

THAÍS PERES ZANETINE MARQUES

**FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA DE SUPERFÍCIES OBTIDAS EM ENSAIOS DE
PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA EM AÇO INOXIDÁVEL 15-5PH**

**Guaratinguetá
2012**

THAÍS PERES ZANETINE MARQUES

FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA DE SUPERFÍCIES OBTIDAS EM ENSAIOS DE
PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA EM AÇO INOXIDÁVEL 15-5PH

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 Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

Guaratinguetá
2012

M357f	Marques, Thais Peres Zanetine Fractografia quantitativa de superfícies obtidas em ensaios de propagação de trincas por fadiga em aço inoxidável 15 –5PH / Thais Peres Zanetine Marques . – Guaratinguetá : [s.n.], 2012 97 f.: il. Bibliografia: f. 92 Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012 Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein 1. Fractografia 2. Microscopia. 3. Processamento digital – Técnicas de imagens I. Título CDU 620.184
-------	---

THAÍS PERES ZANETINE MARQUES

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. ANA PAULA ROSCINI ALVES CLARO
Unesp-Feg


Prof. Dr. DURVAL RODRIGUES JÚNIOR
EEL/USP

Janeiro de 2012

DADOS CURRICULARES

THAÍS PERES ZANETINE MARQUES

NASCIMENTO	18.12.1984 – CONCHAS / SP
FILIAÇÃO	Francisco Carlos Zanetine Maria de Fátima Peres Zanetine
2003/2007	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2010/2012	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista

AGRADECIMENTOS

Eu agradeço a Deus pela minha vida, pela minha família e por me dar saúde, inteligência e inspiração para realizar esse trabalho,

Ao meu orientador, Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein, pelo apoio, amizade e por compartilhar seu conhecimento comigo,

Aos meus pais Francisco Carlos e Maria de Fátima que sempre incentivaram meus estudos e nunca deixaram de orar por mim e acreditar em meu potencial,

Aos meus irmãos Pedro e Laura, pela compreensão, tolerância, apoio, incentivo e pelos momentos de descontração que tornaram essa fase mais alegre,

Ao meu marido Bruno Mikio que sempre esteve ao meu lado me ajudando, incentivando, compartilhando sua alegria e dedicando todo seu amor, carinho e compreensão a mim; muito obrigada,

A toda minha família, em especial a Dona Luíza, Seu Heraldo e a Thaila, que souberam entender a importância deste trabalho para mim e a minha dedicação para realizá-lo,

Aos meus amigos Fernanda Calçada, Maurício Calçada, Kamila Campos e Pietro Caltabiano pelas sugestões, apoio, discussões muito úteis, e pela grande amizade demonstrada,

Aos alunos de iniciação científica, Alberto Oliveira e Tales Moraes, pela dedicação e pelo apoio oferecido nos ensaios mecânicos, preparação de amostras, aquisição de dados,

Aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, Eli, Odir, Manoel, Wilson, Neto, Célio, Humberto e Manoel Francisco, pelo grande auxílio na confecção dos corpos de prova e pela cooperação na execução dos ensaios mecânicos,

Aos professores do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, pelos ensinamentos transmitidos,

A todos os funcionários e funcionárias da Biblioteca e da secretaria da Pós-Graduação do Campus de Guaratinguetá,

À Villares Metals pela doação do material utilizado neste trabalho,

À FAPESP pela bolsa concedida para elaboração deste projeto, sob o processo nº 2010/02721-9.

MARQUES, T.P.Z. **Fractografia quantitativa de superfícies obtidas em ensaios de propagação de trincas por fadiga em aço inoxidável 15-5PH**. 2012. 97 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

Superfícies de fratura apresentam a evolução entrópica durante a propagação de trincas, demonstrando relações entre componentes estruturais, campos de tensões locais e formações típicas de relevo. No caso das ligas metálicas, a evolução das formações topográficas pode indicar as linhas de ação de carga, a dinâmica do processo de fratura, falhas de uso ou de processamento, e outros. Neste trabalho, foram realizadas análises da relação entre a dimensão fractal e a variação do fator intensidade de tensão, da relação entre a dimensão fractal e a posição à frente da trinca, além do estudo da influência da espessura nos valores de dimensão fractal. Esses estudos foram efetuados a partir da topografia das superfícies fraturadas do aço 15-5PH obtidas em ensaios de propagação de trincas por fadiga, conforme ASTM E647. A investigação das fraturas foi feita por meio do método de reconstrução por extensão de foco, com o qual foi possível calcular os valores de dimensão monofractal (D_f), dimensão textural (D_t) e dimensão estrutural (D_s), utilizando os mapas de elevações gerados pelo método. Os resultados das análises mostraram que os valores de D_s foram sensíveis à mudança dos micromecanismos de fratura, sendo que eles aumentaram até a transição do estágio II para o estágio III, sofrendo uma leve queda quando a trinca se propagava de forma instável e, em seguida, voltaram a aumentar quando a trinca estava perto de atingir seu tamanho crítico. Também foi observado que os valores de D_s e D_t se comportaram de forma inversa com o aumento da velocidade de propagação da trinca, em que os valores de D_s aumentaram e os de D_t decresceram em relação à evolução de ΔK . Sendo, então, a dimensão estrutural responsável por descrever o comportamento anisotrópico do relevo, devido à evolução dos campos de tensão na frente da trinca e a dimensão textural está associada à resposta do material às condições locais do processo de fratura.

PALAVRAS-CHAVE: Fractografia Quantitativa. Fractal. Microscopia Óptica. Processamento Digital de Imagens.

MARQUES, T.P.Z. **Quantitative Fractography of Surfaces obtained on fatigue crack growth test using 15-5PH stainless steel**. 2012. 97 f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

Fracture surfaces present the entropic evolution during the crack propagation, demonstrating relationship between structural components, local stress fields and typical relief formation. Regarding metallic alloys, the evolution of topographical formations may indicate the load action lines, the dynamism of the fracture process, during the processing or in use failures. In this work, it was performed the analysis of the relation between the fractal dimension and the stress intensity factor deviation, the relation between the fractal dimension and the crack tip position and also the study of the thickness influence in the fractal dimension values. These studies were performed by means of the topography of the 15-5PH steel fracture surfaces obtained throughout the fatigue crack propagation tests, in accordance with ASTM E647. The fractures investigation was executed using the 3-D reconstruction by extended depth of field method, allowing the possibility to calculate the values of the monofractal dimension (Df), textural dimension (Dt) and structural dimension (Ds), using of the elevation maps generated by the method. The analysis results showed that Ds was sensitive to changes on fracture micromechanisms, once they have increased up to the stage II to stage III transition, appearing a smooth reduction during the crack propagation at the unstable region and, after this, the values turned back to increase when the crack was near to achieve the critical length. It was also observed the Ds and Dt values presented an inverse behavior due the increase of the crack propagation velocity, while Ds raised the Dt values diminished related to the ΔK evolution. Hence, the structural dimension is the responsible to describe the anisotropic behavior of the relief due the stress fields evolution in the crack tip and the textural dimension is associated to the material response owing the local conditions of the fracture process.

KEYWORDS: Quantitative fractography. Fractal. Light Microscopy. Digital Images Processing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fratura por coalescência de microcavidades de um aço baixo carbono.....	18
Figura 2 - Influência da direção da tensão máxima nas formas dos <i>dimples</i>	19
Figura 3 - Fratura frágil com aspecto brilhante e plana	20
Figura 4 - Marcas de rio	21
Figura 5 - (a) Fratura intergranular; (b) Fratura por clivagem; (c) Fratura por coalescência de microvazios	22
Figura 6 - Fratura Intergranular com coalescência de microvazios: (a) Baixa ampliação e (b) Alta ampliação	23
Figura 7 - Fratura por quase-clivagem.....	24
Figura 8 - Influência do carregamento estático e dinâmico na geometria dos escorregamentos na superfície do material	26
Figura 9 - Representação dos estágios I e II no crescimento transgranular de uma trinca microscópica por fadiga	27
Figura 10 - Crescimento da trinca sob fadiga por mecanismo de embotamento plástico: (a) carga zero, (b) carga pequena (trativa), (c) carga máxima (trativa), (d) carga pequena (compressiva), (e) carga máxima (compressiva) e (f) carga pequena (trativa).....	28
Figura 11 - Estrias de fadiga em uma liga de alumínio	29
Figura 12 - Marcas de praia	30
Figura 13 - Diagrama de $da/dN \times \Delta K$ mostrando as três as regiões de propagação.....	33
Figura 14 - Definição da amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef}	36
Figura 15 - Mecanismos de fechamento de trincas por fadiga em metais	37
Figura 16 - Influência de R na taxa de propagação de trinca por fadiga.....	38
Figura 17 - Transição de uma trinca de fadiga.....	39
Figura 18 - Exemplo de fractal natural: couve-flor.....	40
Figura 19 - Floco de neve de Von Koch	41
Figura 20 - Cálculo da dimensão fractal da curva de Von Koch	43
Figura 21 - Exemplos de dimensões textural e estrutural	44
Figura 22 – Resumo da metodologia empregada nesse estudo.....	48
Figura 23 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.	52
Figura 24 - Máquina de ensaio da Shimadzu modelo AG-X utilizada nos ensaios de tração.	52

Figura 25 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de propagação de trinca por fadiga.....	53
Figura 26 - Posição da retirada dos corpos de prova para realização dos ensaios de propagação de trinca por fadiga.	54
Figura 27 – Máquina servo hidráulica INSTRON utilizada nos ensaios de propagação de trincas por fadiga.....	54
Figura 28 - Representação do corpo-de-prova com as marcações da região das fotos.....	56
Figura 29 - Pilha de imagens digitais com distância focal de 1 μm	57
Figura 30 - Imagem focada obtida pelo método de reconstrução por extensão de foco.....	57
Figura 31 - Mapa de elevação obtido pelo método de reconstrução por extensão de foco	58
Figura 32 - Representação 3-D do mapa de elevações	58
Figura 33 - Correção do Mapa de elevação: (a) mapa de elevação gerado pelo programa <i>Stack Focuser</i> ; (b) mapa de elevação corrigido.....	59
Figura 34 - Exemplificação da aplicação do método <i>box-counting</i>	60
Figura 35 - Obtenção da Dimensão Fractal por meio gráfico	61
Figura 36 - (a) Análise do histograma; (b) Limitação do gráfico apresentando os dados a serem excluídos.....	62
Figura 37 - Gráfico ajustado	62
Figura 38 - Limite entre os pontos relacionados à D_t e D_s	63
Figura 39 - Cálculo da dimensão textural (D_t) e dimensão estrutural (D_s) através do coeficiente angular da reta.	64
Figura 40 - Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS 15 do LAIMat-DMT-FEG-UNESP.....	65
Figura 41- Simulação para a energia de emissão de elétrons em função da profundidade de escape, a 2 keV para o Fe.....	66
Figura 42 – Micrografia do aço 15-5PH (seção longitudinal)	67
Figura 43 - Micrografia do aço 15-5PH (seção transversal).	68
Figura 44 – Gráficos de tensão versus deformação obtidos nos ensaios de tração.....	69
Figura 45 - Comportamento do tamanho de trinca vs número de ciclos dos corpos de prova de 12,7mm, 19,05mm e 25,40mm de espessura.	70
Figura 46 - Propagação de trincas por fadiga dos corpos de prova de 12,7mm e 19,05mm de espessura.	71

Figura 47 - Imagem da superfície de fratura do aço 15-5PH obtida em MEV com ampliação de 2500x: (a) região do início da propagação da trinca; (b) região da metade da superfície de fadiga; (c) região próxima à fratura final	74
Figura 48 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e o tamanho da trinca a do cdp de 12,70 mm de espessura.	76
Figura 49 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e o tamanho da trinca a do cdp de 19,05 mm de espessura	76
Figura 50 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e o tamanho da trinca a do cdp de 25,40 mm de espessura	77
Figura 51 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 12,70 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=21,2\text{mm}$; (g) $a=22,2\text{mm}$; (h) $a=23,2\text{mm}$; (i) $a=24,2\text{mm}$; (j) $a=25,2\text{mm}$; (k) $a=26,2\text{mm}$	80
Figura 52 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 19,05 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=22,2\text{mm}$; (g) $a=24,2\text{mm}$; (h) $a=26,2\text{mm}$; (i) $a=27,2\text{mm}$; (j) $a=28,2\text{mm}$; (k) $a=29,2\text{mm}$; (l) $a=30,2\text{mm}$; (m) $a=31,2\text{mm}$; (n) $a=32,2\text{mm}$...	83
Figura 53 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 25,40 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=22,2\text{mm}$; (g) $a=24,2\text{mm}$; (h) $a=26,2\text{mm}$; (i) $a=27,2\text{mm}$; (j) $a=28,2\text{mm}$	85
Figura 54 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e a variação do fator intensidade de tensão do cdp de 12,70 mm de espessura.....	86
Figura 55 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e a variação do fator intensidade de tensão do cdp de 19,05 mm de espessura.....	86
Figura 56 - Comportamento de D_t em relação a diferentes espessuras	89
Figura 57 – Comportamento de D_s em relação a diferentes espessuras	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço 15-5PH.....	49
Tabela 2 – Condição de endurecimento por precipitação	49
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço 15-5PH para diversas condições de tratamento térmico	50
Tabela 4 – Divisão dos corpos de prova do aço 15-5PH	53
Tabela 5 – Resultados do ensaio de tração do aço 15-5PH	69
Tabela 6 – Valores dos parâmetros C e m a partir da região linear da curva de propagação de trinca.....	72
Tabela 7 – Valores de desvio-padrão de D_s e D_t para os corpos de prova de diferentes espessuras.....	77

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	- American Society for Testing and Materials
CCC	- Cúbica de corpo centrado
CDP	- Corpo de prova
CFC	- Cúbica de face centrada
C(T)	- Compacto em tração
HCP	- Hexagonal compacto
MEV	- Microscopia eletrônica de varredura

LISTA DE SÍMBOLOS

a	- comprimento da trinca	<i>mm</i>
B	- espessura do corpo de prova	<i>mm</i>
C	- constante da lei de Paris	
D	- dimensão fractal	
D _f	- dimensão monofractal	
D _s	- dimensão estrutural	
D _t	- dimensão textural	
da/dN	- taxa de propagação de trincas por fadiga	<i>m/ciclo</i>
K	- fator intensidade de tensão	<i>MPa.m^{1/2}</i>
K _C	- fator intensidade de tensão crítico	<i>MPa.m^{1/2}</i>
K _{IC}	- tenacidade a fratura	<i>MPa.m^{1/2}</i>
ΔK _{ef}	- variação do fator intensidade de tensão efetivo	<i>MPa.m^{1/2}</i>
ΔK _{th}	- variação do fator intensidade de tensão limite	<i>MPa.m^{1/2}</i>
m	- constante da lei de Paris	
N	- número de ciclos	
N	- número de segmentos	
N(s)	- número de cubos que intercepta a imagem	
R	- razão de carga	
s	- medida da aresta do cubo	
T	- tamanho do segmento	
Y	- fator geométrico de forma	
W	- largura do corpo de prova	<i>mm</i>
w	- frequência	
σ	- tensão	<i>MPa</i>
σ _e	- tensão de escoamento	<i>MPa</i>
σ _{LRT}	- tensão limite de resistência de tração	<i>MPa</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	Considerações gerais.....	15
1.2	Objetivos	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1	Mecanismos de fratura	17
2.1.1	Fratura por coalescência de microcavidades.....	18
2.1.2	Fratura por clivagem	20
2.1.3	Fratura intergranular	22
2.1.4	Fratura por quase-clivagem.....	23
2.2	Propagação de trincas por fadiga em metais	24
2.2.1	Fadiga.....	24
2.2.2	Mecanismos de fadiga.....	26
2.2.3	Aplicação da mecânica da fratura na propagação de trincas por fadiga	31
2.2.4	Fechamento da trinca	35
2.2.5	Fatores que afetam a propagação de trincas por fadiga	37
2.3	Fractografia quantitativa	40
2.3.1	Conceito de fractal	40
2.3.2	Dimensão fractal	42
2.3.3	Fractais mistos.....	43
2.3.4	Modelo de Carpinteri	44
3	MATERIAIS E MÉTODOS	48
3.1	Material - aço inoxidável 15-5PH.....	49
3.2	Caracterização metalográfica.....	50
3.3	Caracterização mecânica.....	51
3.3.1	Ensaio de tração	51
3.3.2	Ensaio de propagação de trinca por fadiga	53
3.4	Fractografia quantitativa	55
3.4.1	Aquisições das imagens	55
3.4.2	Reconstrução por extensão de foco.....	56
3.4.3	Cálculo da dimensão fractal: método <i>box-counting</i>	60
3.4.3.1	Cálculo multifractal.....	63

3.5	Microscopia eletrônica de varredura.....	64
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
4.1	Análise microestrutural	67
4.2	Ensaio de tração.....	68
4.3	Ensaio de propagação de trincas por fadiga	70
4.4	Análise fractográfica	72
4.5	Análise fractal da superfície de fratura	75
4.5.1	Relação entre a dimensão fractal e a posição à frente da trinca.....	75
4.5.2	Relação entre a dimensão fractal e a variação do fator intensidade de tensão.....	85
4.5.3	Influência da espessura dos corpos de prova no valor da dimensão fractal.....	88
5	CONCLUSÃO	90
6	REFERÊNCIAS.....	92

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações gerais

A fractografia quantitativa é considerada uma importante ferramenta de investigação de falhas em materiais, uma vez que pode proporcionar informações relevantes, a partir dos perfis das superfícies de fratura, considerando as características microestruturais e os mecanismos de falha que governam a fratura do material.

Dessa forma, o alvo da fractografia é relacionar a morfologia de uma superfície de fratura às condições do processo de fratura, levando em consideração o material, o carregamento, a temperatura, o ambiente, a direção e a taxa de crescimento da trinca, etc. Dentro desta abordagem, a fractografia quantitativa utiliza parâmetros numéricos para caracterizar essas morfologias e uma de suas aplicações é a reconstituição da história da propagação da trinca de fadiga, a partir das superfícies de fratura.

Sabe-se que muitos pesquisadores abordam esse assunto qualitativamente, descrevendo os micromecanismos envolvidos na fratura dos materiais. Hull (1999) descreve sistematicamente as relações entre as características de vários materiais e o caminho de propagação das trincas e suas implicações sobre a tenacidade, apresentando diversos exemplos de fractografias e detalhando a formação dos aspectos vinculados à ação de cada micromecanismo envolvido. No entanto, atualmente há grande interesse, por parte de muitos pesquisadores, mas como uma expressão ainda pequena, na utilização de métodos e ferramentas quantitativas para análise de falhas estruturais.

O conceito de geometria fractal provou-se útil na caracterização das superfícies de fratura já que, de modo geral, elas são bastante rugosas e uma vez que também podem apresentar auto-similaridade em uma larga escala de ampliações. Por esta independência quanto à escala de investigação, ao contrário das medidas diretas de rugosidade, a dimensão fractal é, hoje, o parâmetro dimensional mais pesquisado para a caracterização de relevos. De fato, este novo conceito se tornou uma das mais refinadas ferramentas para análise fractográfica (RUSS, 1994).

Dessa forma, este trabalho baseia-se na combinação de ferramentas de medição da topografia de superfícies, como a reconstrução por extensão de foco na microscopia óptica, com a análise do comportamento fractal de texturas formadas pelos detalhes de relevo, correspondentes aos mecanismos de fratura atuantes, para o desenvolvimento de uma metodologia de caracterização fractográfica adequada ao estudo de superfícies de fadiga em

ligas metálicas. Além disso, esse estudo visa avaliar novos modelos analíticos para o estágio II de propagação de trincas por fadiga, como os propostos em trabalhos liderados por Alberto Carpinteri e Marco Paggi (2009). No desenvolvimento desses modelos, os autores consideraram o caráter auto-afim para adaptar o modelo de Paris, em que a constante C foi ajustada por uma escala multifractal, visando eliminar as restrições das constantes de Paris quanto ao tamanho das trincas de nucleação (PAGGI; CARPINTERI, 2009). No entanto, os autores citados não investigaram experimentalmente as superfícies formadas durante o processo de fadiga.

1.2 Objetivos

O objetivo principal desta proposta é analisar a evolução dos valores da caracterização multifractal, desde a pré-trinca até o início do estágio III da fratura por fadiga, utilizando os resultados dos ensaios de propagação de trincas, de modo a relacionar o crescimento da trinca e a variação do fator intensidade de tensão com o comportamento multifractal. Além disso, o trabalho visa avaliar a validade dos modelos propostos por Carpinteri e Paggi adotando a abordagem multifractal. Para isso, serão analisados corpos de prova, de tamanhos variados, fraturados em ensaios de propagação de trincas por fadiga do aço 15-5PH na condição H1025.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Mecanismos de fratura

A morfologia e a topografia da superfície de fratura são geralmente estabelecidas pela microestrutura do material e os mecanismos de fratura atuantes. Dessa forma, a fractografia quantitativa pode proporcionar informações relevantes, a partir dos perfis das superfícies de fratura, considerando as características microestruturais e os mecanismos de falha que governam a fratura do material.

Os principais tipos de fratura que podem ocorrer nos metais são a fratura transgranular (através dos grãos) e a fratura intergranular (ao longo dos contornos de grão). Contudo, os principais mecanismos de fratura são: clivagem (fratura frágil), fratura dútil por coalescência de microcavidades, fratura intergranular e fadiga.

Neste capítulo será apresentada uma breve introdução sobre os mecanismos de fratura por clivagem, por coalescência de microcavidades e intergranular. No caso do mecanismo de fratura por fadiga, haverá um tópico no próximo capítulo, onde será discutido este assunto.

De acordo com Becker e Lampman (2002), os termos frágil e dútil normalmente estão associados com a quantidade de energia absorvida em um processo de fratura e com a quantidade de deformação plástica que precede a fratura.

Os materiais dúcteis exibem tipicamente uma deformação plástica substancial com uma grande absorção de energia antes da fratura. Por outro lado, normalmente existe pouca ou nenhuma deformação plástica, com baixa absorção de energia, acompanhando uma fratura frágil (CALLISTER, 2008).

Sob o aspecto microscópico, o termo fratura dútil está associado ao processo de nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que iniciam em inclusões e partículas de segunda fase. Já a fratura frágil está associada ao mecanismo denominado clivagem, o qual envolve separação ao longo de planos cristalográficos específicos. De acordo com Anderson (1995), embora a clivagem quase sempre seja atribuída à fratura frágil, ela pode ser precedida por uma propagação da trinca de ampla plasticidade e ductilidade.

2.1.1 Fratura por coalescência de microcavidades

O micromecanismo de fratura por coalescência de microcavidades é um modo de fratura associado com a presença de deformação plástica e com a presença de *dimples* na superfície de fratura, sob o ponto de vista microscópico.

O critério para nucleação de microvazios depende de diversos fatores como tamanho das inclusões, nível de tensão e deformação, modo de deformação local e pureza do material (HERTZBERG, 1996).

De acordo com Janssen, Zuidema e Wanhill (2006), um microvazio é nucleado em descontinuidades existentes nos materiais, sendo que as mais importantes são as partículas intermetálicas, os precipitados e os contornos de grão. O processo básico se inicia quando um componente, ao ser submetido a um esforço, desenvolve tensões internas que acionam efeitos como decoesão na interface, ou ruptura de inclusões e partículas de segunda fase e movimentação de discordâncias, que dão origem a concentradores de tensão (HOROVISTIZ, 2000). Uma vez que os microvazios são formados, com o aumento da tensão local e a deformação plástica, eles crescem e coalescem, formando os *dimples* (Figura 1).



Figura 1 - Fratura por coalescência de microcavidades de um aço baixo carbono (adaptada de ANDERSON, 1995).

As formas dos *dimples* são fortemente influenciadas pelo tipo de carregamento, por exemplo, as fraturas causadas por carregamento uniaxial geralmente resultam na formação de *dimples* equiaxiais. Dependendo da microestrutura e plasticidade do material, os *dimples* podem exibir grande profundidade com forma cônica, ou podem ser rasos. Já superfícies de fraturas que resultam de condições de carregamento por rasgamento (modo I) e cisalhamento (modo II e III) exibem *dimples* alongados. No caso de uma fratura por rasgamento, os *dimples* alongados são orientados na mesma direção, em ambas as faces da fratura. Por outro lado, fraturas por cisalhamento exibem *dimples* alongados orientados em direções opostas nas duas faces da fratura (Figura 2) (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006; KERLINS; PHILLIPS, 1992).

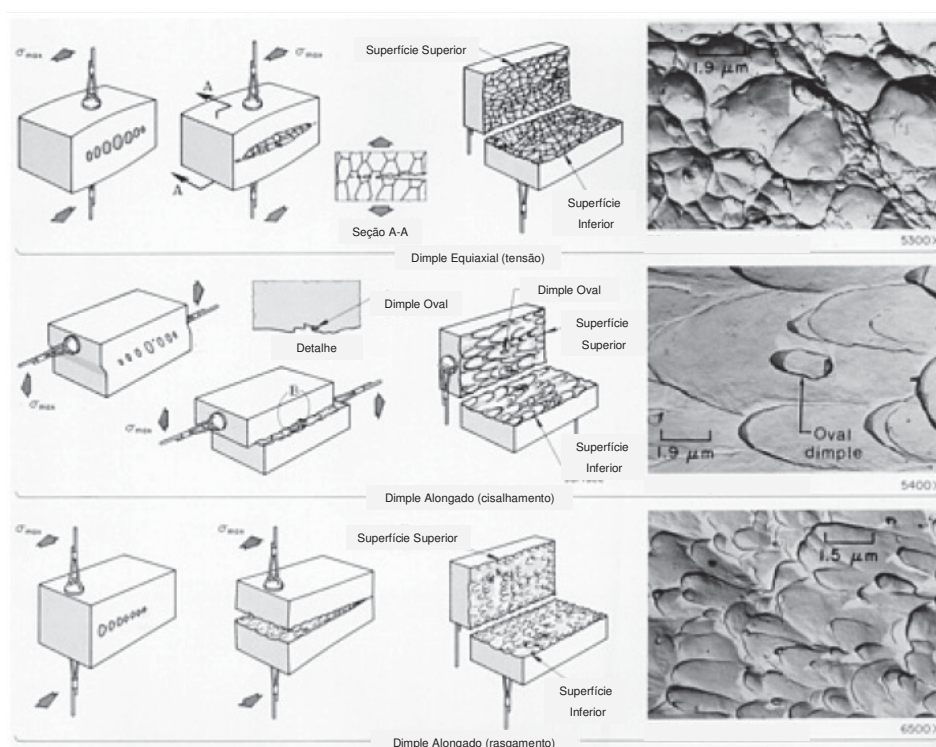


Figura 2 - Influência da direção da tensão máxima nas formas dos *dimples* (adaptada de KERLINS; PHILLIPS, 1992).

Segundo Kerlins e Phillips (1992), o tamanho do *dimple* em uma superfície de fratura é governado pela quantidade e distribuição das microcavidades que são nucleadas. Segundo os autores, quando os locais de nucleação são poucos e amplamente espaçados, as microcavidades crescem e adquirem um tamanho maior antes do coalescência, resultando em uma superfície de fratura com *dimples* grandes. Por outro lado, *dimples* menores são

formandos quando uma grande quantidade de locais de nucleação é ativada e as microcavidades adjacentes coalescem antes de terem a oportunidade de crescer para adquirir um tamanho maior.

2.1.2 Fratura por clivagem

De acordo com Broek (1986), a fratura por clivagem de metais ocorre pela separação direta ao longo dos planos cristalográficos devido ao simples rompimento das ligações atômicas e sua principal característica é que está associada com um plano cristalográfico específico.

Anderson (1995) define a fratura por clivagem como a propagação rápida de uma trinca ao longo de um plano cristalográfico específico. Segundo o autor, a clivagem pode ser frágil, porém ela pode ser precedida por uma ampla escala de fluxo plástico e crescimento dúctil da trinca.

Como materiais estruturais são policristalinos, seus grãos possuem orientações diferentes e isso faz com que a trinca por clivagem mude de direção no contorno de grão e continue sua propagação nos planos de clivagem preferenciais. Essas mudanças de direção resultam em uma superfície de fratura facetada e plana com aspecto brilhante (Figura 3) (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006; BROEK, 1986).

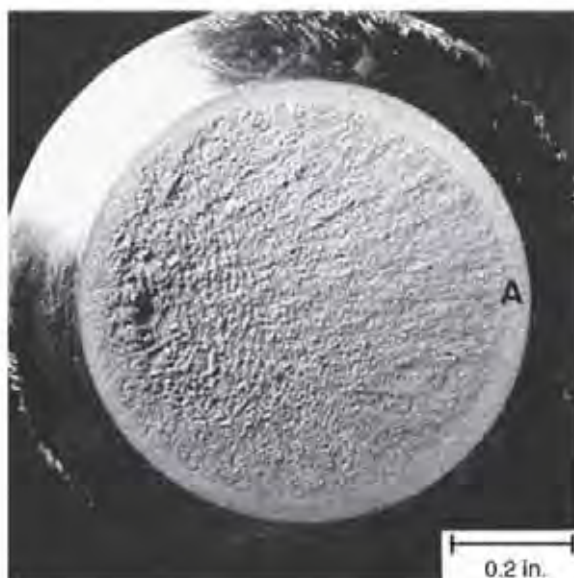


Figura 3 - Fratura frágil com aspecto brilhante e plana (adaptada de BECKER; LAMPMAN, 2002)

Uma das características da fratura por clivagem são as “marcas de rio”, que são degraus entre clivagem em planos paralelos e que sempre convergem na direção da propagação de trinca local, possibilitando determinar a direção da propagação da trinca em uma micrografia (Figura 4) (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

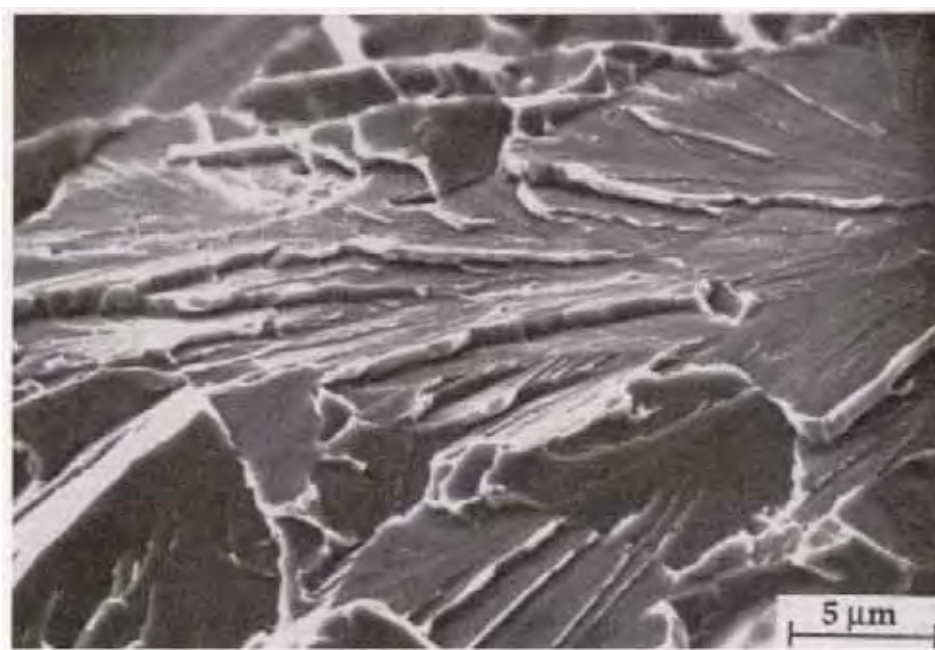


Figura 4 - Marcas de rio (adaptada de ANDERSON, 1995)

Segundo Anderson (1995), os planos preferenciais de clivagem são aqueles que apresentam menor densidade de empacotamento atômico, já que poucas ligações devem ser quebradas e o espaçamento entre os planos é maior. Metais com estrutura cristalina CCC, por exemplo, clivam ao longo dos planos cúbicos (100) de sua célula unitária e isso faz com que a separação das partes por clivagem apresente uma superfície plana ao longo dos grãos (ANDERSON, 1995; BROEK, 1986).

Além disso, a clivagem ocorre quando o escoamento plástico é restrito, por exemplo, metais que apresentam estrutura cristalina (CCC), quando submetidos a baixa temperatura, falham por clivagem devido ao número limitado de sistemas de deslizamentos ativos. Já os metais com estrutura cristalina HCP também são susceptíveis à fratura por clivagem, pois possuem somente três sistemas de deslizamento por grão. No caso de metais com estrutura cristalina CFC, a ocorrência da fratura por clivagem é verificada somente em condições

bastante específicas, já que esse tipo de material possui um amplo sistema de deslizamentos. (ANDRESON, 1995; HERTZBERG, 1996).

2.1.3 Fratura intergranular

De acordo com Lampman (2002), a fratura intergranular é a decoesão que ocorre ao longo dos contornos de grãos fragilizados. Segundo o autor, os contornos de grão são regiões que apresentam grande quantidade de defeitos, como discordâncias e vazios, sendo locais preferenciais à segregação de impurezas. Além disso, a fragilização dos contornos de grão pode ocorrer devido à precipitação de fases e também pode estar associada à alta temperatura, proporcionando um caminho da fratura predominantemente intergranular.

Anderson (1995) complementa ainda que algumas outras situações que podem ocasionar a formação e propagação da trinca entre os grãos são: precipitação de fase frágil nos contornos de grão, fragilização por hidrogênio e por metal líquido, trincamento por fatores ambientais, corrosão intergranular e cavitação nos contornos de grão e trincamento a alta temperatura.

Macroscopicamente não é possível distinguir uma fratura intergranular de uma fratura transgranular frágil, pois ambas possuem uma aparência facetada. Contudo, a fratura intergranular é facilmente distinguida da fratura por clivagem e por coalescência de microvazios quando observadas por meio do MEV, por exemplo. A Figura 5 apresenta as imagens das fraturas dos três micromecanismos.

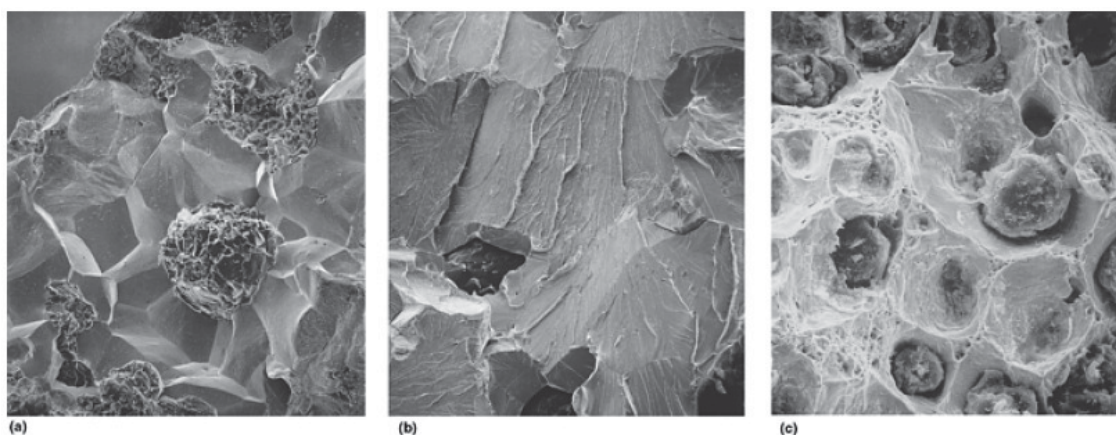


Figura 5 - (a) Fratura intergranular; (b) Fratura por clivagem; (c) Fratura por coalescência de microvazios (adaptada de LAMPMAN, 2002)

Há basicamente dois principais tipos de fratura intergranular (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006):

- 1) Separação dos contornos de grão com coalescência de microvazios: esse tipo de fratura revela a presença de *dimples* microscópicos nas facetas dos grãos ou em seus contornos. Esses *dimples* podem ser observados quando se utiliza ampliação na ordem de 1000x a 5000x. A Figura 6a e a Figura 6b apresentam as imagens de uma fratura intergranular com coalescência de microvazios com baixa e alta ampliação, respectivamente.

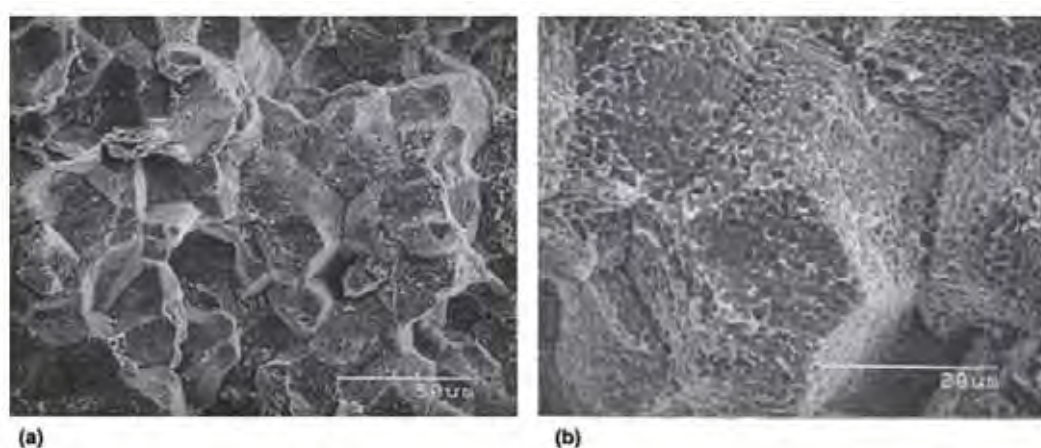


Figura 6 - Fratura Intergranular com coalescência de microvazios: (a) Baixa ampliação e (b) Alta ampliação

- 2) Separação dos contornos de grão sem coalescência de microvazios: esse tipo de fratura ocorre quando não há a presença de *dimples* nas adjacências e nos contornos dos grãos.

Esses dois tipos de fratura são usualmente empregados para distinguir os mecanismos de trincamento dúctil e frágil nos contornos de grão, respectivamente (LAMPMAN; 2002).

2.1.4 Fratura por quase-clivagem

Algumas fraturas exibem uma aparência tão específica que não podem ser classificadas em nenhum dos principais micromecanismos de fratura. A quase-clivagem é exemplo clássico e ocorre em ligas de engenharia em determinadas condições de fratura.

A fratura por quase-clivagem ocorre quando existem condições que impedem a deformação plástica como, por exemplo, a presença de um estado triaxial de tensões ou

quando o material está fragilizado. Contudo, a fratura exibe tanto características de clivagem como de deformação plástica (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

A quase-clivagem é um micromecanismo localizado e isolado, além de apresentar facetas que têm ao seu redor *dimples* e bordas de rasgamento, no entanto, as facetas de quase-clivagem não são planos verdadeiros de clivagem. Enquanto na clivagem os “rios” atravessam a faceta em uma determinada direção, na quase-clivagem “as marcas de rios” se dirigem para as bordas da faceta a partir de um ponto na região central da mesma (Figura 7).

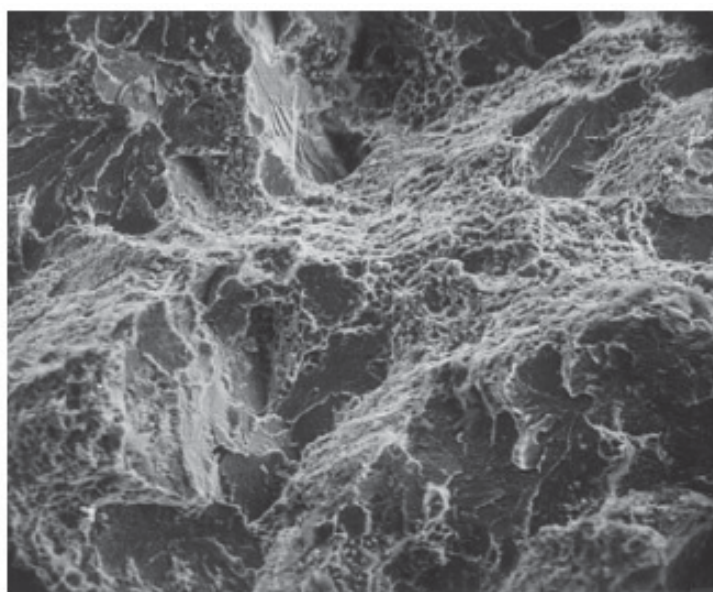


Figura 7 - Fratura por quase-clivagem (adaptada de BECKER; LAMPMAN, 2002)

Esse micromecanismo pode ser observado em alguns aços inoxidáveis austeníticos, endurecíveis por precipitação, ligas de titânio, ligas de níquel e até mesmo em ligas de alumínio (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

2.2 Propagação de trincas por fadiga em metais

2.2.1 Fadiga

Durante o século XIX, falhas catastróficas ocorreram em grandes estruturas que estavam sujeitas a carregamentos repetitivos. A causa dessas catástrofes foi definida como fadiga, a qual era considerada como um fenômeno de fratura causado pelo carregamento

cíclico. No entanto, no início do século XX, tornou-se claro que a falha por fadiga é um processo progressivo e localizado, envolvendo o início de uma trinca e seu crescimento até a instabilidade, porém, à medida que estudos foram sendo realizados, outras definições foram consideradas mais aceitáveis. (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

Segundo a norma ASTM E 1823 (ASTM, 2010), o termo fadiga refere-se a um processo progressivo de alteração estrutural localizada e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ou alguns pontos e que culmina em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de flutuações.

A fadiga é o resultado de um processo acumulativo de dano que consiste na nucleação da trinca, propagação da trinca, culminado na fratura final do componente. Segundo Lee et al. (2005), durante o carregamento cíclico existe uma deformação plástica localizada na região de maior tensão, a qual induz um dano permanente no componente, provocando assim o desenvolvimento de uma trinca. À medida que o componente continua sofrendo esforços cíclicos, o comprimento da trinca aumenta até que, em um determinado número de ciclos, ela provoca a fratura do componente.

Desde 1830 é conhecido o fato de que um metal submetido a tensões cíclicas romperá a uma tensão inferior àquela necessária para ocasionar fratura devido à aplicação de carga estática (carregamento monotônico). Atualmente pode-se dizer que o fenômeno da fadiga está envolvido em pelo menos 90% das falhas mecânicas (DIETER, 1988).

O início e o crescimento de microtrincas por fadiga são de grande importância, já que essas fases geralmente representam a maior parte da vida total em fadiga de um componente.

O processo de falha por fadiga de um material é iniciado pela formação de microtrincas que coalescem, crescem e se tornam macrotrincas que se propagam até que ocorra a ruptura final. Esse tipo de falha é um fenômeno físico que depende do material em estudo e do tipo de carregamento aplicado, além de ser sempre perigosa, pois ocorre sem que haja deformação plástica aparente, não oferecendo indício prévio de que a falha irá ocorrer (MILLER; GALLAGHER, 1981; SURESH, 1998.).

Para que haja a nucleação e propagação de uma trinca é necessária a ação simultânea de tensões cíclicas, tensão de tração e deformação plástica. As tensões cíclicas resultam em deformação plástica que inicia a trinca e a tensão de tração é responsável pela propagação da mesma (MORRIS; CHUNG, 1996).

O processo de fadiga pode ser dividido em três estágios (DIETER, 1988; HERTZBERG, 1996):

- Estágio I, no qual ocorre a nucleação da trinca por meio de uma deformação plástica localizada;
- Estágio II, que é o crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão principal de tração;
- Estágio III, no qual ocorre a fratura brusca final no último ciclo de tensões quando a trinca em sua propagação progressiva atinge um tamanho crítico, tornando-se esta propagação instável.

2.2.2 Mecanismos de fadiga

As trincas por fadiga iniciam-se em singularidades ou descontinuidades que podem estar na superfície ou próximas a ela. As singularidades podem ser estruturais, tais como inclusões, ou geométricas, tais como arranhões, e podem estar presentes desde o início ou podem ser desenvolvidas durante a deformação cíclica, como a formação de intrusões e extrusões em bandas de deslizamento (Figura 8). A explicação para trincas por fadiga incidirem preferencialmente nas superfícies reside no fato de a deformação plástica ser mais fácil de ocorrer nesta região e degraus de deslizamento serem formados na superfície. As alterações estruturais, como intrusões e extrusões, podem ser unicamente responsáveis pelo início de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais ou geométricos existentes. (MEYERS; CHAWLA, 1982).

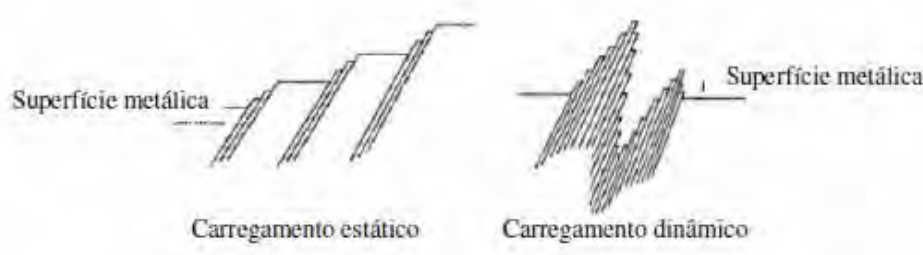


Figura 8 - Influência do carregamento estático e dinâmico na geometria dos escorregamentos na superfície do material (adaptada de SCHIJVE, 2003)

Observações feitas sobre falhas por fadiga mostram que a nucleação de trincas ocorre ao longo de bandas de deslizamento, em contornos de grãos, em partículas de segunda fase e inclusões ou na interface entre a segunda fase e a matriz (NARASIAH; RAY, 2008).

Uma vez que uma ou mais microtrincas estão presentes e há uma continuidade do carregamento cíclico, as mesmas coalescem e crescem ao longo do plano de máxima tensão de tração. Nessa fase a propagação pode ser dividida em dois estágios, sendo estágio I o modo de cisalhamento e estágio II o modo de tração (XUE et al., 2007).

Inicialmente uma trinca de fadiga nucleia na superfície e se propaga através de vários grãos a 45° em relação à direção da sollicitação (estágio I). Nesse estágio I, a zona plástica da ponta da trinca é confinada em alguns grãos e o crescimento ocorre predominantemente em cisalhamento simples, na direção do primeiro sistema de escorregamento. Com o aumento da zona plástica na ponta da trinca, o fluxo da trinca passa a se alternar em dois sistemas de deslizamento, denominado estágio II, que apresenta um caminho de trinca perpendicular à tensão aplicada. A maioria das trincas de fadiga cresce através de contornos de grãos (transgranular) como pode ser visto na Figura 9. No entanto, as trincas podem crescer também ao longo dos contornos de grãos (intergranular) dependendo do material, da carga e das condições ambientais (STEPHENS, 2001; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

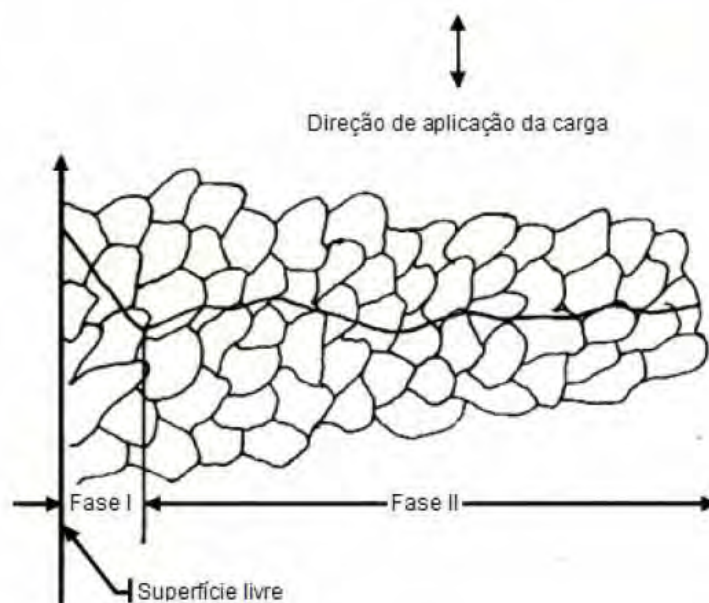


Figura 9 - Representação dos estágios I e II no crescimento transgranular de uma trinca microscópica por fadiga (adaptada de STEPHENS, 2001).

O crescimento da trinca em fadiga no estágio II ocorre por um mecanismo de embotamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca, conforme sequência mostrada na Figura 10. Durante a parte de tração do ciclo de carregamento, deformações plásticas na ponta

da trinca causam deslizamento localizado nos planos de cisalhamento máximo. A reversão da direção da carga força as faces da trinca a se juntarem, mas a nova superfície criada durante a tração não é completamente fechada devido ao deslizamento em direção reversa. Dependendo do material e do ambiente, uma grande parte do deslizamento durante a compressão ocorre em novos planos de deslizamento e a ponta da trinca assume uma forma dobrada com “orelhas”. Após o término do meio ciclo de compressão, a ponta da trinca é “reapontada” e a seqüência de propagação no próximo ciclo pode começar de novo. (MEYERS; CHAWLA, 1982).

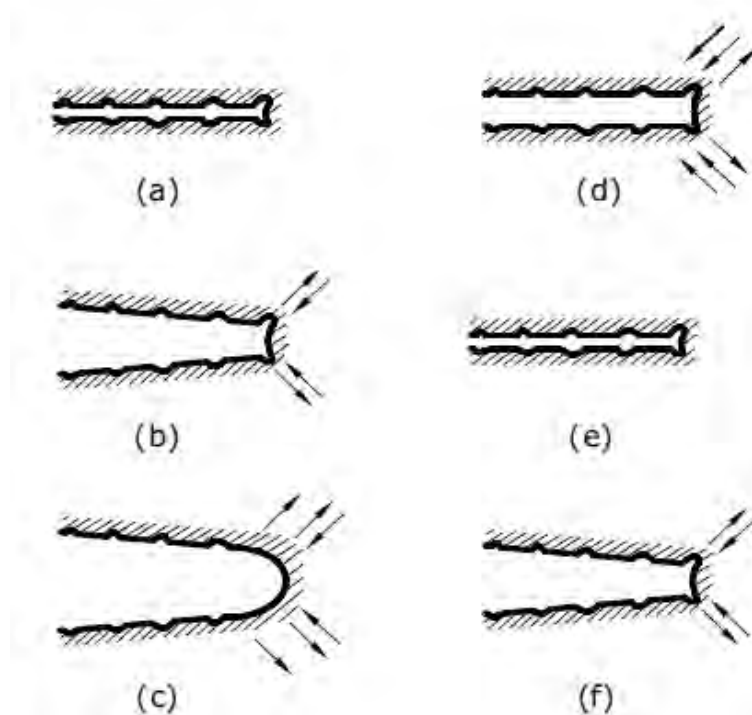


Figura 10 - Crescimento da trinca sob fadiga por mecanismo de embotamento plástico: (a) carga zero, (b) carga pequena (trativa), (c) carga máxima (trativa), (d) carga pequena (compressiva), (e) carga máxima (compressiva) e (f) carga pequena (trativa) (adaptada de (MEYERS; CHAWLA, 1982).

O requisito fundamental para a propagação de trinca é que a tensão na ponta da trinca deve ultrapassar a tensão coesiva teórica do material (DIETER, 1988; MEYERS; CHAWLA, 1982).

A taxa de propagação de trinca durante o estágio I é geralmente muito pequena, da ordem de ângstrons por ciclo, quando comparada com a taxa de propagação do estágio II, da ordem de microns por ciclo (DIETER, 1988).

A superfície de fratura do estágio I é plana e serrilhada, porém não apresenta morfologia característica em contraste com a fratura do estágio II, que pode ter características marcantes tais como as estrias de fadiga mostradas na Figura 11. As estrias surgem em superfícies de fratura por fadiga de diversos materiais, tais como os metálicos de estruturas CCC, CFC e HC e muitos materiais poliméricos, e se formam perpendicularmente ao avanço da frente da trinca (GROSS; LAMPMAN, 1996; HERTZBERG, 1996).

A morfologia das estrias de fadiga é bastante diversificada e os motivos dessas diferentes formas não estão absolutamente claros. No entanto elas são freqüentemente associadas com o meio ambiente onde os ensaios de propagação de trincas por fadiga são realizados. Em ambientes agressivos, as estrias de fadiga são relativamente planas e apresentam uma aparência de clivagem, porém, em ambiente inerte tendem a surgir com aspecto mais dúctil. (HERTZBERG, 1996).

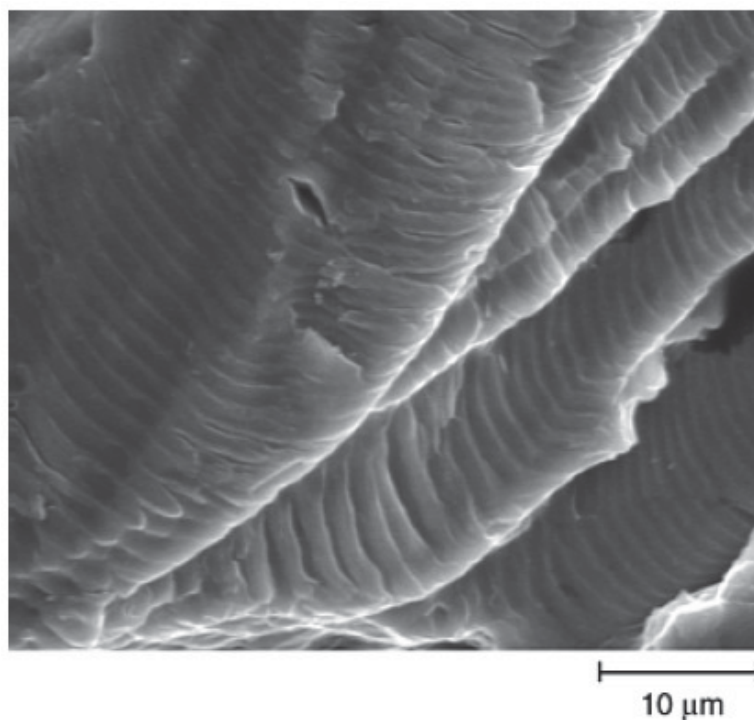


Figura 11 - Estrias de fadiga em uma liga de alumínio (adaptada de KERLINS; PHILLIPS, 1992)

Cada estria representa um ciclo de carga, sendo formada pelo mecanismo de deformação plástica na ponta da trinca durante a fase de carregamento e descarregamento do ciclo de fadiga. Porém, esse mecanismo pode ser diferente para diferentes materiais. A presença de estrias de fadiga em uma superfície de fratura confirma que a falha ocorreu

devido à fadiga, entretanto, a ausência dessa característica não exclui a fadiga como a possível causa da falha (SCHIJVE, 2003; CALLISTER, 2008).

É importante enfatizar a distinção entre as “marcas de praia”, observadas macroscopicamente, e as estrias de fadiga, observadas microscopicamente, já que ambas são formadas durante a fase de propagação estável da trinca. Geralmente, as “marcas de praia” são vistas com a forma de conchas concêntricas, apresentam-se como ressaltos e se expandem a partir do local do início da trinca, indicando a sua direção de propagação. Essas “marcas” estão presentes na região lisa da superfície de fratura e podem ser observadas na Figura 12 (HERTZBERG, 1996; TONOLI, 2009).

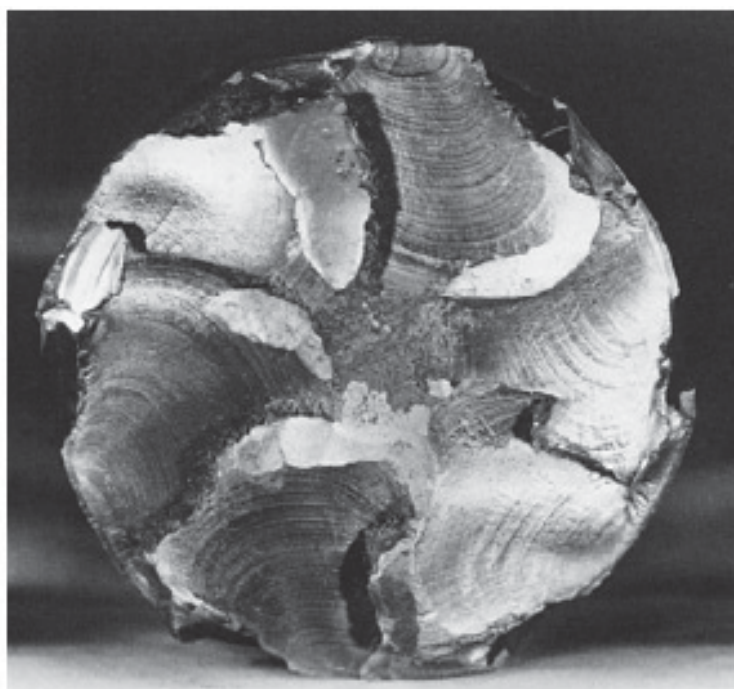


Figura 12 - Marcas de praia (adaptada de BECKER; LAMPMAN, 2002)

O último estágio do processo de falha por fadiga é a fratura, que corresponde à separação de um componente ou estrutura em duas ou mais partes. Esse estágio inicia-se no momento em que uma trinca atinge o tamanho crítico para a propagação instável e se estende até a seção remanescente do material não suportar as tensões ou deformações, resultando na fratura súbita (TONOLI, 2009).

2.2.3 Aplicação da mecânica da fratura na propagação de trincas por fadiga

A aplicação da mecânica da fratura no estudo da propagação de trincas por fadiga tem-se desenvolvido rapidamente e a razão para esta aplicação deve-se principalmente aos critérios de projetos, às seleções de materiais e à análise de falhas de um componente em serviço ou em teste de laboratório.

A abordagem convencional para análise do comportamento em fadiga de componentes é baseada no uso da curva tensão-número de ciclos (σ - N) que, basicamente, fornece a vida para nuclear a trinca por fadiga em um material sem defeitos. Entretanto, os componentes estruturais que já apresentam defeitos ou que possam apresentar trincas nucleadas em pontos de alta concentração de tensão no início da vida em fadiga têm o processo de fadiga controlado pela propagação da trinca (BRAZ, 1999).

Paris e Erdogan¹ (1960 apud ANDERSON, 1995, 517p.) foram os responsáveis pela introdução da Mecânica da Fratura nos estudos de propagação de trincas por fadiga quando, na década de 1960, propuseram uma equação que era capaz de descrever a propagação de uma trinca por fadiga.

É possível demonstrar que a taxa de propagação da trinca da/dN (ou o quanto a trinca cresce por ciclo de carregamento) depende da faixa de variação do fator de intensidade de tensões ΔK aplicado no material (MEYERS; CHAWLA, 1982).

O fator de intensidade de tensão K descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um sólido com comportamento elástico linear. É válido também para o comportamento elástico não linear, quando a zona plástica na ponta da trinca é pequena em relação às dimensões do componente (BRAZ, 1999).

Paris e Erdogan determinaram de forma empírica a existência de uma relação entre a velocidade de propagação de uma trinca e o incremento do fator de intensidade de tensões, aplicado em cada ciclo, propondo uma lei de vinculação entre a velocidade de propagação de uma fissura da/dN e a variação do fator de intensidade de tensões ΔK , sendo que:

¹ PARIS, P.C and ENDORGAN, F. **A Critical Analysis of Crack Propagation Laws**. Journal of Basic Engineering. Vol. 85, 1960, p.528-534 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} \quad (1)$$

em que $K_{m\acute{a}x}$ e $K_{m\acute{i}n}$ são os valores máximo e mínimo de K no ciclo de carga. Portanto, de acordo com a definição do fator de intensidade de tensões, tem-se:

$$K_{m\acute{a}x} = Y \times \sigma_{m\acute{a}x} \times \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

$$K_{m\acute{i}n} = Y \times \sigma_{m\acute{i}n} \times \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

onde $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$ são as tensões máxima e mínima o ciclo de tensões, Y é o fator geométrico e a é o comprimento da trinca. A equação de ΔK fica então:

$$\Delta K = Y \times \Delta \sigma \times \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

onde $\Delta \sigma$ é a variação das tensões ($\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$).

Outro parâmetro importante é a razão de carregamento R , dada por:

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (5)$$

que também pode ser expressa em função do fator de intensidade de tensão, a partir das equações (2) e (3) como:

$$R = \frac{K_{m\acute{i}n}}{K_{m\acute{a}x}} \quad (6)$$

Paris, em seus estudos, verificou que a variação de tensão de um valor $\sigma_{m\acute{a}x}$ a um $\sigma_{m\acute{i}n}$ provoca uma variação no valor de K e que o incremento no comprimento da trinca por ciclo era função da diferença entre $K_{m\acute{a}x}$ e $K_{m\acute{i}n}$ atuantes na ponta da trinca. A esta diferença entre os valores máximo e mínimo, Paris chamou de amplitude do fator de intensidade de tensões (ΔK) (LIMBERGER, 2000).

Para determinar a curva que relaciona da/dN e ΔK é preciso ter a curva de propagação de trinca ($a \times N$), pois é a partir dela que se obtém o valor de da/dN por derivação da curva (tangente a curva no ponto considerado) ou por cálculos diretos entre sucessivos pares de medidas de Δa e ΔK .

Representando os resultados experimentais do logaritmo da taxa de crescimento de trinca versus o logaritmo da amplitude de concentração de tensões, o comportamento verificado experimentalmente para os metais é ilustrado pela Figura 13.

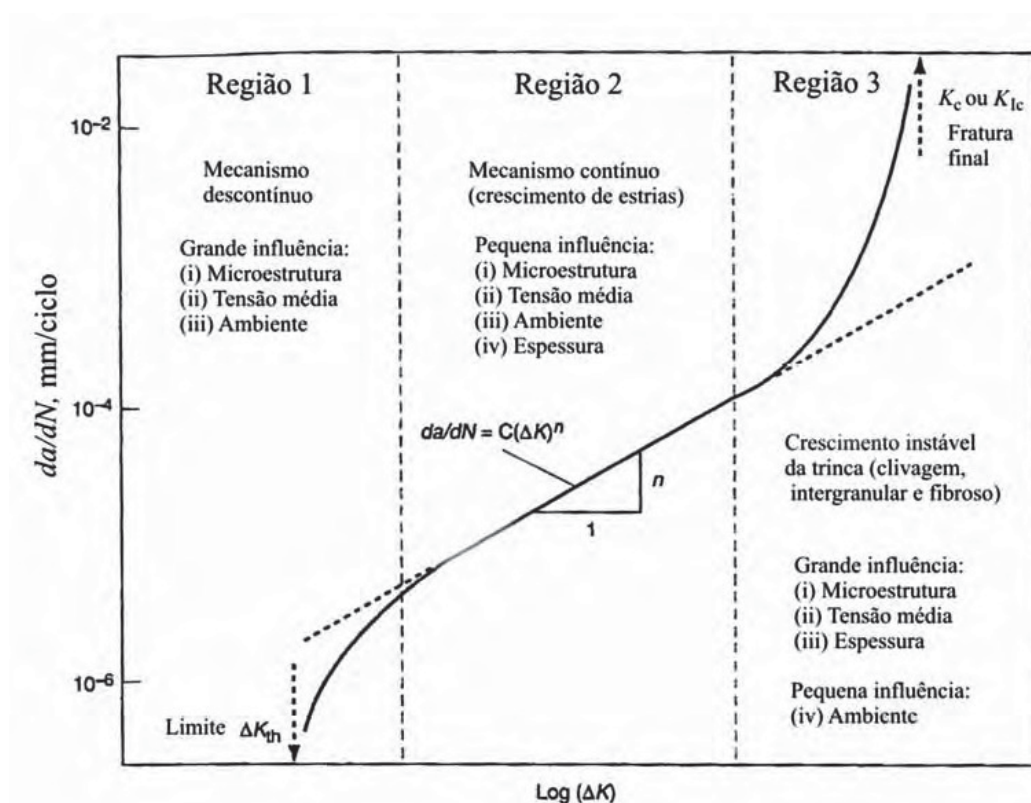


Figura 13 - Diagrama de $da/dN \times \Delta K$ mostrando as três as regiões de propagação (adaptada de MORRIS; CHUNG, 1996).

Na região I, onde as taxas de propagação são, em geral, muito baixas ($< 10^{-8}$ m/ciclo), a taxa de propagação depende fortemente do fator intensidade de tensões, tendo como principal característica o valor limite do fator intensidade de tensões ΔK_{th} , abaixo do qual não há propagação de trinca detectável.

A região II é caracterizada pela Lei de Paris, onde a taxa de propagação de trinca por fadiga tem comportamento linear na escala bi-log. Esta relação é definida pela equação (7).

$$\frac{da}{dN} = C \times (\Delta K)^m \quad (7)$$

onde da/dN é a taxa de propagação de trinca por fadiga, ΔK é o fator intensidade de tensões e os parâmetros C e m são constantes empíricas dependentes do material utilizado. O parâmetro C representa o coeficiente linear do trecho reto da curva, enquanto m representa o coeficiente angular.

Na região III, quando $K_{máx.}$ se aproxima de K_C ou K_{IC} ocorre a propagação por processo instável da trinca, resultando na fratura do componente.

Além do modelo proposto por Paris, demonstrado pela equação (7), outros pesquisadores desenvolveram equações que modelam toda ou parte da curva da/dN vs ΔK .

Forman² (1967 apud ANDERSON, 1995, 517p.) propôs uma relação para as regiões II e III mostrada na equação (8).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (8)$$

McEvily³ (1988 apud ANDERSON, 1995, 519p.) desenvolveu outra equação que pode ser ajustada para todas as regiões (I, II, III) da curva da/dN vs ΔK .

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \left(1 + \frac{\Delta K}{K_c - K_{máx}} \right) \quad (9)$$

Existem outras modelagens para descrever a relação entre da/dN vs ΔK , sendo que muitas dessas equações são empíricas embora algumas sejam baseadas em considerações físicas (ANDERSON, 1995).

² FORMAN, R. G., KEARY, V. E., ENGLE, R.M. **Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures**. Journal of Basic Engineering. Vol. 89, 1967, p. 459-464 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

³ MCEVILY, A. J. **On Closure in Fatigue Crack Growth**. ASTM STP 982, American Society for Testing and Materials, Philadelphia. 1988, p.35-43 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

2.2.4 Fechamento da trinca

No início de 1970, Elber⁴ (1970 apud ANDERSON, 1995, 525p.) descobriu o fenômeno do fechamento da trinca, o qual poderia ajudar na explicação do efeito da razão de carga R nas taxas de propagação de trinca (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

Elber postulou que o fechamento de trinca por fadiga reduz a taxa de propagação de trinca de fadiga em função da diminuição da amplitude do fator intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef} , conforme pode ser observado na Figura 14, a qual ilustra o conceito de fechamento da trinca. Quando um corpo de prova é carregado ciclicamente entre $K_{máx}$ e $K_{mín}$, as faces da trinca entram em contato para valores de fator intensidade de tensão abaixo daquele no qual a trinca abre, K_o . Elber assumiu que a porção do ciclo que está abaixo de K_o não contribui para o crescimento da trinca por fadiga e definiu uma amplitude do fator intensidade de tensão efetivo pela equação (10) (ANDERSON, 1995).

$$\Delta K_{ef} = K_{máx} - K_o \quad (10)$$

Ele também introduziu uma relação ΔK_{ef} e ΔK , conforme equação (10).

$$U = \frac{\Delta K_{ef}}{\Delta K} = \frac{K_{máx} - K_o}{K_{máx} - K_{mín}} \quad (11)$$

Elber então propôs uma modificação na equação de Paris, a qual tem sido utilizada com razoável sucesso na correlação dos dados de propagação de trinca por fadiga em várias razões de carga, conforme equação (12).

$$\frac{da}{dN} = C \times \Delta K_{ef}^m \quad (12)$$

⁴ ELBER, W. **Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension**. Engineering Fracture Mechanics. Vol. 2, 1970, p.37-45 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

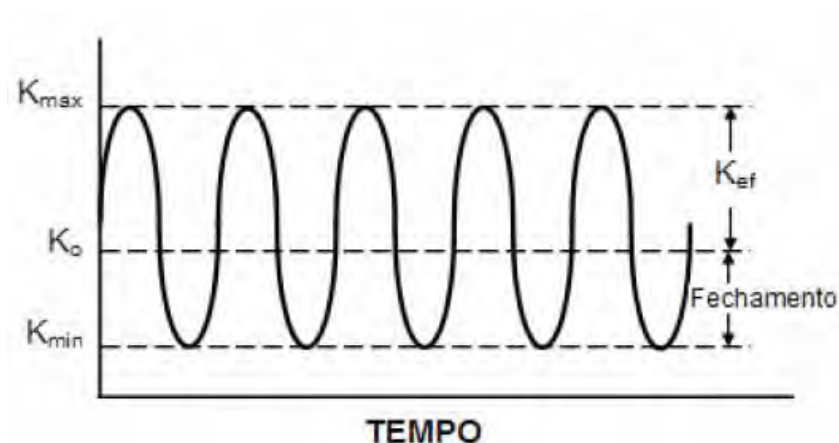


Figura 14 - Definição da amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef} (Adaptada de ANDERSON, 1995).

Suresh & Ritchie⁵ (1978 apud ANDERSON, 1995, 522p.) identificaram cinco mecanismos de fechamento de trinca por fadiga, conforme ilustrado na Figura 15.

- Fechamento induzido por plasticidade, que resulta das deformações plásticas residuais originadas na face da trinca.
- Fechamento induzido por rugosidade, que é influenciada pela microestrutura do material.
- Fechamento induzido por óxidos, que é geralmente associado com um meio agressivo.
- Fechamento induzido por fluido viscoso, que age como um calço entre as faces da trinca.
- Fechamento induzido por transformação de fase, que pode ocorrer em materiais que sofrem transformação de fase induzida por tensão ou deformação.

⁵ SURESH, S.; RITCHE, R.O. Propagation of short fatigue cracks. **International Metallurgical Reviews**, v.45, 1978, p.267-276 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

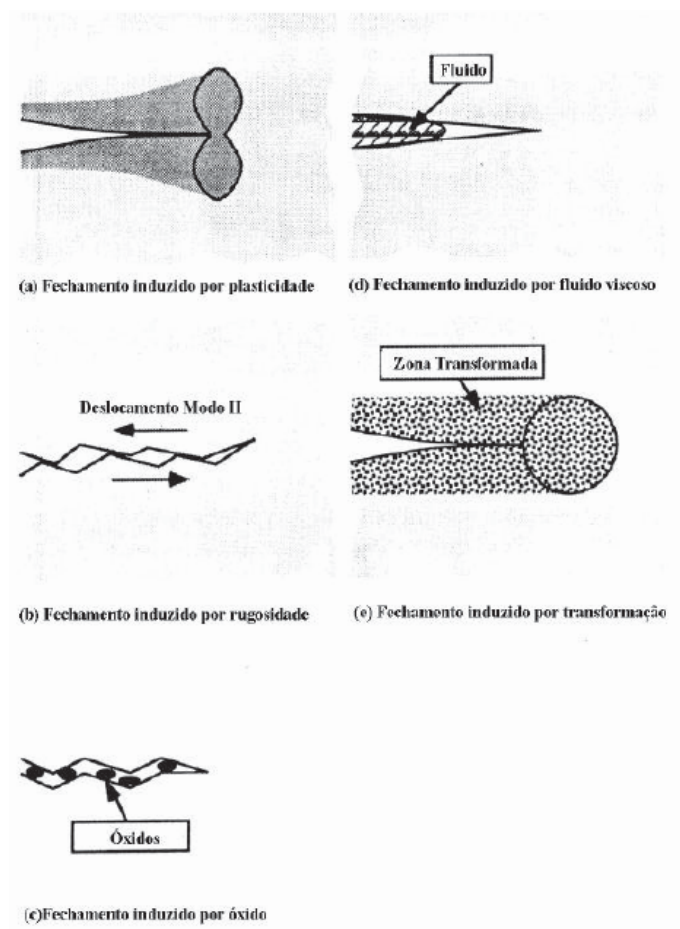


Figura 15 - Mecanismos de fechamento de trincas por fadiga em metais (adaptada de ANDERSON, 1995)

2.2.5 Fatores que afetam a propagação de trincas por fadiga

A propagação de trincas por fadiga é um processo complexo que é influenciado por diversos fatores, além da variação do fator de intensidade de tensão efetivo que atua na ponta da trinca. Dessa forma, diferentemente do limite de resistência à tração e do limite tensão de escoamento, por exemplo, o comportamento da taxa de propagação de trincas por fadiga não é uma característica consistente do material. (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006; BROEK, 1986).

Predições de propagação de trincas devem ser baseadas em fatores relevantes a condições de serviço como material, tratamento térmico, espessura, meio ambiente, temperatura, tensão média e frequência (BROEK, 1986).

O tipo do material (tal como, ferro fundido, alumínio, titânio, aços e outros) e as condições de processamento (como forjamento a quente ou a frio, extrusão, laminação,

tratamentos térmicos e demais processos) são importantes fatores que afetam o comportamento à fadiga dos materiais e são responsáveis pelas variações microestruturais nos mesmos (OLIVEIRA, 2008; CUI, 2002).

O meio ambiente pode afetar de maneira severa o comportamento em fadiga dos metais, principalmente nas regiões I e II da curva de propagação mostrada na Figura 13. Corrosão, temperatura e frequência são os principais fatores que afetam a taxa de crescimento de trinca (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

De acordo com Dieter (1988), processos corrosivos provocam o surgimento de pites na superfície do material que atuam como concentradores de tensão causando, então, a redução na resistência à fadiga. Essa redução é muito maior quando os dois processos (fadiga e corrosão) operam simultaneamente, pois o ataque químico acelera muito a taxa de propagação da trinca em fadiga.

A tensão média, normalmente expressa pela razão de carga R , também possui grande influência na taxa de propagação de trinca por fadiga, já que para um mesmo valor de ΔK , quanto maior o valor de R maior a taxa de crescimento. Na Figura 16 pode ser observada a influência de R (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

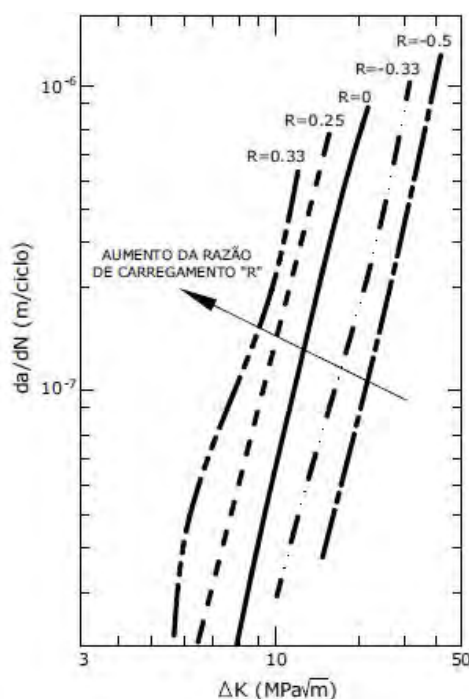


Figura 16 - Influência de R na taxa de propagação de trinca por fadiga (adaptada de JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

A equação (8), apresentada por Forman, é muitas vezes utilizada para explicar o efeito de R na taxa de crescimento da trinca.

Outra variável importante na propagação de trincas por fadiga é a espessura do componente, já que esta influencia o comportamento à fadiga por meio do seu efeito, tanto na tenacidade como na sensibilidade do material ao ambiente, associada à transição do modo de fratura do estado plano de deformação para o do estado plano de tensão (BROEK, 1986).

Essa transição, esquematicamente representada na Figura 17, ocorre geralmente em placas de pequena ou média espessura. Nesta geometria, em que K aumenta com o comprimento da trinca, na fase inicial de propagação (região I e grande parte da região II) os valores de K garantem um estado plano de deformação e a trinca propaga-se em um plano perpendicular à tensão aplicada. À medida que a trinca avança e que K se aproxima de K_c , o estado plano de tensão começa a tornar-se predominante e o plano de propagação gira sensivelmente 45° em relação ao eixo de aplicação da carga, o que é característico do estado plano de tensão (LOPES, 2006; BROEK, 1986).

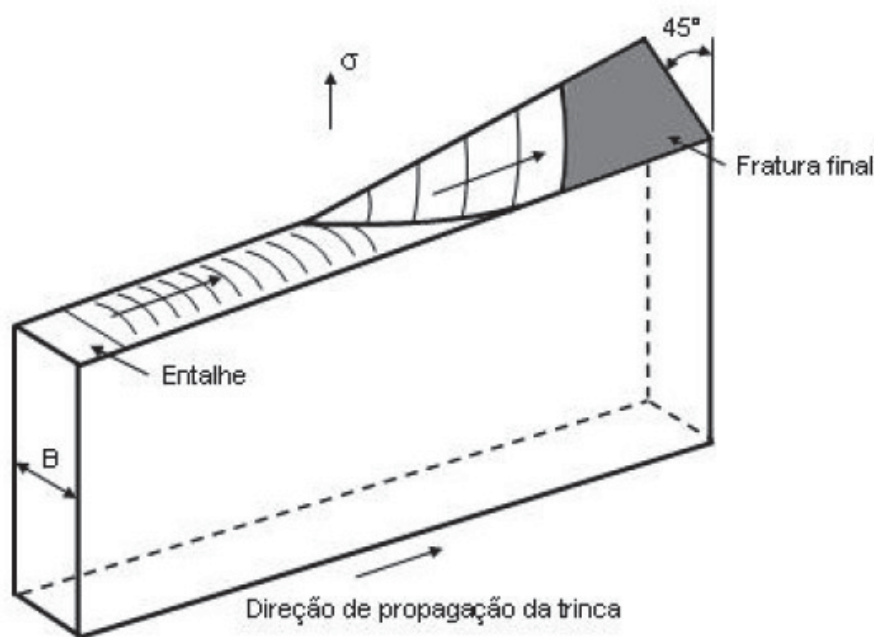


Figura 17 - Transição de uma trinca de fadiga (adaptada de Lopes, 2006).

Existem outras variáveis como a tenacidade e a deformação plástica, que também exercem influência na taxa de propagação de trincas.

2.3 Fractografia quantitativa

2.3.1 Conceito de fractal

A origem conceitual dos fractais começou a surgir em função das tentativas de medir o tamanho de objetos para os quais a geometria euclidiana não é apropriada. Com isso, incapaz de descrever as formas das nuvens, montanhas, árvores ou outros modelos da natureza que são irregulares e fragmentados, o matemático Benoit Mandelbrot propôs um novo estudo morfológico das “amorfas”, identificando uma família de formas chamadas *fractais* (MANDELBROT, 1983).

Um fractal é um objeto geométrico que pode ser dividido em partes, cada uma das quais se parece com o objeto original, ou seja, um fractal pode ser gerado por meio da repetição de um fragmento padrão. Sendo assim, os fractais têm infinitos detalhes que são preservados pela independência de escala e por seu comportamento auto-similar (LOPES; BETROUNI, 2009).

A couve-flor é um bom exemplo de fractal, já que cada parte dela se parece com a própria couve-flor e cada uma dessas partes é formada por partes ainda menores que também se assemelham com a parte maior, sendo possível pensar nessa divisão infinitamente. Em outras palavras, a auto-semelhança é preservada através das escalas (FANTINATO, 2008).



Figura 18 - Exemplo de fractal natural: couve-flor (adaptada de CAMPOS, 2010)

O floco de neve de Von Koch é um típico objeto fractal que não pode ser descrito pela geometria Euclidiana. A curva apresenta um comportamento auto-similar, já que cada novo triângulo tem um padrão típico do triângulo inicial. Quando o número de iterações tende ao infinito, o comprimento total aumenta indefinidamente, gerando uma estrutura complexa (CHARKALUK; BIGERELLE; IOST, 1998; HOROVISTIZ, 2000).

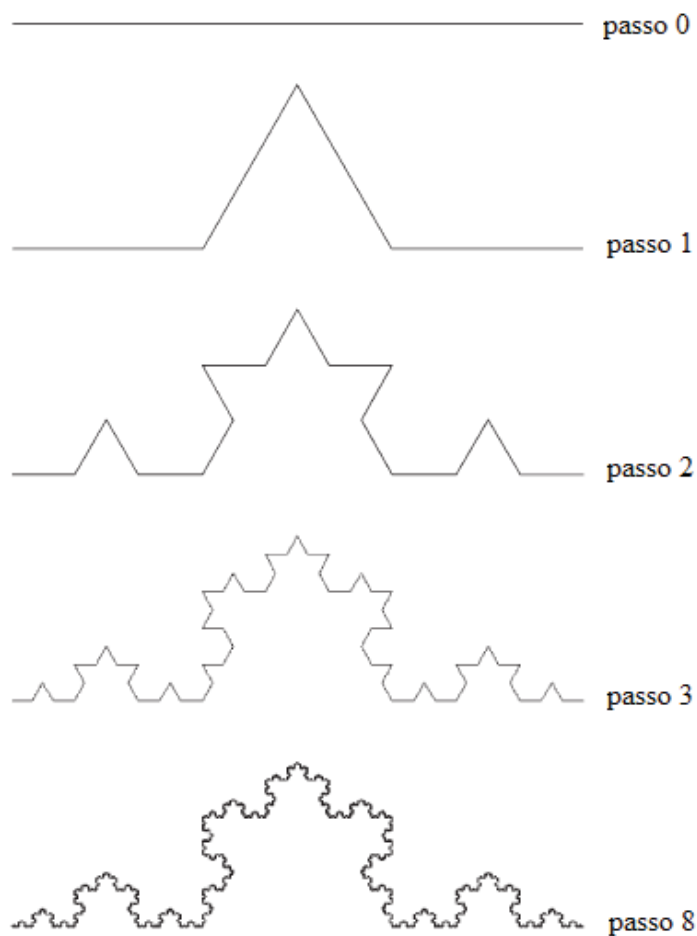


Figura 19 - Floco de neve de Von Koch (adaptada de STACH; CYBO, 2003)

O conceito de geometria fractal provou-se útil na caracterização das superfícies de fratura já que, de modo geral, elas são bastante rugosas e que também podem apresentar auto-similaridade em uma larga escala de ampliações. Por esta independência quanto à escala de investigação, ao contrário das medidas diretas de rugosidade, a dimensão fractal é, hoje, o parâmetro dimensional mais pesquisado para a caracterização de relevos (RUSS, 1994; HOROVISTIZ, 2000).

2.3.2 Dimensão fractal

De acordo com o Eiterer (2005), a dimensão é algo bem definido para a geometria euclidiana, ou seja, um ponto tem dimensão zero, uma reta ou curva têm dimensão um, pois qualquer ponto na reta ou curva pode ser representado como sua distância a outro ponto fixo ao longo da reta ou curva. Similarmente, pontos do plano ou qualquer superfície curva podem ser representados por dois valores, por exemplo, as coordenadas (x, y) no plano cartesiano, fazendo estas superfícies bidimensionais. A descrição newtoniana do espaço em que vivemos é tridimensional, ou seja, qualquer ponto no universo pode ser localizado por três valores, por exemplo, suas coordenadas cartesianas (x, y, z) .

Diferentemente, a dimensão fractal, criada por Mandelbrot (1983), é caracterizada por números não inteiros, que indicam o grau de complexidade e irregularidade que o fractal possui, ou seja, o quanto do espaço físico ele ocupa. Na teoria fractal, a geometria irregular é considerada a transição entre duas outras regulares (CAMPOS, 2010; FALCONER, 1990; RUSS, 1994; HOROVISTIZ, 2000).

De uma forma relativamente simples, é possível definir a dimensão fractal D utilizando a seguinte relação:

$$D = \frac{\ln(N)}{\ln\left(\frac{1}{T}\right)} \quad (13)$$

o que significa que a regra para formação do fractal consiste em substituir um segmento, parte ou objeto, por N segmentos de tamanho T correspondentes a uma fração do tamanho anterior (FANTINATO, 2008).

No caso da curva de Von Koch, é possível determinar a sua dimensão fractal pela equação (13), em que há quatro segmentos ($N=4$) cada um com $1/3$ de tamanho ($T=1/3$), conforme ilustrado na Figura 20 (CHARKALUK; BIGERELLE; IOST, 1998; STACH; CYBO, 2003).

$$D = \frac{\ln(4)}{\ln(3)} = 1,2619 \quad (14)$$

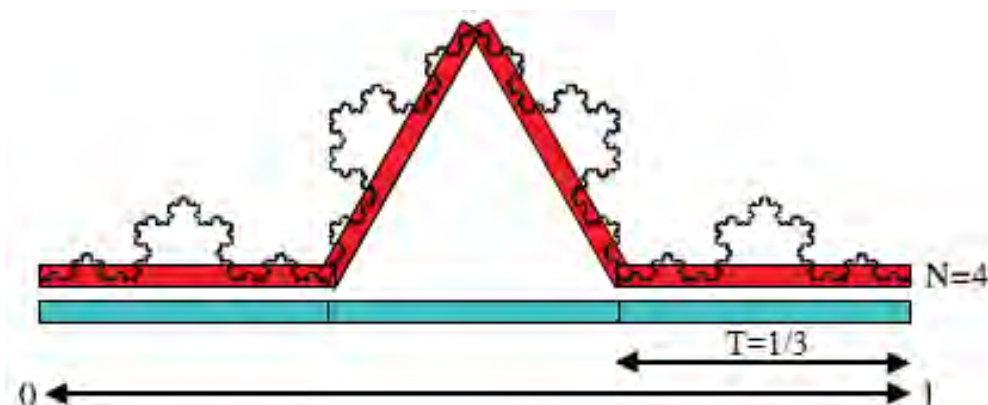


Figura 20 - Cálculo da dimensão fractal da curva de Von Koch (adaptada de STACH; CYBO, 2003)

2.3.3 Fractais mistos

De acordo com Stach e Cybo (2003), muitos estudos feitos sugerem que o perfil de uma fratura não representa um fractal simples com uma única dimensão, e sim um fractal complexo. Segundo os autores, ao analisar uma linha do perfil em diferentes ampliações, pode-se notar que, para ampliações subsequentes, ela não é exatamente como o perfil inicial, somente tem a mesma aparência qualitativa.

Os autores afirmam que os perfis da fratura podem ser entendidos como fractais mistos, já que são mais auto-afins do que auto-similares, com diferentes propriedades a diferentes escalas de ampliação, ou seja, possuem propriedades multifractais que não podem ser descritas com uma dimensão única, mas com um número infinito de dimensões fractais (STACH; CYBO, 2003; CAMPOS, 2010).

Uma das definições operacionais do comportamento de fractais mistos foi fortemente ilustrada por Brian Kaye em muito de seus trabalhos publicados. Kaye (1989) utilizou o método de Richardson para medir perfis de partículas e perímetros naturais das costas litorâneas e não encontrou o comportamento ideal de uma reta, como era esperado para um objeto fractal. Porém, os resultados podiam ser explicados por dois segmentos de reta, os quais apresentavam diferentes inclinações, como mostra a Figura 21 (RUSS, 1994; RIBEIRO et al., 2002).

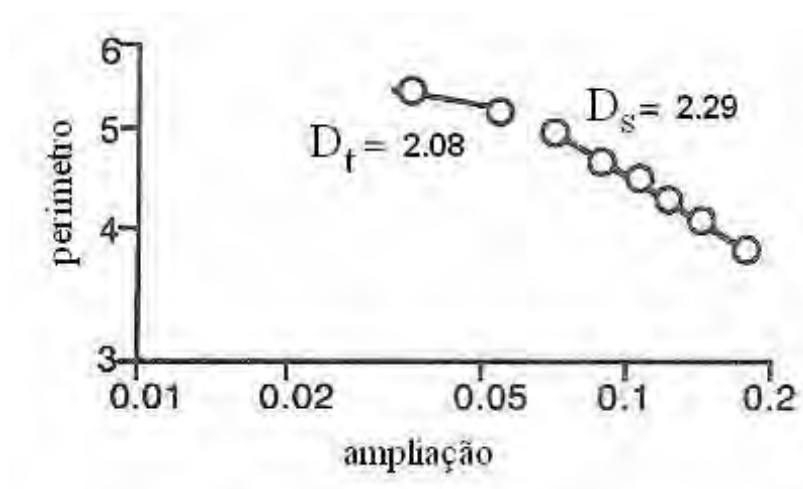


Figura 21 - Exemplos de dimensões textural e estrutural (adaptada de RUSS, 1994)

Russ (1994), citando o conceito de Kaye, introduz que superfícies de fratura descritas como fractais mistos, ou multifractais, apresentam a combinação da influência da microestrutura e do carregamento aplicado e assume duas escalas para a análise do fractal. Na escala mais grosseira, a dimensão textural (D_t), que corresponde ao coeficiente angular da reta de menor inclinação (Figura 21), descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície. Já em escalas menores, a dimensão estrutural (D_s), que corresponde a reta de maior inclinação (Figura 21), descreve o comportamento anisotrópico do relevo devido à evolução dos campos de tensão na frente da trinca (RUSS, 1994; HOROVISTIZ et al.; 2010)

2.3.4 Modelo de Carpinteri

O alvo da fractografia é relacionar a morfologia de uma superfície de fratura às condições do processo de fratura como: material, carregamento, temperatura, ambiente, direção e taxa de crescimento da trinca, etc. Dentro desta abordagem, a fractografia quantitativa utiliza parâmetros numéricos para caracterizar essas morfologias e uma de suas aplicações é a reconstituição da história da propagação da trinca de fadiga a partir das superfícies de fratura.

Nas últimas décadas, pesquisadores têm ampliado estudos na área da mecânica da fratura sob o aspecto da geometria e dimensão fractal.

De acordo com Alves (2005), a mecânica da fratura clássica quantifica o crescimento, a velocidade e a energia de dissipação da propagação de trinca em termos da geometria

Euclidiana. Porém, é conhecido que as trincas são objetos fractais e, por isso, as propriedades físicas de sua propagação podem ser tratadas de uma maneira explícita esclarecendo as propriedades fractais de sua superfície (DAUSKARDT; HAUBENSAK; RITCHIE, 1990; MANDELBROT; PASSOJA; PAULLAY, 1984).

Carpinteri e Spagnoli (2004), em seus trabalhos, modelaram o efeito da rugosidade da superfície de trincas de acordo com um modelo monofractal e propuseram uma lei de propagação de trinca dependente do tamanho, adaptando a equação de Paris, que descreve o estágio II da propagação, onde a constante C é substituída por um coeficiente de proporcionalidade dependente do tamanho da trinca e de sua dimensão fractal. O principal argumento dos autores está em evidências experimentais realizadas por Bazant e Shell (1993), que demonstraram 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 (SPAGNOLI, 2005; CARPINTERI; PAGGI, 2009)

Spagnoli (2004) ainda propôs uma interpretação original sobre o efeito do tamanho da trinca no limite de fadiga, em que explorou uma abordagem multifractal para justificar a variação do fator intensidade de tensão limite (ΔK_{th}) como uma função do comprimento da trinca, utilizando o diagrama de Kitagawa.

Paggi e Carpinteri (2009) complementaram o trabalho de Spagnoli propondo uma interpretação unificada das leis de escala em fadiga devido ao comportamento anômalo de trincas curtas de acordo com a multifractalidade, estabelecendo que tanto a constante C quanto o limite de fadiga ΔK_{th} são dependentes do tamanho da trinca e de seu caráter fractal, alterando-se o modelo de Paris. Eles também propuseram uma interpretação unificada para o modelo de propagação de trincas por fadiga na região II, baseado em curvas da/dN versus ΔK , e para o modelo de Wöhler, baseado em curvas $\sigma-N$. Neste trabalho, os autores utilizaram uma abordagem analítica, que consistiu em ferramentas de análise dimensional e nos conceitos de auto-similaridade completa e incompleta, para estudar as representações matemáticas de Wöhler e Paris no fenômeno de fadiga. (CARPINTERI; PAGGI, 2009; CARPINTERI; SPAGNOLI, 2004; SPAGNOLI, 2005).

Com base no modelo de Paris, Carpinteri e Paggi (2009) levaram em consideração três grupos de parâmetros que possuem dimensões físicas expressas na classe comprimento, força e tempo. O primeiro grupo considera as propriedades dos materiais, como a tensão para falha estática, σ_u , e a tenacidade à fratura, K_{IC} . O segundo grupo compreende as variáveis que governam as condições de teste, tais como o fator intensidade de tensão, ΔK , a razão de carga, R , e a frequência de carregamento, ω . Finalmente, o último grupo inclui os parâmetros

geométricos associados à microestrutura do material, d , à geometria da amostra, como o tamanho estrutural, h , e o comprimento da trinca, a .

Assim, os autores consideraram que a taxa de propagação da trinca seria expressa por uma função do tipo:

$$\frac{da}{dN} = F(\sigma_u, K_{IC}; \omega, \Delta K, \Delta K_{th}, h, d, a; 1 - R) \quad (15)$$

Por meio do Teorema Π de Buckingham para grupos adimensionais, eles reduziram o número de parâmetros conforme a equação (16) abaixo:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_u} \right)^2 \Phi \left(\frac{\Delta K}{K_{IC}}, \frac{\Delta K_{th}}{K_{IC}}, \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} h, \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} d, \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} a; 1 - R \right) \quad (16)$$

onde os parâmetros adimensionais são:

$$\begin{aligned} \Pi_1 &= \frac{\Delta K}{K_{IC}} \\ \Pi_2 &= \frac{\Delta K_{th}}{K_{IC}} \\ \Pi_3 &= \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} h \\ \Pi_4 &= \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} d \\ \Pi_5 &= \frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} a \\ \Pi_6 &= 1 - R \end{aligned} \quad (17)$$

A partir da equação (16) e considerando o caso da auto-similaridade incompleta, já que há limites de resistência impostos ao crescimento da trinca também limitada pelo tamanho da peça, vários grupos adimensionais puderam ser limitados, exceto Π_2 e Π_3 . Dessa forma, Carpinteri e Paggi chegaram a um modelo genérico para o crescimento da trinca no processo de fadiga conforme equação (18).

$$\begin{aligned}
\frac{da}{dN} &= \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_u} \right)^2 \left(\frac{\Delta K}{K_{IC}} \right)^{\alpha_1} \left(\frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} d \right)^{\alpha_2} \left(\frac{\sigma_u^2}{K_{IC}^2} a \right)^{\alpha_3} (1-R)^{\alpha_4} \Phi_2(\Pi_2, \Pi_3) \\
&= \Delta K^{\alpha_1} d^{\alpha_2} a^{\alpha_3} (1-R)^{\alpha_4} \frac{\Phi_2(\Pi_2, \Pi_3)}{K_{IC}^{\alpha_1+2\alpha_2+2\alpha_3-2} \sigma_u^{2(1-\alpha_2-\alpha_3)}}
\end{aligned} \tag{18}$$

Comparando a formulação (18) com o modelo de Paris, $\frac{da}{dN} = C.(\Delta K)^m$, foi possível obter a seguinte relação:

$$\begin{aligned}
m &= \alpha_1 \\
C &= d^{\alpha_2} a^{\alpha_3} (1-R)^{\alpha_4} \frac{\Phi_2(\Pi_2, \Pi_3)}{K_{IC}^{\alpha_1+2\alpha_2+2\alpha_3-2} \sigma_u^{2(1-\alpha_2-\alpha_3)}}
\end{aligned} \tag{19}$$

Segundo os autores, a equação (18) pode ser considerada como uma lei de Paris generalizada, em que as principais dependências funcionais do parâmetro C foram completamente explícitas.

No caso de trincas fractais rugosas, o expoente α_3 pode ser relacionado teoricamente à dimensão fractal D da trajetória da trinca e ao expoente da lei de Paris, m , tal que:

$$\alpha_3 = -(D-1) \times \left(1 + \frac{m}{2} \right) \tag{20}$$

onde D , medido sobre perfis, usualmente está entre 1 e 3/2.

No caso do modelo de Wöhler, os autores o desenvolveram analogamente ao apresentado nas equações (15) a (18).

Paggi e Carpinteri afirmam que em seu modelo a dimensão fractal de uma superfície de fadiga não pode superar o valor de 2,5, pois isso implicaria na ocorrência de saliências inadmissíveis num processo de fratura (PAGGI; CARPINTERI, 2009).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O procedimento experimental utilizado nesse trabalho está resumido na Figura 22

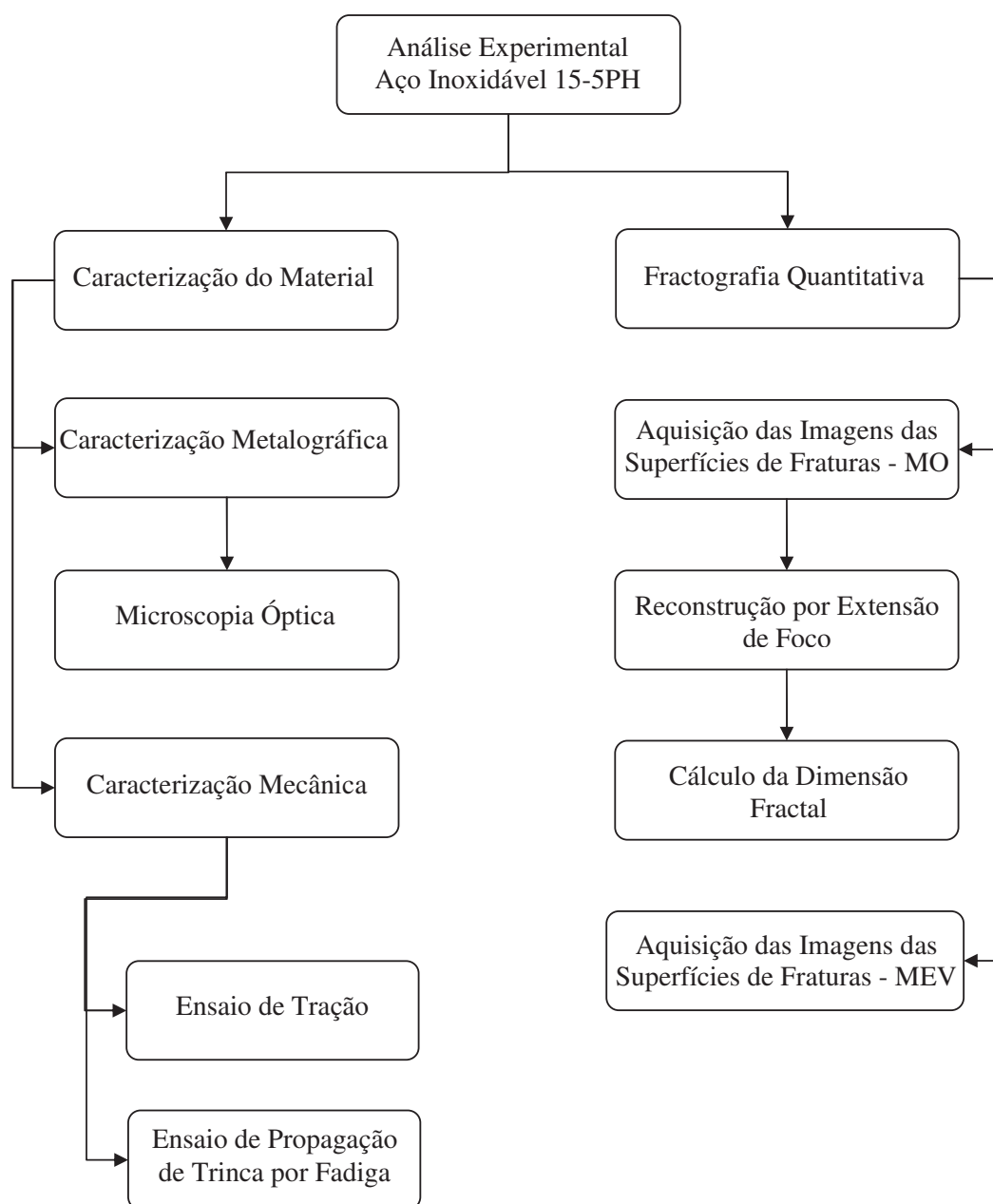


Figura 22 – Resumo da metodologia empregada nesse estudo

3.1 Material - aço inoxidável 15-5PH

O material utilizado neste trabalho foi o aço inoxidável 15-5PH, na condição H1025, o qual é amplamente aplicado na indústria aeronáutica. Ele foi cedido pela empresa Villares Metals na forma de barra de seção circular, com medidas de 107 mm de diâmetro por 500 mm de comprimento.

Esse aço é um aço inoxidável martensítico, endurecível por precipitação, com baixo teor de carbono e que apresenta, aproximadamente, 3% em peso de cobre. Ele é bastante utilizado em peças que exigem boa resistência à corrosão e alta resistência mecânica, quando aplicados a temperaturas de até 360°C, além de possuir boa ductilidade e boa tenacidade, tanto na direção longitudinal quanto na transversal. Sua alta resistência mecânica é atribuída a grande quantidade de precipitados de cobre que estão dispersos na matriz martensítica (KHAFRI; ZARGARAN, 2010; MMPDS-04, 2008; AK STEEL, 2007).

Na Tabela 1 é apresentada a composição química do aço inoxidável 15-5PH, em que é possível perceber que os principais elementos de liga são o Cr, Ni e Cu.

Tabela 1 – Composição química do aço 15-5PH (AK STEEL, 2007)

<i>Teor (%)</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Cu</i>	<i>Nb + Ta</i>
Especificado	0,07 máx.	1,00 máx.	0,04 máx.	0,03 máx.	1,00 máx.	14,0- 15,5	3,5- 5,5	2,5- 4,5	0,15-0,45

Na Tabela 2 podem ser observadas as condições de tratamentos térmicos utilizados para o envelhecimento do aço 15-5PH.

Tabela 2 – Condição de endurecimento por precipitação (KRABBE, 2006)

<i>Condição</i>	<i>Temperatura</i>	<i>Tempo de Permanência</i>
H900	900°F ± 10 (482°C ± 6)	(1 ± 0,1) hora
H925	925°F ± 10 (496°C ± 6)	(4 ± 0,3) horas
H1025	1025°F ± 10 (552°C ± 6)	(4 ± 0,3) horas
H1075	1075°F ± 10 (579°C ± 6)	(4 ± 0,3) horas
H1100	1100°F ± 10 (593°C ± 6)	(4 ± 0,3) horas
H1150	1150°F ± 10 (621°C ± 6)	(4 ± 0,3) horas

Para cada condição de endurecimento, em que o H representa a palavra “*Harden*ing” e o número, à frente da letra, representa a temperatura em Fahrenheit, obtém-se valores específicos da resistência do material, como dureza, tensão limite de ruptura, escoamento, etc (KRABBE, 2006).

A Tabela 3 apresenta as propriedades mecânicas do aço 15-5PH correspondente a cada tratamento térmico.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço 15-5PH para diversas condições de tratamento térmico (AK STEEL, 2007)

<i>Propriedades</i>	<i>Condição</i>				
	<i>H900</i>	<i>H925</i>	<i>H1025</i>	<i>H1075</i>	<i>H1150</i>
Limite de Resistência a Tração (MPa)					
Longitudinal	1438	1249	1200	1114	1035
Transversal	1466	1272	1204	1114	1050
Limite de escoamento (MPa)					
Longitudinal	1385	1208	1176	1102	967
Transversal	1393	1222	1176	1112	1009
Alongamento (%)					
Longitudinal	10,1	12,2	12,2	12,8	14,6
Transversal	9,4	9,8	9,3	11,4	13,1
Dureza Rockwell C					
Longitudinal	46	41	40	38	36
Transversal	46	42	39	38	36

Esse aço é amplamente utilizado na indústria aeroespacial, com aplicação em componentes estruturais como mancais de ponta de eixo, atuadores, estrutura de trem de pouso, pinos, ferragens de ligação, entre outros.

3.2 Caracterização metalográfica

A caracterização metalográfica do aço 15-5PH foi realizada a fim de conhecer e avaliar sua microestrutura, já que esta possui grande influência na característica da superfície de fratura.

As amostras foram retiradas tanto no sentido transversal (radial) quanto no longitudinal (axial) e cortadas em tamanho suficiente para manuseá-las sem precisar embutir. Toda a preparação para a análise microestrutural foi realizada no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, no Campus de Guaratinguetá.

No processo de lixamento, as amostras foram submetidas a uma seqüência de lixas com granulometrias de 220, 320, 400, 600 e 1200 e, logo após esta etapa, as mesmas foram colocadas em um becker, contendo água destilada, e submetidas ao ultrassom por cinco minutos para eliminação dos resíduos e impurezas presentes em suas superfícies.

O polimento foi realizado com suspensão de óxido de magnésio Struers OP-U e em seguida as amostras foram colocadas em um becker, contendo água destilada com algumas gotas de detergente, e submetidas ao banho ultrassônico por cinco minutos para eliminação de impurezas. Após o ultrassom, elas foram lavadas com álcool etílico e secadas com ar frio por meio de um secador convencional.

O ataque químico das amostras foi realizado por imersão, expondo as amostras por oito segundos na solução Marble ($200\text{ml.H}_2\text{O}+200\text{ml.HCl}+40\text{g.CuSO}_4$). Logo após o ataque químico, as amostras foram lavadas primeiramente com água destilada, para interrupção da ação da reação, em seguida por álcool etílico e depois foram secas com ar frio, com o auxílio de um secador,

As imagens das microestruturas foram obtidas por meio do microscópio óptico de reflexão Nikon Epiphot 200, equipado com uma câmera digital AxioCam ICc3 da marca Zeiss, localizado no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP no campus de Guaratinguetá.

3.3 Caracterização mecânica

Os ensaios mecânicos tiveram como objetivo avaliar as propriedades mecânicas do aço 15-5PH, o seu comportamento com relação à propagação de trincas por fadiga e obter as superfícies de fratura para a investigação de sua topografia.

3.3.1 Ensaio de tração

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram usinados com dimensões reduzidas, do tipo sub-size, segundo a norma ASTM E 8M (ASTM, 2009). Foram preparados três corpos de prova, os quais foram retirados na direção radial (direção R).

Na Figura 23 é mostrada a representação esquemática dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração.

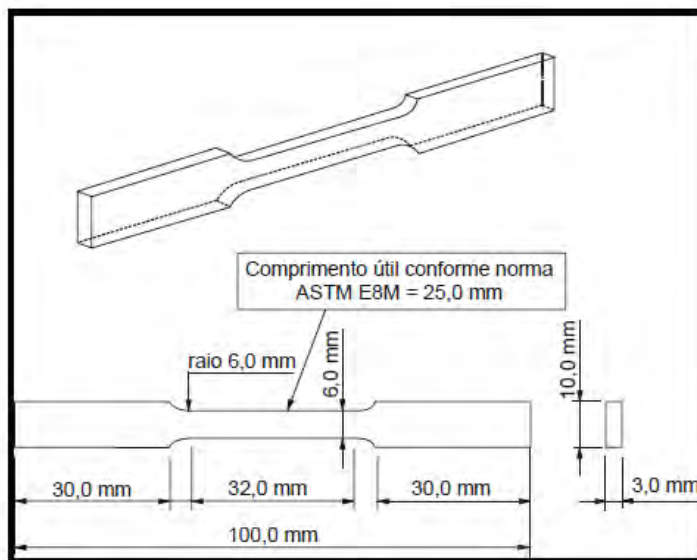


Figura 23 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.

O ensaio de tração foi realizado em uma máquina de ensaio da Shimadzu modelo AG-X (Figura 24), localizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, no Campus de Guaratinguetá, a uma velocidade de 2mm/min, utilizando uma célula de carga de 50 kN .



Figura 24 - Máquina de ensaio da Shimadzu modelo AG-X utilizada nos ensaios de tração.

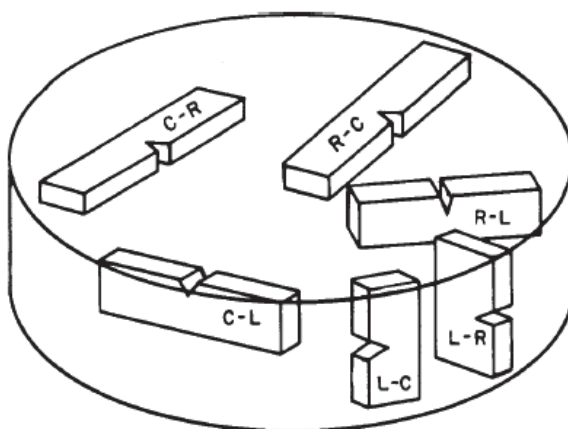


Figura 26 - Posição da retirada dos corpos de prova para realização dos ensaios de propagação de trinca por fadiga.

Os ensaios foram realizados em uma máquina servo hidráulica da marca INSTRON modelo 8801 (Figura 27), com capacidade para 100 kN.

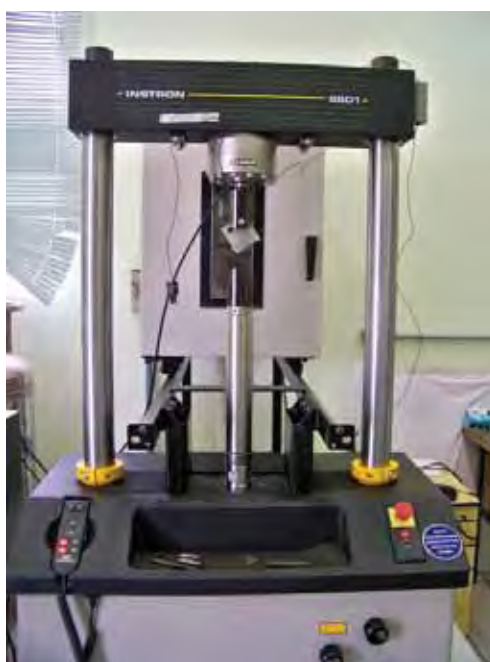


Figura 27 – Máquina servo hidráulica INSTRON utilizada nos ensaios de propagação de trincas por fadiga.

Foi utilizado um extensômetro acoplado na face frontal dos corpos de prova para medir a abertura do entalhe, com o objetivo de se medir o comprimento de trinca pelo uso da função

compliance, prevista na norma ASTM E647 (ASTM, 2008). No entanto, somente para 2 amostras de cada espessura, com exceção da espessura de 25,4 mm, foi possível realizar o ensaio com o extensômetro, já que este deixou de fazer a leitura da abertura do entalhe com precisão. Desse modo, adotou-se o procedimento de fotografar os corpos de prova, com uma câmera fotográfica Kodak – Easy Share Z1012 IS, a cada 1000 ciclos a fim de finalizar os ensaios faltantes. Após o término dos ensaios, dessas amostras especificamente, o valor do comprimento da trinca (a) foi medido a partir de imagens com o uso de ferramentas do programa NIH Image J (RASBAND, 2008), que é um pacote desenvolvido em código aberto, sendo um programa gratuito.

As pré-trincas de fadiga foram nucleadas utilizando uma carga máxima de 44 kN. Após a nucleação, a carga foi diminuída para 35,2kN, a fim de se obter um tamanho de pré-trinca em torno de 12,2 mm. A carga máxima utilizada durante o ensaio foi a mesma para propagar a pré-trinca, a razão de carga foi igual a $R=0,1$ e frequência utilizada foi de 8 Hz.

Para as nove amostras do aço 15-5PH foram utilizados os mesmos valores de carga para nucleação, pré-trincamento e propagação da trinca até a fratura.

Após a execução dos ensaios e a partir dos dados do comprimento da trinca (a) e do número de ciclos (N), foram geradas as curvas $da/dN \times AK$ e obtidos os parâmetros da Equação de Paris, C e m , por meio do método da Secante, descrito na norma ASTM E 647 (ASTM, 2008). A partir das superfícies de fratura das amostras ensaiadas foi realizada a análise da dimensão fractal.

3.4 Fractografia quantitativa

3.4.1 Aquisições das imagens

Após os ensaios de propagação de trincas por fadiga, as superfícies de fraturas dos corpos de prova foram fotografadas por meio de um microscópio óptico de reflexão Nikon Epiphot 200, equipado com uma câmera digital Zeiss AxioCam ICc3, formando-se pilhas de imagens digitais com progressão de foco de 1 μ m.

As imagens foram feitas ao longo do corpo de prova, na região central, a partir da pré-trinca e em intervalos de 2mm na região de propagação estável da trinca e em intervalos de 1mm na região de propagação instável da trinca, conforme mostrado na Figura 28. Em todos os casos foi utilizada ampliação de 200x.

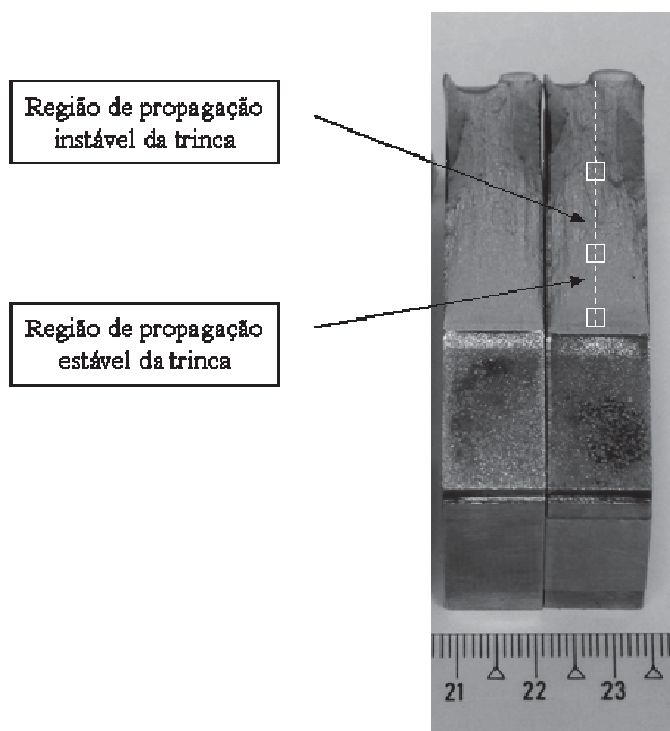


Figura 28 - Representação do corpo-de-prova com as marcações da região das fotos

3.4.2 Reconstrução por extensão de foco

O método de reconstrução por extensão de foco é utilizado na reconstrução de relevos de superfícies de fratura por meio de microscopia óptica. Esse método consiste no posicionamento ordenado e sucessivo da objetiva para diferentes planos de foco, em intervalos de $1\mu\text{m}$, obtendo-se pilhas de imagens alinhadas (Figura 29) que, após serem processadas digitalmente, geram uma imagem completamente focada e um mapa topográfico para cada ponto localizado no sentido de propagação da trinca (HOROVISTIZ et al., 2003; CAMPOS, 2010).

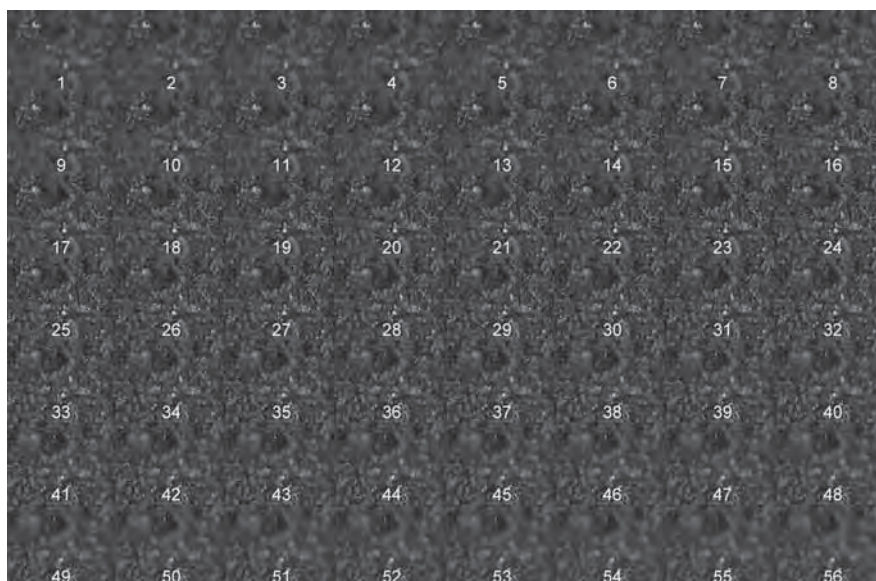


Figura 29 - Pilha de imagens digitais com distância focal de 1 μm

Neste trabalho, a reconstrução por extensão de foco foi realizada por meio do programa NIH Image J, com o uso de sua rotina (“*plugin*”) denominada *Stack Focuser*. Esta rotina utiliza um filtro de mediana 3x3 para reduzir os ruídos das imagens e combina as regiões em foco com melhor índice de nitidez de cada imagem da pilha de imagens para formar uma imagem completamente focada (Figura 30) e um mapa de elevações (Figura 31), que é utilizado para o cálculo da dimensão fractal.

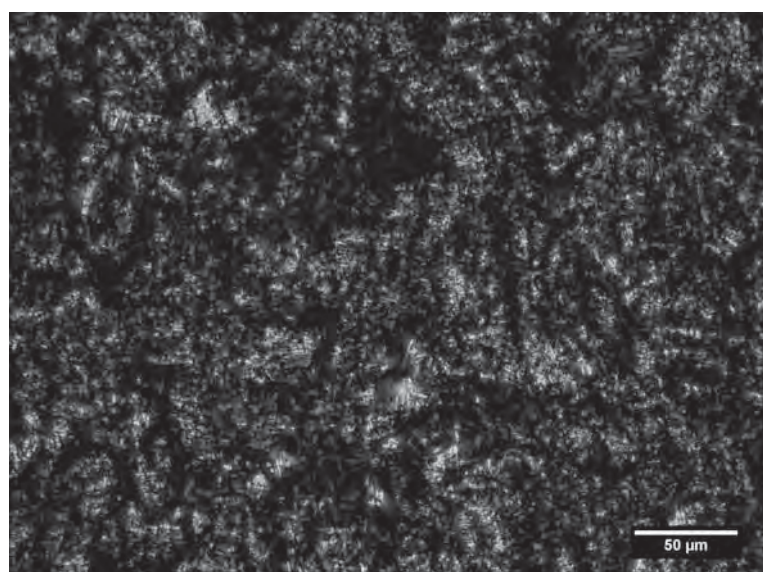


Figura 30 - Imagem focada obtida pelo método de reconstrução por extensão de foco

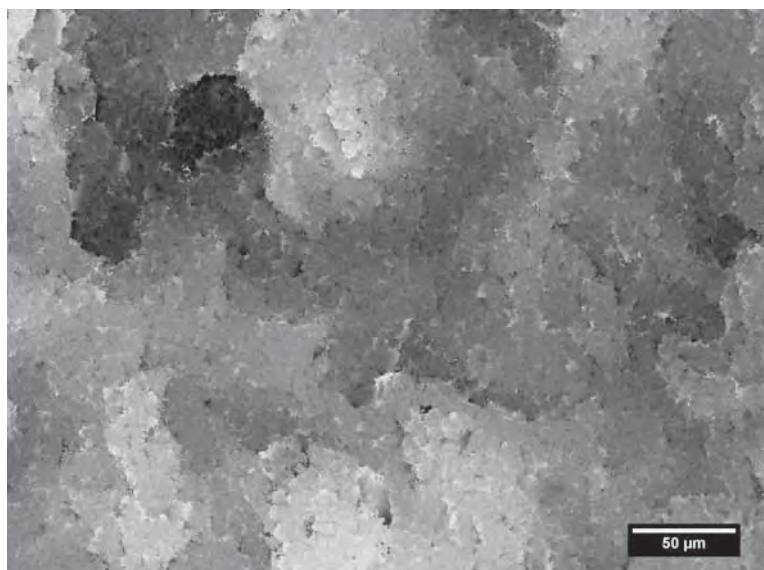


Figura 31 - Mapa de elevação obtido pelo método de reconstrução por extensão de foco

Outra forma de representar o mapa de elevações é através de um gráfico 3-D (Figura 32), que é construído usando a rotina *Interactive 3-D Surface Plot*.

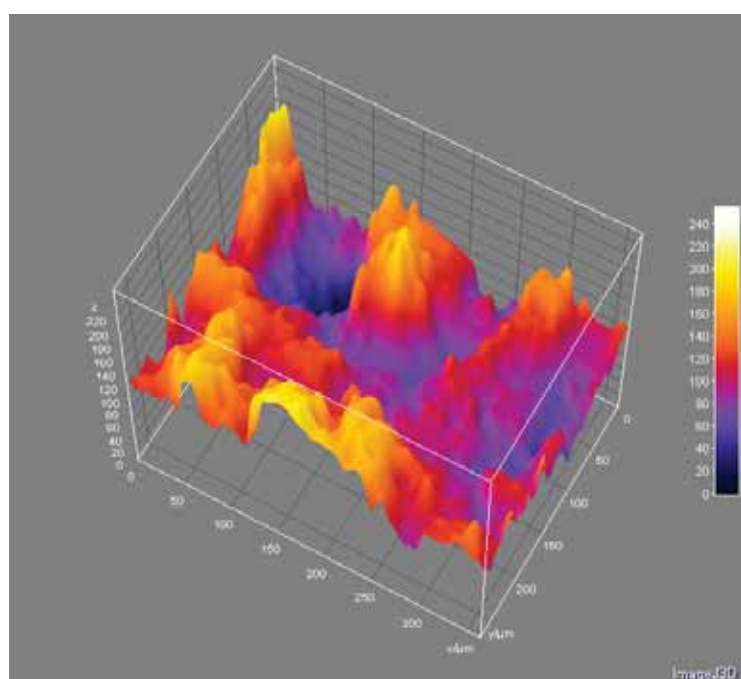
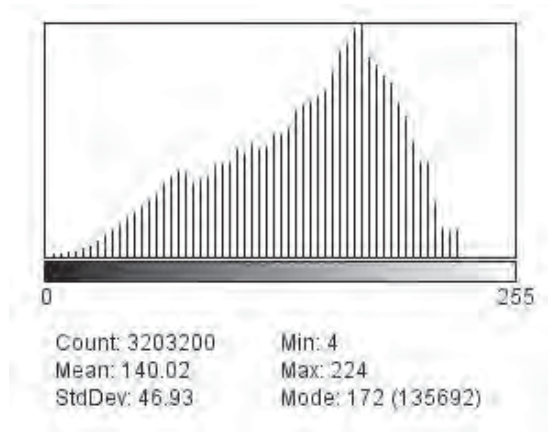
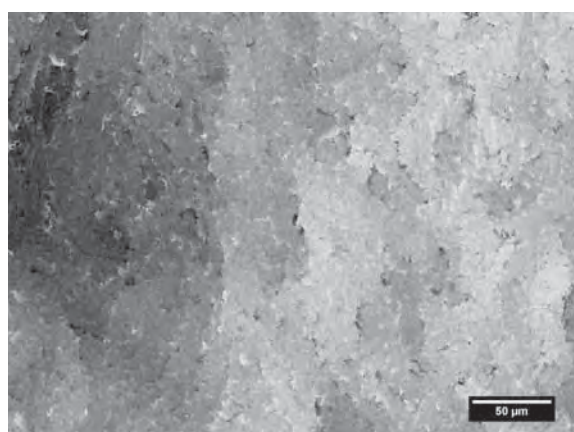


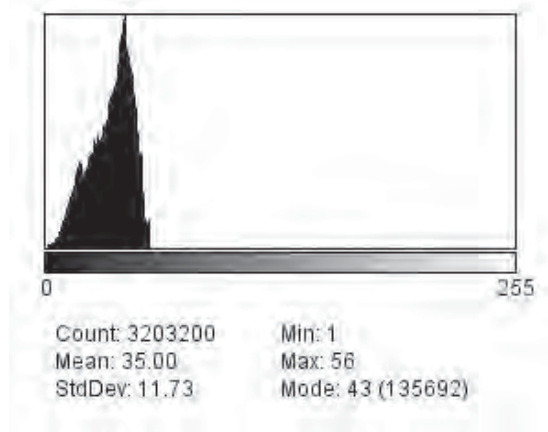
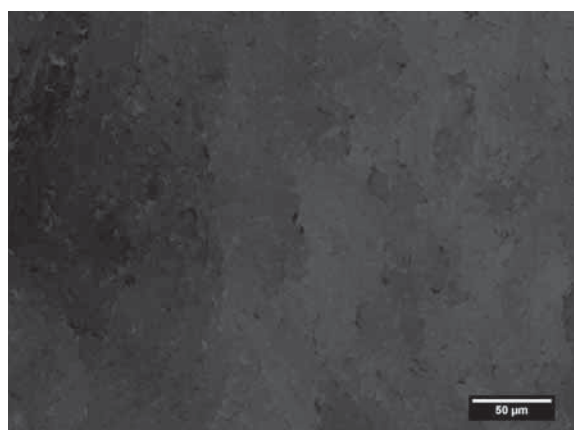
Figura 32 - Representação 3-D do mapa de elevações

A formação da imagem topográfica, gerada por este “*plugin*”, é influenciada pelo número de imagens de cada pilha, já que este está relacionado com o nível de cinza de cada pixel. Como resultado a imagem topográfica apresenta um histograma mais distribuído entre os 255 níveis de cinza (Figura 33a) (CAMPOS, 2010).

Dessa forma, para que o cálculo da dimensão fractal seja feito corretamente, é necessário que o mapa de elevações seja dividido pelo valor mínimo encontrado no histograma de cada imagem topográfica, para que os valores do mapa representem as distâncias reais da fratura, no caso em que o espaçamento em elevações foi de $1,0\ \mu\text{m}$, como neste trabalho (Figura 33b).



(a)



(b)

Figura 33 - Correção do Mapa de elevação: (a) mapa de elevação gerado pelo programa *Stack Focuser*; (b) mapa de elevação corrigido.

3.4.3 Cálculo da dimensão fractal: método *box-counting*

Dentre os diversos métodos existentes para estimativa da dimensão fractal, o método *box-counting* foi escolhido para realização deste trabalho, já que é uma das abordagens clássicas empregadas na análise de fractais em processamento de imagens.

O método *box-counting* é baseado na discretização de uma imagem em quadrados de lado L e na quantificação do número $N(L)$ de quadrados necessários para cobri-la, considerando sua representação no plano (Figura 34). No caso de uma imagem da superfície de fratura, que pertence ao domínio espacial, o método busca estimar $N(s)$, o número de caixas cúbicas de lado $s \times s \times s'$ necessárias para cobri-la, onde s é um múltiplo da medida em pixel do plano da imagem e s' é múltiplo do nível de cinza na direção z . (LI; DU; SUN, 2009; CAMPOS, 2010).

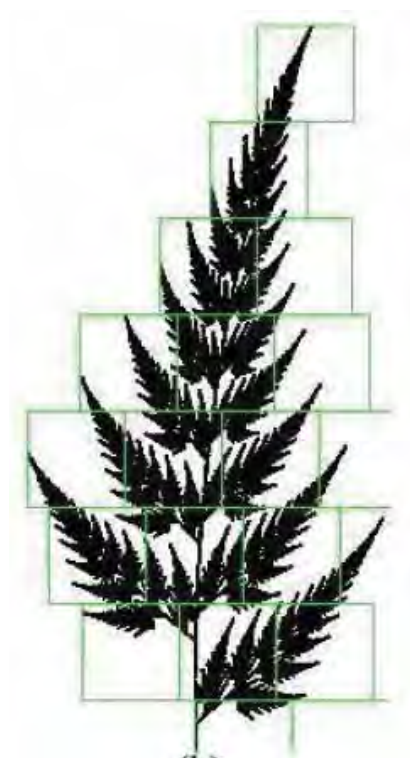


Figura 34 - Exemplificação da aplicação do método *box-counting* (adaptada de Backes)

Sendo assim, o valor da dimensão fractal pode ser obtido por meio da equação (21)

$$D = -\lim_{s \rightarrow 0} \frac{\log(N(s))}{\log(s)} \quad (21)$$

Também é possível obter o valor da dimensão fractal por meio do gráfico $\log(\text{box count})$ vs $-\log(\text{box size})$, sendo seu valor igual ao coeficiente angular da reta (Figura 35).

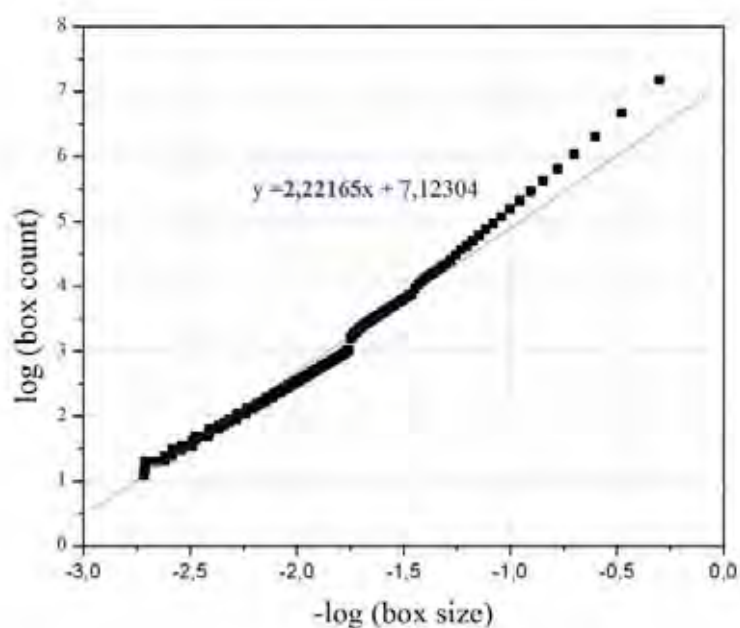
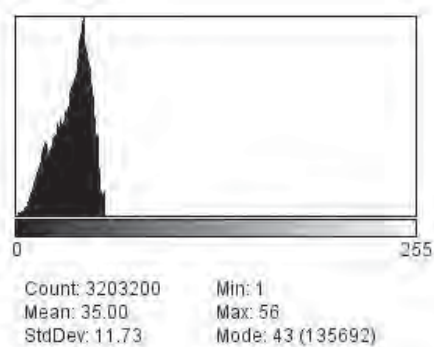


Figura 35 - Obtenção da Dimensão Fractal por meio gráfico

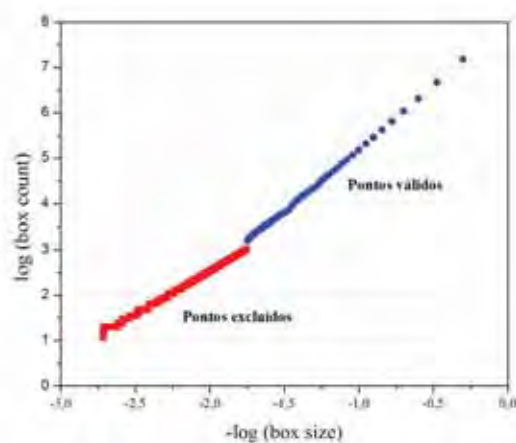
Neste trabalho, o cálculo da dimensão fractal foi realizado a partir dos mapas de elevações, os quais fornecem informações sobre os relevos da fratura, e sua obtenção foi com o auxílio da rotina *MapFractal Count*, existente no programa NIH Image J, que calcula o *box size* e o *box count* baseado no método *box-counting* (CHEN; YUAN; HSIEH, 2003).

De acordo com Campos (2010), a rotina *MapFractal Count* apresenta uma limitação no modo de efetuar o cálculo do *box size*, pois não restringe o tamanho máximo da caixa em função do maior nível de cinza da imagem, podendo gerar um erro no cálculo da dimensão fractal. Esta deficiência pode ser solucionada por meio da análise do histograma da imagem e a exclusão das caixas com tamanho maior que o maior nível de cinza da imagem, como demonstrado na Figura 36. Sendo assim, os pontos válidos para o cálculo da dimensão fractal,

por meio do gráfico $\log(\text{box count})$ vs $-\log(\text{box size})$, são aqueles onde o *box size* é menor ou igual ao maior nível de cinza (Figura 37).



(a)



(b)

Figura 36 - (a) Análise do histograma; (b) Limitação do gráfico apresentando os dados a serem excluídos.

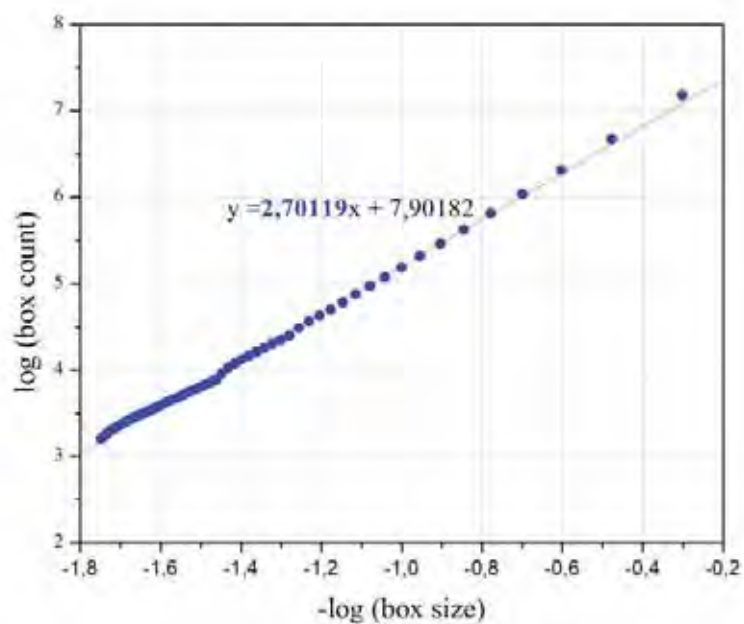


Figura 37 - Gráfico ajustado

3.4.3.1 Cálculo multifractal

O cálculo da dimensão textural (D_t) e estrutural (D_s) também foi feito por meio do uso do método *box-counting* e a metodologia adotada para identificar a mudança de linearidade na relação $\log(\text{box count})$ vs $-\log(\text{box size})$ e obter os valores de (D_t) e (D_s) foi a mesma proposta por Campos (2010).

Para identificar no gráfico do método *box-counting* os dois segmentos de reta, relacionados à dimensão textural (D_t) e dimensão estrutural (D_s), foi calculada a derivada primeira de todos os dados de $\log(\text{box count})$ com o objetivo de encontrar os pontos de inflexão e, posteriormente, calculada a mediana desses pontos para suavizar a dispersão dos dados originais (Figura 38). Em seguida, foi calculado o desvio-padrão destes dados como forma de se medir a dispersão para determinar exatamente qual o ponto que divide as duas regiões. Dessa forma, verificou-se que a mudança de linearidade ocorria para valores de desvio-padrão acima de 10% e que o coeficiente angular desses valores era menor que o coeficiente angular dos valores de desvio-padrão menor que 10%. Portanto, os valores referentes à D_s foram atribuídos ao que tinham o menor valor de dispersão, padronizado em valores menores que 10% do desvio-padrão (CAMPOS, 2010).

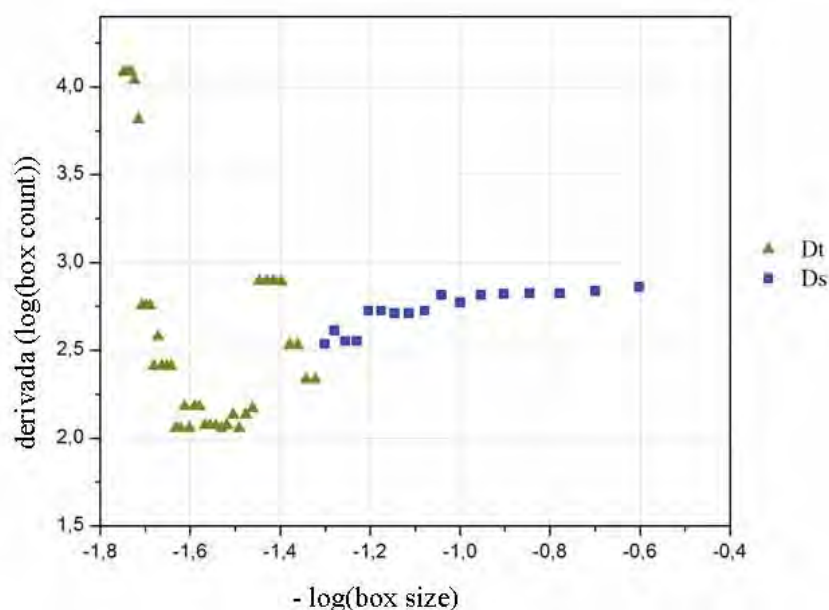


Figura 38 - Limite entre os pontos relacionados à D_t e D_s

Depois de encontrado qual o ponto que dividia as duas regiões, construiu-se o gráfico do método *box counting*, com as regiões separadas e suas respectivas linhas de tendências, sendo que, a que possui o maior coeficiente angular é referente à D_s e a outra é referente à D_t (Figura 39) (CAMPOS, 2010).

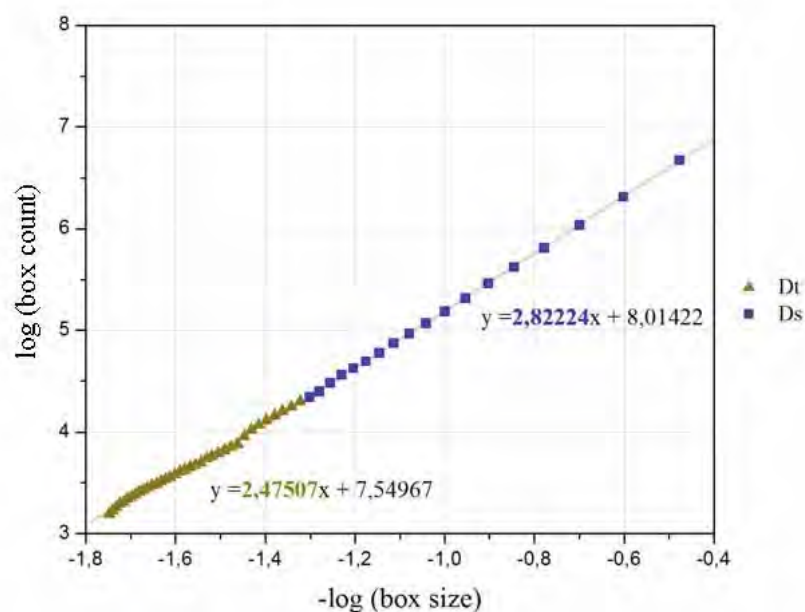


Figura 39 - Cálculo da dimensão textural (D_t) e dimensão estrutural (D_s) através do coeficiente angular da reta.

3.5 Microscopia eletrônica de varredura

A análise da evolução dos micromecanismos de fratura envolvidos foi feita em um microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15 (Figura 40), do Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMat), do DMT-FEG-UNESP.



Figura 40 - Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS 15 do LAIMat-DMT-FEG-UNESP.

A investigação das fraturas em aço 15-5PH foi feita usando o detector de elétrons secundários em alto vácuo e sob tensões de aceleração da ordem de 2 a 3 keV. Esse parâmetro foi otimizado por simulações, com o auxílio do programa CASINO v. 2.42, para o Ferro (Figura 41), tomando-se por base critérios como a profundidade média de emissão dos elétrons secundários e seu ganho, visando sempre favorecer a descrição dos detalhes mais finos do relevo das superfícies fraturadas.

As imagens foram tomadas ao longo da linha média central no sentido da espessura dos corpos de prova, acompanhando a evolução da propagação das trincas desde a pré trinca.

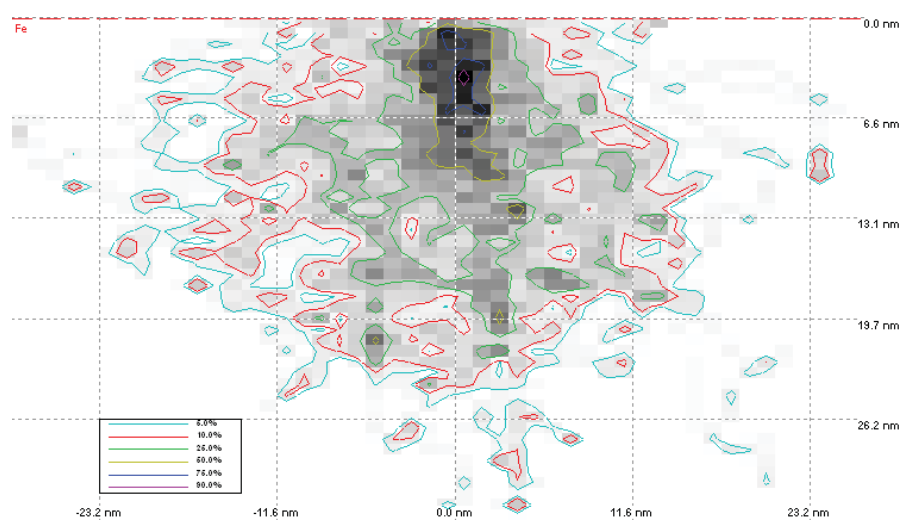


Figura 41- Simulação para a energia de emissão de elétrons em função da profundidade de escape, a 2 keV para o Fe.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise microestrutural

As Figuras 42 e 43 apresentam as micrografias do aço 15-5PH, tratado termicamente na condição H1025, das seções axial e radial, respectivamente, obtidas após o ataque por imersão com o reagente Marble por oito segundos.

Com base nas micrografias, observa-se a presença predominante de martensita em forma de ripa, revelada na fase mais escura. Essa característica da martensita pode ser atribuída ao baixo teor de carbono que o aço 15-5PH possui, além da fase apresentar paralelismo e similaridade entre as orientações cristalográficas das placas (BRAZ, 1999).

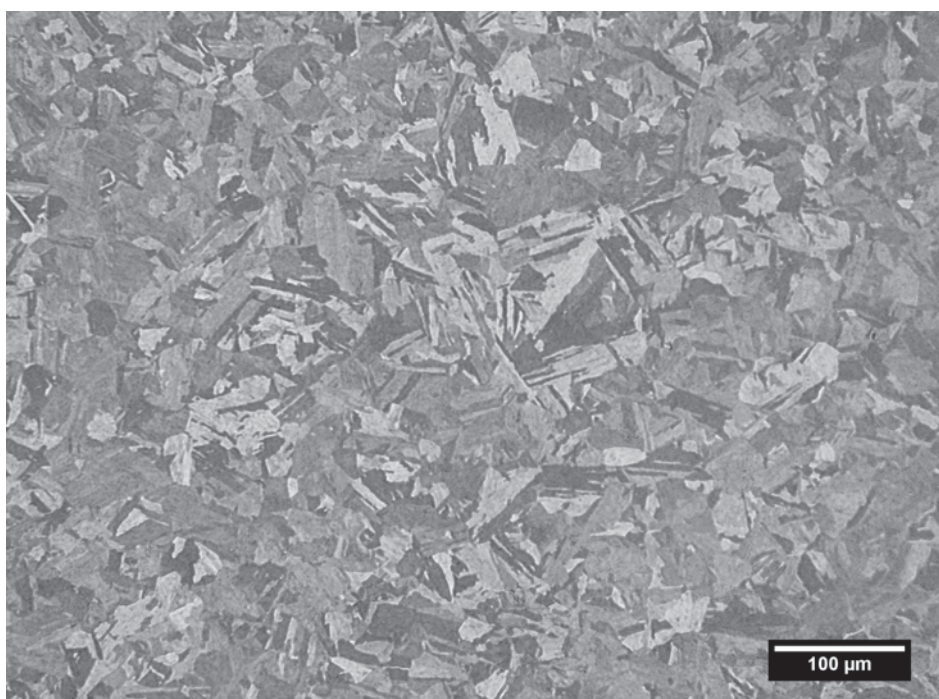


Figura 42 – Micrografia do aço 15-5PH (seção longitudinal)

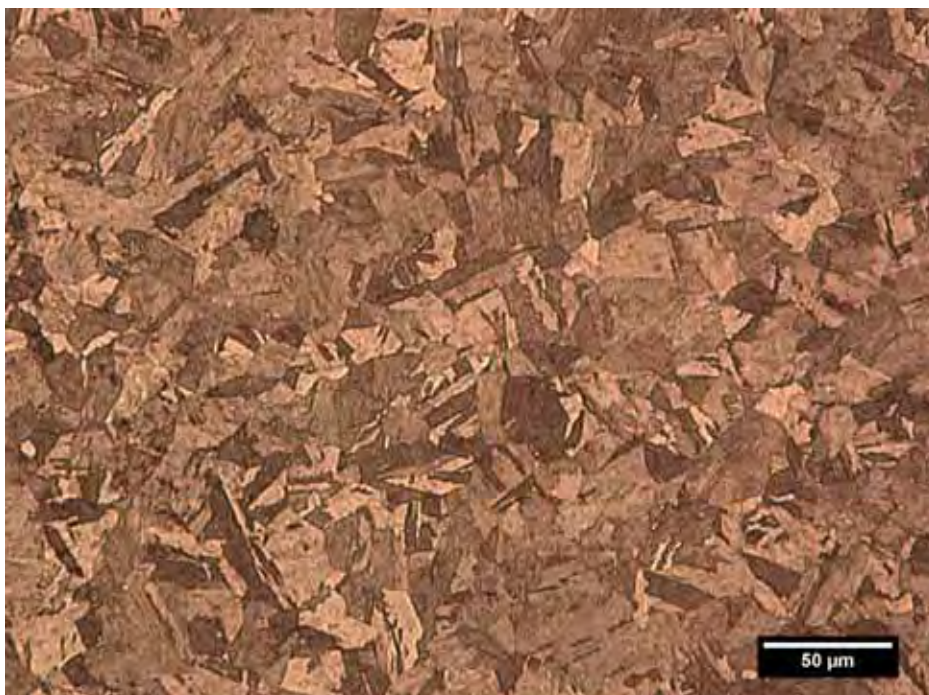


Figura 43 - Micrografia do aço 15-5PH (seção transversal).

Observa-se ainda regiões nas micrografias com maior quantidade de martensita, enquanto há outras regiões com baixa ocorrência dessa fase.

A microestrutura encontrada é característica deste material já que é um aço inoxidável martensítico com baixo teor de carbono e que apresenta precipitados de cobre, que não podem ser detectados opticamente (KHAFRI; ZARGARAN, 2010).

4.2 Ensaios de tração

A partir das curvas de tensão versus deformação, obtidas nos ensaios de tração, foram determinadas as propriedades mecânicas de tensão limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento e estrição. Os gráficos de tensão versus deformação dos três cdp's ensaiados em tração estão ilustrados na Figura 44 e o resumo dos resultados das propriedades obtidas está apresentado na Tabela 5.

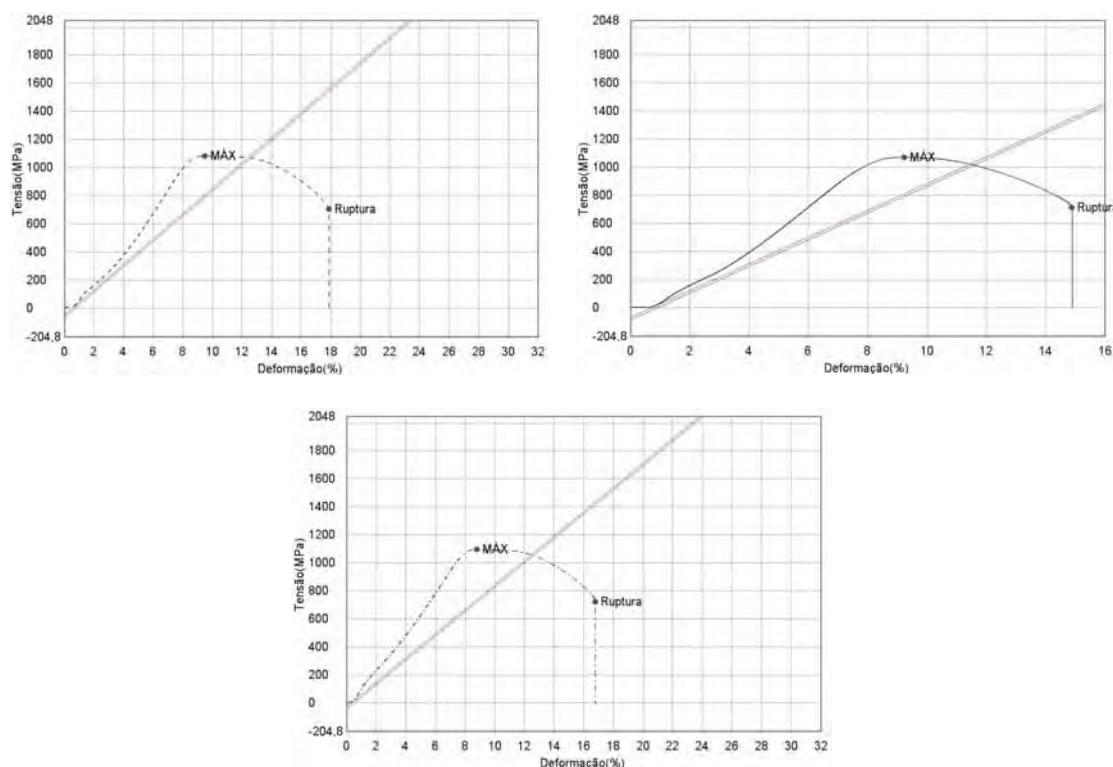


Figura 44 – Gráficos de tensão versus deformação obtidos nos ensaios de tração

Tabela 5 – Resultados do ensaio de tração do aço 15-5PH

<i>Corpos de Prova</i>	<i>Limite de Escoamento (MPa)</i>	<i>Limite de Resistência a Tração (MPa)</i>	<i>Alongamento %</i>	<i>Estricção %</i>
1	1068,59	1081,44	9,65	22,16
2	1015,69	1069,41	11,69	18,43
3	1053,06	1093,89	11,30	19,72
Média	1045,78	1075,43	10,88	20,10
Especificado	1176,00	1204,00	9,30	-

É possível perceber que os resultados obtidos para os valores de limite de escoamento e os de limite de resistência à tração são inferiores em torno de 11% com relação aos valores encontrados na literatura (AK STEEL, 2007). Além disso, pode-se constatar que estas duas propriedades mecânicas possuem valores muito próximos, no entanto, para se atingir limite de resistência à tração, uma grande deformação plástica é requerida. Dessa forma, pode-se concluir que esse material possui alta resistência mecânica, atribuída ao alto valor da tensão limite de escoamento, além da boa ductilidade, atribuída à razoável deformação que esse aço suporta ao ser submetido a um esforço de tração, evidenciado pelo valor médio de alongamento de 10,88% e pelo valor médio de estricção de 20,10%.

4.3 Ensaios de propagação de trincas por fadiga

Os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram realizados a fim de se estudar as superfícies de fraturas com o uso da fractografia quantitativa. Neste item, será apresentado brevemente o comportamento do crescimento de trinca para o aço 15-5PH.

Os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga foram representados pelo tamanho da trinca versus o número de ciclos e pela taxa de propagação de trinca (da/dN) em função do fator de intensidade de tensões (ΔK). A partir das curvas de $da/dN \times \Delta K$ foram extraídos os gráficos da região linear, que corresponde à propagação estável da trinca, sendo possível determinar os valores dos parâmetros C e m da equação de Paris ($\frac{da}{dN} = C \times (\Delta K)^m$).

Na Figura 45 pode-se observar o comportamento de $a \times N$ para os corpos de provas com espessuras de 12,7mm, 19,05mm e 25,40mm.

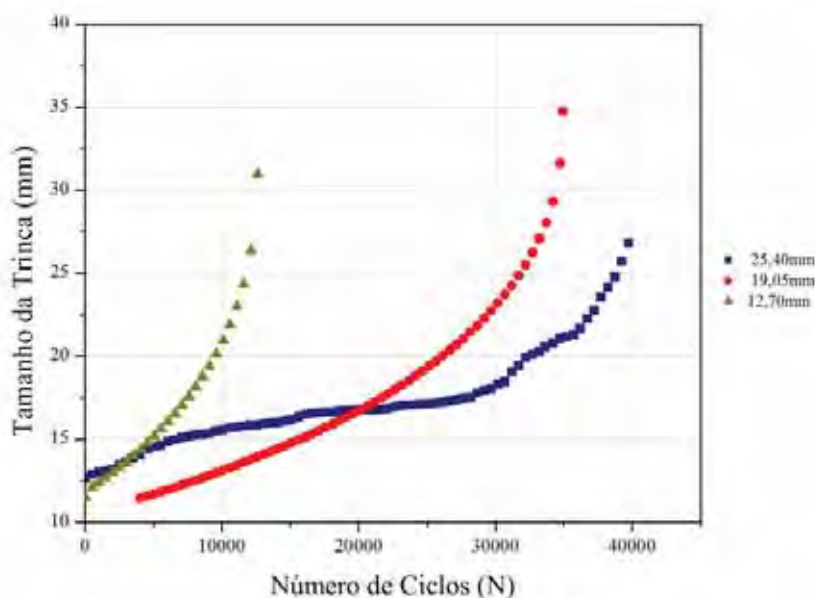


Figura 45 - Comportamento do tamanho de trinca vs número de ciclos dos corpos de prova de 12,7mm, 19,05mm e 25,40mm de espessura.

Pode-se considerar que o carregamento utilizado para os ensaios de propagação foi bastante severo, já que a fratura de todos os cdps ocorreu precocemente, ou seja, com baixo

número de ciclos. No entanto, percebe-se que mesmo aplicando carga elevada, foi possível obter as curvas $da/dN \times \Delta K$ na região linear do gráfico (estágio II).

A Figura 46 mostra a curva $da/dN \times \Delta K$ somente para os corpos de provas de 12,7mm e 19,05mm, pois devido a aquisição de dados ter sido realizada sem o uso do extensômetro, dados espúrios foram obtidos para os corpos de prova de 25,40mm de espessura, não sendo possível obter valores válidos de C e m . Isso pode ser observado na Figura 45, comparando-se as três curvas.

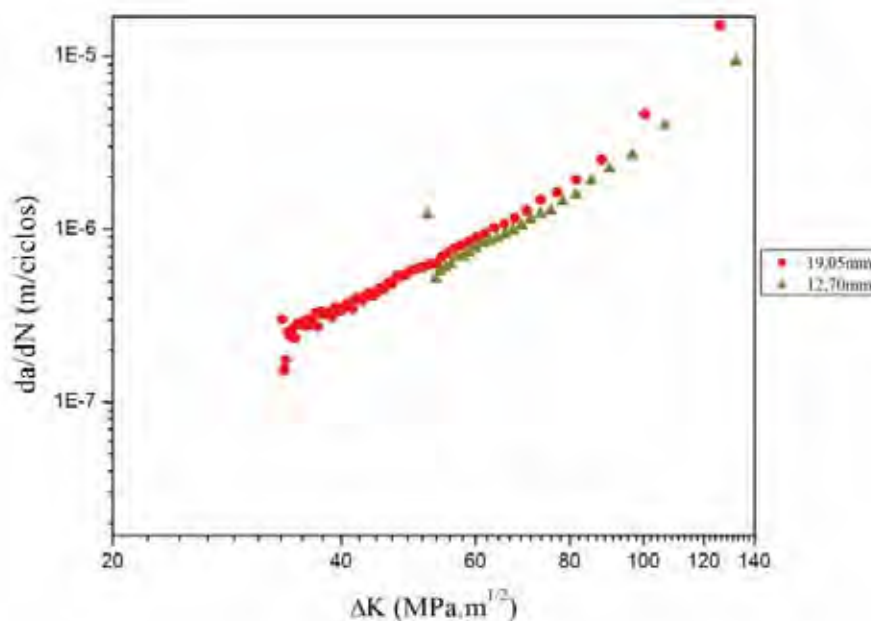


Figura 46 - Propagação de trincas por fadiga dos corpos de prova de 12,7mm e 19,05mm de espessura.

Conforme discutido anteriormente, há vários fatores que influenciam o crescimento da trinca em fadiga. Neste trabalho, os ensaios foram realizados no mesmo ambiente e utilizou-se a mesma carga máxima ($P_{\text{máx}} = 35,2 \text{ kN}$) e a razão de carregamento ($R=0,1$), para todos os casos. É possível, então, considerar que a espessura dos corpos de prova seja o fator que influenciou diretamente as diferenças no comportamento do crescimento das trincas.

Sabe-se que a espessura do componente afeta a taxa de propagação de trinca devido o comportamento de deformação ou tensão plana na região da ponta da trinca. Para espessuras pequenas, a zona plástica formada nesta região é consideravelmente grande, em relação a espessura, levando a existência de um estado de tensão plana em sua ponta. À medida que a

espessura do componente aumenta, maior é a extensão do estado de deformação plana na região da ponta da trinca, que é o responsável por restringir a deformação local do material (DOWLING, 1993).

Analisando os gráficos da Figura 45, percebe-se que o corpo de prova de 25,40mm de espessura fraturou após uma ciclagem maior que os corpos de prova de 12,7mm e 19,05mm de espessura, apresentando maior resistência à propagação de trinca. Isso pode ser atribuído a menor tensão externa aplicada a esse corpo de prova, durante a execução dos ensaios, que acarretou num fator intensidade de tensão (K) menor na ponta da trinca. Como a carga máxima, aplicada a todos os corpos de provas, foi de 35,2 kN, ou seja, foi utilizada a mesma carga para todos os ensaios, a espessura teve influência no valor do K , pois quanto maior é a espessura do componente, menor é o valor da tensão aplicada no mesmo e, conseqüentemente, menor é o valor do fator intensidade de tensão (K) na ponta da trinca, já que essas duas variáveis são diretamente proporcionais. Portanto, para que o fator intensidade de tensão atingisse seu valor crítico (K_c) e, então, proporcionasse a fratura do corpo de prova, a trinca se propagou de forma mais lenta para o cdp de 25,40mm de espessura que para os demais cdp's de espessuras menores.

A partir dos gráficos da Figura 46 foram obtidos os valores dos parâmetros C e m , para as duas condições de espessuras. Esses valores estão apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Valores dos parâmetros C e m a partir da região linear da curva de propagação de trinca

<i>Espessura (mm)</i>	<i>m</i>	<i>C (m/ciclo)</i>
12,70	2,68	$1,90204 \times 10^{-5}$
19,05	2,80	$1,68696 \times 10^{-5}$

Pode-se observar que para as duas espessuras estudadas, os valores dos parâmetros m e C ficaram próximos entre si, sendo estes resultados esperados, pois os dois parâmetros são dependentes somente do material.

4.4 Análise fractográfica

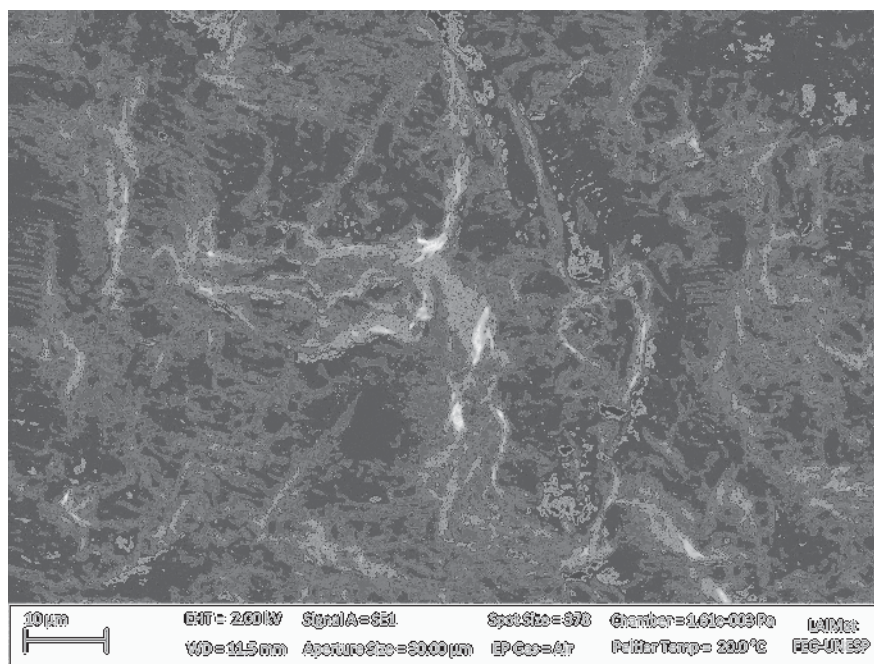
Na Figura 47 são apresentadas as imagens da superfície de fratura do corpo de prova de 12,70 mm de espessura, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, com o propósito de analisar a evolução dos micromecanismos de fratura apresentados pelo material. As imagens

foram adquiridas em três regiões da linha média central no sentido da espessura dos corpos de prova, ou seja, no início da propagação da trinca (Figura 47a), na metade da superfície de fadiga (Figura 47b) e próximo à fratura final (Figura 47c).

Em todas as imagens adquiridas fica evidente a presença das estrias de fadiga, que são formadas pelo mecanismo de deformação plástica na ponta da trinca durante a fase de carregamento e descarregamento do ciclo de fadiga.

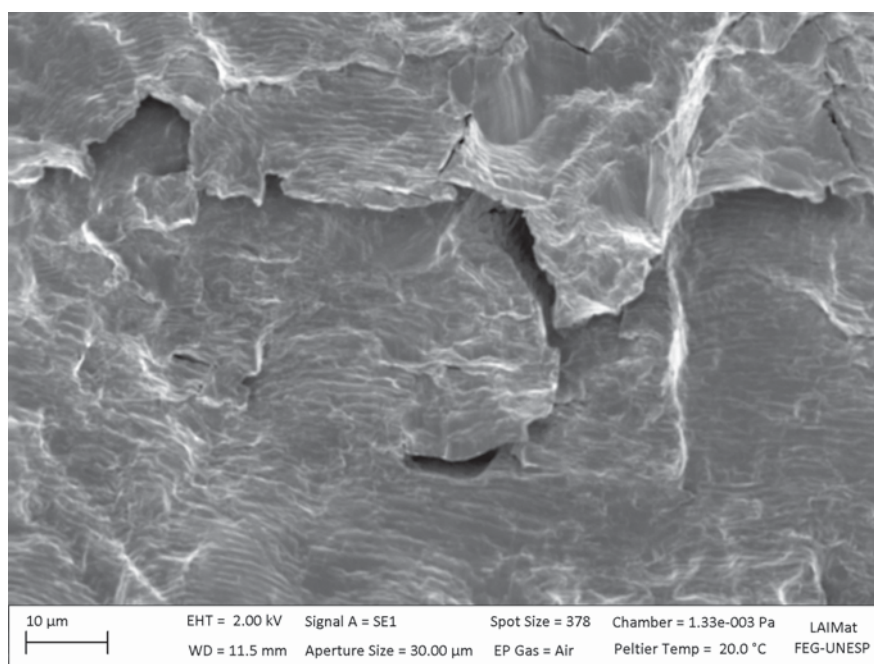
Nas imagens das Figuras 47b e 47c é possível verificar que há a presença de trincas secundárias que se propagam de maneira intergranular, causando a fratura do material nos contornos de grão. No entanto, na imagem da Figura 47c, observa-se que a fratura tende para estágio III devido a pouca presença das estrias de fadiga e o surgimento de região com um leve estiramento. Na Figura 51g é possível visualizar claramente a região estirada.

A zona de estiramento é a região de transição entre a propagação estável da trinca e a propagação instável, provocada por uma sobrecarga que conduz à fratura (HEIN, 1996; HOROVISTIZ, 2000)

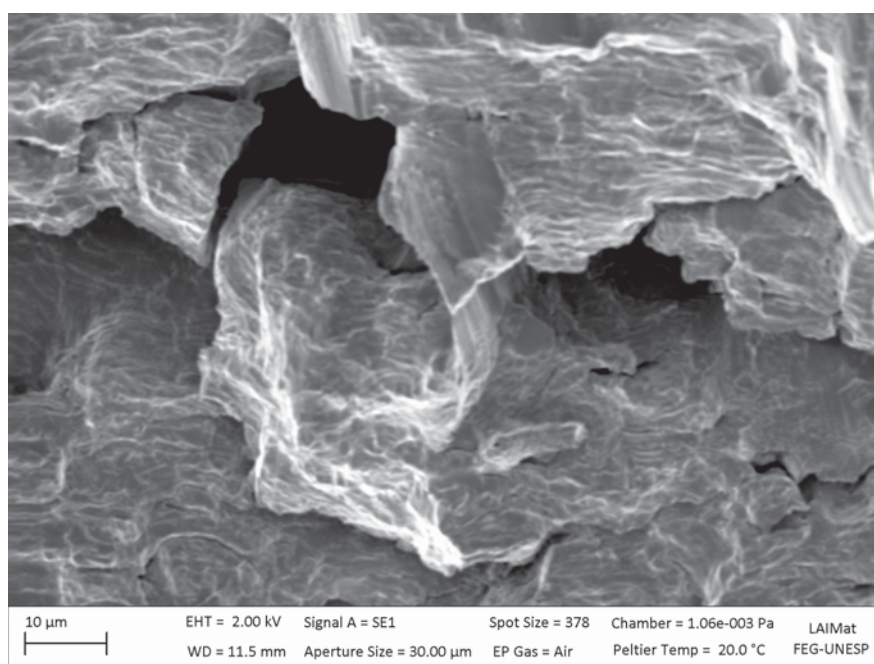


(a)

Figura 47 – Imagem da superfície de fratura do aço 15-5PH obtida em MEV com ampliação de 2500x: (a) região do início da propagação da trinca; (b) região da metade da superfície de fadiga; (c) região próxima à fratura final



(b)



(c)

Figura 47 - Imagem da superfície de fratura do aço 15-5PH obtida em MEV com ampliação de 2500x: (a) região do início da propagação da trinca; (b) região da metade da superfície de fadiga; (c) região próxima à fratura final

Nas análises seguintes serão discutidos com mais detalhes os micromecanismos de fratura apresentados pelas três espessuras estudadas.

4.5 Análise fractal da superfície de fratura

Neste tópico serão abordadas as análises realizadas quanto à relação da dimensão fractal e a posição à frente da trinca, a relação entre a dimensão fractal e a variação do fator intensidade de tensão e a influência da espessura no valor da dimensão fractal.

4.5.1 Relação entre a dimensão fractal e a posição à frente da trinca.

A análise da dimensão fractal foi realizada em duas escalas, dimensão textural (D_t) e dimensão estrutural (D_s), já que o perfil da fratura é considerado como fractais mistos ou multifractais. Para comparação, os valores da dimensão monofractal, usados por muitos autores e que são característicos do comportamento auto-similar, também foram medidos. Neste caso, o crescimento da trinca deveria seguir a uma velocidade constante de propagação, o que não condiz com o modelo físico da equação de Paris.

A dimensão textural (D_t), numa escala de resolução mais grosseira e menores ampliações, descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície, enquanto que a dimensão estrutural (D_s), já para resoluções mais finas de tamanho, descreve o comportamento anisotrópico do relevo, devido à evolução dos campos de tensão na frente da trinca e sua relação com a microestrutura local. Sendo assim, a dimensão fractal deve estar relacionada ao avanço da trinca e à distribuição de tensões à sua frente, onde processos de fratura resultam em superfícies multifractais, caracterizadas pela heterogeneidade na velocidade de propagação das trincas (RUSS, 1994; HOROVISTIZ et al.; 2010).

As Figuras 48, 49 e 50 apresentam os gráficos da dimensão fractal (D_f , D_s , D_t) versus o tamanho da trinca (a), dos corpos de prova de 12,70 mm, 19,05 mm e 25,40 mm de espessura, respectivamente, a fim de verificar seu comportamento em relação a propagação da trinca.

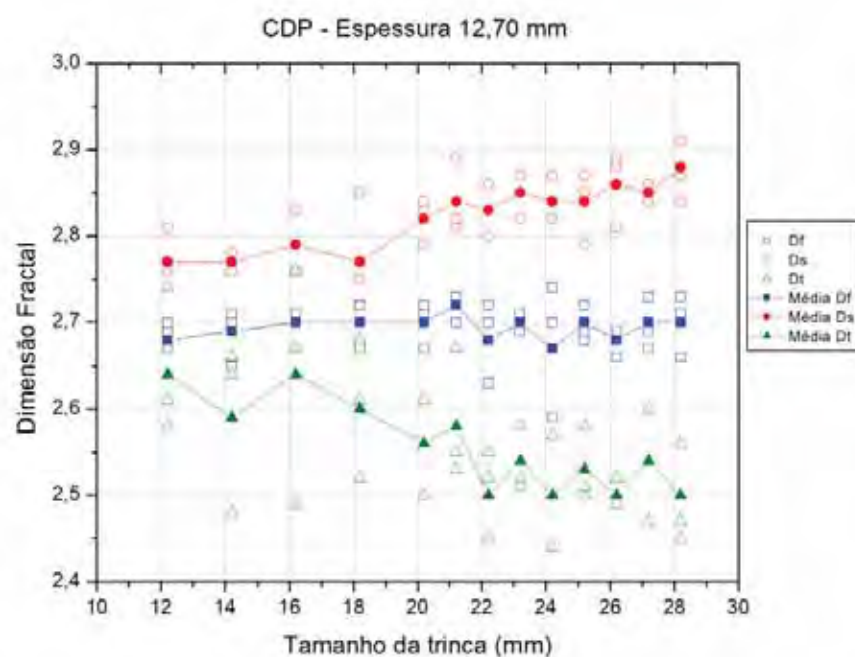


Figura 48 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e o tamanho da trinca a do cdp de 12,70 mm de espessura.

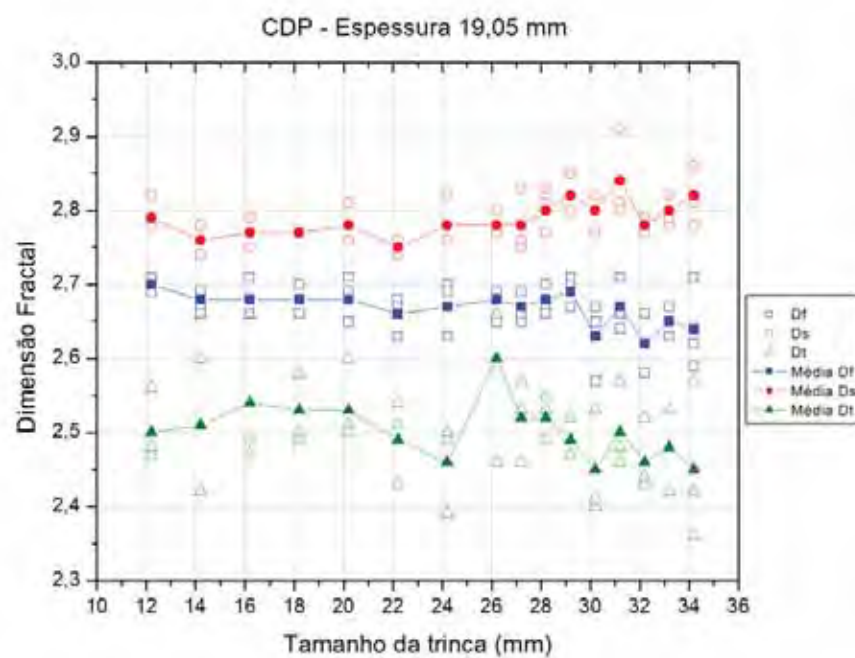


Figura 49 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e o tamanho da trinca a do cdp de 19,05 mm de espessura

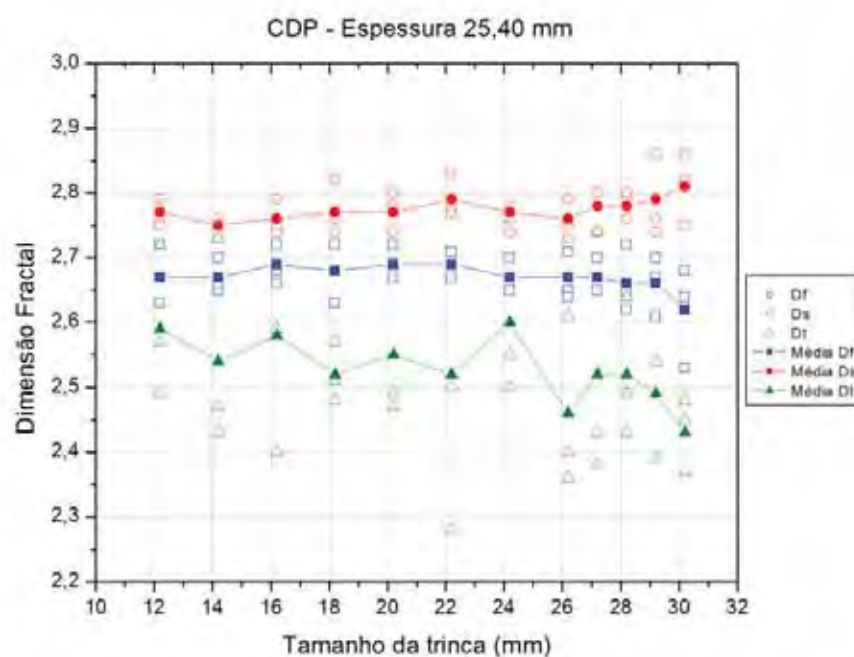


Figura 50 - Relação da Dimensão Fractal (Df , Ds , Dt) e o tamanho da trinca a do cdp de 25,40 mm de espessura

Analisando os gráficos acima, observa-se a dispersão dos valores da dimensão fractal, principalmente os de Dt , em função do tamanho da trinca. Neste caso, para quantificar a dispersão dos dados, foi calculado o desvio padrão dos valores da dimensão textural (Dt) e da dimensão estrutural (Ds), para os três corpos de prova, obtendo os valores mostrados na Tabela 7.

Tabela 7 – Valores de desvio-padrão de Ds e Dt para os corpos de prova de diferentes espessuras

Dimensão fractal	CDP - 12,70 mm	CDP - 19,05 mm	CDP - 25,40 mm	Média do desvio-padrão
Ds	0,04	0,03	0,05	0,04
Dt	0,08	0,07	0,12	0,09

Dessa forma, pode-se considerar que a dimensão estrutural (Ds) é a componente responsável por descrever a homogeneidade nos efeitos microestruturais da topografia de fratura, já que apresentou menor espalhamento dos dados, ou seja, apresentou uniformidade dos resultados durante a propagação da trinca. Já a dimensão textural (Dt), que apresentou grande heterogeneidade no caminho da trinca, indica que essa medida expressa a resposta do

material às condições mecânicas locais do processo de fratura, que crescem progressivamente com a evolução de ΔK , explicando a grande dispersão dos dados (HOROVISTIZ et al., 2010; CAMPOS, 2010).

Ao avaliar o comportamento da dimensão estrutural (D_s) ao longo da propagação da trinca, percebe-se que há um padrão de espalhamento ao longo do sentido da propagação da trinca. Analisando as imagens de cada posição em que foi feita a medida da dimensão fractal, para um dos corpos de prova de 12,70 mm, de 19,05 mm e de 25,40 mm de espessura (Figuras 51, 52 e 53, respectivamente), percebe-se que os aspectos fractográficos se alteram nos campos amostrados.

No caso do cdp de 12,70 mm de espessura, constata-se a presença das estrias de fadiga em todas as posições, no entanto, elas apareceram com maior frequência nas imagens da Figura 51b a Figura 51f, ou seja, até um tamanho de trinca de aproximadamente 21,2 mm. Analisando o gráfico da Figura 48, percebe-se que os valores médios de D_s começaram a crescer de forma acentuada a partir de um tamanho de trinca igual a 18,2 mm até o tamanho de trinca de 21,2 mm, sendo que, logo em seguida, houve uma suave queda nesses valores. Entretanto, eles voltaram a crescer sutilmente e permaneceram aproximadamente constantes até a posição em que $a = 25,2$ mm, onde, a partir deste valor, eles apresentaram um leve aumento novamente.

Ainda analisando a Figura 51, percebe-se nas imagens após a Figura 51f a presença de trincas secundárias e que elas se propagaram de maneira intergranular, causando a fratura do material nos contornos de grão (Figura 51i e Figura 51j). No entanto, é possível visualizar na Figura 51g que há uma região com estiramento, que é um mecanismo de deformação por deslizamento ao longo de planos orientados de forma bastante inclinada em relação à superfície livre de fratura e que indica a transição da propagação estável para propagação instável da trinca (BROOCKS; CHOUDHURY, 1993; HOROVISTIZ, 2000).

Ainda é possível constatar a tendência da formação do micromecanismo de *dimples* rasos na Figura 51k, o que indica que para o tamanho de trinca igual a 26,2 mm a mesma já se propagava de forma instável.

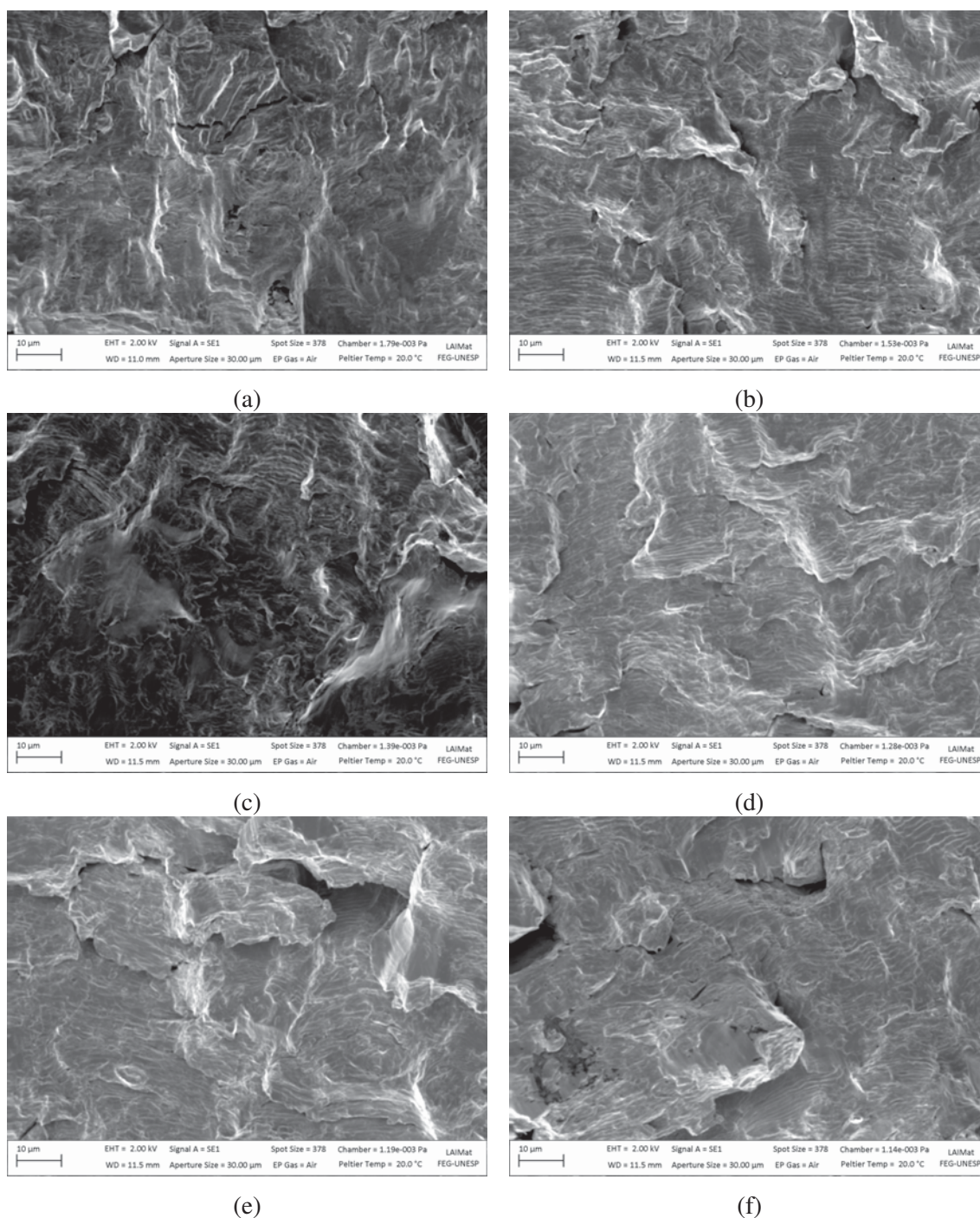


Figura 51 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 12,70 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) a=12,2mm; (b) a= 14,2mm; (c) a = 16,2mm; (d) a=18,2mm; (e) a=20,2mm; (f) a=21,2mm; (g) a=22,2mm; (h) a=23,2mm; (i) a=24,2mm; (j) a=25,2mm; (k) a=26,2mm

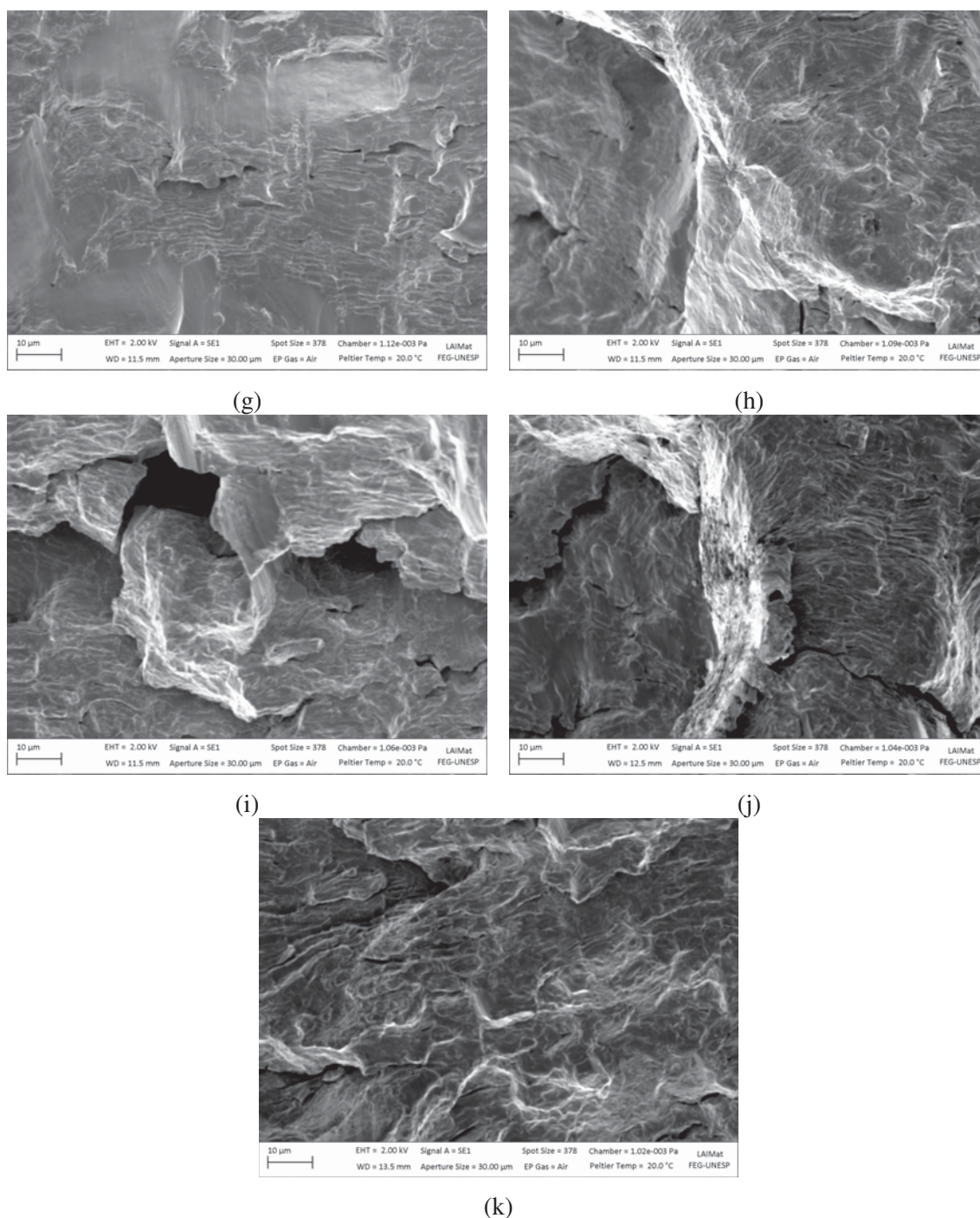


Figura 51 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 12,70 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=21,2\text{mm}$; (g) $a=22,2\text{mm}$; (h) $a=23,2\text{mm}$; (i) $a=24,2\text{mm}$; (j) $a=25,2\text{mm}$; (k) $a=26,2\text{mm}$

Analisando o gráfico da Figura 49, percebe-se que os valores de D_s apresentaram um aumento até o tamanho de trinca atingir 29,2mm, sendo que, logo em seguida, houve uma

suave queda em seus valores, no entanto, eles voltaram a crescer a partir de um tamanho de igual a 31,2mm.

Nas imagens da Figura 52, verifica-se que a presença das estrias de fadiga fica mais evidente a partir da imagem da Figura 52d até a Figura 52j, ou seja, elas são predominantes até um tamanho de trinca de 28,2 mm. Observa-se que na Figura 52k há a presença de estiramento, que indica a transição da propagação estável para propagação instável da trinca, da mesma forma que pôde ser analisado na Figura 51g, para o cdp de 12,70 mm.

Ainda analisando Figura 52, percebe-se que nas imagens adiantes é possível verificar a presença de trincas secundárias e que elas se propagam de maneira intergranular, causando a fratura do material nos contornos de grão (Figura 52l e Figura 52m). Entretanto, é possível constatar a presença de *dimples* rasos na Figura 52n, o que indica que para o tamanho de trinca igual a 32,2 mm a mesma já se propagava de forma instável.

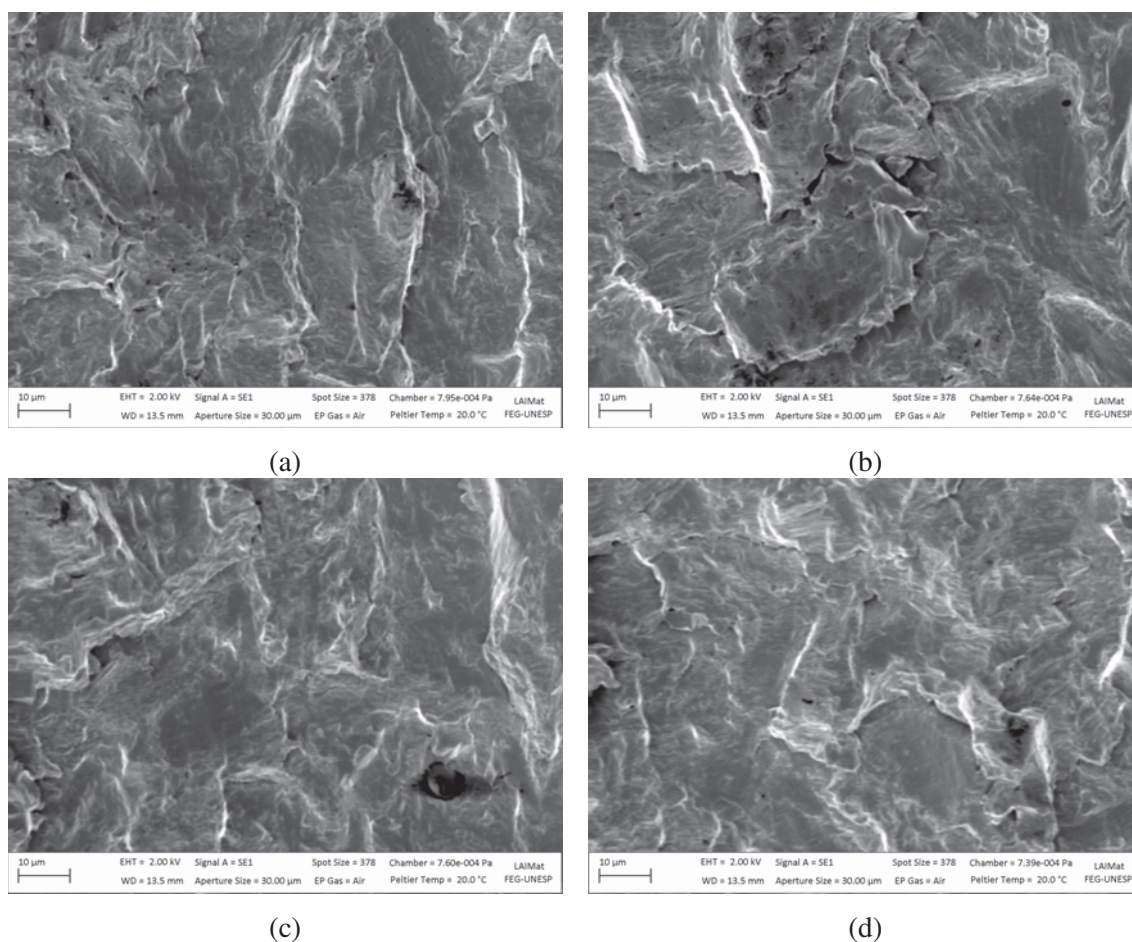


Figura 52 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 19,05 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) a=12,2mm; (b) a= 14,2mm; (c) a = 16,2mm; (d) a=18,2mm; (e) a=20,2mm; (f) a=22,2mm; (g) a=24,2mm; (h) a=26,2mm; (i) a=27,2mm; (j) a=28,2mm; (k) a=29,2mm; (l) a=30,2mm; (m) a=31,2mm; (n) a= 32,2mm

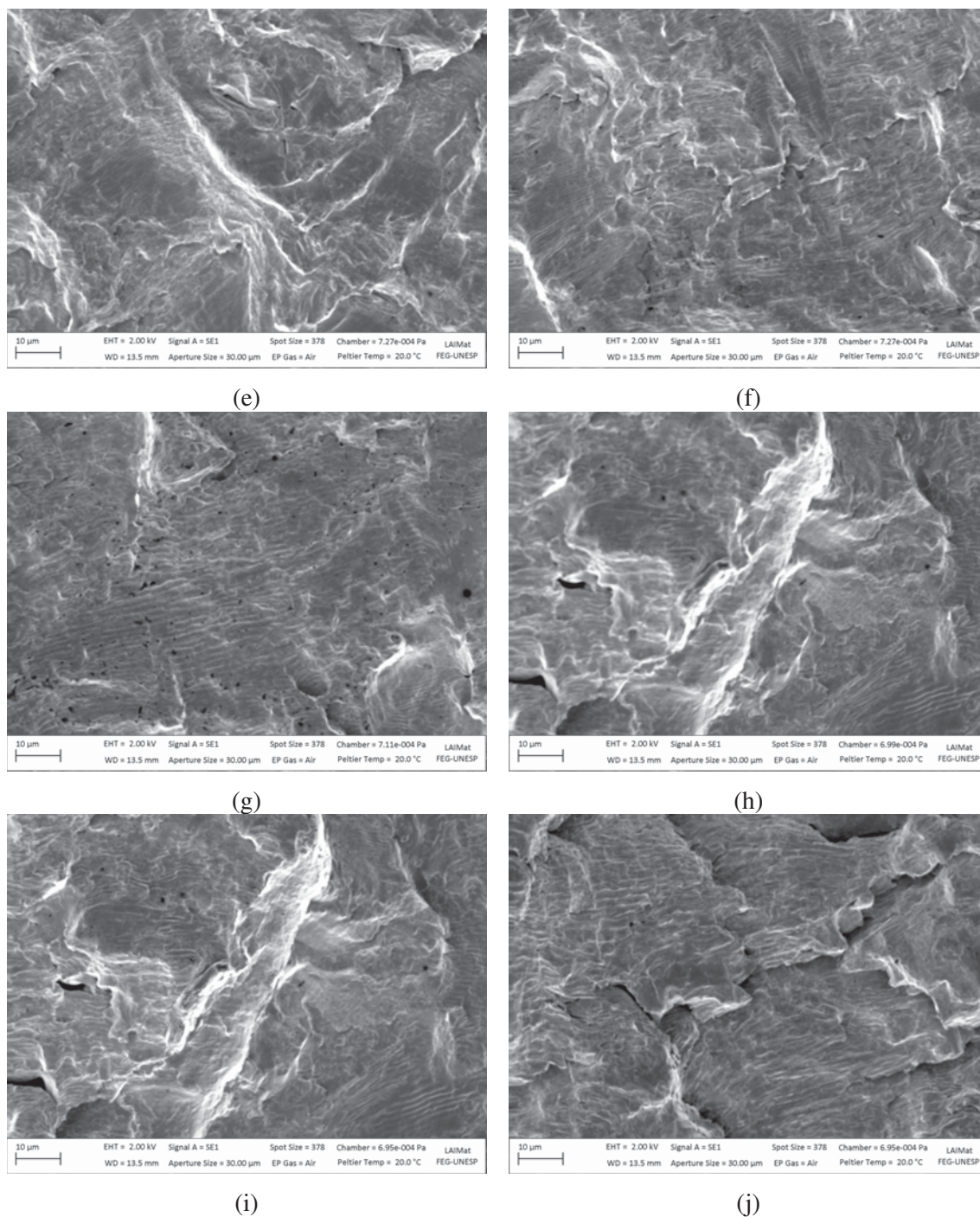


Figura 52 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 19,05 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=22,2\text{mm}$; (g) $a=24,2\text{mm}$; (h) $a=26,2\text{mm}$; (i) $a=27,2\text{mm}$; (j) $a=28,2\text{mm}$; (k) $a=29,2\text{mm}$; (l) $a=30,2\text{mm}$; (m) $a=31,2\text{mm}$; (n) $a=32,2\text{mm}$

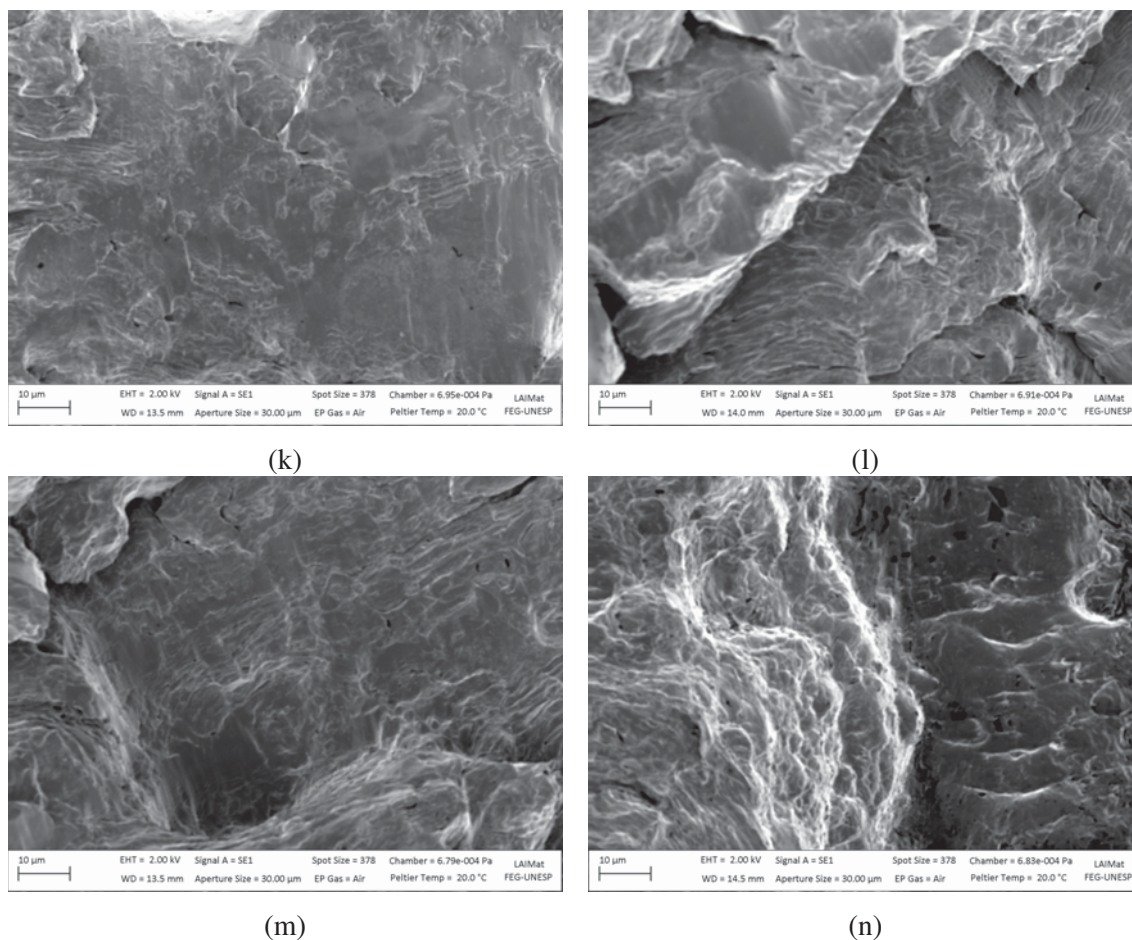


Figura 52 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 19,05 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=22,2\text{mm}$; (g) $a=24,2\text{mm}$; (h) $a=26,2\text{mm}$; (i) $a=27,2\text{mm}$; (j) $a=28,2\text{mm}$; (k) $a=29,2\text{mm}$; (l) $a=30,2\text{mm}$; (m) $a=31,2\text{mm}$; (n) $a=32,2\text{mm}$

Analisando o gráfico da Figura 50, percebe-se que os valores de D_s apresentaram um suave aumento até o tamanho de trinca atingir 22,2 mm, sendo que, logo em seguida, houve uma queda em seus valores até a posição em que a era igual a 26,2 mm, onde a partir daí eles voltaram a aumentar.

No entanto, nas imagens da Figura 53, não fica evidente as mudanças nos micromecanismos de acordo com a mudança nos valores de D_s , conforme foi possível evidenciar para os corpos de prova de 12,70 mm e 19,05 mm, já que não foram obtidas imagens da região de estiramento e nem da região de propagação instável.

Ainda percebe-se a presença de trincas secundárias se propagando de maneira intergranular e causando a fratura do material nos contornos de grão (Figura 53g).

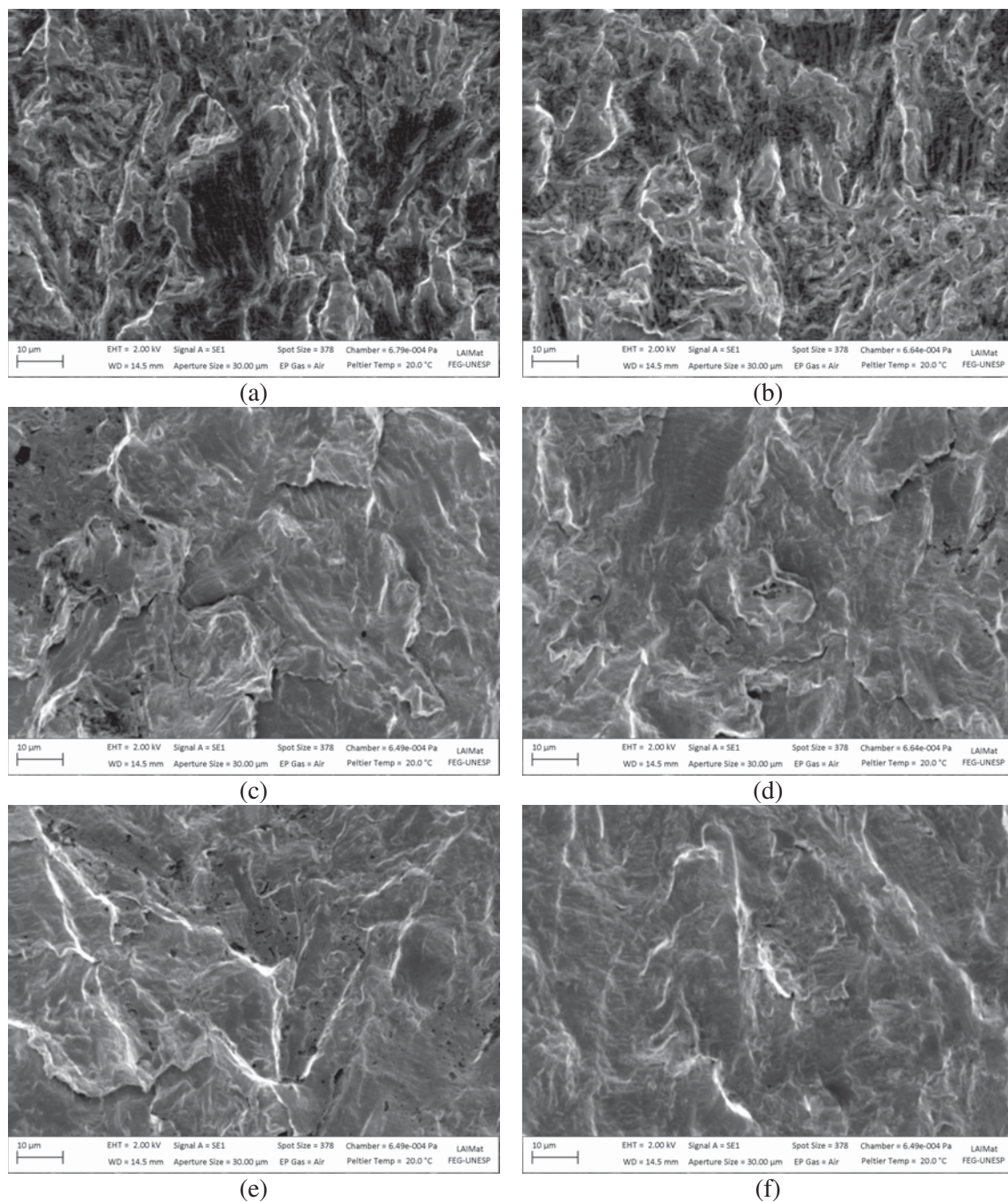


Figura 53 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 25,40 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=22,2\text{mm}$; (g) $a=24,2\text{mm}$; (h) $a=26,2\text{mm}$; (i) $a=27,2\text{mm}$; (j) $a=28,2\text{mm}$

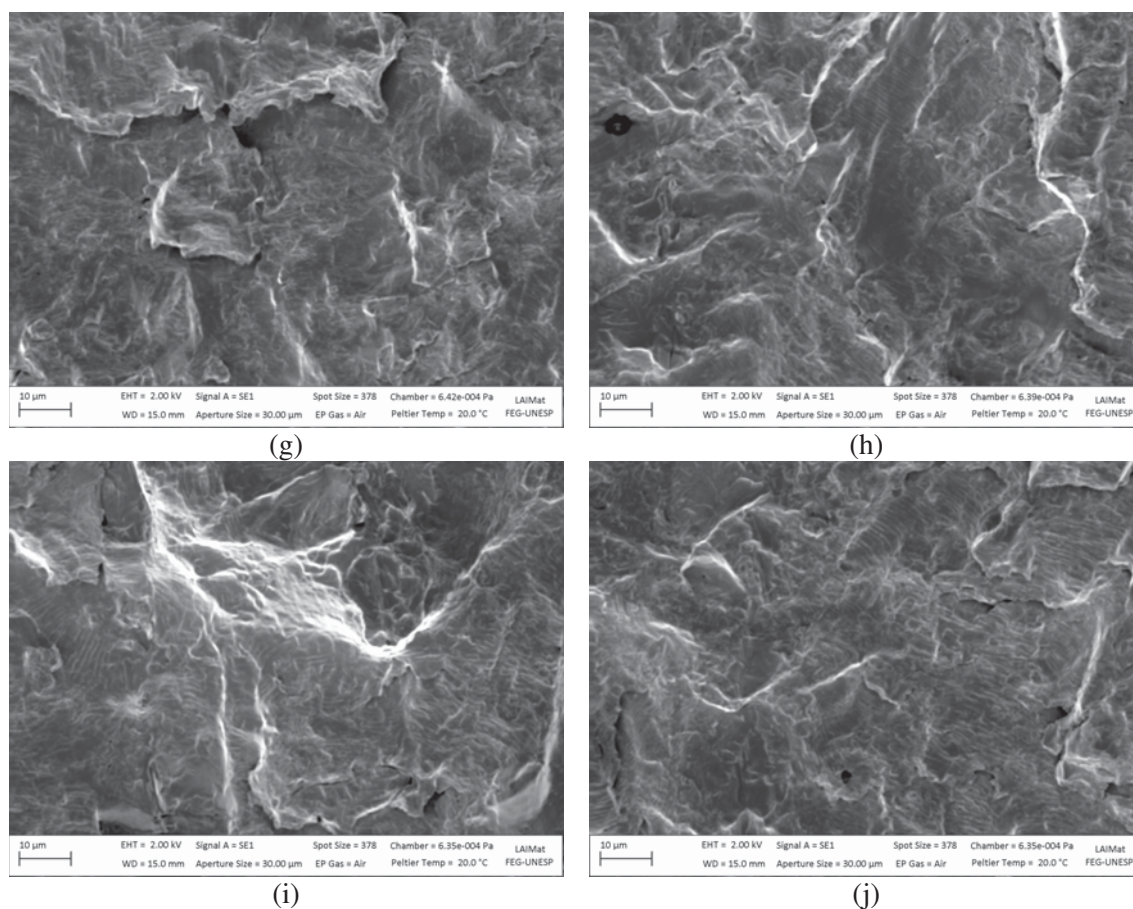


Figura 53 - Imagens da superfície de fratura do cdp de 25,40 mm de espessura com ampliação de 2500x na posição onde foi obtida a dimensão fractal: (a) $a=12,2\text{mm}$; (b) $a=14,2\text{mm}$; (c) $a=16,2\text{mm}$; (d) $a=18,2\text{mm}$; (e) $a=20,2\text{mm}$; (f) $a=22,2\text{mm}$; (g) $a=24,2\text{mm}$; (h) $a=26,2\text{mm}$; (i) $a=27,2\text{mm}$; (j) $a=28,2\text{mm}$

4.5.2 Relação entre a dimensão fractal e a variação do fator intensidade de tensão.

Os valores de ΔK de cada posição e as dimensões fractais (D_f , D_s e D_t) calculadas para estes pontos, para o corpo de prova de 12,70 mm e 19,05 mm de espessura, foram representados graficamente nas Figuras 54 e 55, para que fossem identificados os comportamentos entre essas variáveis.

Com relação ao cdp de 25,40 mm de espessura, essa análise não foi realizada devido aos resultados obtidos nos ensaios de propagação de trincas por fadiga. Para esse caso em específico, a leitura do comprimento da trinca não pôde ser realizada com o extensômetro, gerando dados imprecisos e pouco confiáveis, conforme descrito no item 3.3.2.

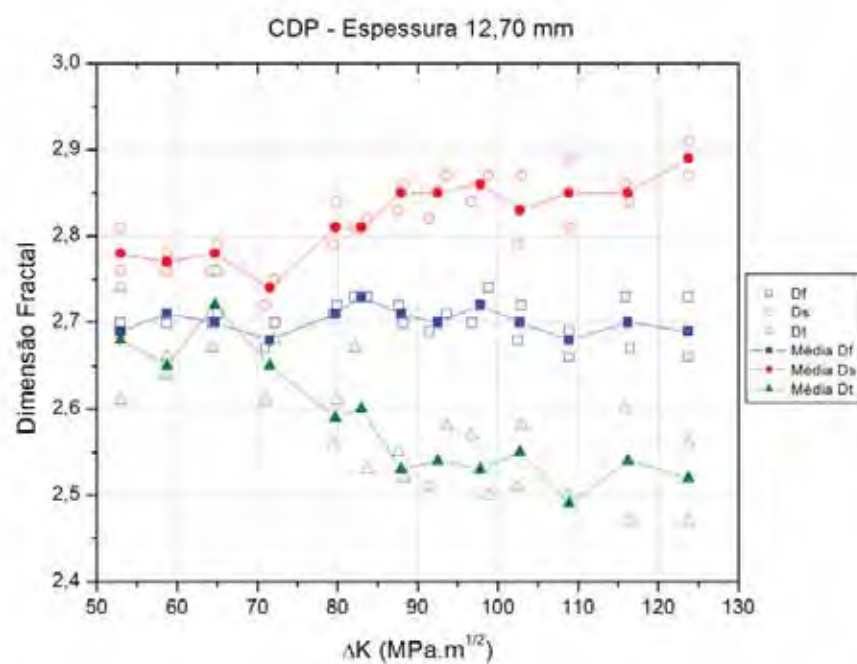


Figura 54 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e a variação do fator intensidade de tensão do cdp de 12,70 mm de espessura

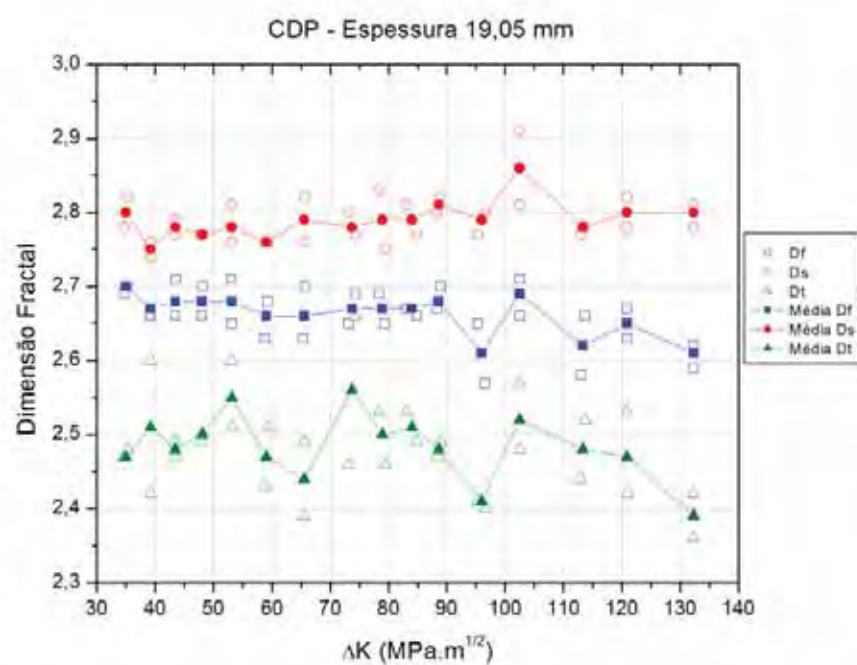


Figura 55 - Relação da Dimensão Fractal (D_f , D_s , D_t) e a variação do fator intensidade de tensão do cdp de 19,05 mm de espessura

Analisando o gráfico da Figura 54, percebe-se que os valores de Ds e Dt apresentaram mudança de comportamento simultaneamente, no entanto, de forma inversa, quando a propagação da trinca estava próxima de atingir o estágio III, ou seja, a propagação instável da trinca. Isso pode ser confirmado analisando a Figura 46, que mostra que para o valor do fator intensidade de tensão igual a $80 \text{ MPa.m}^{1/2}$ a taxa de propagação de trinca era aproximadamente $1,60 \times 10^{-6} \text{ m/ciclo}$, o que significa que o comprimento da trinca estava em torno de 21 mm e que ela já estava perto de se propagar de forma instável.

No caso do cdp de 19,05 mm de espessura, essa tendência do comportamento dos valores da dimensão fractal, especialmente de Ds , em relação ao ΔK não fica tão evidente ao analisar o gráfico da Figura 55. Contudo, avaliando os valores de Dt , percebe-se que seus valores começam a decrescer de forma uniforme quando o valor de ΔK está em torno de $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Analisando a Figura 46, pode-se estimar que para o valor do fator intensidade de tensão aproximado de $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$, a taxa de propagação de trinca era aproximadamente $4,62 \times 10^{-6} \text{ m/ciclo}$, o que significa que o comprimento da trinca estava em torno de 30 mm e que ela já estava se propagando de forma instável ou na iminência de atingir o estágio III.

De acordo com os gráficos das Figuras 54 e 55, os valores de Ds aumentaram a partir do valor do fator intensidade de tensão (ΔK) igual a $80 \text{ MPa.m}^{1/2}$ e $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$, respectivamente, sendo possível observar que os seus valores, para cada ΔK , oscilaram entre os valores de 2,7 e 2,9. Com relação aos valores de Dt , eles apresentam um comportamento inverso a Ds , já que seus valores decresceram a partir do valor do fator intensidade de tensão (ΔK) igual a $80 \text{ MPa.m}^{1/2}$ e $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$, respectivamente. Para este caso, observa-se que os valores de Dt , para cada ΔK , oscilaram entre os valores de 2,3 e 2,6.

De acordo com Paggi e Carpinteri (2009), a dimensão fractal de uma superfície de fadiga não poderia superar o valor de 2,5, pois isso implicaria na ocorrência de saliências inadmissíveis num processo de fratura. Dessa forma, pode-se considerar que os valores de Dt , obtidos neste trabalho, foram condizentes com os encontrados pelos autores citados.

É possível constatar também que os comportamentos de Ds e Dt em relação ao fator intensidade de tensão são muito parecidos quando comparados com a relação entre o tamanho da trinca. Isso já era esperado já que a taxa de propagação de trinca depende do ΔK . Dessa forma, pode-se considerar que, à medida que a velocidade da trinca aumenta, os valores de Ds , cuja medida está associada às forças envolvidas na ruptura das ligações atômicas e, conseqüentemente, aos micromecanismos e microestrutura, crescem. Já os valores de Dt , associado à resposta do material às condições mecânicas locais do processo de fratura, diminuíram com o aumento da velocidade de propagação da trinca, ou seja, diminuíram com a

perda na resistência do material ao processo de propagação de trincas, com o início do estágio III.

4.5.3 Influência da espessura dos corpos de prova no valor da dimensão fractal

A análise da influência da espessura no comportamento fractal foi realizada considerando as mesmas posições nas superfícies de fratura dos corpos de prova de 12,70 mm, 19,05 mm e 25,40 mm de espessura, a partir das quais foram obtidos os valores de dimensão fractal. Esses valores foram adquiridos na região central dos cdp's, a partir da pré-trinca, em intervalos de 2 mm e na região de propagação estável da trinca, pelo método de reconstrução por extensão de foco.

Esse estudo foi feito para verificar se há a possibilidade de identificar alguma relação entre a dimensão fractal e a espessura, considerando o comportamento dúctil-frágil, uma vez que, na escala macroscópica, à medida que a espessura aumenta, as amostras tendem a apresentar um comportamento mais frágil em função do estado de deformação plana.

A Figura 56 apresenta o comportamento da dimensão textural (D_t) para as três espessuras. Observa-se que há forte espalhamento dos valores de D_t , em todos os casos, e que eles não mostraram uma tendência bem definida ao longo da fratura. Ainda é possível perceber que os valores de D_t são maiores para o cdp de 25,40 mm e menores para o cdp de 19,05mm. Já seus valores para o cdp de 12,70 mm de espessura permaneceram intermediários aos valores das outras duas espessuras.

Na Figura 57 é possível analisar que os valores da dimensão estrutural (D_s) se comportaram de forma mais homogênea ao longo da fratura, permitindo observar certo padrão para as três espessuras. No início das fraturas os valores de D_s permaneceram próximos, para todos os casos, contudo, a partir da posição de 8 mm, eles apresentaram valores maiores para o cdp de 12,70 mm de espessura e valores menores para os cdp de 19,05mm. Já os valores de D_s para o cdp de 25,40mm de espessura permaneceram intermediários aos das outras duas espessuras.

Dessa forma, não foi possível afirmar que a dimensão fractal é influenciada pela espessura, e conseqüentemente, ao comportamento macroscópico dútil-frágil, pois o número de amostras avaliadas, com espessuras diferentes, não foi suficiente para estabelecer um comportamento. Além disso, o fato ter realizado os ensaios de propagação de trincas por

fadiga aplicando diferentes valores de tensão externa, dificulta a análise devido ser mais uma variável que pode influenciar diretamente nesse comportamento.

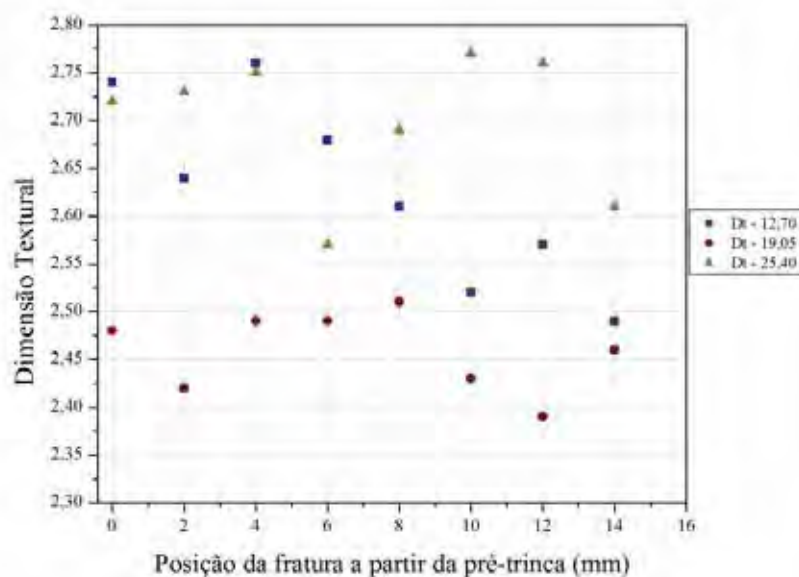


Figura 56 - Comportamento de D_t em relação a diferentes espessuras

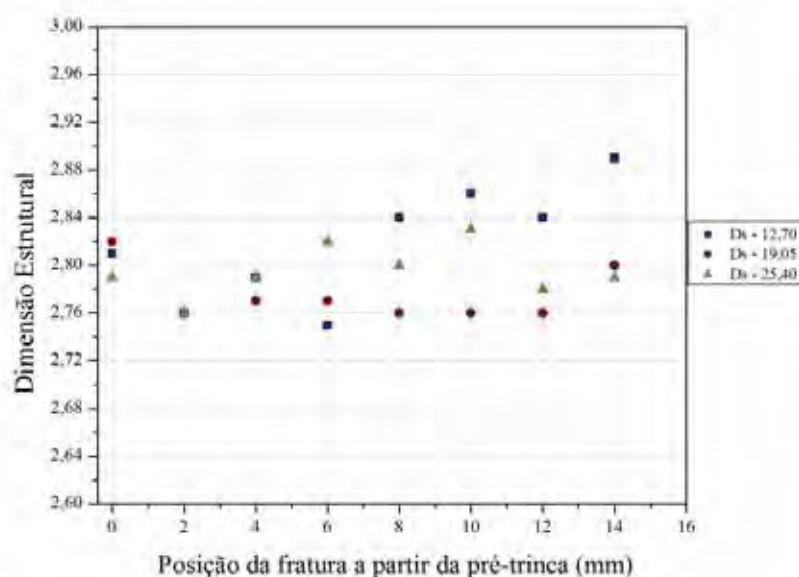


Figura 57 – Comportamento de D_s em relação a diferentes espessuras

5 CONCLUSÃO

A partir da realização desse estudo foi possível concluir que:

- 1) Ensaios de propagação de trinca por fadiga no aço 15-5PH: verificou-se que o corpo de prova de 25,40 mm de espessura apresentou maior resistência à propagação de trinca em relação aos corpos de prova de 12,7 mm e 19,05 mm de espessura. Isso ocorreu devido a menor tensão externa aplicada a esse corpo de prova, durante a execução dos ensaios, que acarretou num fator intensidade de tensão (K) menor na ponta da trinca em relação aos demais corpos de prova. Além disso, pode-se conferir que os valores obtidos para os parâmetros m e C , para as duas espessuras de 12,7 mm e 19,05 mm, são muito próximos, constatando que ambos dependem principalmente do material.
- 2) Relação entre a dimensão fractal e a posição à frente da trinca: ao avaliar o comportamento da dimensão fractal ao longo da propagação da trinca, percebe-se que houve um padrão de espalhamento ao longo do sentido da propagação da trinca relacionado aos micromecanismos atuantes, pois foi verificado que houve um aumento nos valores da dimensão estrutural (D_s) nas regiões em que a presença das estrias de fadiga era mais expressiva. Contudo, ao atingir a região de estiramento, os valores de D_s diminuíram e, em seguida, voltaram a aumentar quando a trinca se propagava instavelmente e já estava próxima de atingir seu tamanho crítico, evidenciado pelo surgimento de regiões com *dimples* rasos. Além disso, D_s apresentou dispersão menor que D_t , sendo considerada a responsável por descrever a homogeneidade nos efeitos microestruturais da topografia de fratura.
- 3) Relação entre a dimensão fractal e a variação do fator intensidade de tensão: verificou-se que os valores de D_s , para o cdp de 12,70 mm, aumentaram quando a propagação da trinca estava próxima de atingir o estágio III. No entanto essa tendência de comportamento não ficou evidente para o cdp de 19,05 mm. Já os valores de D_t , que se comportaram de forma inversa a D_s , começaram a decrescer quando a propagação da trinca estava próxima de atingir a instabilidade, para as duas espessuras estudadas. Além disso, observou-se que os valores de D_t oscilaram entre os valores de 2,3 e 2,6, o que implica que eles foram condizentes com os valores encontrados pelos pesquisadores Paggi e Carpinteri (2009). Dessa forma, pode-se considerar que os valores de D_s , associados às forças envolvidas na ruptura das ligações atômicas e, conseqüentemente, aos micromecanismos e microestrutura, crescem à medida que

a velocidade da trinca aumenta e os valores de Dt , associado à resposta do material às condições locais do processo de fratura, diminuem com o aumento da velocidade de propagação da trinca, coerentemente com a menor resistência imposta à propagação da trinca com o início do estágio III.

4) Influência da espessura nos valores da dimensão fractal: verificou-se que os valores da dimensão textural (Dt) são maiores para o cdp de 25,40 mm e menores para o cdp de 19,05 mm. Já seus valores para o cdp de 12,70 mm de espessura permaneceram intermediários aos valores das outras duas espessuras. Com relação à dimensão estrutural, verificou-se que Ds apresentou valores maiores para o cdp de 12,70 mm de espessura e valores menores para os cdp de 19,05 mm. Já seus valores para o cdp de 25,40 mm de espessura permaneceram intermediários aos das outras duas espessuras. Dessa forma, não foi possível afirmar que a dimensão fractal é influenciada pela espessura, e consequentemente, ao comportamento macroscópico da tenacidade imposto pela transição no estado triaxial de tensões, pois os números de amostras avaliadas, com espessuras diferentes, não foram suficientes para estabelecer um comportamento e os valores levantados se sobrepõem sem uma tendência uniforme.

6 REFERÊNCIAS

AK STEEL. **AK Steel 15-5PH stainless steel data sheet**. 2007. 2p. Disponível em: <http://www.aksteel.com/markets_products/stainless_precipitation.aspx> Último acesso em: 20 de maio de 2011.

ALVES, L.M. Fractal geometry concerned with stable and dynamic fracture mechanics. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v.44, p.44-57, 2005.

ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

ASTM International, **ASTM E 1823 (2010)**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. West Conshohocken, PA, EUA, 2010.

ASTM International, **ASTM E 8M (2009)**: Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2009.

ASTM International, **ASTM E 647 (2008)**: Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

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

BECKER, W.T.; LAMPMAN, S. **Fracture Appearance and Mechanisms of Deformation and Fracture**. In: Failure Analysis and Prevention ASM Handbook. 1.ed. EUA: ASM International, v.11, p. 1162-1230, 2002.

BRAZ, M.H.P., **Propriedade de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições**. 1999. 101 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1999.

BROEK, D. **Elementary engineering fractures mechanics**. 4.ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1986. 516p.

BROOKS, C.R., CHOUDHURY, A. **A Metallurgical failure analysis**. 1.ed. New York: McGraw-Hill, 1993.409p

CALLISTER JR, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

CAMPOS, K.A. **Fractografia quantitativa: análise do comportamento fractal de fratura em compósitos carbono/epóxi, por processamento digital de imagens**. 2010. 136 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

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**. v.31, p.1524-1531, 2009.

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

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

CHEN, W.S., YUAN, S., HSIEH, C.M. Two algorithms to estimate fractal dimension of gray-level images. **Optical Engineering**, v.42, n. 8, p. 2452-2465, 2003.

CUI, W. A state of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures. **Journal of Marine Science and Technology**, v.7, p.43-56, 2002.

DAUSKARDT, R. H.; HAUBENSAK, F.; RITCHIE, R. O. On the interpretation of the fractal character of fracture surfaces. **Acta Metall. Mater**, v. 38, p. 143-159, 1990.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy (SI metric edition)**. 3.ed. Singapore: McGraw-Hill Book Company, 1988. 751p.

DOWLING, N.E. **Mechanical behavior of materials: Engineering methods for deformation, fracture and fatigue**. EUA: Prentice-Hall International, 1993. 773p.

EITERER, L.F.M., **Uma abordagem fractal para localização do bloco de endereço em segmentação de envelopes postais**. 2005. 93p. Dissertação (Mestrado em Informática Aplicada) – Centro de Ciências Exatas e Tecnologia. Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba, 2005.

FALCONER, K.J. **Fractal geometry: mathematical and applications**. John Wiley, 1990. 288p.

FANTINATO, P.C. **Segmentação de voz baseada na análise fractal e na transformada wavelet**. 2008. 123p. Dissertação (Mestrado em Ciências na área de Física Aplicada) – Instituto de Física de São Carlos, USP, São Carlos, 2008.

GROSS, T.S.; LAMPMAN, S. **Fatigue Failure in Metals**. In: Fatigue and Fracture ASM Handbook. 1.ed. EUA: ASM International, v.19, p. 104-148, 1996.

HEIN, L.R.O. **Estudo da zona de estiramento através da técnica de reconstrução tridimensional**. 1996. 113f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1996.

HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 786p.

HOROVISTIZ, A.L.; CAMPOS, K.A.; SHIBATA, S.; PRADO, C.C.S.; HEIN, L.R.O. Fractal characterization of brittle fracture in ceramics under mode I stress loading. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, p. 4847-4850, 2010.

HOROVISTIZ, A.L., RIBEIRO, L.M.F., CAMPOS, K.A., JESUÍNO, G.A., HEIN, L.R.O. Quantitative fractography under light microscopy: a digital image processing approach. **Praktische Metallographie**, vol. 40, p. 57-68, 2003.

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

HULL, D. **Fractography: observing, measuring and interpreting fracture surface topography**. Cambridge University Press, 1999. 366p.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R.J.H. **Fracture Mechanics**. 2.ed. EUA: VSSD Press, 2006.365p.

KAYE, B. Image analysis techniques for characterizing fractal structures, In: AVNIR, D. **The fractal approach to heterogeneous chemistry**. John Wiley & Sons, p. 55-66, 1989

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

KHAFRI, M.; ZARGARAN, A. High temperature tensile behavior of PH stainless steel. **Materials Science & Engineering**. doi:10.1016/j.msea.2010.03.099, 2010.

KRABBE, D.F.M. **Otimização do fresamento do aço inoxidável aeronáutico 15-5PH**. 2006. 119 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

LAMPMAN, S. **Fracture Appearance and Mechanisms of Deformation and Fracture**. In: Failure Analysis and Prevention ASM Handbook. 1.ed. EUA: ASM International, v.11, p. 1349-1366, 2002.

LEE, Y.L.; PAN, J.; HATHAWAY, R.B.; BARKEY, M.E. **Fatigue testing and analysis: theory and practice**. Oxford. Elsevier, 2005.402p.

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

LIMBERGER, I.F. **Estudo da propagação de trincas transversais por fadiga em trilhos ferroviários**. 2000, 126 f. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia do Rio Grande do Sul, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, 2000.

LOPES, J.T. de B. **Influência da presença de fases frágeis e da temperatura nas propriedades de propagação de trinca por fadiga do aço inoxidável duplex UNS S31803**. 2006. 155 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

LOPES, R., BETROUNI, N. Fractal and multifractal analysis: a review. **Medical Image Analysis**, v.13, p. 634-649, 2009.

MANDELBROT, B.B. **The fractal geometry of nature**, W.H. Freeman & Company, 1983. 468p.

MANDELBROT, B.B.; PASSOJA, D.E.; PAULLAY, A.J. Fractal character of fracture surfaces of metals. **Nature**, v. 308, p. 721-722, 1984.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1982. 505p.

MILLER, M. S., GALLAGHER, J. P. **An Analysis of Several Fatigue Crack Growth Rate (FCGR) Description**. In: Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis ASTM STP 738. American Society for Testing and Materials, p. 205-251, 1981.

MORRIS, E.; CHUNG, Y.W. **Fatigue Failure in Metals**. In: Fatigue and Fracture ASM Handbook. 1.ed. EUA: ASM International, v.19, p. 148-171, 1996.

NARASIAH, N.; RAY, K.K. Initiation and growth of micro-cracks under cyclic loading. **Materials Science and Engineering**, v. A474, p. 48-59, 2008.

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. 149f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

PAGGI, M.; CARPINTERI, A. Fractal and multifractal approaches for the analysis of crack-size dependent scaling laws in fatigue. **Chaos, Solitons and Fractals**, v.40, p.1136-1145, 2009.

RASBAND, W.S. J Image, U.S. National Institutes of Health, Bethesda, Maryland, USA. Disponível em <http://rsb.info.nih.gov/ij/>, 1997-2008.

RIBEIRO, L.M.F., HOROVISTIZ, A.L., JESUÍNO, G.A., HEIN, L.R.O., ABBADE, N.P., CRNKOVIC, S.J., Fractal analysis of eroded surfaces by digital image processing. **Materials Letters**, v. 56, p. 512-517, 2002

RUSS, J.C., **Fractal surfaces**, New York: Plenum Press, 1994. 309p.

SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. **International Journal of Fatigue**, v.25, p.679-702, 2003.

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

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

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

STEPHENS, R.I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R.R.; FUCHS, H.O. **Metal Fatigue in Engineering**. 2a edição. Nova York: Editora John Wiley & Sons, Inc., 2001. 472 p.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2.ed. Cambridge : Cambridge University Press, 1998, 679p.

TONOLI, C.S. **Estudo sobre os efeitos de tensões residuais na vida em fadiga da liga de alumínio 6013-T6, em perfil tubular, submetida a Shot Peening**. 2009. 151 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

XUE, Y.; EL KADIRI, H.; HORSTEMEYER, M. F.; JORDON, J. B.; WEILAND, H. Micromechanisms of multistage fatigue crack growth in high-strength aluminum alloy. **Acta Materialia**, v. 55, p. 1975-1984, 2007.