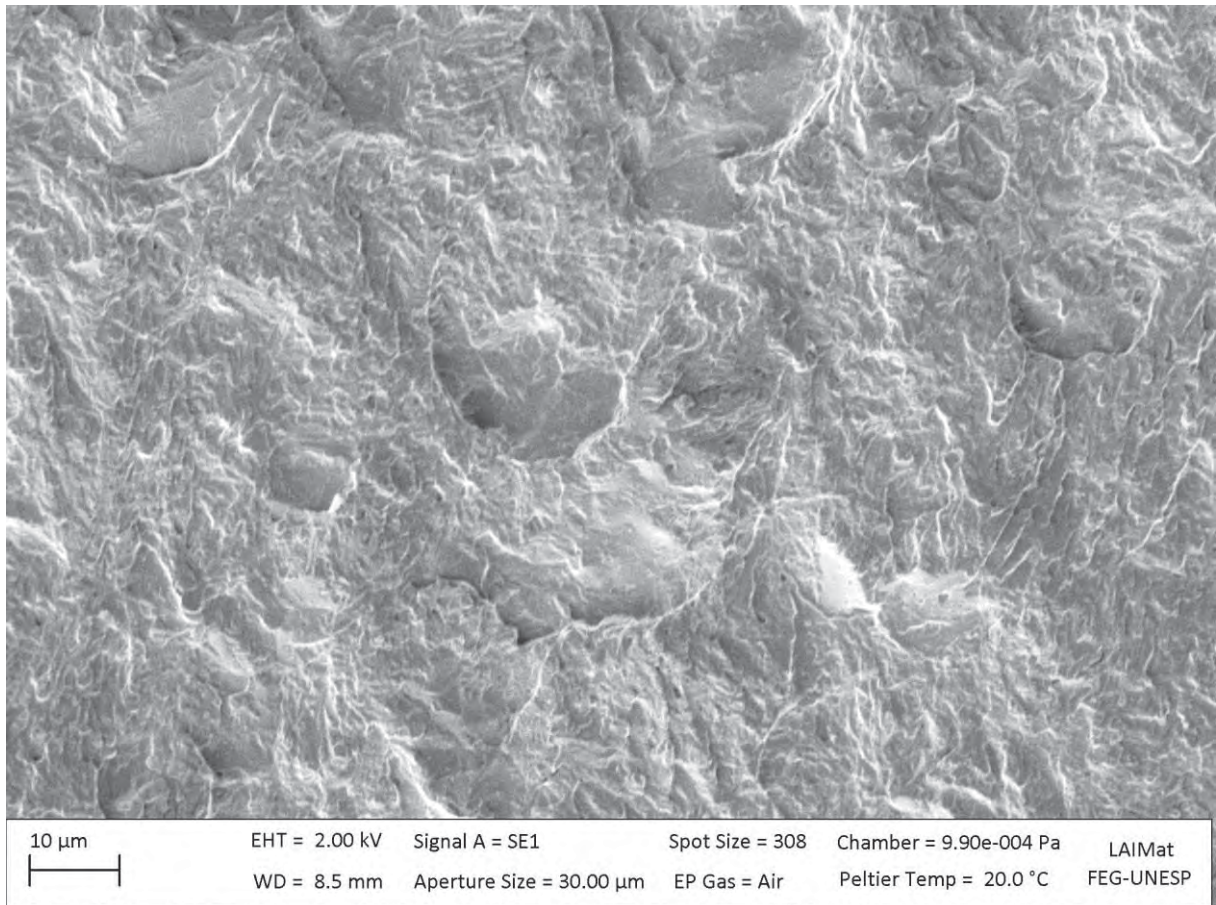


Figura 48 – Imagem da fratura a 6mm da propagação de trinca

A imagem da Figura 48 representa a pré-trinca de fadiga, onde ainda está presente o crescimento irregular inicial da trinca. Há a presença de estiramento e de *dimples* muito rasos na fratura transgranular, além de poucos sinais de fratura intergranular.

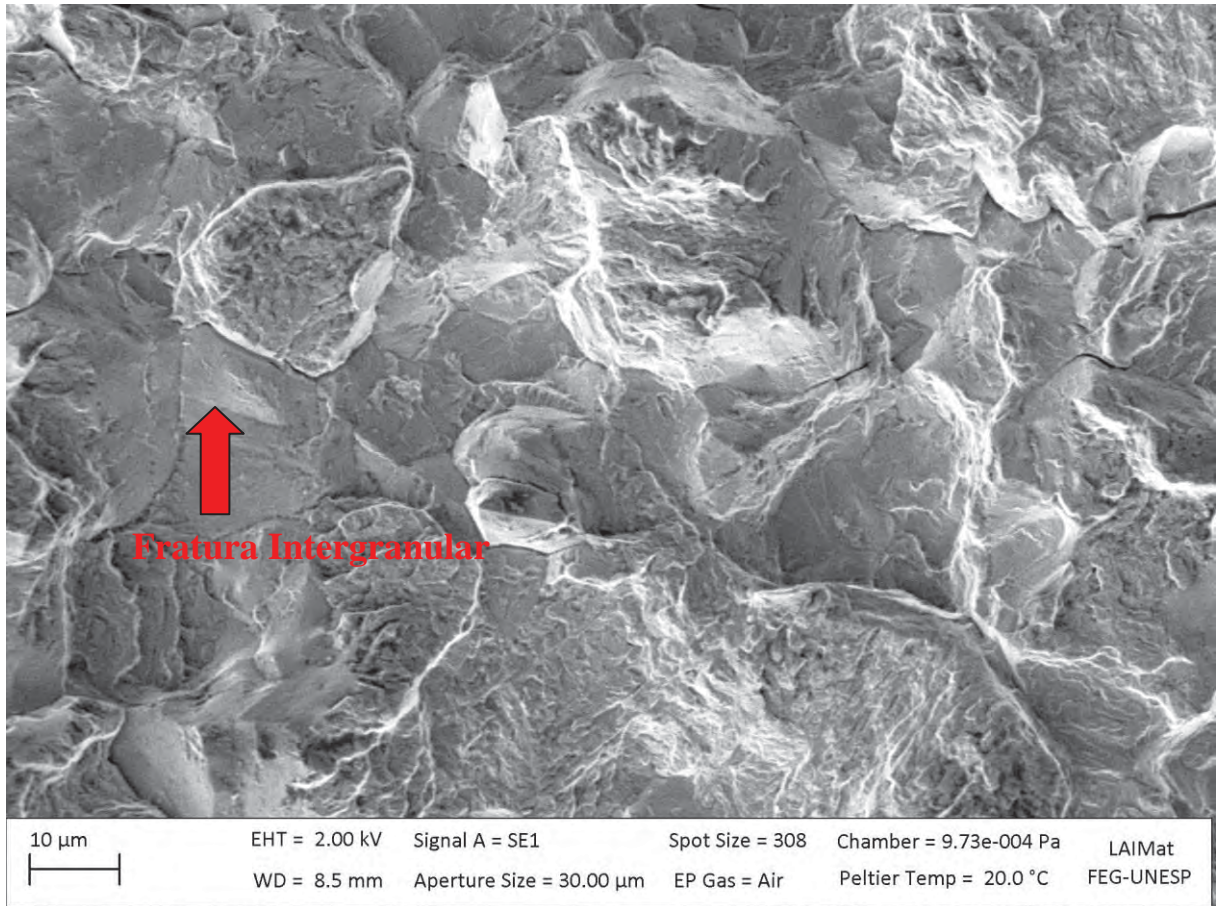


Figura 49 – Imagem da fratura a 12 mm da propagação de trinca

A 12mm do início da propagação de trinca (Figura 49), já se assumeo regime de propagação estável, com predomínio do mecanismo de fratura intergranular e sinais de quase-clivagem e *dimples* muito rasos na fratura transgranular.

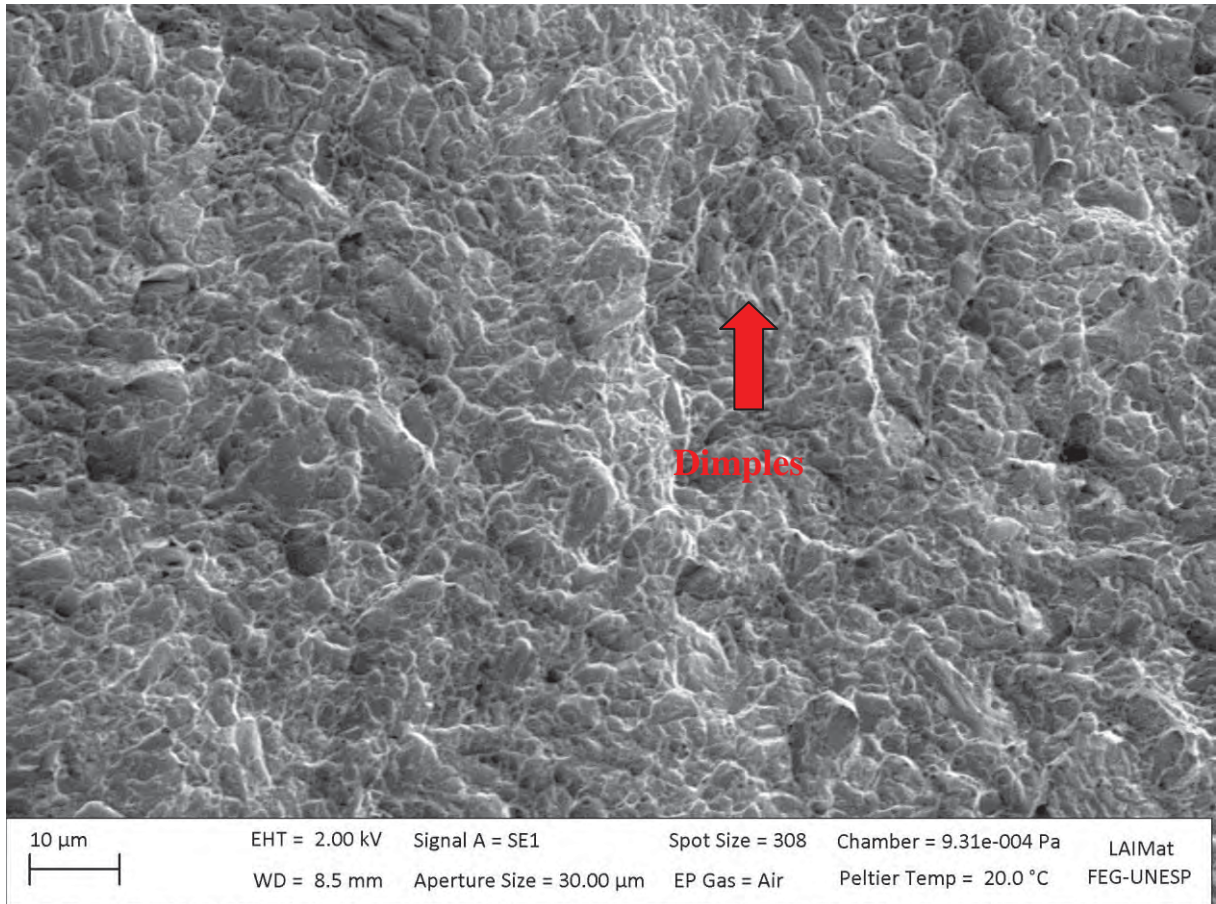


Figura 50 – Imagem da fratura a 23mm da propagação da trinca

A Figura 50 apresenta uma estrutura com grande presença de *dimples*, nesta fase já no estágio III da propagação de trinca, preliminar à ruptura do material.

#### 4.4 Resultados Fractal Alumínio

##### 4.4.1 Análises Comparativas entre Dimensão Fractal a partir de Microscópio Óptico e Dimensão Fractal a partir de MEV

Foi analisado o comportamento fractal das superfícies de fratura dos corpos de prova de alumínio na propagação de trinca. Sendo que  $D_S$  se refere a caracterização do comportamento em micro-escala ou a dimensão estrutural,  $D_T$  o comportamento em macro-escala ou a dimensão textural do material e  $D_f$  é o valor de monofractal.

Neste t3pico, s3o comparados os valores fractais medidos a partir de mapas de eleva33o obtidos em reconstru33o de foco usando o microsc33pio 33ptico e em imagem de microsc33pio eletr33nico de varredura.

Os gr33ficos de 1 a 8 da Figura 53 mostram como se comporta a dimens33o fractal de acordo com a propaga33o da trinca na superf33cie de fratura, considerando as imagens obtidas por reconstru33o por extens33o do foco de imagens de microsc33pio 33ptico.

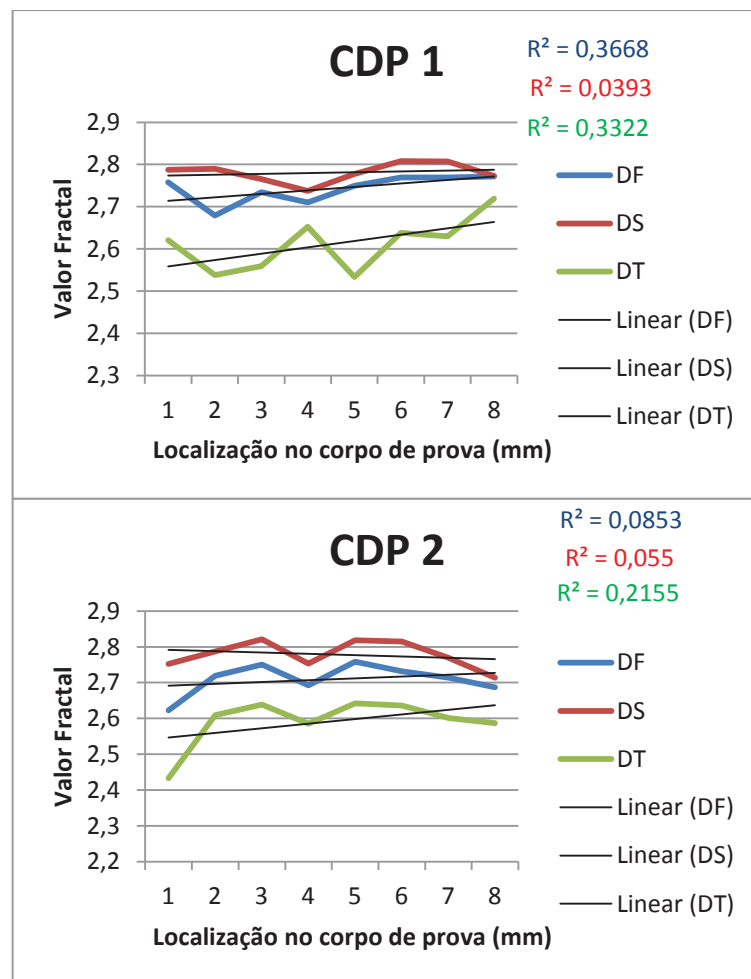


Figura 51 – Gr33ficos do comportamento fractal nas posi33es selecionadas da superf33cie de fratura em imagens de microsc33pio 33ptico



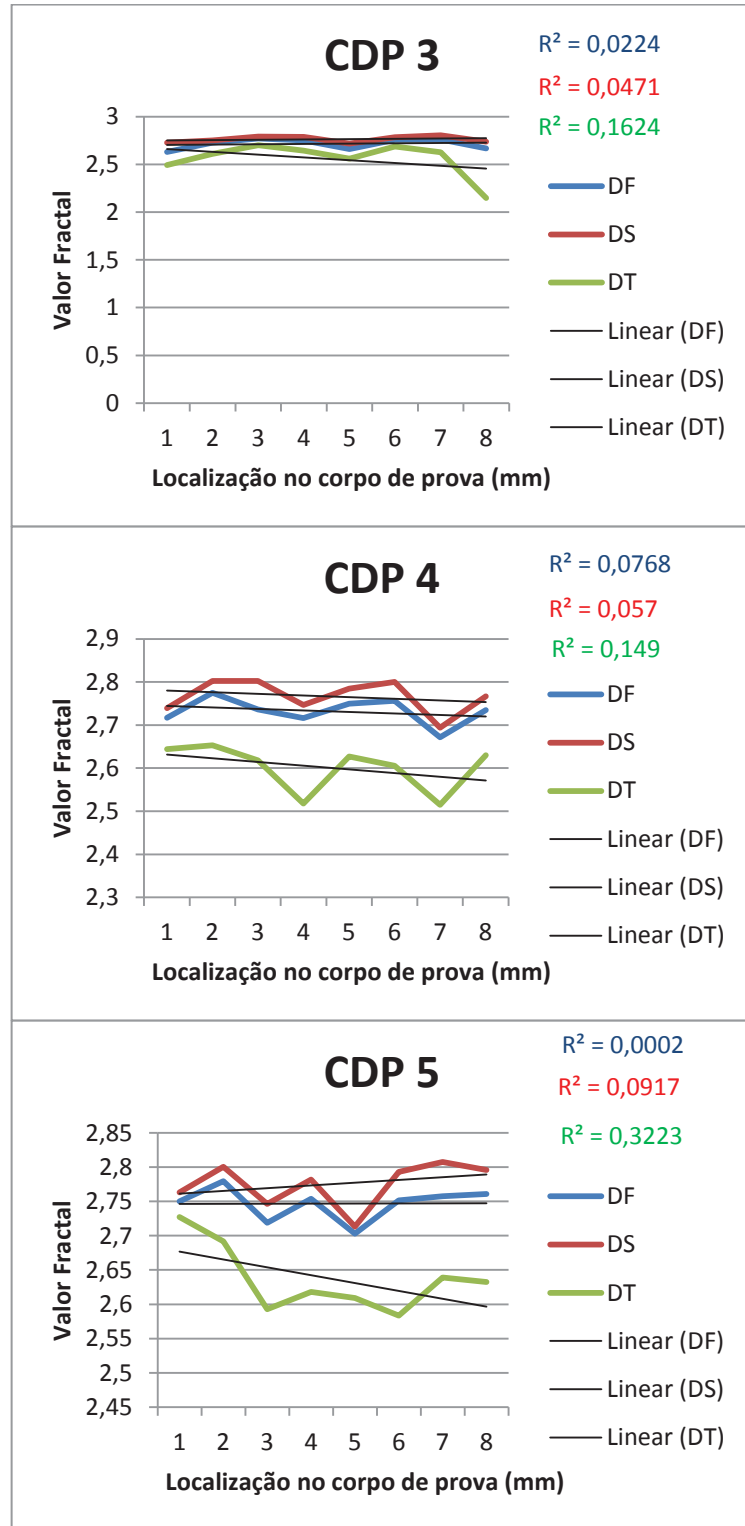


Figura 52 (continuação) – Gráficos do comportamento fractal nas posições selecionadas da superfície de fratura em imagens de microscópio óptico

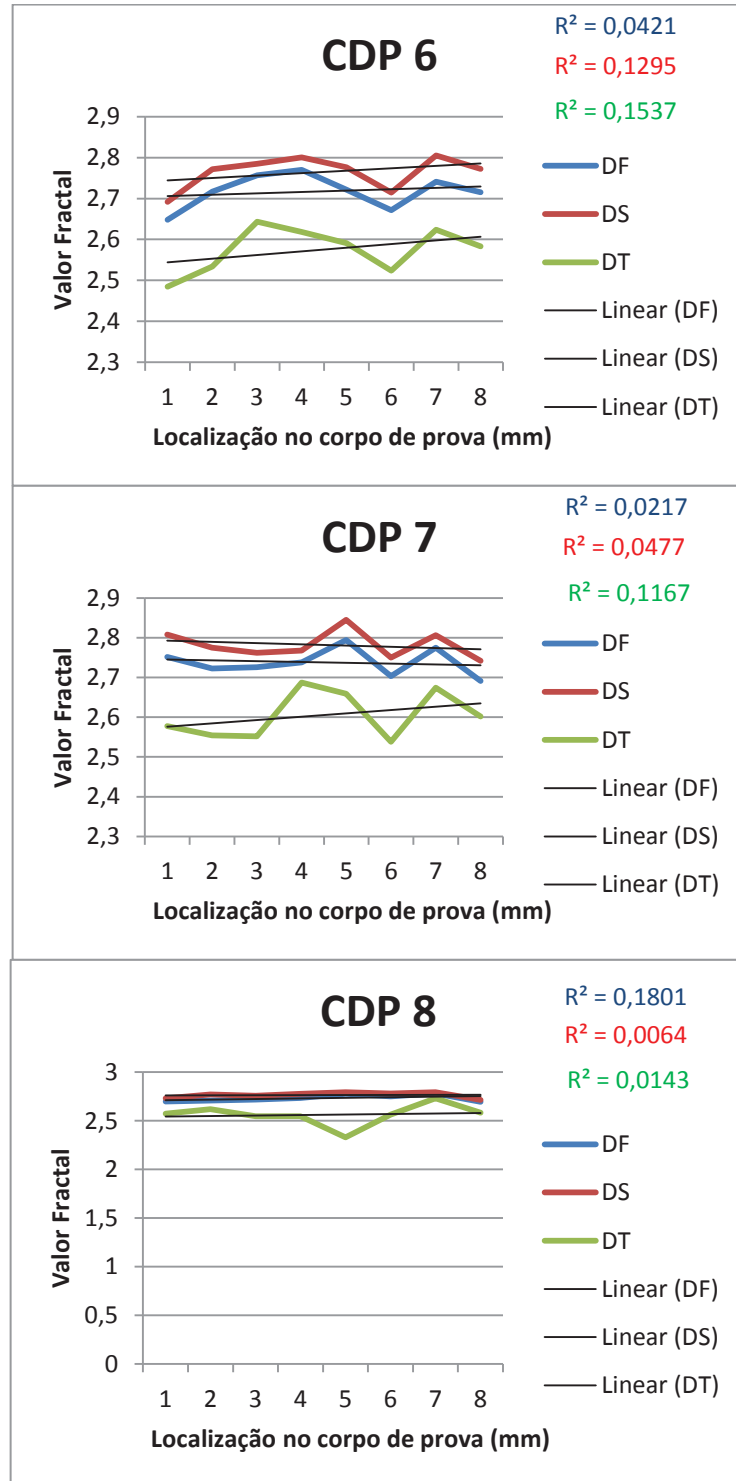


Figura 53 (continuação) – Gráficos do comportamento fractal nas posições selecionadas da superfície de fratura em imagens de microscópio óptico

A Figura 55 mostra a sequencia de gráficos das mesmas amostras, porém os valores de dimensão fractal foram calculados das imagens obtidas de microscópio eletrônico de varredura.

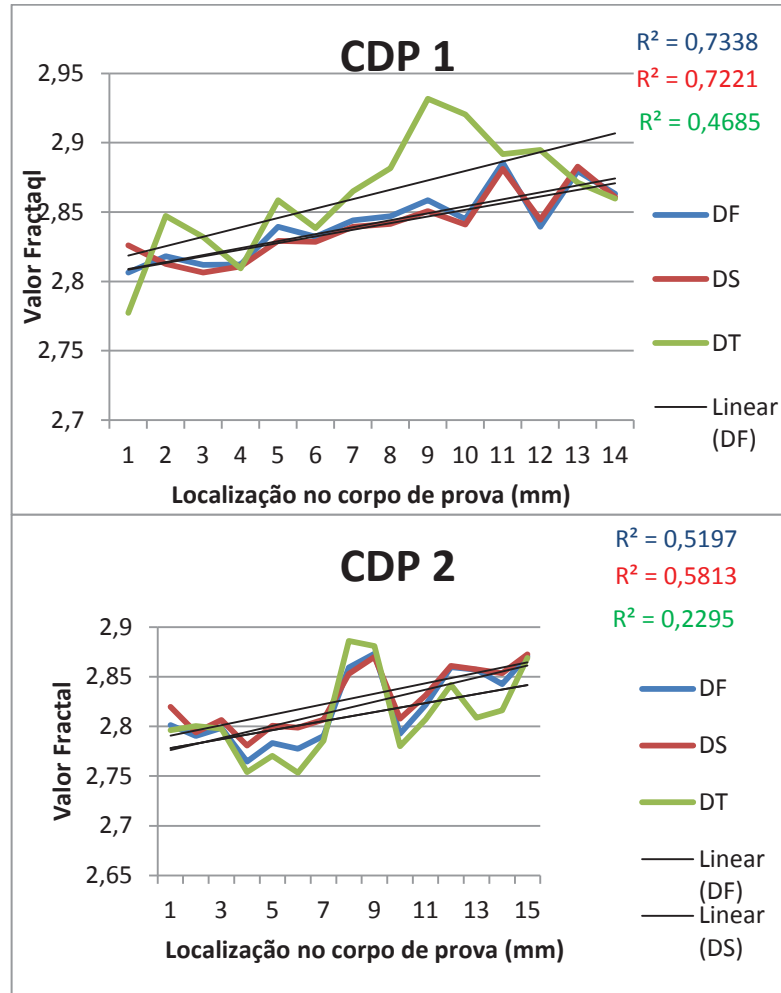
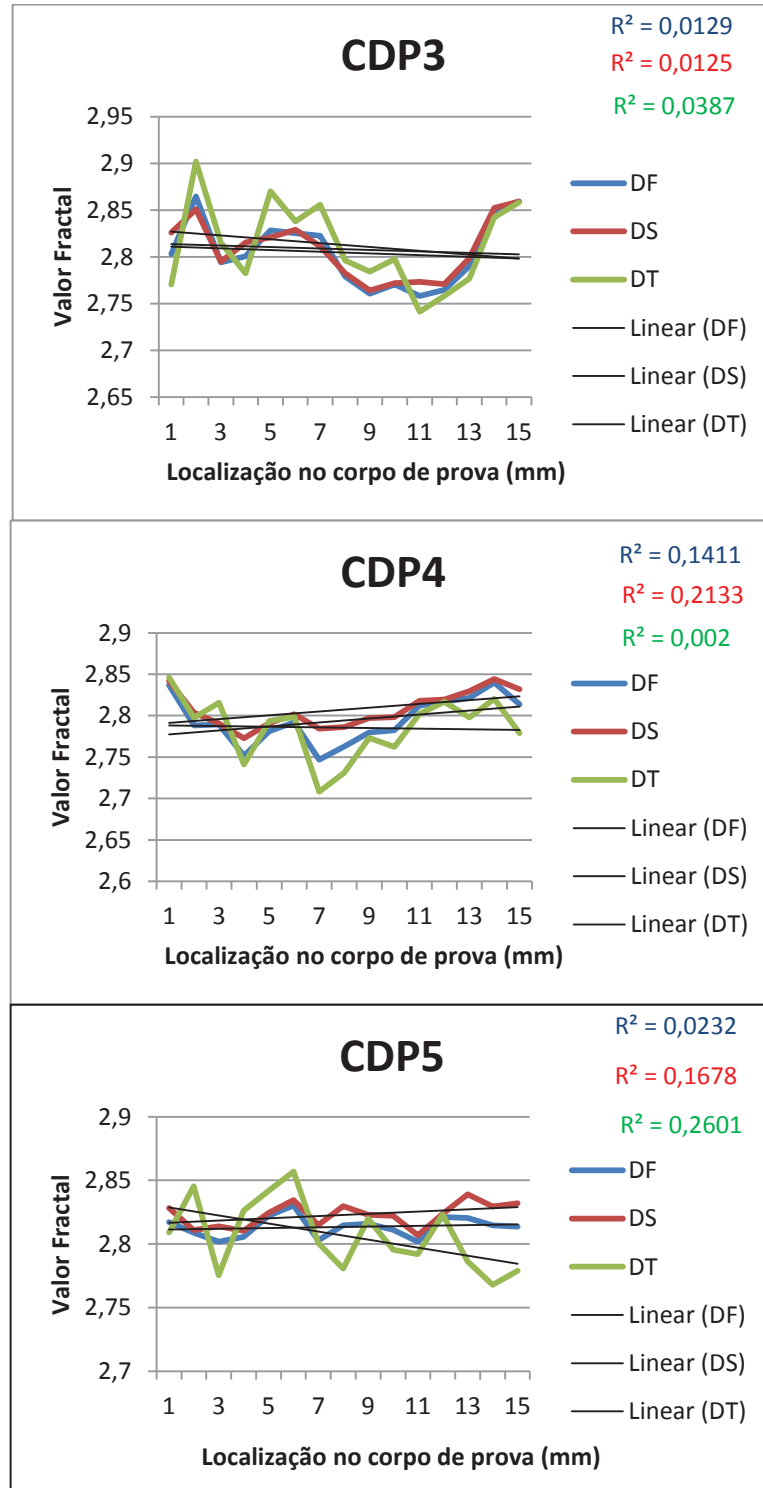


Figura 54- Gráficos do comportamento fractal nas posições selecionadas da superfície de fratura em imagens de microscópio eletrônico de varredura



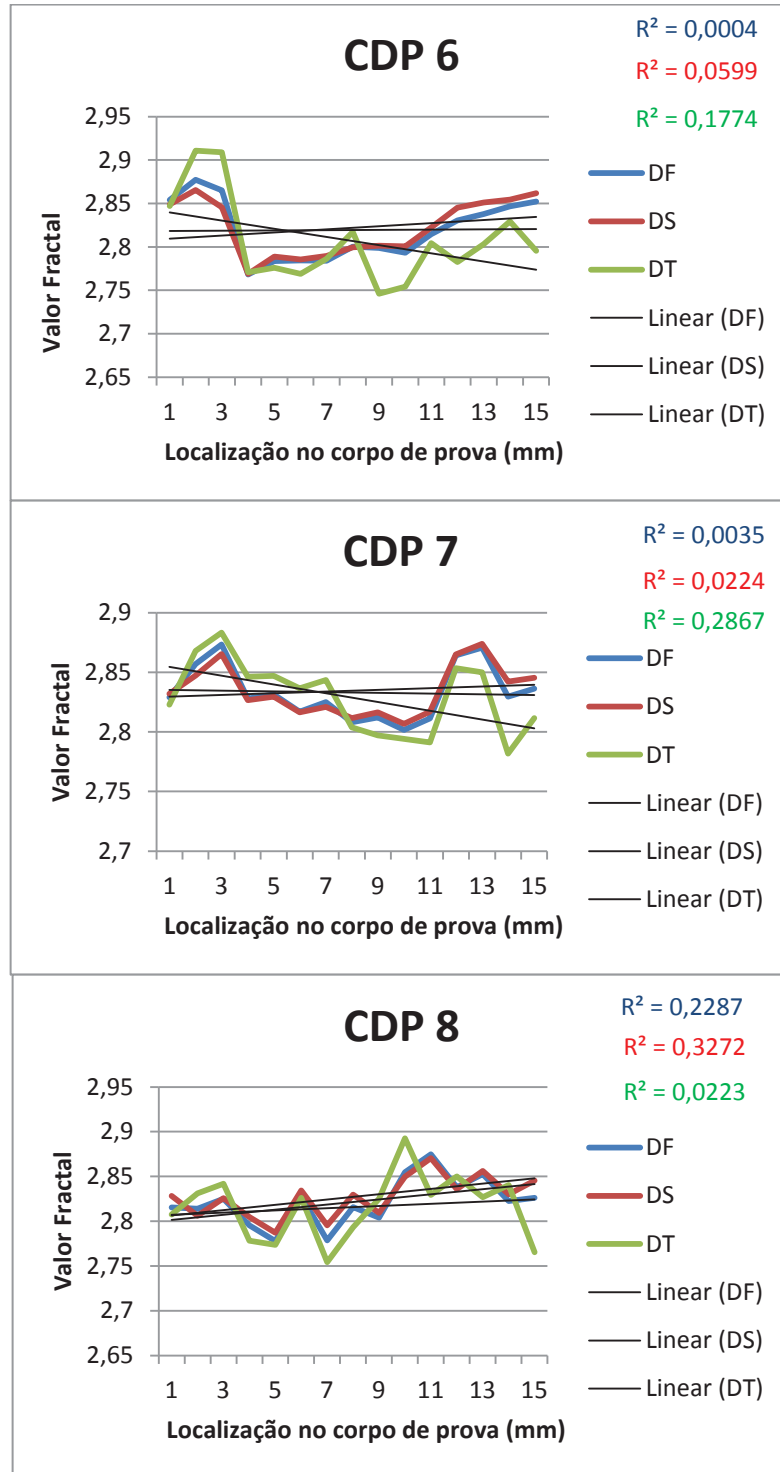


Figura 55 (continuação) - Gráficos do comportamento fractal nas posições selecionadas da superfície de fratura em imagens de microscópio eletrônico de varredura

O valor de  $R^2$ , que é o coeficiente de determinação, está ligado ao coeficiente de correlação, assim mede o modo de associação de duas variáveis. Pode-se notar que a análise da dimensão fractal das imagens obtidas por microscópio óptico apresentam maior linearidade, mostrando, na maioria dos casos, maior valor de  $R^2$  em  $D_T$ , ou seja, mostrando que a dimensão textural tem maior relação do que a dimensão estrutural com o processo de crescimento da trinca.

Já nos gráficos da dimensão fractal obtida das imagens de micorscopio eletrônico de varredura não apresentam essa uniformidade de comportamento, ocorre uma variação grande sobre qual parâmetro de dimensão fractal estaria influenciando mais. Isso seria explicado pelo fato que as imagens de elétrons secundários, embora tomadas em regime de baixa voltagem e, com isso, menores profundidades de penetraçã do feixe eletrônico e maior influência da topografia sobre o relevo, tem seu brilho dependente de outros fatores, como distribuição de números atômicos na amostra, trajetória dos elétrons até o detector, sombreamento causado pelo posicionamento lateral do detector, entre outros, enquanto que os mapas de elevação da microscopia óptica, apesar de sua pior resolução lateral, portam informações mais fortemente derivadas do comportamento da topografia.

Para avaliar a influência de  $D_S$  e  $D_T$  sobre os valores medidos para o comportamento monofractal, também foi realizada a medida do coeficiente de Pearson para cada caso, este Coeficiente, também chamado de coeficiente de correlação produto-momento, mede o grau de correlação entre duas variáveis, conforme a Tabela 7.

Tabela 7– Valores do Coeficiente de Pearson para as imagens obtidas de microscópio óptico

	<b>Pearson <math>D_F</math> x <math>D_S</math></b>	<b>Pearson <math>D_F</math> x <math>D_T</math></b>
Corpo de Prova 1	0,4262	0,5143
Corpo de Prova 2	0,7481	0,9550
Corpo de Prova 3	0,9285	0,6718
Corpo de Prova 4	0,9371	0,7349
Corpo de Prova 5	0,9218	0,4890

Corpo de Prova 6	0,9495	0,9236
Corpo de Prova 7	0,9581	0,6211
Corpo de Prova 8	0,8726	0,1915

---

Na Tabela 8 estão apresentando os coeficientes de Pearson para as dimensões fractais das imagens obtidas por microscópio eletrônico de varredura.

Tabela 8– Valores do Coeficiente de Pearson para as imagens obtidas de microscópio óptico

	<b>Pearson <math>D_F \times D_S</math></b>	<b>Pearson <math>D_F \times D_T</math></b>
Corpo de Prova 1	0,9537	0,6842
Corpo de Prova 2	0,9877	0,9111
Corpo de Prova 3	0,9639	0,8750
Corpo de Prova 4	0,9588	0,8575
Corpo de Prova 5	0,8009	0,4297
Corpo de Prova 6	0,9646	0,8039
Corpo de Prova 7	0,9675	0,7685
Corpo de Prova 8	0,9569	0,6818

---

Em ambos os casos, há uma maior correlação entre  $D_S$  e  $D_F$ , assim corresponderia mais a dimensão estrutural com o comportamento monofractal, sendo coerente com o resultado que obtemos quando analisamos  $R^2$ , quando  $D_T$  foi o parâmetro que melhor relacionava a evolução do fractal com o crescimento da trinca. Na análise pelo coeficiente de Pearson, a

maior parte dos números fica muito mais próxima de 1, para a relação de  $D_F \times D_S$  que significa uma elevada correlação entre as variáveis.

Considerando a escala do problema, onde os vários fractais texturais ( $D_T$ ) referem-se às menores ampliações (macroescala), e  $D_S$  ou os valores fractais estruturais, às maiores ampliações (microescala), o resultado é coerente, pois indica que é o comportamento macromecânico na ponta da trinca, governada pela evolução do fator intensidade de tensão ( $\Delta K$ ), que comanda a formação do relevo, já que, como mostram as imagens de microscopia eletrônica de varredura, os micromecanismos de fratura praticamente não se alteram com a propagação da trinca para a liga de alumínio estudada. Assim,  $D_S$  (por representar a microescala) ou  $D_F$  (por não tratar do comportamento anisotrópico da taxa de crescimento da trinca), são os parâmetros com menor dispersão e que melhor representam a evolução da propagação de trincas por fadiga.

De qualquer modo, há uma clara evolução dos valores fractais com a propagação da trinca, este resultado parece indicar que a variação na amplitude de  $D_S$  é que deveria ser considerada no modelo de Carpinteri e Pugno e não a média dos valores de dimensão monofractal. A proposta de Carpinteri e Pugno é uma aproximação delicada, visto que, ao escolher um valor médio, assume implicitamente que a dimensão fractal descreve uma propriedade característica da fratura, tratando toda a superfície como uma constante, independente do processo de fratura. Isso, como mostram todos os gráficos apresentados para a evolução fractal, não é verdade, já que, como estes gráficos demonstram, os valores fractais descrevem instantes do processo de fratura, não podendo ser tratados, sob o ponto de vista termodinâmico, como uma propriedade constante. Por outro lado, como demonstram Lei e Chen (1995), a dimensão fractal pode ser relacionada à entropia sendo, assim, uma função de estado, ou seja, uma propriedade que se altera com a posição sobre a superfície de fratura, relacionada à entropia local, ou, em outros termos, à energia dissipada num dado instante do processo de fratura. Como o próprio termo diz, um “processo de fratura” nada mais é do que um processo termodinâmico para liberação de energia acumulada na ponta da trinca ou a partir de um defeito. Tratar qualquer instante desse processo da mesma forma, como uma propriedade constante, é, assim, uma abordagem conceituada falha.



#### 4.4.2 Análises entre Dimensão Fractal e $\Delta K$

A partir dos dados de dimensão fractal e fator intensidade de tensão foram plotados os gráficos das Figura 56, Figura 57 e Figura 58 para melhora análise entre essas variáveis.

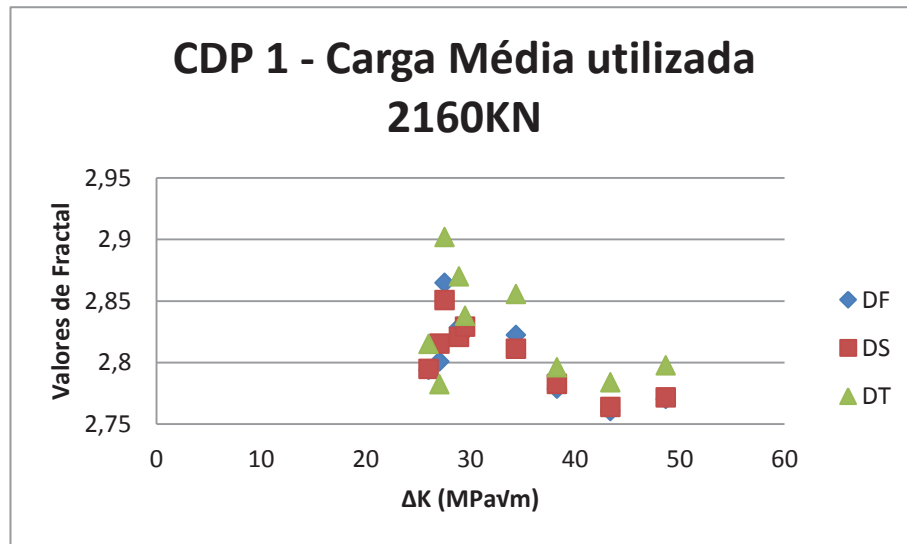


Figura 56 - Gráfico com os dados do CDP 1 para Valor de Fractal x  $\Delta K$

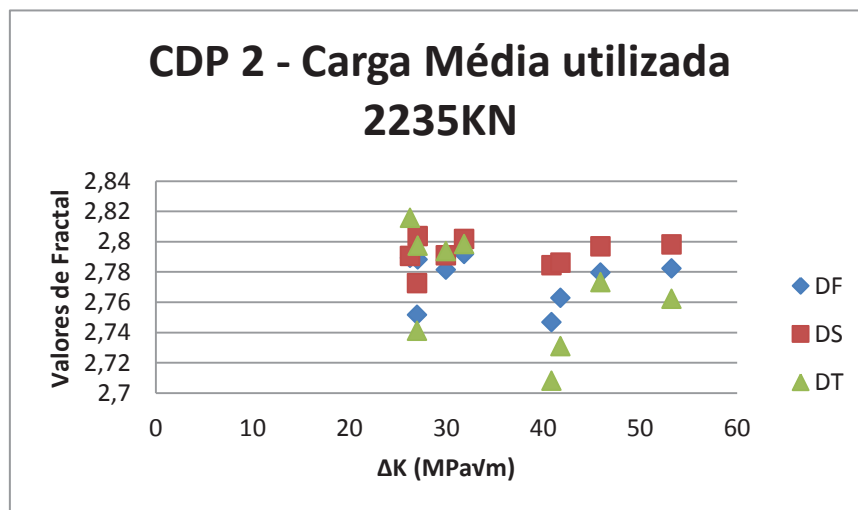


Figura 57 - Gráfico com os dados do CDP 2 para Valor de Fractal x  $\Delta K$

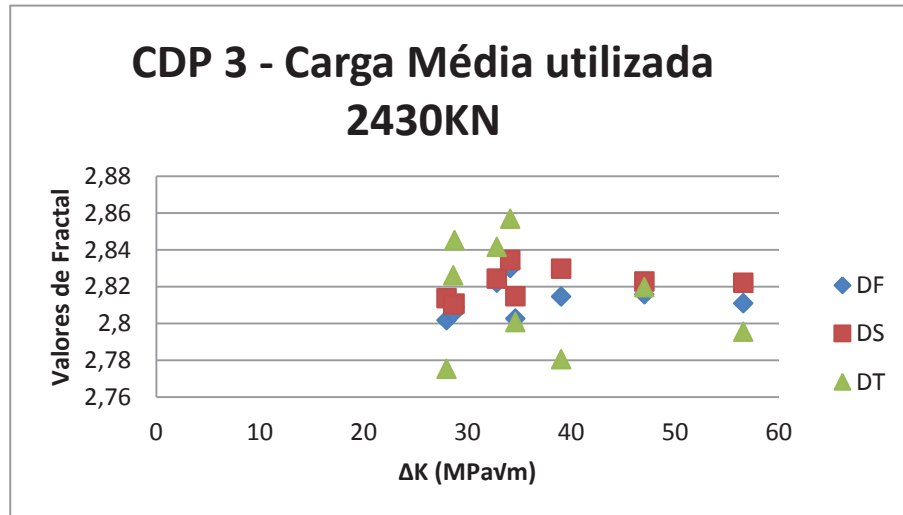


Figura 58 – Gráfico com os dados do CDP 3 para Valor de Fractal x  $\Delta K$

Analisando os três gráficos, é possível notar que os valores de  $D_S$ , são menos dispersos do que os valores de  $D_T$ , indicando que o micromecanismo de fratura são mais constantes na superfície de fratura e estarão melhor representado pela dimensão fractal do que a topografia que é representado por  $D_T$ . Este resultado é coerente com a análise realizada a partir das imagens obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura. Também é possível notar que com o aumento da carga média utilizada nos ensaios, os dados se tornam menos dispersos e apresentam uma maior linearidade. Como os dados utilizados para esta análise foram apenas os da propagação da trinca, não é possível diferenciar as regiões dos estágios de fadiga.

#### 4.5 Resultados Fractal para o Aço 300M

##### 4.5.1 Análises Comparativas entre Dimensão Fractal a partir de Microscópio Óptico e Dimensão Fractal a partir de MEV para o aço

Assim como foram feitas as análises comparativas e de correlação para a liga de alumínio AA 7475, são apresentados os resultados obtidos para o aço. A Figura 59 apresenta os gráficos da dimensão fractal obtido pelas imagens dos mapas de elevação da reconstrução por extensão de foco em microscópio óptico.

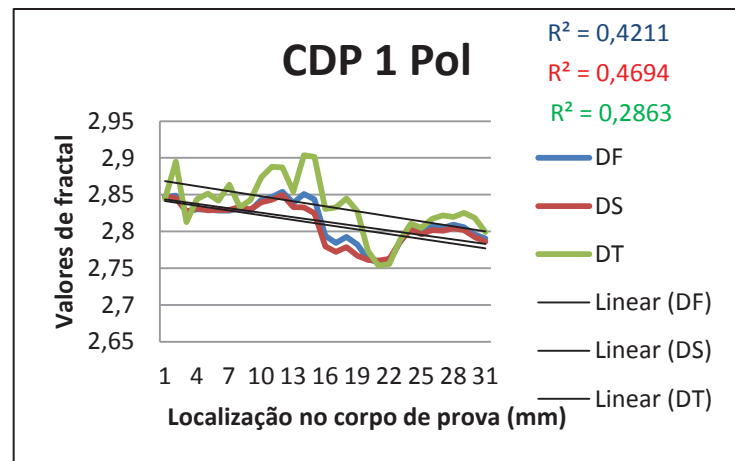
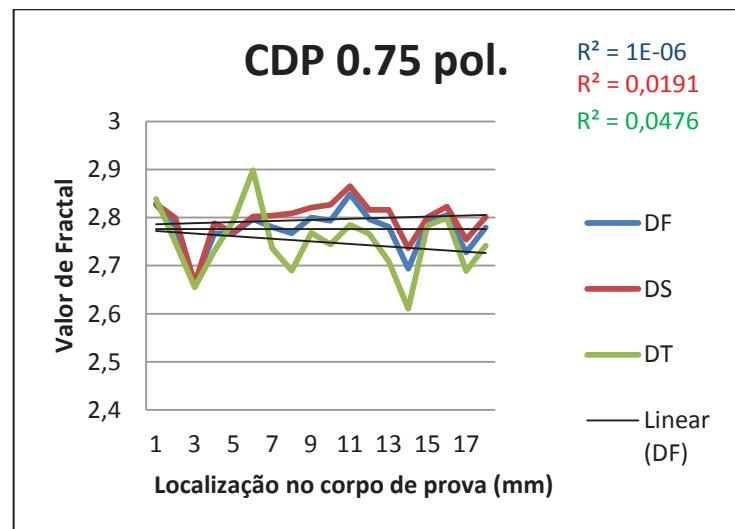
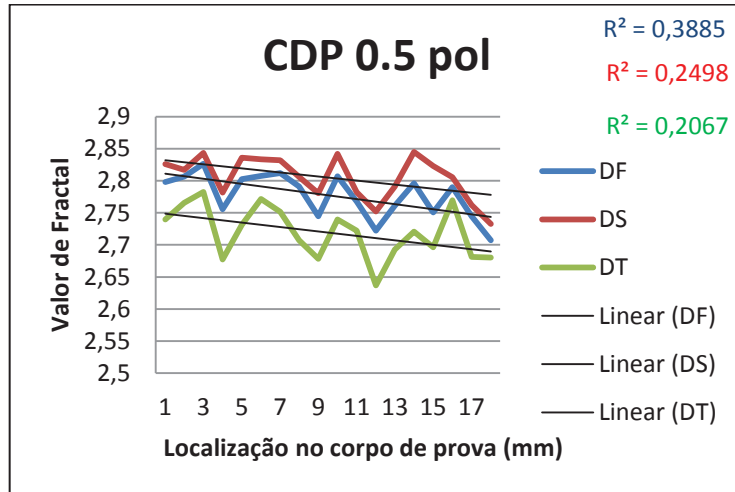


Figura 59 – Gráficos de Fractal x Localização no corpo de prova para microscopia Óptica

A Figura 60 apresenta também os três gráficos, porém obtidos a partir de imagens de microscopia eletrônica de varredura.

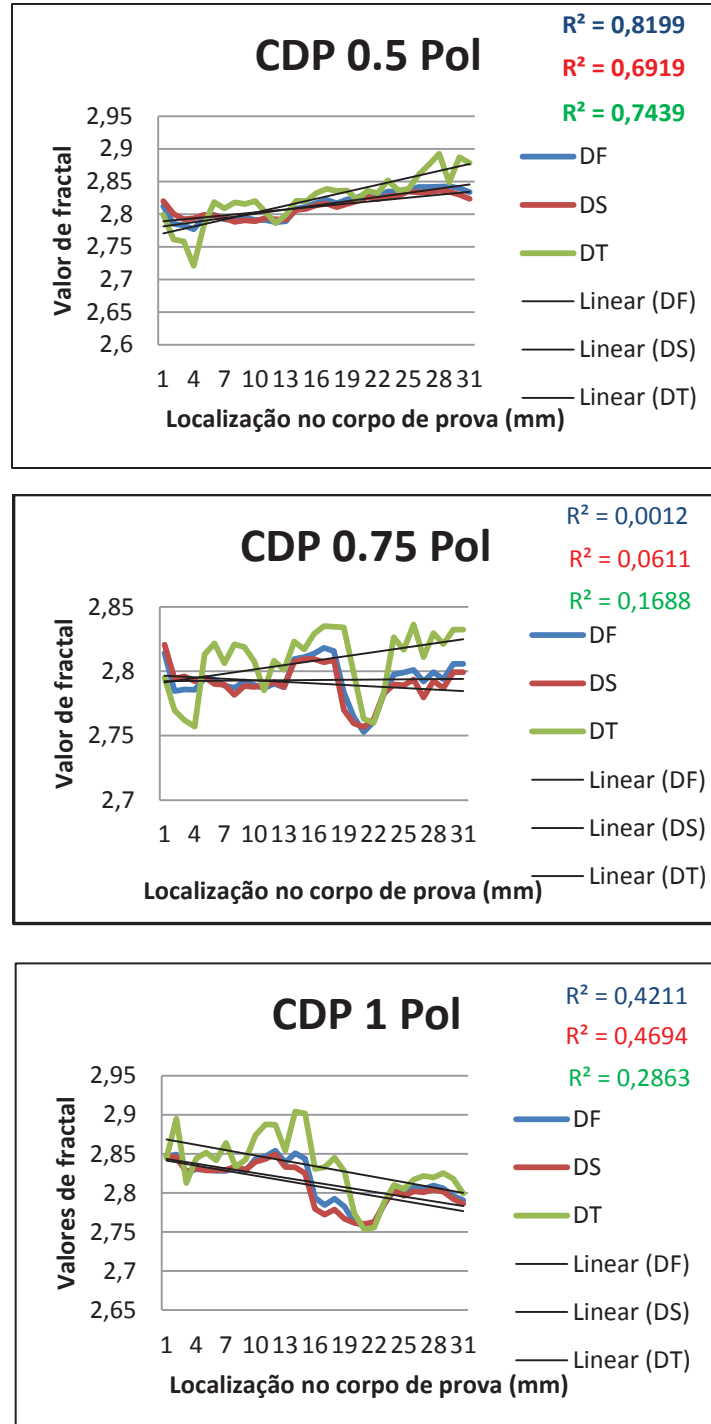


Figura 60 – Gráficos de Fractal x Localização no corpo de prova para Microscopia Eletrônica de Varredura

Assim como os resultados obtidos para a liga de alumínio, a correlação existente entre a dimensão fractal e a localização no corpo de prova é muito baixa, sendo também variável, não apresentando apenas uma linearidade de uma determinada dimensão fractal. Da mesma maneira também não podemos concluir que existia linearidade entre os dados tanto para as análises em microscopia eletrônica de varredura quanto para microscopia óptica.

Também como o alumínio, foi feita a correlação de Pearson, para analisar as relações entre as variáveis apresentadas. Os dados de Pearson podem ser visualizados na Tabela 9 para Microscopia Óptica e na Tabela 10 para Microscopia Eletrônica de Varredura.

Tabela 9 – Valores de Pearson para Microscopia Óptica

	<b>Pearson <math>D_F \times D_S</math></b>	<b>Pearson <math>D_F \times D_T</math></b>
CDP 0.5 Polegadas	0,9061	0,8856
CDP 0.75 Polegadas	0,9554	0,7627
CDP 1 Polegada	0,8755	0,7509

Tabela 10 – Valores de Pearson para Microscopia Eletrônica de Varredura

	<b>Pearson <math>D_F \times D_S</math></b>	<b>Pearson <math>D_F \times D_T</math></b>
CDP 0.5 Polegadas	0,9687	0,8627
CDP 0.75 Polegadas	0,9183	0,6814
CDP 1 Polegada	0,9769	0,8756

Comparando os valores de correlação de Pearson, pode-se notar que há uma maior correlação entre os valores de  $D_S$  com os valores de  $D_F$ . Os valores de  $D_S$  seriam os valores mais indicados para o modelo de Carpinteri e Pugno, pois descrevem os macromecanismos de fratura do material, que são mais sensíveis à variação da espessura dos corpos de prova, durante a propagação de trinca. Os resultados obtidos para o aço se assemelham aos resultados já apresentados para a liga de alumínio.

#### 4.5.2 Análises entre Dimensão Fractal e $\Delta K$ para o aço

Da mesma maneira que apresentado para a liga de alumínio, foram feitas comparações para os três corpos de prova com a dimensão fractal e os valores de fator intensidade de tensão obtidos.

O gráfico da Figura 61 apresenta o resultado obtido para o corpo de prova de ½ polegada de espessura.

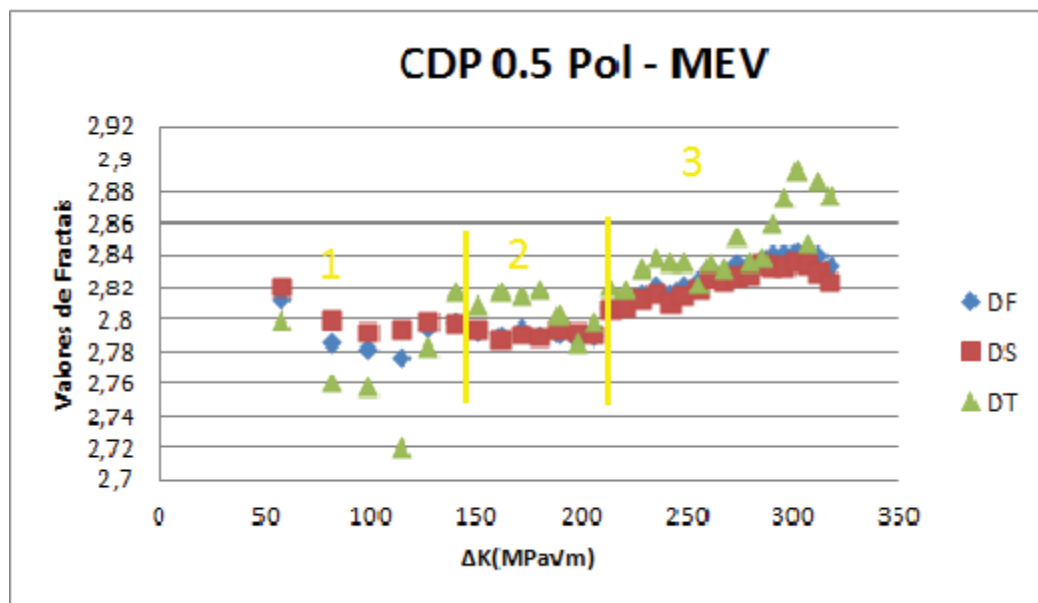
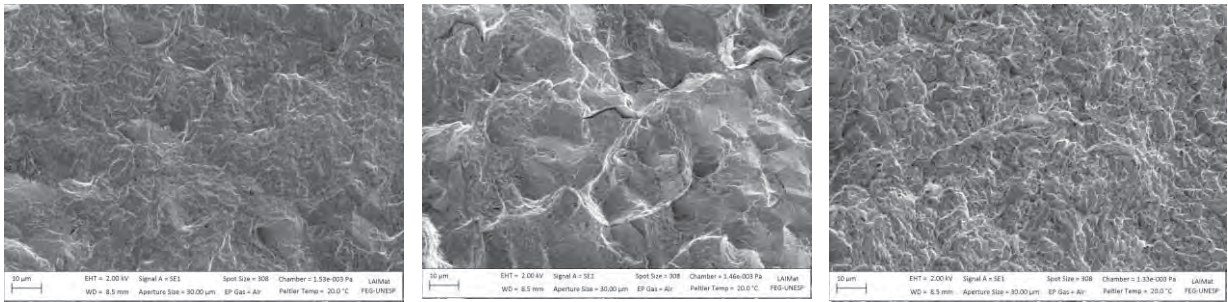


Figura 61 – Gráfico da relação dos valores de fractal com o  $\Delta K$  para o CDP ½ Polegada

No gráfico da Figura 61 é possível notar a divisão das três regiões da propagação de trinca em fadiga. A primeira região é a pré-trinca estabelecida por fadiga, a segunda região é onde ocorre o crescimento estável da trinca e a terceira região é o crescimento instável da trinca. Como é possível notar, os valores de  $D_S$  são melhores para representar a dimensão fractal, pois estes podem ser relacionados aos micromecanismos presentes em cada região. A Figura 62 apresenta as imagens relativas de cada região da superfície de fratura.



(a)

(b)

(c)

Figura 62 - (a) Pré-Trinca de Fadiga para CDP ½ Polegada; (b) – Crescimento estável da trinca para CDP ½ Polegada; (c) – Crescimento instável da trinca para CDP ½ Polegada

Da mesma maneira, pode-se separar as regiões dos estágios de propagação de trinca para o gráfico da Figura 63 , que representa o corpo de prova de ¾ de polegada.

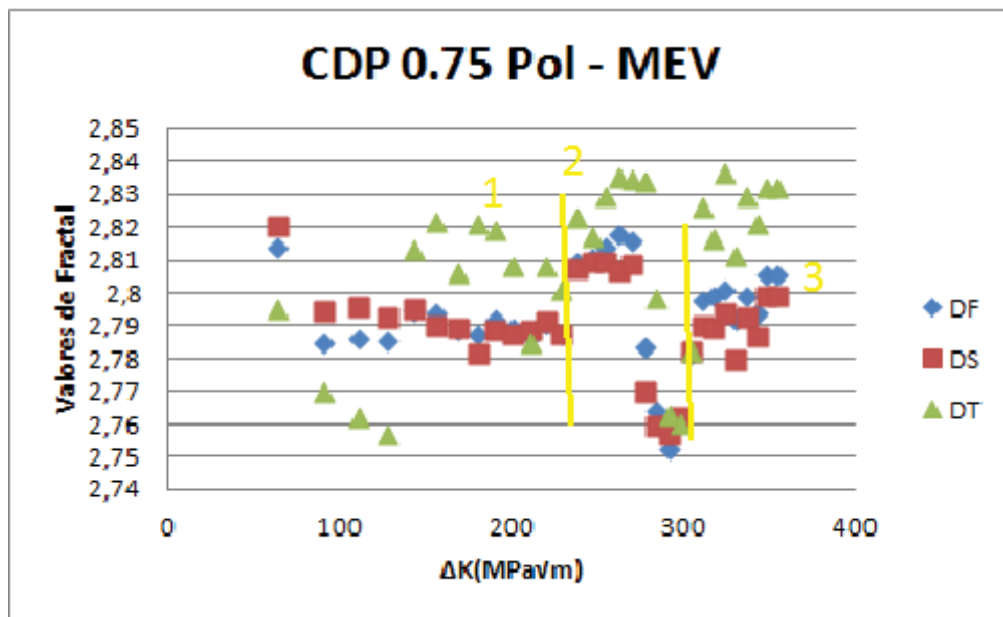


Figura 63 – Gráfico da relação dos valores de fractal com o  $\Delta K$  para o CDP ½ Polegada

Da mesma maneira que o gráfico da Figura 63, este também representa as três regiões críticas da fadiga. Conforme é possível visualizar no gráfico, o valor de  $D_S$  continuam sendo o melhor indicativo dos valores de fractal. As regiões podem ser melhor visualizadas a partir da Figura 64

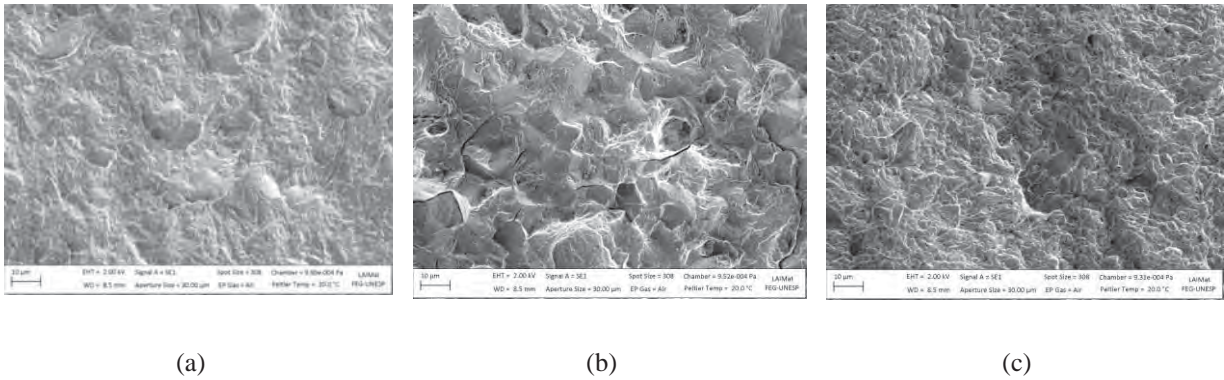


Figura 64 - (a) Pré-Trinca de Fadiga para CDP  $\frac{3}{4}$  Polegada; (b) Crescimento estável da trinca para CDP  $\frac{3}{4}$  Polegada; (c) Crescimento instável da trinca para CDP  $\frac{3}{4}$  Polegada

Também para o corpo de prova de 1 polegada é possível observar a mesma tendência de valores de  $D_S$  e do mesmo modo é possível separar os três estágios de fadiga do corpo de prova. O gráfico da Figura 65 apresenta este indicativo.

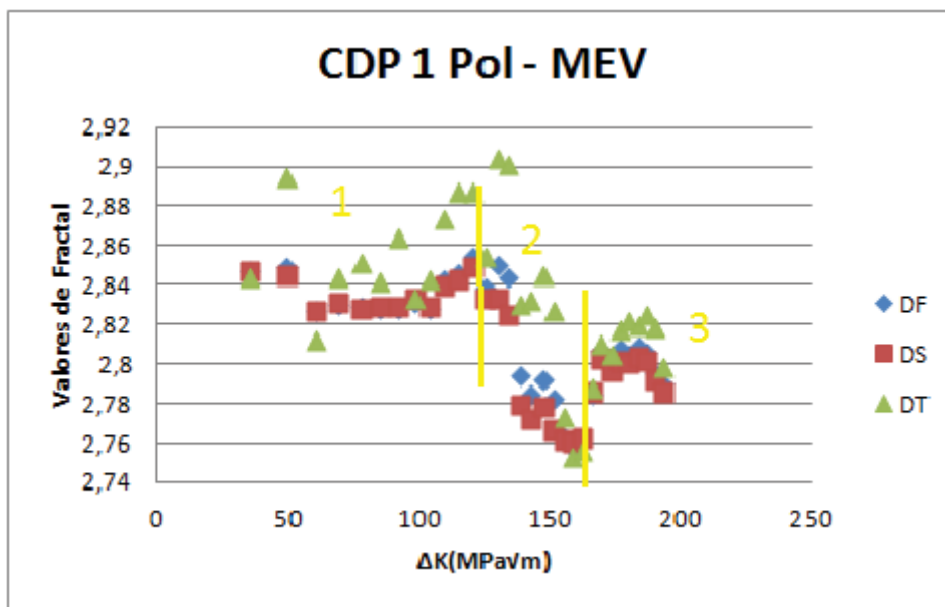


Figura 65 – Gráfico da relação dos valores de fractal com o  $\Delta K$  para o CDP 1 Polegada

Assim, também é possível separar as três regiões de fadiga, como nos casos anteriores, levando em conta o  $D_S$  como parâmetro de dimensão fractal. A Figura 66 representa estes três estágios de fadiga.



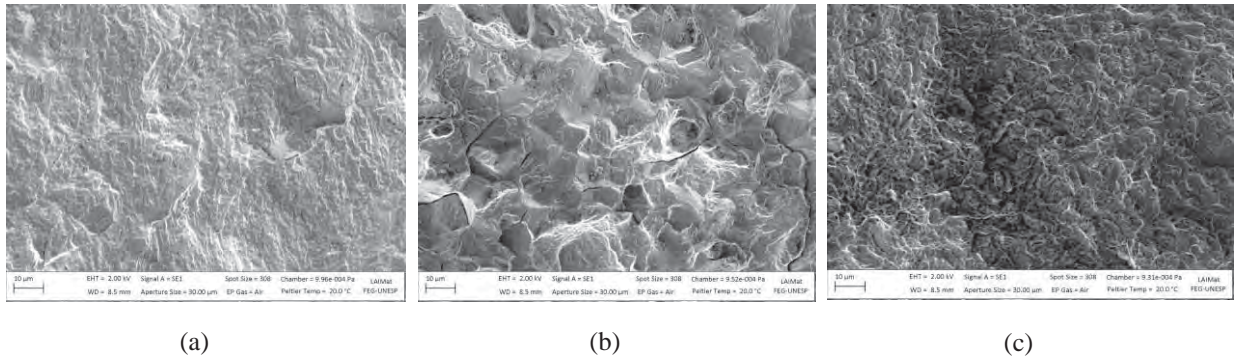


Figura 66 - (a) Pré-Trinca de Fadiga para CDP 1 Polegada; (b) Crescimento estável da trinca para CDP 1 Polegada; (c) Crescimento instável da trinca para CDP 1 Polegada

## 5. CONCLUSÕES

A partir dos ensaios de propagação de trinca por fadiga, são formalizadas as seguintes conclusões:

- as medições realizadas dos espaçamentos de estrias de fadiga são eficientes para a determinação do  $\Delta K$  quando não se tem os dados de quantidade de ciclos por comprimento da trinca e se tem os imagens da fratura com predominância de estrias. Também é possível notar que os espaçamentos das estrias de fadiga aumentam de maneira constante com o crescimento da trinca. Quanto mais alta a carga média utilizada para o ensaio, maior será o espaçamento entre as estrias em toda a sua extensão. Os valores de  $\Delta K$  também variam de acordo com a carga, ou seja, para cargas médias mais elevadas, são maiores os valores de fator intensidade de tensão.

- os valores de fator intensidade de tensão encontrados para o aço são maiores dos que os encontrados para o alumínio, isto se deve à maior tenacidade do aço e ao fato de que as cargas utilizadas nos ensaios do aço foram superiores as cargas utilizadas nos ensaios dos corpos de prova da liga de alumínio. Com a curva da  $dN \times \Delta K$  é possível verificar a diferença de linearidade no gráfico para os estágios de propagação de trinca estável e posteriormente a propagação de trinca instável.

Para as análises microscópicas, pode-se ter as seguintes conclusões:

- Para a liga de alumínio utilizada, como já era esperado, a superfície de fratura apresentou uma grande quantidade de estrias de fadiga e também sinais de boa ductilidade no processo de fratura. A fratura apresentava sinais evidentes de deformações plásticas, com micromecanismos como fratura alveolar e estiramento, e o corpo de prova apresentou também lábios nas partes periféricas da superfície de fratura.

- Para o aço, foi constatada a presença de predominantemente fratura intergranular e quase-clivagem, devido à grande fragilidade da superfície de fratura, na parte estável do crescimento da trinca por fadiga. Porém na parte instável de crescimento da trinca, houve presença de predominância de *dimples*, sendo estes de baixa profundidade e de forma elíptica em sua maioria, denotando comportamento de baixa ductilidade.

Para as análises do comportamento fractal dos materiais utilizados, são formalizadas as seguintes conclusões:

- Os valores de  $D_T$  (Dimensão Fractal Textural) apresentam uma maior correlação com o processo mecânico de crescimento da trinca, quando analisando as macroescalas, por apresentarem maior variação com a evolução da topografia da superfície em função da variação na espessura dos corpos de prova, conclusão que é mais evidente para os mapas de elevação obtidos por microscopia óptica. Com a microscopia eletrônica de varredura tem-se informações mais precisas dos micromecanismos envolvidos e poucos dados de topografia da superfície de fratura.

- Pela determinação do Coeficiente de Pearson, verifica-se que os valores de  $D_S$  (Dimensão Fractal Estrutural) têm uma maior correlação com os valores monofractais ( $D_F$ ), tanto para a microscopia óptica quanto para a microscopia eletrônica de varredura. Os valores de  $D_S$  representam as microescalas, e por este motivo estão melhores relacionados com os micromecanismos de fratura presentes nas superfícies de fratura analisadas.

- Comparando as relações de dimensão fractal com os valores de fator intensidade de tensão ( $\Delta K$ ), tem-se novamente que os valores de  $D_S$  são mais representativos, por apresentarem uma menor dispersão dos dados, quando comparados com o  $D_T$  e o  $D_F$ . Também foi possível notar que o espalhamento dos dados de  $D_S$  diminuem à medida que se utiliza cargas médias mais elevadas. Analisando estas mesmas relações para o aço, onde foi feita a análise total da superfície de fratura, o gráfico de dimensão fractal x  $\Delta K$  é de grande auxílio na obtenção de informações importantes. Com a análise deste gráfico é possível identificar a separação das três regiões da fadiga, sendo que a primeira região que seria a pré-trinca inicial de fadiga, a segunda região relativa ao crescimento estável da trinca e a terceira região indica o crescimento instável da trinca. Esta separação pode ser confirmada quando analisamos as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura, que apresentam exatamente os pontos de mudança de micromecanismos, ficando visível a utilização do fractal para estes casos.

- O modelo proposto por Carpinteri e Pugno, ao considerar apenas valores médios do comportamento monofractal, não é sensível à evolução do processo de fratura, mesmo durante o estágio II, o que gera certamente uma imprecisão em sua descrição. Os valores fractais não são constantes durante o processo de fratura, pois descrevem as reações de microestrutura à dinâmica dos campos de tensões progressivamente formados à frente da trinca.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALCOA. Alloy 7475 plate and sheet: highest toughness and strength.2011. 5p. Disponível em: <[http://www.alcoa.com/mill\\_products/catalog/pdf/alloy7475techplatesheet.pdf](http://www.alcoa.com/mill_products/catalog/pdf/alloy7475techplatesheet.pdf)>. Último acesso em 13 agosto de 2011.

AL-RUBAIE, K.S.; BARROSO, E.K.; GODEFROID, L.B. **Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475-T7351 aluminum alloy**. International Journal of Fatigue, v.28, p. 934-942, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-1823**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. Philadelphia, 1996 (Reapproved 2002)

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **ASTM E 647-08**: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, United States, 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **ASTM E8M-00b**: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials, United States, 2000.

ANAZAWA, R.M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007.193f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na área de projetos e materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

ANAZAWA, R.M.; ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. **Efeito do tratamento intercrítico e isotérmico sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura do aço 300M**. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo. v.25. p. 93-97. 2006.

ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics – Fundamentals and applications**. 2<sup>nd</sup> edition. Florida, CRC Press, 1995.

BACKES, A.R. **Implementação e comparação de métodos de estimativa da dimensão fractal e sua aplicação à análise e processamento de imagens**. 2006. 97f. Dissertação (Mestrado em Ciência da Computação) – Curso de Ciências Matemáticas e de Computação, USP, São Carlos.

BARNSLEY, M.F. **Fractals Everywhere**. Second Edition. Academic Press Professional. Cambridge, 1993.

BAZANT Z. P., SHELL W. F., **Fatigue fracture of high strength concrete and size effect**. ACI Materials Journal. 1993. 472–478

BOLOTIN, V.V. **Mechanics of Fatigue**. United State of America. CRC Press, 1999.

BROOKS, C.R.; CHOUDHURY, A. **Metallurgical Failure Analysis**. McGraw-Hill. 1993. 409 p.

CARPINTERI, A.; PUZZI, S. **A fractal approach to indentation size effect**. Engineering Fracture Mechanics. N.73. 2006. 2110-2122.

CARPINTERI, A.; SPAGNOLI, A. **A fractal analysis of size effect on fatigue crack growth**. International Journal of fatigue. N.26. 2004. 125-133.

CARPINTERI, A.; PAGGI, M. **A unified interpretation of the power laws in fatigue and the analytical correlations between cyclic properties of engineering materials**. International Journal of Fatigue. N. 31. 2009. 1524-1531.

CHARKALUK, E.; BIGERELLE, M.; IOST, A. **Fractals and fracture**. Engineering Fracture Mechanics. N. 61. 1998. 119-139.

CAMPOS, K.A. **Fractografia quantitativa: Análise do comportamento fractal de fratura em compósitos carbono/epóxi por processamento digital de imagens**, 2010. 138f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica- Área de Materiais) – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

COSTA, L.F.; CESAR JR., R.M., **Shape analysis and classification: Theory and practice**. CRC Press Book Series on Image Processing, 2000.

COURTNEY, T. H. **Mechanical behavior of materials**. McGraw Hill International Editions. Singapore, 1990.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2ª edição. Rio de Janeiro. Editora Guanabara, 1981.

FALCONER, K. **Fractal Geometry – Mathematical foundations and applications**. Wiley Editorial Offices. 1990.

FOROUTAN-POUR, K.; DUTILLEUL, P.; SMITH, D.L. **Advances the implementation of the box-counting method of fractal dimension estimation** . Applied Mathematics and Computation. N.105. 1999. 195-210.

FREITAS, M.S.T. **Dinâmica não linear e caos**. Disponível em <<http://pessoal.utfpr.edu.br/msergio/kaplan-cp3-notas-09-2b.pdf>>. Último acesso em 22 de novembro de 2011.

FUNCHS, H.O.; STEPHENS R.I. **Metal fatigue in engineering**. United States of America, 1980.

HEIN, L.R.O.; CAMPOS, K.A.. CALTABIANO, P.C.R.O.; HOROVISTIZ, A.L. **3-D reconstruction by extended depth-of-field in failure analysis – Case study I:Qualitative fractographic investigation of fracture bolts in a partial valve**, Engineering Failure Analysis, Vol.12, N.2, 00. 515- 520, 2011.

HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. John Wiley & Sons INC, 4<sup>a</sup> Edition, Canada, 1996.

HOROVISTIZ, A.L. **Técnicas e parâmetros para análise de perfis na fractografia quantitativa**, 2000. 156f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

HULL, D. **Fractography: observing, measuring and interpreting fracture structure topography**. Cambridge University Press. New York, 1999.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA J.; WANHILL R. **Fracture Mechanics**. 2<sup>nd</sup> Edition. New York. Spon Press, 2004

KAYE, M.H. **Image analysis techniques for characterizing fractal structures. The fractal approach to heterogeneous chemistry**. New York, John Wiley & Sons, 1989.

KERLINS, V.; PHILLIPS, A. **Modes of Fracture**. In: Fractography ASM Handbook. 2.ed. EUA: ASM International, v.12, p.33-140, 1992.

LEE, Y.L.; PAN, J.; HATHAWAY, R.; BARKEY, M. **Fatigue testing and analysis**. Oxford. Elsevier, 2005.

LEI, W.; CHEN, B. **Fractal characterization of some fracture phenomena**. Engineering Fracture Mechanics. Vol. 50. N. 02. 1995. 149-155.

LI, J.; DU, Q.; SUN, C. **An improved box-counting method for image fractal dimension estimation**. Pattern Recognition. N.42. 2009. 2460-2469.

LOPES, R.; BETROUNI, N. **Fractal and multifractal analysis: A review**. Medical Image Analysis. N.13.2009.634-649.

MANDELBROT, B.B., **The fractal geometry of nature**, W.H. Freeman & company, 1983.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo: Edgard Blücher, 1982, 505p.

OLIVEIRA, L. G. **Determinação da taxa de propagação de trinca por fadiga dos aços SAE-1050 e SAE-4130 empregados na fabricação de eixos ferroviários** 2008. 151f. Dissertação (Mestrado em Mecânica na área de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

PAJARES, G.; CRUZ, J.M.; A wavelet-based image fusion tutorial, **Pattern Recognition**, v.37, p.1855-1872, 2004.

PHILIP, T.V. Ultrahigh-Strength Steels. **Metals Handbook – ASM**, vol. 1, Properties and selection: Iron and Steels, 9 ed., 1978.

PIVATO, P. R. N.; ABDALLA, A. J.; BAPTISTA, C. A. R. P.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; ANAZAWA, R. M., **Estudo comparativo do comportamento mecânico em tração e fadiga de aços com microestruturas multifásicas**, Anais do Congresso 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006.

PUGNO, N.; CIAVARELLA, M.; CORNETTI, P.; CARPINTERI, A. **A generalized Paris' law for fatigue crack growth**. Mech Phys Solids. N. 54. 2006. 1333-1349.

PUGNO, N.; CARPINTERI, A. **Fractal and multifractal approaches for the analysis of crack-size dependent scalling laws in fatigue.** Chaos, Solitons Fractals. N. 40. 2009. 1136-1145.

RASBAND, W.S., J. Image, U.S. National Institutes of Health Bethesda, Maryland, USA, Disponível em: <http://rsb.info.nih.gov/ij/>, 1997-1998.Último acesso em 13 de agosto de 2011.

RUSS, J.C. **Fractal surfaces.** New York. Plenum Press, 1994

SAKAR, N.; CHAUDHURI, B.B. **An efficient differential box-count approach to compute fractal dimension of image.** IEEE Transactions on Systems, Man and Cybernetics, v.24, p.115-120, 1994.

SANDAU, K. **A note on fractal sets and the measurement of fractal dimension.** Physica A. N.233. 1996. 1-18.

SPAGNOLI, A. **Fractality in the threshold condition of fatigue crack growth: an interpretation of the Kitagawa diagram.** Chaos, Solitons N.22, 2004, 589-598.

SPAGNOLI, A. **Self- similarity and fractals in the Paris range of fatigue crack growth.** Mechanics of Materials. N.37, 2005, 519-529.

STACH, S.; CYBO, J. **Multifractal description of fracture morphology: theoretical basis.** Materials Characterization. N. 51, 2003, 79-86.

SURESH, S. **Fatigue of materials.** 2<sup>nd</sup> edition. New York. Combridge University Press, 2003.

TOMITA, Y.; OKAWA, T. **Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel.** Materials Science and Engineering A, v.172, p.145-151, 1993.

VIANA, T.G. et al. **Caracterização do Fechamento de Trinca de Fadiga numa liga Al 7475 Pré-deformada e com Shot Peening.** Revista Matéria, v.10, p. 454-462, 2005. Disponível em: <<http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10683/10683.pdf>> Último acesso em: 13 de agosto de 2011.



XIE, H.; WANG, J.; STEIN, E. **Direct fractal measurement and multifractal properties of fracture surfaces.** Physics Letters A. N. 242, 1998, 41-50.

ZANGRANDI, A. **Efeito da Deformação a Frio nas Propriedades de tração e no Comportamento em Fadiga de uma Liga de Alumínio de Alta Resistência do Tipo 7475.** 1988. 186f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1988.