

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2011

PIETRO CARELLI REIS DE OLIVEIRA CALTABIANO

FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: RELAÇÕES ENTRE
TENACIDADE E O COMPORTAMENTO FRACTAL EM
LIGAS METÁLICAS

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

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

Guaratinguetá
2011

C166f	<p>Caltabiano, Pietro Carelli Reis de Oliveira Fractografia quantitativa: relações entre tenacidade e o comportamento fractal de fraturas em ligas metálicas / Pietro Carelli Reis de Oliveira Caltabiano – Guaratinguetá : [s.n], 2011. 140 f. : il. Bibliografia: f. 127-136</p> <p>Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011. Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein</p> <p>1. Fractografia I. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 620.184</p>
-------	---

UNESP  UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

**"FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: RELAÇÕES ENTRE
TENACIDADE E O COMPORTAMENTO FRACTAL DE FRATURAS EM
LIGAS METÁLICAS"**

PIETRO CARELLI REIS DE OLIVEIRA CALTABIANO

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 ROGÉRIO DE OLIVEIRA HEIN
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. ALFEU SARAIVA RAMOS
Unesp-Feg


Prof. Dr. MIRIAN DE LOURDES N. MOTTA MELO
UNIFEI

Fevereiro de 2011

DADOS CURRICULARES

PIETRO CARELLI REIS DE OLIVEIRA CALTABIANO

NASCIMENTO	13.11.1985 – CRUZEIRO / SP
FILIAÇÃO	Geraldo Caltabiano Filho Deise Ap. Carelli Reis de Oliveira
2004/2008	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Mecânica, nível Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Vida por todos os ensinamentos e oportunidades que me fizeram crescer e me permitiram chegar aqui;

ao meu orientador, *Prof. Dr Luis Rogério de Oliveira Hein* por toda amizade, confiança, incentivo, oportunidades e ensinamentos, que foram imprescindíveis para a execução deste projeto, e que levo comigo para a vida;

aos meus pais *Deise e Geraldo*, que sempre apoiaram minhas decisões e me deram suporte para seguir em frente com meus estudos;

aos meus *avós, tios e primos*, por todo afeto e apoio ao longo desses anos;

aos meus amigos *Kamila Amato, Paulo Rosa, Fernanda Bueno e Thais Zanettini*, por todos os momentos de descontrações e de trocas de informações, o que tornou esse caminho muito agradável e produtivo;

à minha amiga *Anahi Pereira da Costa* cuja amizade e apoio me foram muito importante;

aos professores *Marcelo dos Santos Pereira e Marcelino P. do Nascimento* por comporem minha banca de qualificação;

aos *técnicos* do Departamento de Materiais e Tecnologia por todo o suporte;

à *Embraer*, pela doação do material utilizado neste trabalho;

às *funcionárias da Biblioteca* do Campus de Guaratinguetá;

aos funcionários da secretaria da Pós-Graduação *Regina, Cristina, Juliana e Sidney*;

à FAPESP, pela bolsa concedida para elaboração deste projeto, sob o processo nº 2009/01926-9.

e, à todos os *amigos, professores e funcionários* que não tiveram seus nomes citados, mas que contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

Este trabalho contou com apoio:

- FAPESP – processo nº 2009/01926-9

- FAPESP – processo nº 2009/08760-9

“Não é o muito pensar ou conhecer ou ler que satisfaz a alma, mas o sentir e saborear as coisas profundamente”

Ignácio de Loyola

CALTABIANO, P. C. R. O. **Fractografia quantitativa: relações entre tenacidade e o comportamento fractal de fraturas em ligas metálicas**. 2011. 136 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

Superfícies de fratura expressam a seqüência de eventos de liberação de energia com a propagação de trincas. No caso de ligas metálicas, a evolução das formações topográficas pode indicar as linhas de ação de carga, falhas de uso ou de processamento, e outros. Nestes casos, a fractografia quantitativa pode auxiliar na investigação de falhas estruturais e nos processos de manufatura. Neste trabalho foram realizados dois tipos de análises de correlações: a primeira entre a largura da zona de estiramento (LZE) e o valor de tenacidade a fratura (K_C) e a segunda entre os valores de tenacidade à fratura e a fractalidade da topografia das superfícies fraturadas, sempre por meio do processamento digital de imagens. Para obtenção das superfícies de fratura dos corpos de provas do aço 15-5PH e da liga de alumínio AA 7475, estes foram ensaiados para obtenção de valores de K_{IC} . As superfícies de fratura geradas foram mapeadas pela técnica de reconstrução por extensão de foco, e para cada região foram calculados os valores de dimensão fractal: dimensão monofractal (D_f), dimensão estrutural (D_s) e dimensão textural (D_T). Os resultados da análise entre a LZE e K_C apresentaram uma alta correlação para o aço 15-5PH, mostrando a validade do método de seleção da LZE e do processo de reconstrução da imagem. Já análise fractal mostrou quanto maior a ductilidade do material menor é o nível de correlação linear obtido entre tenacidade e os valores fractais. Contudo, para o aço 15-5PH, com comportamento transitando entre o regime linear elástico e elasto-plástico, o nível da correlação linear entre K_C e os valores fractais tende a ser significativa, principalmente para as correlações estabelecidas envolvendo a dimensão textural (D_T). Devido ao caráter dúctil da liga AA 7475 não foram encontrados correlações significantes.

PALAVRAS-CHAVE: Fractografia Quantitativa. Fractal. Tenacidade à Fratura. Zona de Estiramento. Processamento Digital de Imagens.

CALTABIANO, P. C. R. O. **Quantitative fractography: relationship between toughness and the fractal behavior in metallic alloys fracture.** 2011. 136 f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

Fracture surfaces express the sequence of energy release events during crack propagation and, in the case of metallic alloys, the topographic evolution can describe the action of load lines, failures due to using or processing, and others. In these cases, the quantitative fractography can help the investigation of failures in structures and manufacturing processes. In this work, two correlation analyses were carried out: the first between the stretch zone width (SZW) and fracture toughness (K_C) and the second between K_C and the fractality of the fractured surfaces topography, both analyzed by digital image processing. The 15-5PH steel and AA 7475 aluminium alloy fracture surfaces for analysis were obtained by toughness testing. Each surface was mapped by extend depth of field technique, and the following fractal dimension values were calculated for each mapped position: monofractal dimension (D_F), structural dimension (D_S) and textural dimension (D_T). The results for analysis between LZE and K_C data showed a high correlation for 15-5PH steel, also checking the validity of the delimitation method of SZW and the image reconstruction process. The fractal analysis showed that as higher the ductility of the material, as lower will be the level of linear correlation obtained between toughness and the fractal values. However, for 15-5PH steel, with behavior ranging between the linear-elastic and elastic-plastic, the level of linear correlation between K_C and the fractal values tends to be significant, especially for established correlations involving the textural dimension (D_T). However, for AA 7475 aluminium alloy no significant correlation could be established due to predominance of shallow dimples.

KEYWORDS: Quantitative fractography. Fractal. Fracture Toughness. Stretch Zone. Digital Image Process.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Campos de deformação na ponta da trinca: (a) MFLE; (b) MFEP	23
FIGURA 2 – Modos de abertura da trinca	24
FIGURA 3 – Efeito da tenacidade a fratura no mecanismo governante de fratura .	25
FIGURA 4 – Abertura da ponta da trinca	27
FIGURA 5 – Zona de estiramento da liga de alumínio 7475 obtida em MEV no modo com elétrons retroespalhados	28
FIGURA 6 – Definição da zona de estiramento.....	29
FIGURA 7 – Formação da zona de estiramento no arredondamento da ponta da trinca	30
FIGURA 8 – Regiões da zona de estiramento por Smith; Bassim; Liu (1995)	31
FIGURA 9 – Fratura: (a) Dúctil; (b) Frágil.....	33
FIGURA 10 – Propagação de Trinca por clivagem	35
FIGURA 11 – Marcas de rio	36
FIGURA 12 – Quase Clivagem.....	37
FIGURA 13 – Aspecto microscópico da ruptura dúctil.....	38
FIGURA 14 – Formação dos mecanismos de fratura dúctil	39
FIGURA 15 – Orientação dos alvéolos em relação ao modo de fratura.....	41
FIGURA 16 – Fratura intergranular por descolamento dos contornos de grãos.....	42
FIGURA 17 – Fratura intergranular	43
FIGURA 18 – Aspecto de uma superfície fraturada por fadiga.....	45
FIGURA 19 – Estrias em uma superfície de fadiga	46
FIGURA 20 – Curva de Koch	48
FIGURA 21 – Comportamento auto-afim presente na samambaia	49
FIGURA 22 – Fractal misto, exemplo de dimensões fractais textural e estrutural..	52
FIGURA 23 – Espectro multifractal: (a) Dimensão generalizada (D_q) x expoente de ordem (q); (b) fractal dos subconjuntos ($f(\alpha)$) x expoente de singularidade (α)	53
FIGURA 24 – Fluxograma da metodologia	56
FIGURA 25 – Sentido do corte dos corpos de prova a partir da chapa laminada ...	60
FIGURA 26 – Câmara climática INSTRON.....	61

FIGURA 27 – Dimensões dos corpos de prova do aço 15-5PH	62
FIGURA 28 – Dimensões dos corpos de prova da liga de alumínio AA 7475.....	63
FIGURA 29 – Posicionamento dos campos de amostragem: (a) sentido de propagação da trinca; (b) zona de estiramento.....	64
FIGURA 30 – Pilha de imagens com distancia focal de 1 μm	66
FIGURA 31 – Imagens obtidas pelo método de reconstrução por extensão de foco da região de pré-trinca da liga de alumínio 7475: (a) imagem focada; (b) mapa de elevação	67
FIGURA 32 – Correção do mapa de elevação: (a) mapa de elevação gerado pelo programa Stack Focuser; (b) Mapa de elevação corrigido.....	69
FIGURA 33 – Mapa topográfico 3-D	70
FIGURA 34 – Representação das três formações possíveis para o perfil da zona de estiramento	71
FIGURA 35 – Zona de estiramento selecionada.....	71
FIGURA 36 – Diagrama de análise Box-counting para perfis	73
FIGURA 37 – Gráfico obtido pelo MapFractaCount.....	74
FIGURA 38 – (a) Histograma; (b) Pontos descartados.....	75
FIGURA 39 – Gráfico final.....	75
FIGURA 40 – Gráfico do fractal misto.....	77
FIGURA 41 – Valores de K_C : (a) aço 15-5PH; (b) liga de alumínio AA 7475	79
FIGURA 42 – Micrografia do aço 15-5PH com ampliação de 1000x.....	80
FIGURA 43 – Imagem estereoscópica da superfície de fratura do aço 15-5PH com ampliação de 3,2x	81
FIGURA 44 – Imagens da superfície de fratura do aço 15-5PH feitas em MEV, com elétrons secundários - 1keV , com ampliação de: (a) 500x; (b) 1000x; e (c) 2000x.....	83
FIGURA 45 – Imagens da superfície de fratura do aço 15-5PH feitas em microscópio confocal a laser: (a) mapa 3-D; (b) imagem 2-D.....	84
FIGURA 46 – Imagens da superfície de fratura da liga de alumínio 7475 feitas em MEV, com elétrons secundários - 1keV, com ampliação de: (a) 200x; (b) 500x; e (c) 1000x	87

FIGURA 47 – Região de fratura no aço 15-5PH, fraturado sob temperatura de:	
(a) 23°C; (b) -50°C; (c) -100°C, e (d) -150°C.....	88
FIGURA 48 – Região de fratura no alumínio AA 7475, com espessura de:	
(a) 25mm; (b) 23mm; (c) 21mm, e (d) 19mm.....	89
FIGURA 49 – Imagens da zona de estiramento do aço 15-5PH feitas em MEV:	
(a) 500x por elétrons secundários – 1keV; (b) 1000x por elétrons retroespalhos – 10keV	90
FIGURA 50 – Imagens da zona de estiramento do aço 15-5PH feitas em um microscópio confocal a laser: (a) mapa 3-D; (b) imagem 2-D.....	91
FIGURA 51 – Imagens da zona de estiramento da liga AA 7475 feitas em MEV:	
(a) 500x por elétrons secundários – 1keV; (b) 1000x por elétrons retroespalhos – 10keV	92
FIGURA 52 – Zona de estiramento no aço 15-5PH fraturado sob temperatura de:	
(a) 23°C; (b) -50°C; (c) -100°C, e (d) -150°C.....	94
FIGURA 53 – Zona de estiramento no alumínio AA 7475 fraturado, com espessura de: (a) 25mm; (b) 23mm; (c) 21mm, e (d) 19mm.....	95
FIGURA 54 – Região da ZE de uma amostra do aço 15-5PH fraturada a -100°C..	97
FIGURA 55 – Delimitação da LZE das amostras do aço 15-5PH fraturadas à:	
(a) -150°C, (b) -100°C, (c) -50°C, e (d) +23°C.....	97
FIGURA 56 – Região da ZE de uma amostra do alumínio AA 7475 com espessura de 25 mm.....	98
FIGURA 57 – Delimitação da LZE das amostras do alumínio AA 7475 com espessura de: (a) 25 mm, (b) 23 mm, (c) 21 mm, e (d) 19 mm.....	99
FIGURA 58 – Aço 15-5PH: Correlação entre LZE e K_C	100
FIGURA 59 – Aço 15-5PH: Correlação entre LZE e K_C , para a região frágil e a região dúctil	101
FIGURA 60 – AA 7475: Correlação entre LZE e K_C	103
FIGURA 61 – Aço 15-5PH: Fractal (D_S , D_T e D_f) x LZE	106
FIGURA 62 – Liga AA 7475: Fractal (D_S , D_T e D_f) x LZE	107
FIGURA 63 – Aço 15-5-PH - Relação entre o sentido de propagação da trinca e:	
(a) D_S , (b) D_T , (c) D_f	112

FIGURA 64 – Aço 15-5-PH - Relação entre o sentido de propagação da trinca e: (a) D_S , (b) D_T , (c) D_f	113
FIGURA 65 – Aço 15-5PH: K_C x Fractal (D_S , D_T e D_f) para a primeira região após a ZE	116
FIGURA 66 – Aço 15-5PH: Fractal médio (D_S , D_T e D_f) x K_C	117
FIGURA 67 – Liga AA 7475: K_C x Fractal (D_S , D_T e D_f) para a primeira região após a ZE	118
FIGURA 68 – Liga AA 7475: Fractal médio (D_S , D_T e D_f) x K_C	119
FIGURA 69 – Aço 15-5PH: $\sqrt{D - 2}$ x K_C	120
FIGURA 70 – Liga AA 7475: $\sqrt{D - 2}$ x K_C	121

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Composição (%) do aço 15-5PH determinada por Espectrômetria de emissão óptica a vácuo	57
TABELA 2 – Condições de Tratamento Térmico para envelhecimento da liga 15-5PH.....	58
TABELA 3 – Propriedades Mecânicas do aço 15-5PH	58
TABELA 4 – Composição química (% - peso) da liga de Alumínio 7475.....	59
TABELA 5 – Propriedades Mecânicas de tração da liga de alumínio 7475.....	60
TABELA 6 – Valores de K_C do aço 15-5PH	79
TABELA 7 – Valores de K_C da liga de alumínio AA 7475.....	79
TABELA 8 – Correlação entre a largura da zona de estiramento do aço 15-5PH e o valor da tenacidade à fratura (K_C).....	100
TABELA 9 – Aço 15-5PH: Correlação entre a LZE e K_C , para as amostras de 1 a 6	101
TABELA 10 – Aço 15-5PH: Correlação entre a LZE e K_C , para as amostras de 7 a 12	101
TABELA 11 – Aço 15-5PH: Análise estatística da LZE	102
TABELA 12 – Liga AA 7475: Correlação entre a LZE e K_C	103
TABELA 13 – Liga AA 7475: Análise estatística da LZE.....	103
TABELA 14 – Coeficiente de Variação (%).....	104
TABELA 15 – Aço 15-5PH: Correlação entre a LZE e o valor Fractal (D_S , D_T e D_f).....	106
TABELA 16 – Liga AA 7475: Correlação entre a LZE e o valor Fractal (D_S , D_T e D_f).....	107
TABELA 17 – Aço 15-5PH: D_S x Sentido de propagação da trinca	108
TABELA 18 – Aço 15-5PH: D_T x Sentido de propagação da trinca	109
TABELA 19 – Aço 15-5PH: D_f x Sentido de propagação da trinca.....	109
TABELA 20 – Liga AA 7475: D_S x Sentido de propagação da trinca	110
TABELA 21 – Liga AA 7475: D_T x Sentido de propagação da trinca	110
TABELA 22 – Liga AA 7475: D_f x Sentido de propagação da trinca.....	111

TABELA 23 – Porcentagem de valores acima da média em função do comportamento da fratura.....	115
TABELA 24 – Aço 15-5PH: Correlação entre os valores de dimensão fractal e K_C para a primeira região após a ZE	115
TABELA 25 – Aço 15-5PH: Correlação entre K_C e o valor médio da dimensão fractal.....	116
TABELA 26 – Liga AA 7475: Correlação entre os valores de dimensão fractal e K_C para a primeira região após a ZE	118
TABELA 27 – Liga AA 7475: Correlação entre K_C e o valor médio da dimensão fractal.....	118
TABELA 28 – Aço 15-5PH: Correlação entre $\sqrt{D - 2}$ e K_C	120
TABELA 29 – AA 7475: Correlação entre $\sqrt{D - 2}$ e K_C	121

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	- American society for testing and materials
CCC	- Cúbico de corpo centrado
CFC	- Cúbico de face centrada
Coef. V.	- Coeficiente de Variação
CTOD	- Crack Tip Open Displacement
Desv. P.	- Desvio Padrão
HCP	- Hexagonal compacto
ZE	- Zona de estiramento
LZE	- Largura da zona de estiramento
MEV	- Microscópio eletrônico de varredura
MF	- Mecânica da fratura
MFEP	- Mecânica da fratura elasto-plástica
MFLE	- Mecânica da fratura linear-elástica

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Expoente de singularidade	
δ	Abertura da ponta da trinca	<i>m</i>
δ_t	Abertura da ponta da trinca crítica	<i>m</i>
D	Dimensão fractal	
D_f	Dimensão Monofractal	
D_h	Dimensão de Hausdorff	
D_q	Dimensão generalizada	
D_s	Dimensão estrutural	
D_T	Dimensão textural	
DT	Dimensão topológica	
E	Módulo de Young	<i>GPa</i>
$f(\alpha)$	Espectro de singularidade	
J	Tenacidade à fratura elasto-plástica	<i>MPa.m^{1/2}</i>
K	Fator de intensidade de tensão	<i>MPa.m^{1/2}</i>
K_C	Fator de intensidade de tensão crítico	<i>MPa.m^{1/2}</i>
N_r	Numero de caixas de tamanho r	
q	Expoente de ordem	
r	Tamanho da caixa	
r_p	Raio plástico	<i>m</i>
R	Coefficiente de correlação	
σ	Tensão	<i>MPa</i>
σ_t	Tensão crítica antes da fratura	<i>MPa</i>

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	21
2 TENACIDADE A FRATURA	23
2.1 Mecânica da Fratura Linear Elastica	23
2.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica	25
3 ZONA DE ESTIRAMENTO	28
3.1 Formação e Morfologia da Zona de Estiramento	29
3.2 Zona de Estiramento e Tenacidade a Fratura	32
4 MECANISMOS DE FRATURA	33
4.1 Fratura Dúctil e Frágil	33
4.2 Clivagem.....	35
4.3 Quase Clivagem.....	37
4.4 Ruptura Dúctil (Alvéolos, <i>Dimples</i> ou Microcavidades)	38
4.5 Fratura Intergranular.....	42
4.6 Fadiga	44
5 FRACTAL	48
5.1 Dimensão Fractal.....	50
5.2 Fractal Misto ou Multifractal.....	51
5.2.1 Fractal Misto.....	51
5.2.2 Multifractal	52
5.3 Superfícies de Fratura Versus (Multi) Fractal	53
5.4 Modelo de Mecholsky	54
6 MATERIAIS E MÉTODOS	56
6.1 Materiais	57
6.1.1 Aço 15-5PH	57
6.1.2 Alumínio 7475.....	59
6.2 Ensaio de Tenacidade à Fratura	60
6.2.1 Ensaio do Aço 15-5PH	61
6.2.2 Ensaio da liga de Alumínio AA 7475	62
6.3 Microscopia	64
6.3.1 Método de Reconstrução por Extensão de Foco	65
6.3.2 Seleção da Zona de Estiramento.....	69
6.4 Fractal	72
6.4.1 Dimensão Fractal.....	72
6.4.1.1 Método Box Counting	72
6.4.1.1 Map Fractal Count.....	74
6.4.2 Fractal Misto.....	76
6.4.3 Aplicabilidade do Modelo de Mecholsky para Materiais em Regime Elasto-Plástico	77
7 RESULTADOS	78
7.1 Ensaio de Tenacidade à Fratura.....	78
7.2 Análise Macro e Microscópica da superfície	80
7.2.1 Caracterização microestrutural do aço 15-5PH.....	80
7.2.2 Caracterização microestrutural da liga de alumínio AA 7475	85

7.2.3 Análise macroscópica da região de fratura do aço 15-5PH e da liga AA 7475	87
7.3 Análise da zona de estiramento	89
7.3.1 Análise microscópica da zona de estiramento.....	89
7.3.2 Análise macroscópica da zona de estiramento	93
7.3.3 Reconstrução por extensão de foco da zona de estiramento	96
7.3.4 Zona de estiramento versus tenacidade à fratura.....	99
7.4 Análise fractal da superfície de fratura.....	105
7.4.1 Relação entre a LZE e a dimensão fractal.....	105
7.4.2 Relação entre o sentido de propagação da trinca e a dimensão fractal	107
7.4.3 Dimensão fractal versus comportamento frágil-dúctil da fratura.....	114
7.4.4 Relação entre a tenacidade à fratura (K_C) e a dimensão fractal	115
7.4.5 Aplicação do modelo de Mecholsky	119
7.4.6 Modelo de Mecholsky versus Correlação direta	123
8 CONCLUSÃO	124
REFERÊNCIAS	127
ANEXO A – Análises estatísticas empregadas nos resultados	137
ANEXO B – Sugestões para trabalhos futuros	140

1. INTRODUÇÃO

Defeitos e trincas em componentes estruturais metálicos dificilmente podem ser evitados, uma vez que estes são inerentes a composição química, estrutura cristalina, processo de fabricação e também decorrentes do uso. A mecânica da fratura (MF) tem como objetivo abordar de forma quantitativa a influência de defeitos como trincas sobre as propriedades mecânicas dos materiais, visando proporcionar uma maior compreensão do processo de falha e fornecer dados para sua prevenção e controle (Tópico 2). Neste contexto, a tenacidade à fratura surge como uma propriedade relevante no lugar da resistência, medindo a capacidade de absorção de energia do material antes da fratura, na presença de trincas (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006; CALLISTER, 2006).

Contudo, em processos investigativos de falhas estruturais, nem sempre é possível identificar com clareza as cargas a que os componentes foram submetidos antes da fratura. Para contornar essa deficiência de informações, pesquisadores como Bassim (1994); Ebrahimi e Seo (1996); Hein, Ammann e Nazar (1999); Tarpani, Bose e Spinelli (2003); e Saxena, Ramakrishnan e Dutta (2009) têm estudado a Largura da Zona de Estiramento (LZE) como um importante parâmetro para a caracterização da tenacidade à fratura de materiais (Tópico 3). Tais estudos avaliam correlações entre os valores de tenacidade à fratura, obtidos em ensaios mecânicos, com a LZE medida por meio de fractografia.

A fractografia é uma ferramenta de fundamental importância para o estudo de componentes fraturados. Por meio dela é possível determinar as sequências de eventos que ocorrem durante o processo de fratura (liberação de energia, evolução do campo de tensões e formação de texturas específicas) e relacioná-las com as diversas situações de carregamento e uso dos materiais. No caso de ligas metálicas, a evolução das formações topográficas pode indicar as linhas de ação de carga, a dinâmica do processo de fratura das falhas de uso ou de processamento, e outros. Assim, a fractografia, com o uso cada vez maior desses materiais em aeronaves, pode ampliar seu papel na investigação de falhas estruturais ou como ferramenta para o desenvolvimento de processos e produtos.

Dentre as análises fractográficas, a análise qualitativa é a mais difundida na literatura e na indústria, para a investigação de falhas estruturais (HULL, 1999). A análise qualitativa consiste basicamente em avaliações macro e microscópicas dos mecanismos de fratura, presentes nas superfícies fraturadas (Tópico 4). Contudo, atualmente, há uma crescente busca por novos métodos e ferramentas quantitativas. Por meio da análise quantitativa, buscam-se processos investigativos dinamizados e resultados mais precisos. Em resposta, muitos pesquisadores como Charkaluk et al (1998), Horovistiz e Hein (2005), Khezradeh e Mofid (2006), Paggi e Carpinteri (2007), Campos, Yoshino e Hein (2009) têm proposto o uso de fractais na análise quantitativa de falhas estruturais, obtendo resultados satisfatórios (Tópico 5).

Desta forma, este trabalho tem como proposta o desenvolvimento de uma metodologia de caracterização fractográfica adequada ao estudo de ligas metálicas, com base 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, correspondendo aos mecanismos de fratura atuantes.

Portanto, os objetivos principais desta proposta são criar e implementar uma metodologia que avalie a relação entre tenacidade a fratura e dimensão fractal e a sua limitação em casos de maior complexidade dos mecanismos envolvidos no processo de fratura. Para isso, serão analisados corpos de prova fraturados em ensaios de K_{IC} do aço 15-5PH e da liga de alumínio 7475, nas mesmas condições de tratamento termomecânicos empregadas nas construções de componentes aeronáuticos.

2 TENACIDADE A FRATURA

Segundo as Normas ASTM E399, E1290 e E1820 os valores de tenacidade à fratura podem ser expressos por: fator de intensidade de tensão (K), abertura da ponta da trinca (*Crack Tip Open Displacement* - CTOD) e tenacidade à fratura elasto-plástica (J), que caracterizam o estado de tensão na região da ponta da trinca. Esses parâmetros proporcionam medidas de resistência à propagação de trincas, com base na relação entre a abertura da ponta da trinca e o campo de tensão.

2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica

Para materiais que apresentem fraturas frágeis ou cujas fraturas ocorrem no estado de deformação plana e com uma zona plástica (r_p) inferior a 1/50 da espessura (Figura 1a), quando comparada às dimensões do material e ao tamanho da trinca, é aplicado o conceito da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), onde a tenacidade à fratura é medida por meio do fator de intensidade de tensão (K).

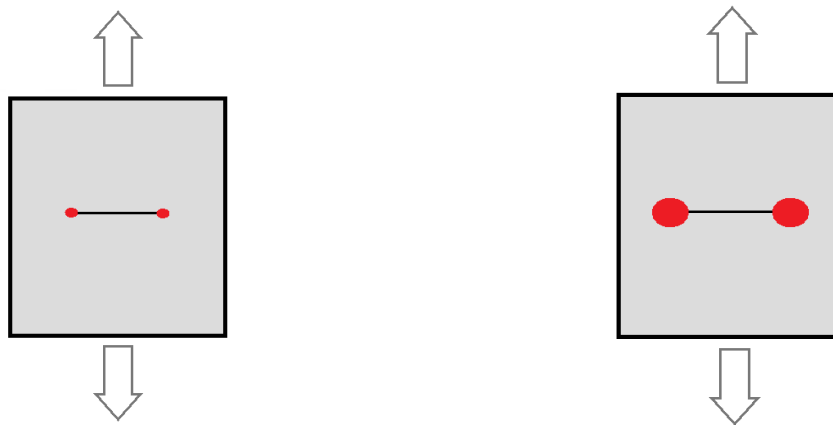


Figura 1 - Campos de deformação na ponta da trinca: (a) MFLE; (b) MFEP.

De forma geral, K é linearmente relacionado à tensão (σ) e diretamente relacionado com a raiz quadrada do comprimento da trinca, conforme apresentado (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006):

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f(a/W) \quad (1)$$

onde $f(a/w)$ é um parâmetro dimensional que depende da geometria da amostra e da trinca.

Muitos critérios de falhas são estabelecidos em função do valor crítico de K (K_C), sendo que, para valores de K inferiores ao K_C , pode haver uma propagação estável da trinca, como na fadiga, ou até mesmo não haver propagação. Já para valores de K superiores ao de K_C , há uma propagação instável da trinca, que leva à fratura dos componentes estruturais (TORRICO, 2006). No entanto, os valores de K_C são dependentes da espessura da amostra. Desta forma este parâmetro apenas pode ser usado para prever falhas em situações onde os materiais apresentem a mesma espessura, ou com estado triaxial de tensões similar. Quando o material apresenta uma espessura que seja suficiente para restringir a deformação do material (deformação plana), o valor de K_C é denominado de K_{IC} , K_{IIC} ou K_{IIIC} , de acordo com o modo de propagação da trinca (MEYERS, CHAWLA, 1982; JANSSEN, ZUIDEMA, WANHILL, 2006).

Os índices I, II e III correspondem ao modo de propagação da trinca: modo I ou modo de abertura, onde o carregamento é aplicado perpendicular a superfícies da trinca; modo II ou modo de deslizamento, na qual uma tensão de cisalhamento é aplicada paralela ao plano da trinca e perpendicular a ponta da trinca; e modo III ou modo de rasgamento, onde uma tensão de cisalhamento é aplicada paralela ao plano da trinca e paralela a ponta da trinca (Figura 2) (MEYER; CHAWLA, 1982).

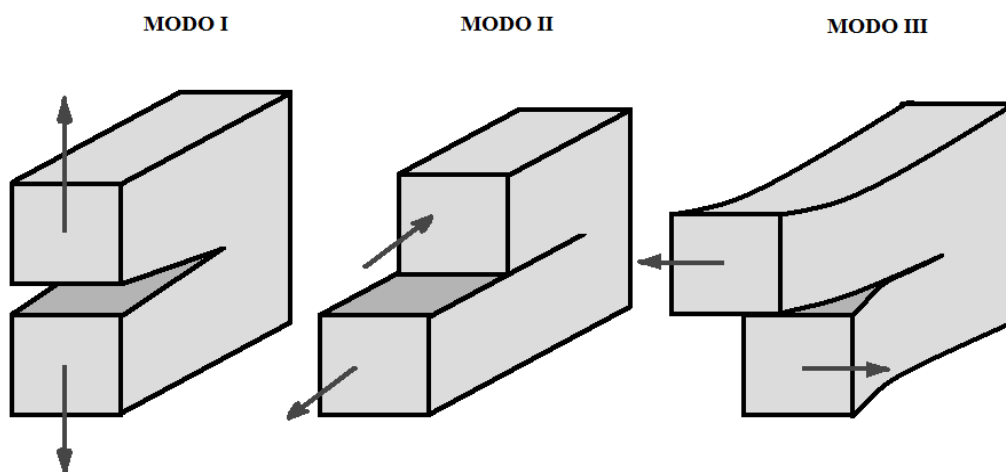


Figura 2 – Modos de abertura da trinca

K_{IC} é considerado uma propriedade do material, que caracteriza a tenacidade à fratura de materiais no estado de deformação plana no modo de abertura. Ao contrário, de K_C , o K_{IC} pode ser aplicado na previsão de falhas para materiais com diferentes geometrias, combinações de tensões e tamanhos de trincas, desde que esteja em estado de deformação plana (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

No regime da MFLE a tensão crítica de fratura varia linearmente com o valor de K (Figura 3) e a fratura do material se dá por uma propagação instável da trinca, que apresenta um aspecto angular, favorecendo a formação de uma superfície de fratura frágil (ANDERSON, 1995). No entanto, muitos materiais com aplicações estruturais apresentam uma considerável ductilidade, inviabilizando o uso da MFLE.

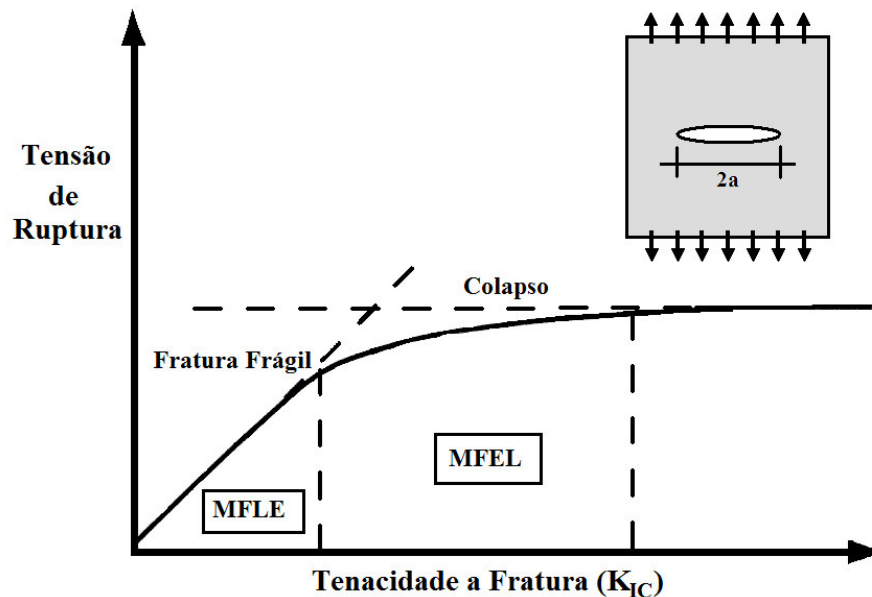


Figura 3 – Efeito da tenacidade a fratura no mecanismo governante de fratura.

2.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

Materiais que apresentam considerável ductilidade e/ou espessura reduzida (tensão plana), na sua temperatura de trabalho, apresentam uma grande zona plástica na ponta da trinca quando submetidos a um carregamento (Figura 1b). Para tais casos, as medidas de tenacidade à fratura são obtidas por meio da “abertura da ponta da trinca” (CTOD) e da “tenacidade à fratura elasto-plástica” (J), que têm como base os conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

De modo geral, no regime elasto-plástico, a deformação localizada provoca um arredondamento da ponta da trinca, aumentando proporcionalmente a tenacidade do material. O processo de arredondamento ocorre até atingir um nível crítico onde ocorre a propagação da trinca (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006). Nessas condições, a tensão crítica de fratura apresenta um comportamento não linear em relação ao valor de tenacidade (Figura 3), e a propagação da trinca se dá de forma mais controlada e com uma alta taxa de deformação (ANDERSON, 1995).

A tenacidade à fratura elasto-plástica (J), aplicada em materiais com alta ductilidade, permite quantificar a tenacidade à fratura para condições onde há a propagação estável da trinca antes da fratura, e tem como base a medida da taxa de liberação de energia de um material sob carregamento (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006). Assim, J quantifica a energia necessária para haver a propagação da trinca e o valor de J define o início do crescimento estável da trinca e é denominado J_{IC} . De forma geral, J_{IC} é determinado experimentalmente pela relação entre J e o crescimento da trinca Δ_a (GUIMARÃES, 2006):

$$J = 2\sigma_y\Delta_a \quad (2)$$

onde, σ_y é a resistência efetiva ou tensão de fluxo (média entre o limite de resistência à tração e o limite de escoamento).

O ensaio que mede a abertura da ponta da trinca – CTOD (δ) – mede a tenacidade à fratura dos materiais, com base na abertura da ponta da trinca (Figura 4). Uma das vantagens do CTOD é a possibilidade de avaliar a tenacidade tanto de materiais com elevada resistência mecânica, que se encontram dentro do regime da MFLE e que não atendem aos critérios de K_{IC} , como no caso de materiais dúcteis (MFEP). São também avaliados por este método, materiais com alta ductilidade que apresentam ocorrência de “pop-in” durante o carregamento, fato que pode invalidar sua análise por J_{IC} (GUIMARÃES, 2006).

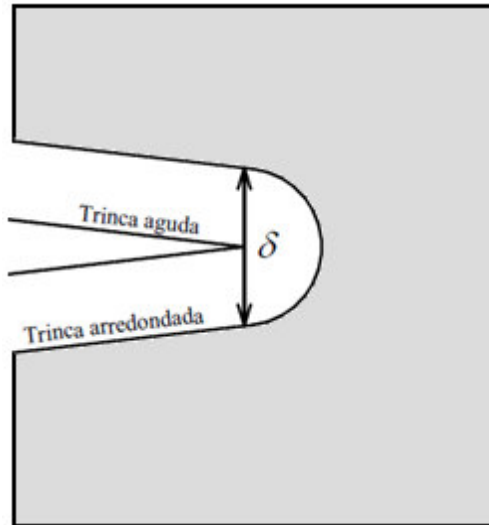


Figura 4 – Abertura da ponta da trinca.

Por meio do ensaio de CTOD não é possível determinar comprimentos críticos de trinca; contudo, com base na abertura crítica da ponta da trinca (δ_t) é possível comparar a resistência à propagação de trincas nos materiais e utilizar esse valor como critério de falhas (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006). Este ensaio não tem restrições quanto à espessura do material, mas pode haver variações nos valores de tenacidade em função da geometria. Este método é indicado para ensaios de materiais que não se conheça o comportamento da fratura, pois é possível avaliar propagações estáveis e instáveis de trinca antes da fratura (GUIMARÃES, 2006). De forma geral CTOD (δ) para materiais dúcteis é dado por (DOWLING, 1993):

$$\delta \approx \frac{K^2}{E\sigma_0} \quad (3)$$

onde “K” corresponde à tenacidade à fratura; “E” o módulo de elasticidade e “ σ_0 ” a tensão crítica antes da propagação da trinca.

3 ZONA DE ESTIRAMENTO

Segundo Hein (1996), a zona de estiramento é uma região de transição entre a propagação estável da trinca e a região de ruptura final, que é provocada por uma sobrecarga (Figura 5). Essa região está presente em materiais com algum grau de ductilidade e tem como característica vestígios de deformação plástica, formada pelo estiramento da fronteira de propagação estável da trinca (Figura 6). Brooks e Choudhury (1993) definiram como estiramento, um mecanismo de deformação por deslizamento ao longo de planos oblíquos em relação à superfície livre da trinca. Conforme levantado por Smith, Bassim e Liu (1995), a inclinação oriunda da deformação plástica na ponta da trinca pode variar entre 35° e 45°.

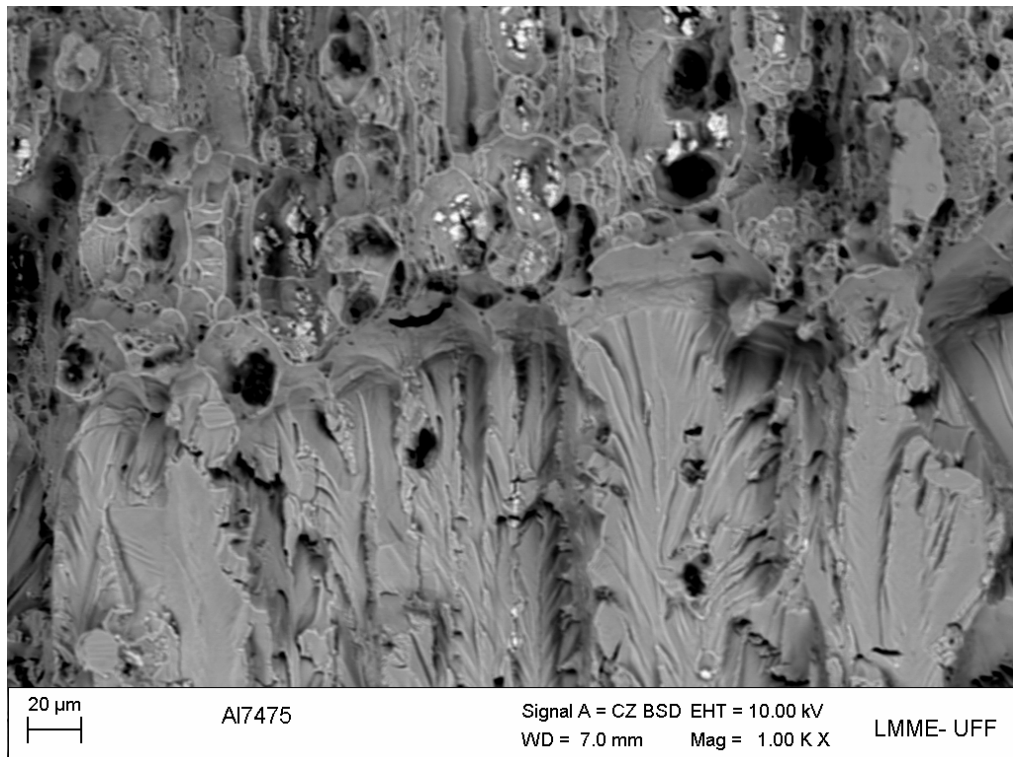


Figura 5 – Zona de estiramento da liga de alumínio 7475 obtida com elétrons retroespalhados.

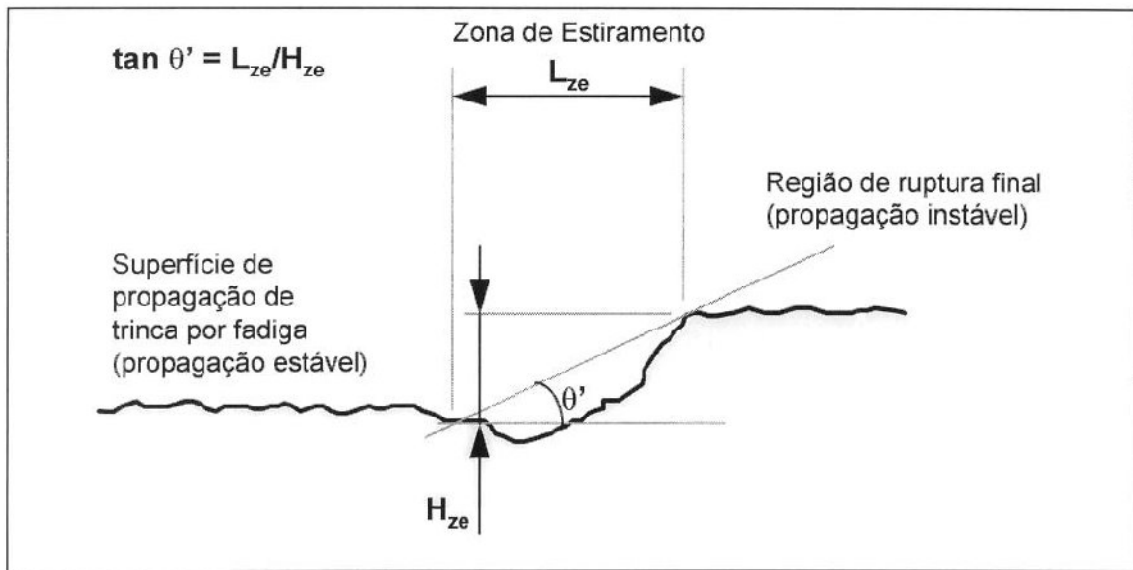


Figura 6 – Definição da zona de estiramento (HEIN, 1996)

3.1 Formação e Morfologia da Zona de Estiramento

O processo de formação da zona de estiramento pode ser descrito em três etapas (HEIN, 1996), ver Figura 7:

1º Etapa - durante o carregamento inicia-se o processo de abertura da ponta da trinca, que induz um campo de tensões na ponta desta e uma conseqüente deformação plástica. Durante a abertura da trinca a deformação plástica provoca um arredondamento da ponta por estiramento, e micro vazios começam a se formar à frente da trinca.

2º Etapa - a zona de estiramento e os vazios continuam a crescer até que se atinja uma condição crítica de tenacidade à fratura. O limite de crescimento da zona de estiramento é ditado pelo grau de ductilidade do material, quanto maior a ductilidade do material maior será a deformação plástica na ponta da trinca e, conseqüentemente, maior será a largura da zona de estiramento.

3º Etapa – ao atingir o valor crítico de carregamento, o processo de deformação plástica termina e há a liberação de energia por meio da propagação da trinca e do coalescimento dos vazios, formando uma superfície de fratura.

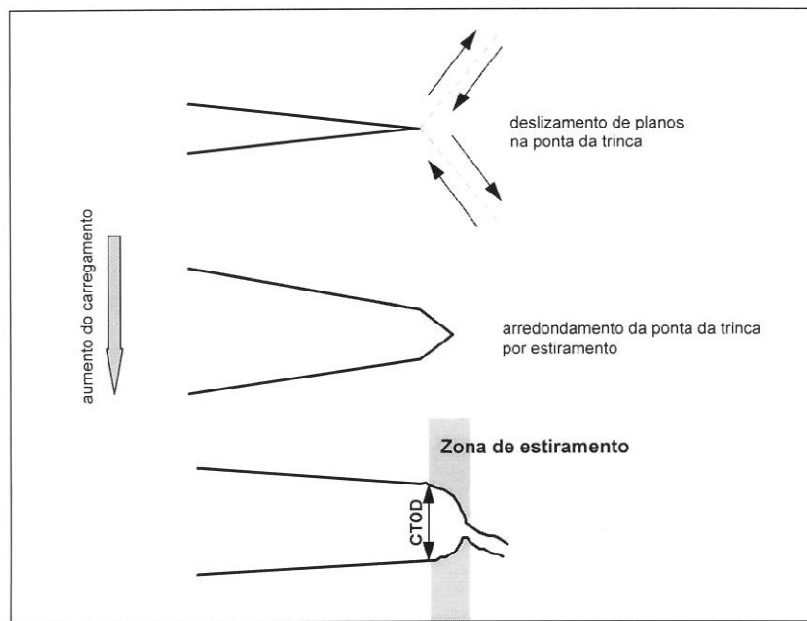


Figura 7 – Formação da zona de estiramento no arredondamento da ponta da trinca. (HEIN, 1996)

El-Soudani¹ (1985 apud HEIN, 1996) atribuiu, para aços de baixa liga, cinco regiões ao longo da zona de estiramento, classificando-as em função dos mecanismos de fratura envolvidos, a partir da pré-trinca por fadiga:

- Primeiro arredondamento à frente da trinca;
- Primeira linha de vazios;
- Segundo arredondamento (estiramento);
- Crescimento da trinca por coalescência de vazios, em zigue-zague;
- Decoção por cisalhamento de bandas conjugadas.

Contudo, nem todas as regiões delimitadas por El-Soudani são encontradas em outros materiais. Smith, Bassim e Liu (1995) separam a zona de estiramento do aço AISI 4340 em apenas duas regiões (Figura 8):

- zona de fadiga deformada, paralela à superfície de fadiga original, é formada pela deformação da superfície de fadiga antes da ponta da trinca;

¹ EL-SOUDANI, S. M. Correction of scanning electron image distortions for specimen tilt and fracture surface roughness. **Proceeding of the International Symposium for Testing and Failure Analysis (ISTFA 85)**, Los Angeles, CA, p. 232-249, 1985.

- zona de estiramento, que é inclinada em relação à superfície de fadiga devido ao arredondamento da ponta da trinca.

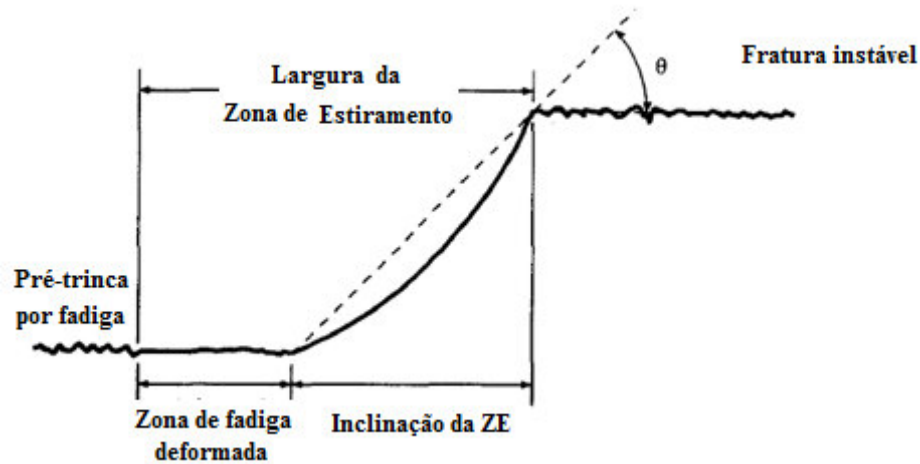


Figura 8 – Regiões da zona de estiramento por Smith; Bassim; Liu (1995)

Experimentos mostram que a largura da zona de estiramento (ZE) não é uniforme ao longo da frente da trinca, sendo esta variação independente da geometria da amostra (ZHENG; LAUSCHKE; KUNA, 2000) e do comprimento da pré-trinca (BANSAL et. al., 2009), mas influenciada pelo estado de deformação plana e pelas características locais de ductilidade (HEIN, 1996). Para trabalhar com a largura de zona de estiramento é aconselhável realizar várias medidas ao longo da frente da trinca e calcular a média (DAS et. al., 2006).

No entanto a zona de estiramento não apresenta apenas variações locais, suas dimensões também podem ser afetadas pelas características mecânicas dos materiais, tratamentos térmicos (BANSAL et. al, 2009), e pelas condições do ambiente de uso, da mesma forma que a tenacidade à fratura.

Dentre os fatores que afetam a formação da zona de estiramento (ZE), Bassim et. al.(1992) e Hyatt e Matthews (1994) encontraram uma forte influência da temperatura, observando que quanto menor a temperatura, menor as dimensões da ZE; Hyatt e Matthews (1994) e Drar (1995) observaram, em aços médio carbono, um aumento da ZE com o aumento da taxa de carregamento, para temperaturas acima da transição dúctil-fragil; e Pluvillage e Lanvin (1993) encontraram uma relação linear da ZE com o inverso da raiz quadrada do tamanho médio dos grãos.

3.2 Zona de Estiramento e Tenacidade à Fratura

Vários trabalhos foram desenvolvidos para estudar a zona de estiramento como parâmetro de caracterização da tenacidade à fratura. Contudo, nem todos os trabalhos convergem em uma única conclusão. Uma das possíveis causas para a divergência de resultados pode ser atribuída a uma grande dificuldade dos pesquisadores em delimitar sistematicamente a zona de estiramento.

Trabalhos como os de Sreenivasan et al (1996) e Sivaprasad et al (2002) não conseguiram atingir um nível satisfatório de correlação entre as dimensões da zona de estiramento e valores de tenacidade à fratura, contudo muitos trabalhos apresentam perspectivas otimistas.

Faleskog (1995) lista muitas relações empíricas entre a largura da zona de estiramento (LZE) e os parâmetros K_{IC} , CTOD e J_{IC} . Já Ebrahim e Seo (1996) ao discutirem o processo de iniciação de trinca usando CTOD e a LZE, observaram que o tamanho crítico da zona de estiramento não varia com a propagação da trinca, e conseguiram obter relações válidas entre a LZE e os valores críticos de CTOD.

Zhang e Shi (1997) encontraram uma boa linearidade entre a relação da LZE e o início da tenacidade, e verificaram que a LZE pode ser usada como um parâmetro de tenacidade à fratura bem como para evidenciar heterogeneidades mecânicas nas soldas.

Saxena, Ramakrishnan e Dutta (2009), por meio de simulações numéricas, correlacionaram diversos parâmetros de fratura dúctil com resultados experimentais, e conseguiram determinar satisfatoriamente, por meio das simulações, o processo de estiramento da ponta da trinca e prever a tenacidade à fratura (J_{IC}) inicial por meio da LZE e seu valor crítico.

4 MECANISMOS DE FRATURA

Identificar os mecanismos de fratura em um componente fraturado é de fundamental importância para entender as causas que o levaram a falhar. Por meio desses mecanismos é possível identificar modos de carregamento, sentido de propagação de trincas, intensidade de tensões triaxiais, características do ambiente de exposição, entre outras.

De modo geral, a análise de uma fratura é baseada no processo de deformação plástica que o material sofre antes de romper e essa análise se estende pelas características macroscópicas e microscópicas da superfície fraturada.

4.1 Fratura Dúctil e Frágil

Com base no nível de deformação plástica presente na superfície de fratura, esta pode ser caracterizada como dúctil, frágil ou mista. Macroscopicamente, a fratura dúctil é acompanhada de uma deformação plástica significativa, que proporciona à superfície um aspecto fosco e fibroso; também são comuns lábios de cisalhamento nas regiões periféricas e uma redução da seção transversal por estrição (Figura 9a). Em um processo de fratura dúctil, a trinca tende a se propagar de forma estável e apresenta um elevado consumo de energia.



(a)



(b)

Figura 9 – Fratura: (a) Dúctil; (b) Frágil

Já as fraturas frágeis são geralmente planas e apresentam uma aparência granular e brilhosa, com pouca ou nenhuma deformação plástica (Figura 9b). A propagação da trinca se dá de forma instável e com baixo consumo de energia.

A um nível microscópico a fratura em metais e ligas pode ser resumida em função de cinco micromecanismos: ruptura dúctil por coalescimento de microvazios (alvéolos ou *dimples*), clivagem, quase-clivagem, intergranular e fadiga.

Para alguns materiais, os micromecanismos de fratura podem mudar significativamente em função da triaxialidade de tensões e da temperatura, pois estes fatores afetam diretamente o processo de deformação plástica durante a propagação da trinca. Em condições severas de triaxialidade de tensões (entalhes severos e grandes espessuras), o movimento dos planos de deslizamentos é restringido, proporcionando um aumento do limite de elasticidade e uma diminuição da zona plástica na ponta da trinca, podendo causar uma mudança no comportamento de fratura de dúctil para frágil (KERLINS; PHILLIPS, 1992; ASHBY; JONES, 1996).

Em baixas temperaturas a mudança no comportamento de fratura é similar ao efeito da triaxialidade de tensões e esse processo de mudança é chamado de transição dúctil-frágil, que tem como característica a diminuição da tenacidade do material. Em ambos os casos a intensidade da mudança é dependente da microestrutura do material (ASHBY; JONES, 1996).

Metais e ligas com estrutura CCC (ligas a base de ferro) são fortemente afetados por esses fatores, pois restringem a movimentação dos planos de deslizamento. Em condições severas de triaxialidade de tensões e de baixa temperatura, esses materiais podem apresentar mudanças do modo de fratura de dúctil para frágil, tanto a nível macroscópico quanto a nível microscópico. Em condições intermediárias de restrição aos mecanismos de deformação, a fratura pode apresentar um aspecto misto, contendo regiões com mecanismos de fratura frágeis e dúcteis na mesma superfície (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

Em materiais com estrutura cristalina do tipo CFC (ligas de alumínio, aços inoxidáveis austeníticos, chumbo e cobre) e HCP (ligas de titânio e ligas de zircônio), a triaxialidade de tensões e a temperatura têm pouco efeito sobre a ativação dos micromecanismos de fratura. Nesses materiais a mudança no modo de fratura é mais

significativa a um nível macroscópico, pois a um nível microscópico o material apenas apresenta uma redução nos indícios de deformações plásticas (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

4.2 Clivagem

O processo de clivagem consiste na separação das ligações atômicas ao longo de planos cristalográficos bem definidos. Esse processo normalmente se dá de forma rápida e com baixo índice de deformação plástica, e costuma estar associado à baixa energia de fratura (MEYERS, CHAWLA, 1982). Idealmente, as superfícies formadas em uma fratura por clivagem deveriam apresentar um encaixe perfeito (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006). Contudo, apesar de ser um indício de uma fratura frágil, a clivagem pode ser precedida por um fluxo plástico significativo e ou um crescimento de trinca dúctil (ANDERSON, 1995).

Em materiais policristalinos a orientação dos planos cristalográficos varia de um grão para o outro. Nessas condições a propagação da clivagem se dá de forma transgranular e tem seu sentido alterado em cada contorno de grão, pois esta procura o caminho mais favorável para se propagar dentro de cada grão (MEYERS, CHAWLA, 1982). As variações de direção proporcionam um aspecto multifacetado para a superfície de clivagem (Figura 10).

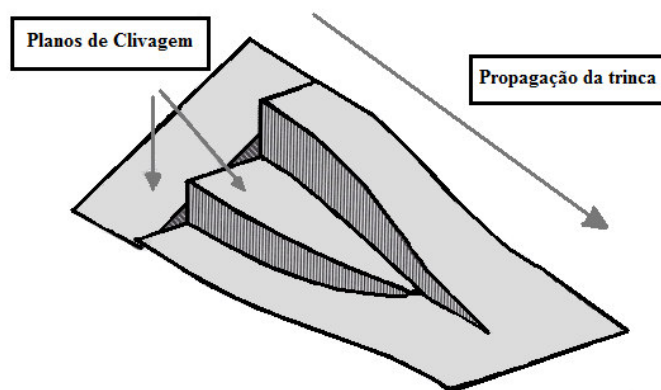


Figura 10 – Propagação de Trinca por clivagem (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006)

Ao analisar uma superfície de fratura por clivagem, observa-se que as trincas que formam as múltiplas facetas apresentam-se inicialmente paralelas, mas, visto que a propagação dessas trincas consome mais energia do que se propagassem em um único plano, as trincas por clivagem tendem a convergir, por meio do cisalhamento entre os planos (ANDERSON, 1995). O processo de convergência das trincas forma um padrão denominado de “marcas de rio” (Figura 11), que serve como parâmetro para determinar o início da fratura.

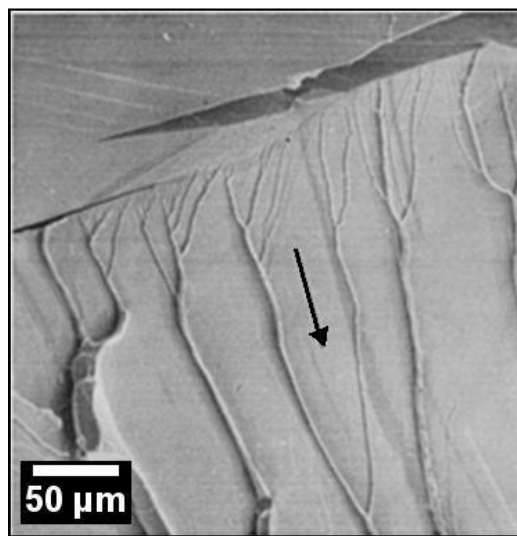


Figura 11 – Marcas de rio (KERLINS; PHILLIPS, 1992)

A clivagem ocorre preferencialmente em planos cristalinos com sistemas de escorregamento restritos e com baixa densidade de empacotamento, pois o espaçamento entre os planos é maior e apresenta menor número de ligações atômicas. Quando sob estado triaxial de tensão ou em baixas temperaturas, metais com estrutura CCC são os mais susceptíveis a falhas por clivagem, pois os planos de escorregamento são limitados.

Metais policristalinos com estrutura HCP, os quais apresentam apenas três planos de escorregamento, também são propícios a apresentar clivagem em baixas temperaturas. Já os metais com estrutura CFC apresentam muitos sistemas de escorregamento, inviabilizando a formação de fratura por clivagem independente do estado de tensão e da temperatura (ANDERSON, 1995).

Visto que a presença de clivagem está fortemente associada à falta de deformação, fatores que restringem o processo de deformação, durante a propagação de um trinca, afetam diretamente a formação de planos de clivagem durante uma fratura. Dentre estes fatores podemos citar: baixa temperatura, estado triaxial de tensões, danos por radiação, alta taxa de deformação, e deformação por envelhecimento.

4.3 Quase Clivagem

Assim como na clivagem a superfície de fratura por quase clivagem apresenta facetas, contudo a quase-clivagem ocorre em superfícies de fratura mista. Nestas as facetas de clivagem são envoltas por alvéolos e bordas de cisalhamento (Figura 12). Ao contrário da clivagem, onde as trincas (facetatas) se propagam em uma determinada direção, na quase-clivagem as facetatas iniciam-se no centro da região e irradiam para as bordas, de encontro com a região de fratura dúctil.

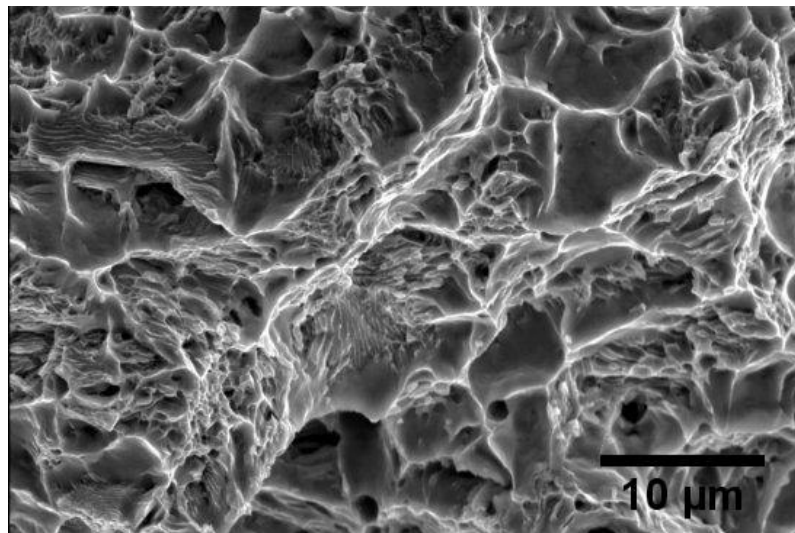


Figura 12 – Quase Clivagem.

O termo quase clivagem não descreve com precisão a fratura, pois alguns pesquisadores colocam que as facetatas por quase clivagem não são planos verdadeiros de clivagem; contudo, o termo ganhou uma aceitação generalizada na comunidade científica (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

A formação de quase clivagem em superfícies de fratura dúctil se deve a condições locais de restrição à deformação plástica, como: estado triaxial de tensão, induzido por trincas e entalhes; fragilização por hidrogênio; sítios de corrosão; ou quando o material é submetido a altas taxas de deformação dentro do regime de transição dúctil frágil.

A quase clivagem é comumente observada em aços, incluindo, aços inoxidáveis austeníticos, aços temperados, aços endurecidos por precipitação, além de materiais não ferrosos como ligas de titânio, ligas de níquel e até mesmo em ligas de alumínio. De forma geral, nos aços as facetas de clivagem e quase clivagem ocorrem preferencialmente nos planos $\{100\}$, $\{110\}$ e $\{112\}$ (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

4.4 Ruptura Dúctil (Alvéolos, Dimples OU Microcavidades)

O mecanismo de ruptura dúctil é caracterizados pela formação de microcavidades, também denominados de *dimples* ou alvéolos. O mecanismo de ruptura dúctil é comum em falhas por sobrecargas (Figura 13), está associado a uma alta energia de deformação e pode estar presente em fraturas de metais com os mais diversos níveis de resistência (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

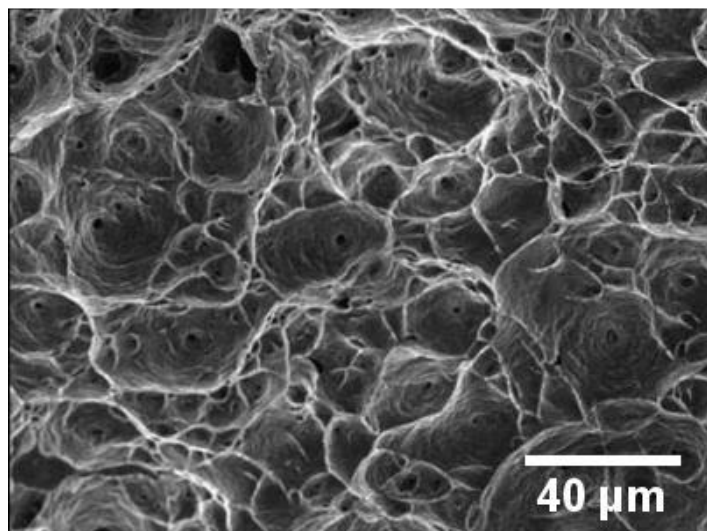


Figura 13 – Aspecto microscópico da ruptura dúctil (DAS; TARAFDER, 2008).

A formação dos alvéolos se deve à nucleação de microvazios, seguida do crescimento e da coalescência destes. A nucleação de microvazios ocorre

preferencialmente em regiões de descontinuidade internas, associadas à presença de precipitados, partículas de segunda fase, inclusões e contornos de grãos.

Preferencialmente a nucleação ocorre pela separação entre o precipitado e a matriz, e as propriedades da fratura são controladas pelo crescimento e pela coalescência dos vazios, sendo a coalescência regida por mecanismos internos de estricção (Figura 14). Em materiais cujos precipitados estão bem aderidos à matriz ou apresentam menor ductilidade, a nucleação ocorre pela ruptura do precipitado, induzindo um acúmulo de tensões nessa região, que pode provocar a fratura do material logo após a formação dos microvazios. Em casos de ausência de precipitados, a nucleação de vazios também pode ocorrer nos empilhamentos de discordâncias (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

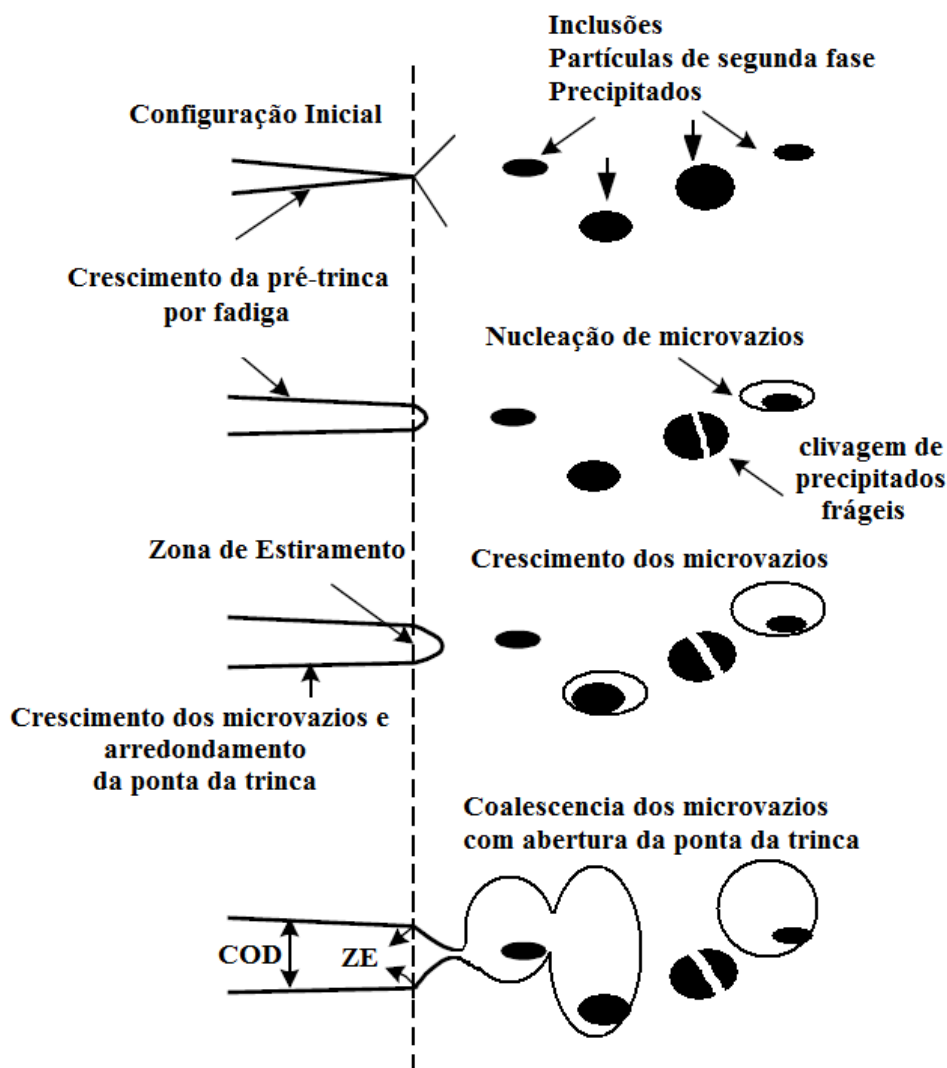


Figura 14 – Formação dos mecanismos de fratura dúctil, adaptado de Rizal, Homma, Kishida, 2002.

Analisando o tamanho, a forma, a profundidade e a orientação dos alvéolos, é possível extrair informações substanciais sobre o processo de fratura (modo de propagação da trinca, sentido de propagação e triaxialidade de tensões) e algumas características dos materiais (dispersão e tamanho dos precipitados, e plasticidade).

Os tamanhos dos alvéolos são influenciados significativamente pela distribuição e pelo tamanho dos precipitados. Quando os precipitados são numerosos e pouco espaçados, os alvéolos formados tendem a ser pequenos, pois há uma densa nucleação de microvazios que coalescem antes de haver um crescimento significativo. Já quando há um grande espaçamento dos precipitados, os microvazios apresentam um grande crescimento antes de coalescerem e provocar a fratura, formando alvéolos grandes. O tamanho dos precipitados é outra característica que influi no tamanho dos alvéolos: quanto maior o precipitado, maior o tamanho dos alvéolos (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

A forma e a orientação dos alvéolos são governadas pelo estado de tensão dentro do material. Sob carregamento uniaxial (tração pura e modo de abertura) os alvéolos apresentam forma equiaxial, enquanto que para os modos de abertura de trinca dos tipos II e III, os alvéolos costumam apresentar um caráter elíptico ou parabólico, dependendo da composição do carregamento. Ao analisar o alongamento dos alvéolos nas duas faces da fratura, também é possível determinar o modo de carregamento, quando a fratura ocorre pelo modo I os alvéolos são alongados na mesma direção em ambas as faces, já no modo II e III (cisalhamento) estes se alongam em direções opostas (Figura 15). No entanto é comum observar, em superfícies de fratura, um mix de formas devido à variação do estado triaxial de tensão, ao longo do material (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006; KERLINS; PHILLIPS, 1992).

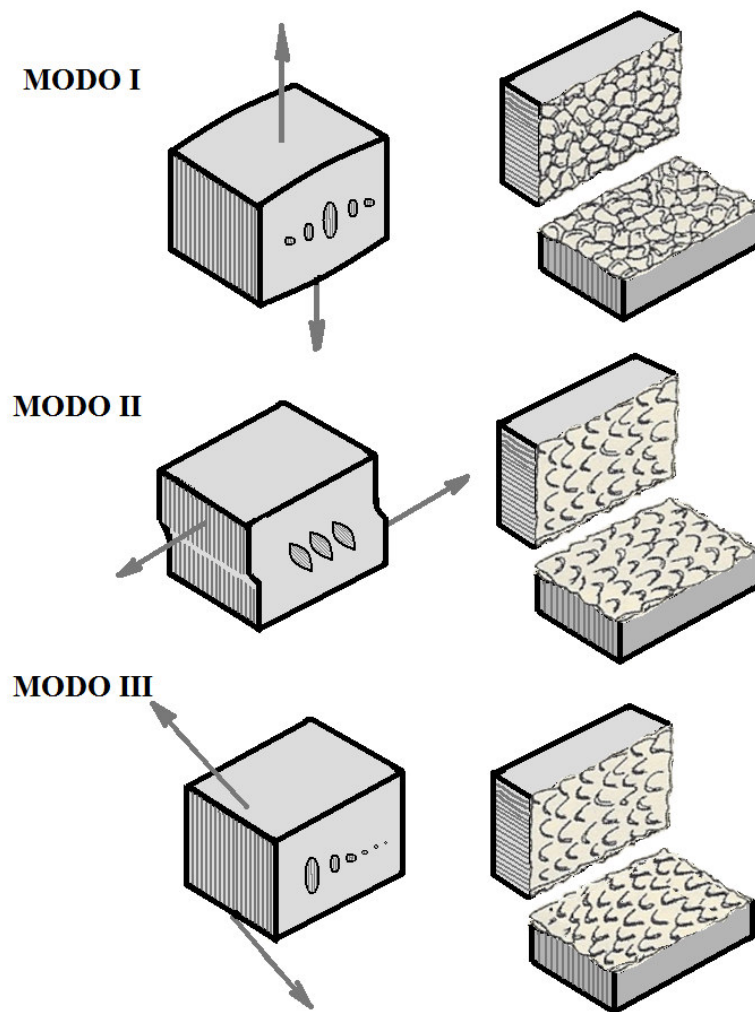


Figura 15 – Orientação dos alvéolos em relação ao modo de fratura, adaptado de Janssen et. al., 2006

Já a profundidade dos dimples é diretamente relacionada à plasticidade do material, pois materiais com alto índice de deformação plástica apresentam dimples mais profundos. Contudo, a plasticidade é uma característica que sofre influência de outros fatores como a temperatura, triaxialidade de tensão, microestrutura, entre outros. Materiais com estrutura CFC e HCP, apesar de não apresentarem mudança de mecanismo de fratura em baixas temperaturas, apresentam uma redução na profundidade dos dimples. Desta forma, à medida que a plasticidade do material é restringida por algum fator, há uma tendência dos dimples se tornarem mais rasos (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

4.5 Fratura Intergranular

A fratura intergranular consiste na ruptura do material por meio da separação dos grãos cristalinos, neste processo a trinca se propaga pelos contornos de grãos e esta associada a baixos níveis de energia (Figura 16). Há basicamente duas formas de fratura: uma por coalescência de microvazios nos contornos de grãos; e outra pelo descolamento dos contornos de grão. Na Figura 17 é apresentada uma superfície de fratura com predominância de fratura intergranular por descolamento de contornos de grãos.

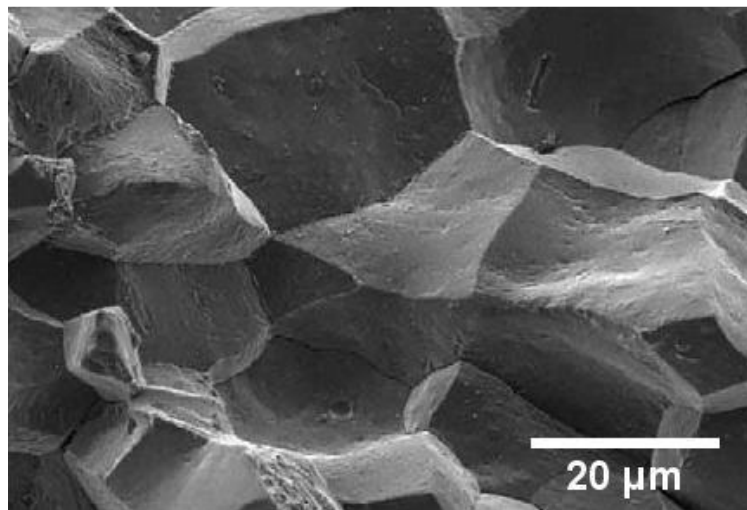


Figura 16 – Fratura intergranular por descolamento dos contornos de grãos (WOUTERS; HOSSON, 2003).

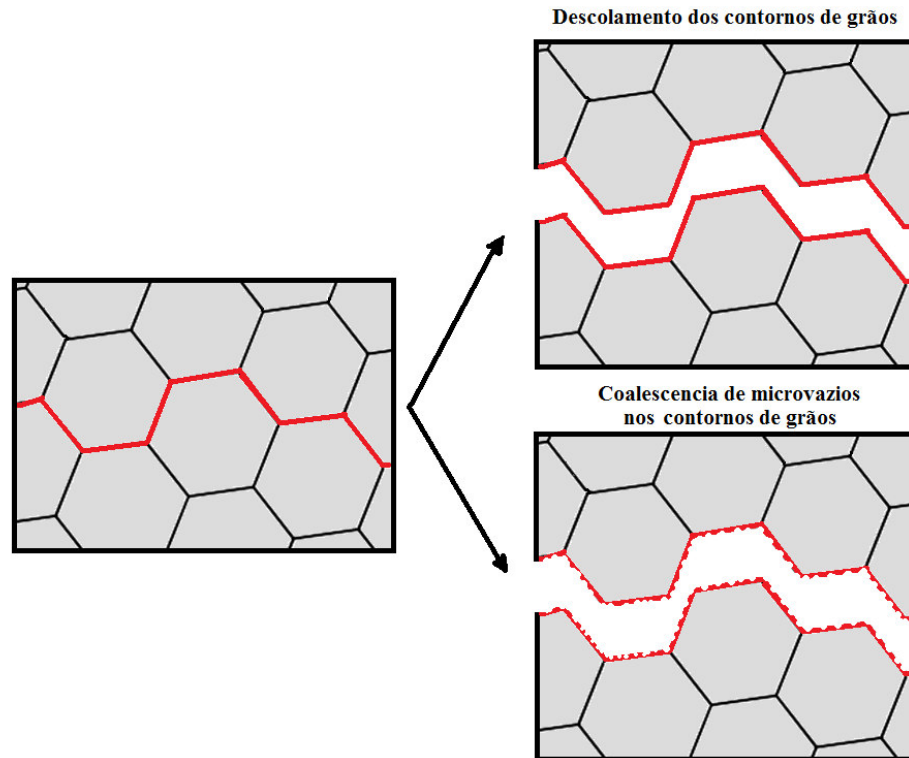


Figura 17 – Fratura intergranular.

Apesar de não ser um tipo de falha muito comum em metais, a fratura intergranular pode ocorrer em circunstâncias específicas como (ANDERSON, 1995):

- **Precipitação de fases frágeis ao longo dos contornos de grãos:** comum em ferro fundido, aços fragilizados por têmperas e ligas de Al-Zn-Cu-Mg, a precipitação pode ocorrer pelo processo de envelhecimentos das ligas ou por têmperas mal realizadas;
- **Fragilização por hidrogênio ou metais líquidos:** a presença de hidrogênio nos contornos de grãos pode degradar severamente a tenacidade do material; seu mecanismo não é perfeitamente compreendido, mas sabe-se que ligações de hidrogênio com átomos metálicos reduzem sensivelmente a resistência coesiva dos grãos. Os metais líquidos têm efeito semelhante ao do hidrogênio. Metais de baixo ponto de fusão presentes na liga, quando expostos a temperaturas elevadas fundem-se e se concentram nos contornos de grãos, fragilizando-os;

- **Ambientes agressivos:** ligas de alta resistência quando expostas a ambientes agressivos (H_2O -NaCl, H_2S , amônia e gases de hidrogênio) podem sofrer ataques químicos em sua superfícies, provocando uma dissolução da superfície do metal e então uma produção de hidrogênio que é absorvido pela liga. O hidrogênio é difundido e fragiliza os contornos de grãos;
- **Corrosão intergranular:** corresponde ao ataque corrosivo preferencialmente nos contornos de grãos;
- **Fluência:** Quando submetido a altas temperaturas sob carregamentos, o material sofre um processo de fluência, que favorece a formação de microvazios nos contornos de grãos, que ao coalescerem provocam a ruptura do material. Nessas condições fica difícil distinguir a fratura intergranular de uma fratura dúctil, pois ambas apresentam aspecto dúctil.

Caracterizar uma fratura como intergranular pode ser uma tarefa difícil em determinadas condições, pois macroscopicamente esta se assemelha a fratura transgranular, visto que ambas superfícies de fratura apresentam estrutura facetada. Já em casos onde a fratura intergranular ocorre por coalescência de microvazios, nos contornos de grãos, esta fica susceptível a ser confundida com uma fratura dúctil.

4.6 Fadiga

A fadiga é um mecanismo de falha pela nucleação e crescimento de trincas, provocado por carregamentos dinâmicos e cíclicos, sob tensões consideravelmente inferiores ao limite de resistência à tração ou ao limite de escoamento do material. Entre os mecanismos de fratura, a fadiga é a responsável por cerca de 90% das falhas em componentes metálicos (CALLISTER, 2006).

O processo de falha por fadiga ocorre em três etapas: nucleação, propagação estável, e propagação instável da trinca. O processo de nucleação da trinca inicia-se sempre na superfície externa do material, a partir de concentradores de tensões, tais como: entalhes, riscos, bolhas, sítios de corrosão; além destes concentradores o

carregamento cíclico pode produzir discontinuidades superficiais microscópicas devido ao escorregamento de discordâncias, os quais também podem atuar como concentradores de tensões (BRESCIANI, 1986).

Após a nucleação, a trinca se propaga de maneira estável, avançando a cada ciclo de carregamento. Nos materiais policristalinos a trinca se propaga de forma transgranular e com tensões de cisalhamento elevadas. O crescimento da trinca ocorre até que esta atinja um tamanho crítico, na qual o campo de tensão, para a área não afetada pela fadiga, induz um valor de tenacidade superior ao valor de K_{IC} do material, provocando a propagação instável da trinca e conseqüentemente a fratura por sobrecarga. Em alguns casos pode haver mais de um ponto de nucleação da amostra, favorecendo o crescimento de mais de uma trinca (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

Superfícies fraturadas por fadiga costumam apresentar duas regiões: a de fadiga, que consiste na região onde a trinca se inicia e se propaga estavelmente; e a de fratura, que corresponde à região de crescimento instável da trinca (Figura 18) (BRESCIANI, 1986).

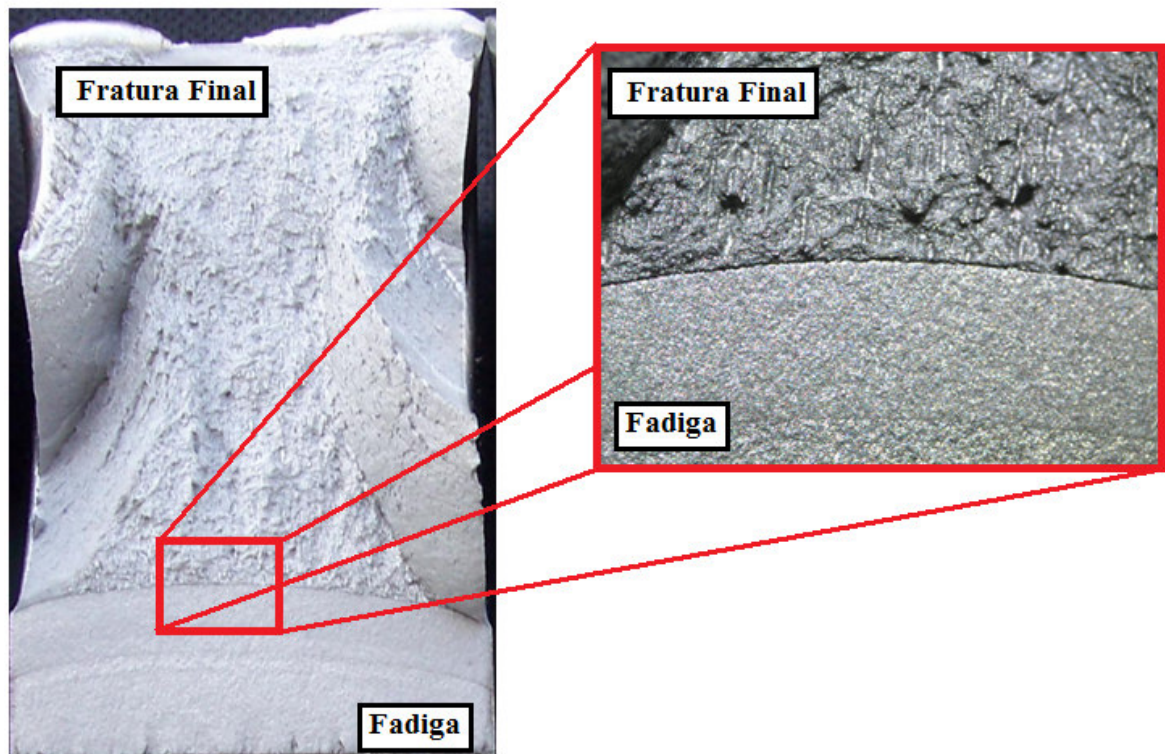


Figura 18 – Aspecto de uma superfície fraturada por fadiga.

Macroscopicamente, a região de fadiga apresenta um aspecto frágil, com uma superfície plana e lisa, independentemente da ductilidade do material. A superfície também apresenta marcas concêntricas ao ponto de nucleação, denominadas marcas de praia, que indicam a história de carregamento do material. Cada marca de praia indica um período de carregamento cíclico que o material foi submetido (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

Microscopicamente, a principal característica da fadiga é a presença de estrias formadas durante a propagação da trinca (Figura 19). Cada estria é formada durante um ciclo de carregamento e apresenta uma orientação perpendicular à direção de propagação da trinca (KERLINS; PHILLIPS, 1992). Com base no espaçamento das estrias é possível determinar a taxa de crescimento da trinca sob determinado carregamento. Contudo nem todos os materiais apresentam uma formação de estrias bem definida, pois fatores como a microestrutura, resistência mecânica e plasticidade do material influem na sua formação.

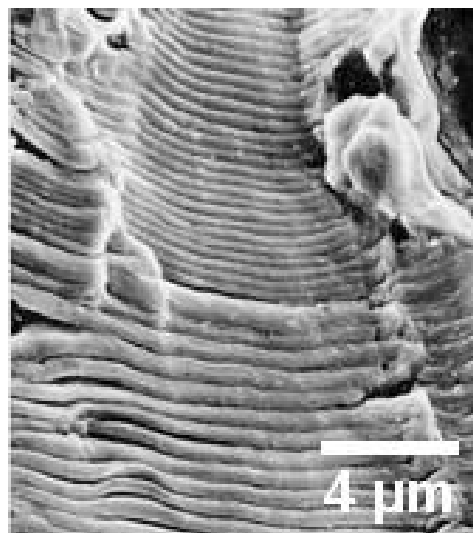


Figura 19 – Estrias em uma superfície de fadiga (KERLINS; PHILLIPS, 1992)

Já a região de fratura apresenta o aspecto usual de uma fratura sob carregamento estático, podendo ser dúctil ou frágil, conforme as propriedades do material. Por meio da área final da fratura é possível estimar a magnitude do carregamento ao qual o material foi submetido. Uma área de fratura final grande com propagação de trinca

pequena indica um alto carregamento ou um valor de tenacidade baixo. Com um conhecimento prévio das propriedades dos materiais é possível identificar a magnitude do carregamento (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

5 FRACTAL

O interesse em descrever geometrias complexas, cuja geometria clássica de Euclides não fornece elementos para análise, não é recente. Kolmogorov e Mandelbrot já havia elaborados estudos envolvendo tais formas, algumas presentes na natureza e outras criadas por padrões matemáticos. Mas foi em 1975 que o matemático francês Benoit Mandelbrot cunhou a palavra “fractal” para descrever tal fenômeno (LOPES; BETROUNI, 2009).

O termo “fractal” teve origem na palavra latina *fractus*, que significa “fração” ou “fragmento”. O conceito de fractal baseia-se no fato que um fractal pode ser gerado pela repetição de um fragmento padrão, num processo iterativo. A imagem resultante apresenta infinitos detalhes que são preservados independentes da escala e que são auto-similares (Figura 20). O conceito de auto-similaridade implica que, independente do escalonamento e da direção, há a invariância das propriedades geométricas dos objetos (MANDELBROT, 1983).

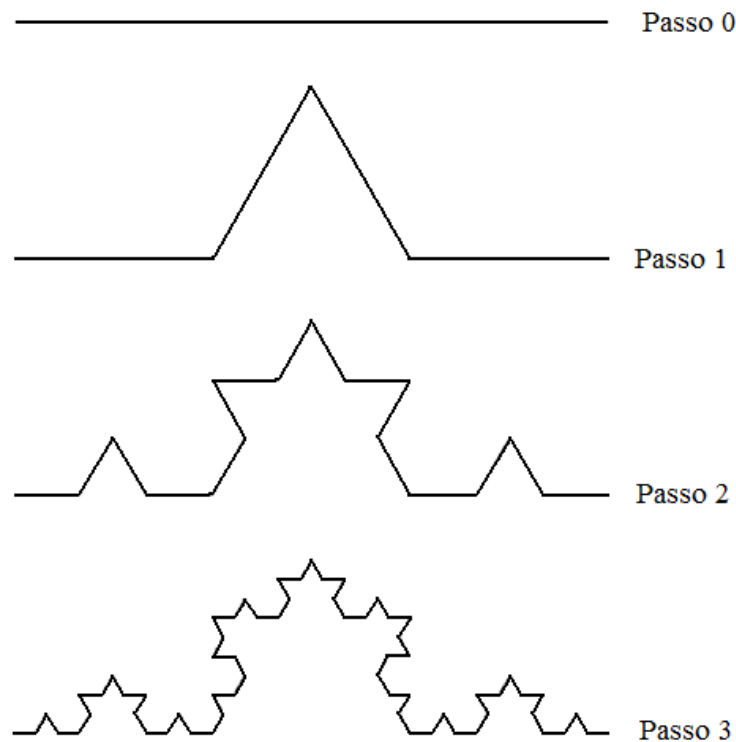


Figura 20- Curva de Koch (MANDELBROT, 1983).

Associada à geometria fractal está seu principal parâmetro: a “dimensão fractal” (D), que permite quantificar e classificar as formas fractais. Ao contrário do espaço euclidiano, que apresenta valores de dimensão inteiros para retas (1), planos (2) e volume (3), o fractal é representado por uma dimensão com valores fracionários (MANDELBROT, 1983).

Estudos posteriores sobre fractais mostraram que, para várias formas naturais, a auto-similaridade não é válida para todos os níveis de escala, tendo como limite superior o tamanho do objeto, e como limite inferior uma combinação de fatores de microscopia (ampliação e resolução) e fatores inerentes à natureza do objeto (forças interatômicas, cristalografia, tensão de superfície). Assim, afirma-se que o comportamento presente em muitas formas naturais são auto-afins (RUSS, 1994; BALANKIN, 1996).

Diferenciando-se das formas auto-similares, as formas “auto-afins” devem ser escalonadas em tamanhos diferentes e em diferentes direções para produzirem uma equivalência estatística (Figura 21). Dentro desta nova abordagem, os fractais “auto-afins” levam a um novo conceito: o “Multifractal” (MANDELBROT, 1983).

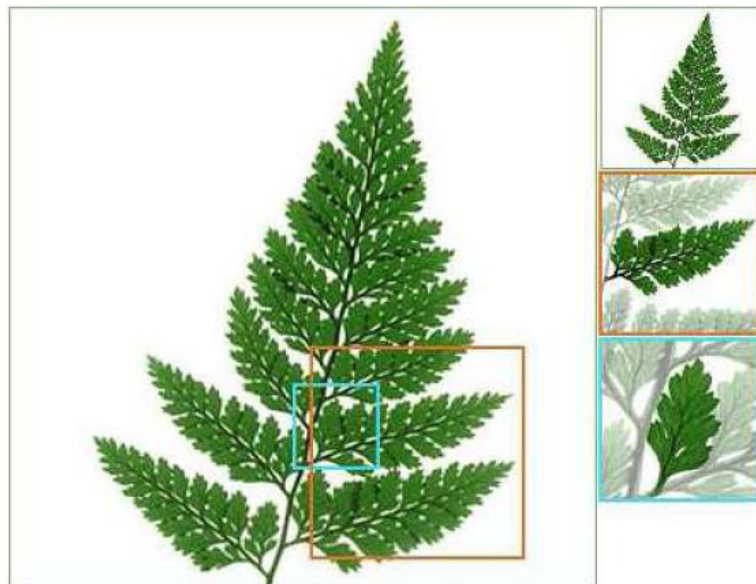


Figura 21 – Comportamento auto-afim presente na samambaia (FANTINATO, 2008)

Nos Tópicos 5.1, 5.2 e 5.3 são abordados com maior profundidade os conceitos de Dimensão Fractal e Multifractalidade, assim como a aplicação destes na análise fractográfica de superfícies de fratura.

5.1 Dimensão Fractal

A dimensão fractal (D) é um parâmetro que quantifica o nível de complexidade e o grau de ocupação espacial que uma imagem fractal possui. Enquanto na geometria Euclidiana as dimensões são: um para retas, dois para superfícies e três para volume; na geometria fractal a dimensão apresenta valores fracionários: entre um e dois para perfis fractais e entre dois e três para fractais de superfície (MANDELBROT, 1983).

Formalmente, Mandelbrot (1983) definiu como fractal um conjunto para o qual a dimensão de Hausdorff (D_h) é maior que a dimensão topológica (D_T). Diferente da dimensão topológica (D_T), que é definida pela geometria Euclidiana, a dimensão de Hausdorff (D_h) pode assumir valores fracionários. Quando $D_h > D_T$ a dimensão de Hausdorff também é conhecida por dimensão fractal.

A base para determinação da dimensão fractal é a relação de dependência entre o número de elementos necessários para recobrir o objeto de análise e o tamanho do elemento, independente da escala. De forma simplificada, a dimensão fractal (D) pode ser definida pela relação (RUSS, 1994):

$$D = \frac{\log(N_r)}{\log\left(\frac{1}{r}\right)} \quad (4)$$

onde “ N_r ” corresponde ao número de elementos de tamanho “ r ”, necessários para recobrir um objeto ou uma superfície.

Alguns dos principais métodos encontrados na literatura para determinar a dimensão fractal são: *Box-counting methods* (LI; DU; SUN, 2009); *Variogram method* (SOILLE; RIVEST, 1996); *Blanket method (BM)* (CHAPPARD et al., 2001); *Isarithm method (IM)*; *Triangular prism method (TPM)* (QIU et al., 1999), entre outros. Contudo, esses diferem na metodologia adotada para determinar “ N_r ”; em função desta

diferença, variações nos valores de dimensão fractal podem ser obtidas entre um método e outro (XIA et. al., 2010).

No entanto os métodos acima citados apenas podem determinar a dimensão fractal para imagens de fractais ideais, como os representados pelas curvas de Kock, Cantor, entre outros; para imagens e objetos cuja fractalidade não se apresenta de forma ideal, ou determinística, estes métodos apenas proporcionam uma estimativa (LI, DU e SUN, 2009).

5.2 Fractal Misto ou Multifractal

Ao longo dos anos, diversos trabalhos como o de Charkaluk, Bigerelle e Iost (1998) e Baran et. al. (1992) têm apresentado que formas não matemáticas, ou seja, formas reais, não são satisfatoriamente representadas por um único valor de dimensão fractal; isso ocorre, porque na natureza as formas apresentam um alto grau de complexidade e irregularidade, podendo ser compostas pela interação de mais de um padrão fractal num mesmo suporte geométrico, caracterizando-se em um aspecto multifractal. Por exemplo, imagine um filtro cerâmico, com uma distribuição fractal de poros em uma superfície de fratura com comportamento fractal.

Contudo, o conceito multifractal ainda não é bem definido na literatura, pois existem algumas vertentes com diferentes abordagens: a do Fractal Misto e a do Multifractal. Neste trabalho apenas será aplicado o conceito de Fractal Misto desenvolvido por Kaye (RUSS, 1994).

5.2.1 Fractal Misto

Trabalhos desenvolvidos por Brian Kaye (1978 e 1984) mostram que para uma variedade de perfis com diferentes ampliações de análise, a relação de dependência entre o número de elementos necessários para recobrir um objeto (N_r) e o tamanho do elemento (r) não apresenta a linearidade adequada para a caracterização em um único valor de dimensão fractal. Kaye observou que esta relação é melhor representada por dois segmentos de retas com diferentes inclinações, representando dois valores de dimensão fractal, ou seja, um fractal misto (Figura 22).

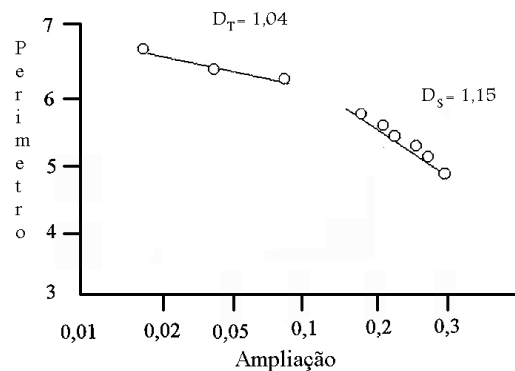


Figura 22 – Fractal misto, exemplo de dimensões fractais textural e estrutural (RUSS, 1994)

Para descrever os dois segmentos de reta, adotaram-se os termos: “estrutural” e “textural”. Caracteriza-se como textural a relação linear encontrada em uma escala mais fina; é característica desta relação uma menor inclinação de reta, ou seja, um menor valor de dimensão fractal, que permite descrever processos físicos que controlam a rugosidade na superfície. Em escalas maiores, a relação linear obtida é caracterizada como estrutural e a reta apresenta uma inclinação superior a da textural; nesta situação, o valor da dimensão fractal permite avaliar as características do objeto que emergem com o aumento da escala. Contudo, para uma melhor interpretação é preciso conhecer as propriedades do objeto de estudo (RUSS, 1994).

5.2.2 Multifractal

O conceito multifractal, abordado por Chhabra e Jensen (1989), Falconer (1990), Rodriguez-Iturbe e Rinaldo (1997); entre outros, baseia-se em uma análise estatística, da distribuição de uma quantidade física em um suporte geométrico, que pode exibir diferentes dimensões fractais em diferentes regiões dentro do suporte. Em outras palavras, a análise multifractal permite quantificar, em um único suporte geométrico, a sobreposição de padrões fractais com distribuição heterogênea e com diferentes ordens de grandeza. Diferente da análise fractal e do fractal misto que trabalham com valores discretos de dimensão fractal, a análise multifractal trabalha com um espectro contínuo de dimensões, chamado de espectro multifractal, que permite caracterizar tanto domínios auto-similares quanto os auto-afins.

O espectro multifractal consiste na descrição das propriedades estatísticas medidas, em função de formalismos matemáticos como o espectro de singularidade ($f(\alpha)$) e a dimensão generalizada (Dq). O espectro de singularidade proporciona uma descrição matemática precisa e intuitiva das medidas multifractais em termos dos conjuntos sobrepostos, sendo representado pela relação gráfica da dimensão fractal dos subconjuntos ($f(\alpha)$) versus expoente de singularidade (α) (Figura 23a); enquanto que a dimensão generalizada proporciona uma descrição alternativa para a multifractalidade de um conjunto, sendo sua representação gráfica a relação entre Dimensão generalizada (Dq) versus expoente de ordem (q) (Figura 23b). Detalhes sobre o processo de obtenção do espectro multifractal, assim como sua interpretação, serão apresentados formalmente no Tópico 6.4.3 da metodologia.

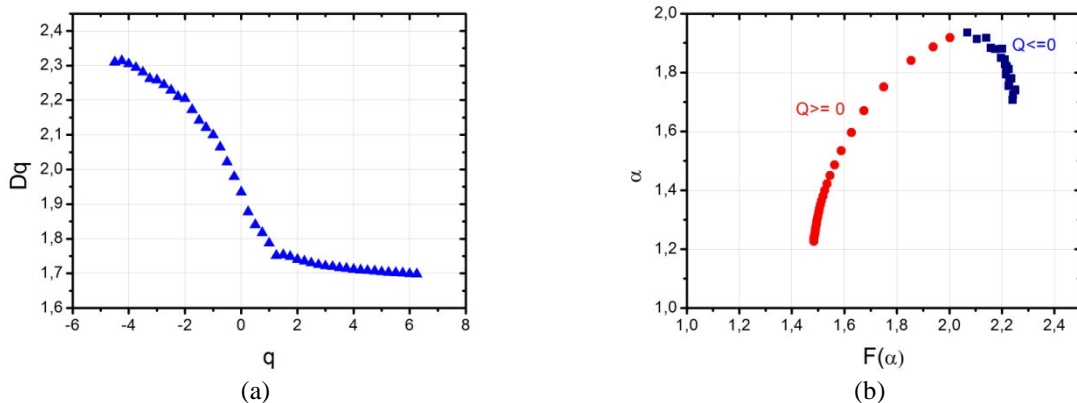


Figura 23 - Espectro multifractal: (a) Dimensão generalizada (Dq) x expoente de ordem (q); (b) fractal dos subconjuntos ($f(\alpha)$) x expoente de singularidade (α).

5.3 Superfícies de Fratura Versus (Multi) Fractal

Ao longo das últimas décadas, diversos autores tem apresentado evidências de padrões auto-similares em superfícies de fratura e relações entre valores de dimensão fractal com propriedades mecânicas, para uma ampla gama de materiais (metais, compósitos, cerâmicos, rochas naturais e concretos) (PAGGI; CARPINTERI, 2007; KHEZRADDEH; MOFID, 2006).

Pezzotti et al (1995) sugerem que o conceito de fractal pode ser útil na caracterização quantitativa de superfícies cerâmicas fraturadas; Khezzadeh e Mofid (2006) conseguiram encontrar relação entre a fractalidade e a resistência à tração para

compósitos granulares; e Horovistiz et al (2003) obtiveram correlação significativa entre a energia Charpy e a dimensão fractal para um aço API-5LX80.

Pesquisadores experientes no estudo da relação entre fractais e fratura, como Mecholsky (2006) e Carpinteri, Chiaia e Cornetti (2003), atribuem valores únicos para a dimensão fractal (D) de fraturas em materiais frágeis, assumindo-a como propriedade destes, e relacionando-a a valores de resistência, como a resistência teórica ou a tenacidade à fratura.

Contudo, ainda há resultados controversos na literatura, apontando inconsistências entre alguns resultados. Na revisão elaborada por Charkaluk, Bigerelle e Iost (1998) são apresentadas divergências nos resultados obtidos por diversos pesquisadores, nas medidas de correlação entre vários parâmetros de tenacidade e valores de dimensão fractal, para diversos materiais, explicitando a influência da metodologia empregada e os modelos adotados sobre os resultados.

Outros pesquisadores, como Venkatesh, Chen e Bhole (2008), Wiencek, Czarski e Skowonek (2001), também não conseguiram relacionar de forma consistente a microestrutura e o caráter fractal das superfícies, contudo ficou evidente em todos os casos um caráter auto-afim, que pode ser atribuído à complexidade dos mecanismos envolvidos, durante a evolução do processo de fratura, sendo melhor caracterizado por fractais mistos e multifractais.

Horovistiz e Hein (2005) já analisam o comportamento auto-afim dos perfis adotando o conceito de fractal misto, e Stach, Cybo e Chmiela (2001), conseguiram correlacionar a ductilidade e fragilidade das superfícies de fratura, dos aços SW7M+0,057M e 10H2M, com o espectro multifractal.

5.4 Modelo de Mecholsky

Com base em experimentos onde a propagação das trincas se dá de forma estável, ou seja, onde a velocidade de propagação da trinca é minuciosamente controlada para que seja sempre muito lenta, Mecholsky (2006) propôs um modelo, para materiais com comportamento linear-elástico, que relaciona algumas propriedades mecânicas com valores únicos de dimensão fractal.

Para o desenvolvimento de seu modelo, Mecholsky ensaiou em duplicata materiais com comportamento linear-elástico e para cada corpo de prova ensaiado mapeou, pelo método “slit-island”, de 8 a 10 campos da superfície de fratura, a uma ampliação de 400x. Com base no valor médio da dimensão fractal, obtido nos campos amostrado de cada corpo de prova, ele compôs o seu modelo.

Por meio deste modelo, a resistência teórica (σ_t) pode ser estimada como uma função do módulo de Young (E) e da dimensão fractal (D) da superfície:

$$\sigma_t = E \sqrt{\frac{D}{2\pi}} \quad (5)$$

Com base na mesma argumentação, Mecholsky propões, ainda, modelos para a tenacidade à fratura (K_c) e para a energia de fratura (G_c), como:

$$K_c = K_0 + E\sqrt{a_0 \cdot (D - 2)} \quad (6)$$

$$G_c = G_0 + \frac{a_0 \cdot E \cdot (D - 2)}{2} \quad (7)$$

Onde a_0 seria uma dimensão característica relacionada à escala do processo e determinada experimentalmente conforme apresentado em West et al (1999). Este modelo é destinado a fraturas com comportamento absolutamente frágil, com aspecto “mirror+mist+hackle” (espelho, névoa e rugoso), com rugosidade progressiva, a partir da nucleação, com o crescimento da velocidade de propagação de trincas. Isto porque esta evolução da rugosidade (WEST et al, 1999) seria auto-similar ou auto-afim, supostamente condizente com o procedimento de amostragem empregado por Mecholsky (HILL et al, 2001).

6. MATERIAIS E MÉTODOS

Como apresentado na introdução, os objetivos principais deste trabalho são criar e implementar um metodologia que avalie a relação entre tenacidade à fratura e dimensão fractal e as limitações impostas pelos mecanismos envolvidos no processo de fratura, o que implica que o desenvolvimento de parte desta metodologia também é considerado como um resultado desta pesquisa. Na Figura 24 é apresentado um fluxograma da metodologia adotada.

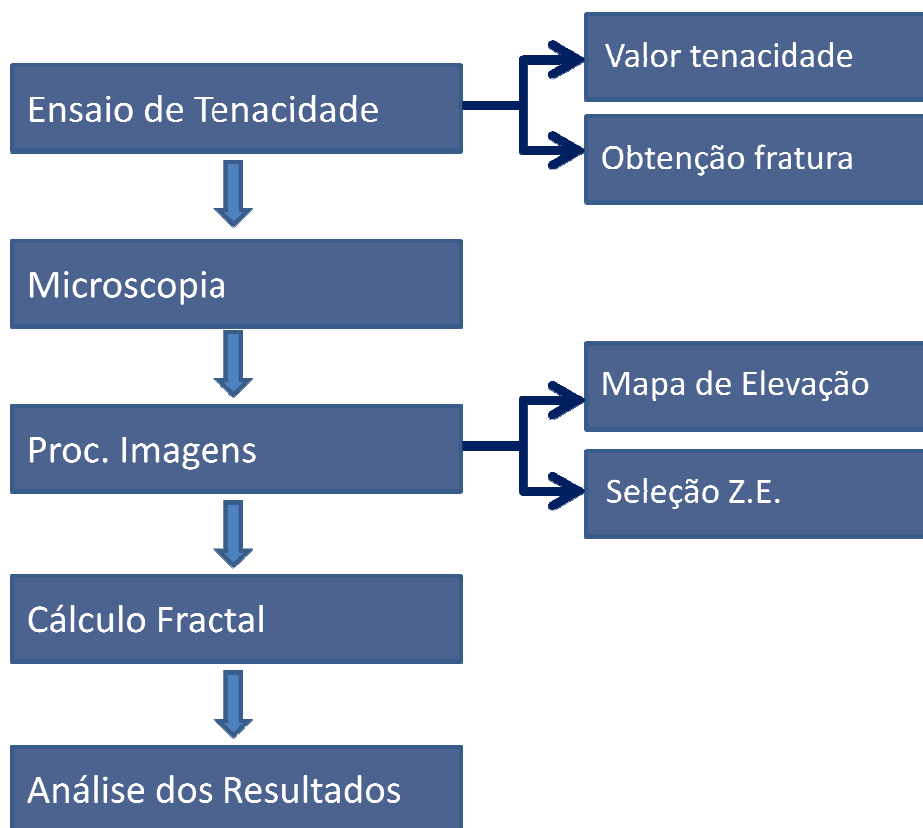


Figura 24 - Fluxograma da metodologia.

6.1 Materiais

Visto que a proposta deste trabalho é avaliar superfícies de fratura de ligas metálicas no regime elasto-plástico ou sob um estado triaxial de tensões, optou-se em trabalhar com duas ligas metálicas de alta tenacidade e com comportamento dúctil de fratura. Essas ligas são:

- Aço 15-5PH na condição H1150-M, com dureza de 30 HRC, resistência à tração de 1045MPa e limite de escoamento igual a 752MPa;
- Liga de alumínio 7475 tratada termodinamicamente na condição T7351, com dureza de 80 HRB, resistência à tração de 505MPa e limite de escoamento igual a 435MPa.

Ambos os materiais foram cedidos pela EMBRAER na forma de chapas, com espessuras de 20 mm a do aço e 25,5 mm a do alumínio.

6.1.1 Aço 15-5PH

O aço inoxidável 15-5PH (UNS S15500) é um aço martensítico endurecido por precipitação, cujos principais elementos de liga são o Cr, Ni e Cu (Tabela 1). Essa liga normalmente é fornecida na forma recozida, e o envelhecimento fica a encargo do comprador. Como fornecida, essa liga apresenta uma estrutura martensítica, com maior ductilidade e menor resistência à fratura do que quando envelhecida (AK STELL, 1999). O envelhecimento desta liga consiste na precipitação de elementos finos rico em cobre, dispersos na matriz martensítica, que provocam o endurecimento da mesma (KAFRI; ADHAMI, 2010). Na Tabela 2 são apresentados os tratamentos térmicos utilizados para o envelhecimento, visto que cada condição proporciona propriedades específicas para a liga.

Tabela 1 – Composição química (% - peso) do aço 15-5PH determinada por espectrometria de emissão óptica a vácuo. (Cortesia do ensaio: Tenaris Confab)

Cr	Ni	Cu	C	Mn	Si	P	S	Nb	Mo	Fe
14,61	4,65	3,13	0,04	0,80	0,32	0,021	0,002	0,33	0,25	Ajuste

Tabela 2 – Condições de Tratamento Térmico para Envelhecimento da liga 15-5PH (AMS 5659)

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

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 (TEIXEIRA, 2006). Isso se deve a sua boa resistência à corrosão, excelente soldabilidade e excelentes propriedades mecânicas (alta resistência à tração, ductilidade superior aos demais aços inoxidáveis endurecidos por precipitação e boa tenacidade, tanto na direção longitudinal quanto na transversal). Por esses motivos esse aço também vem sendo aplicado nos mais diversos setores da indústria química, petroquímica, papelreira, entre outros (AK STEEL, 1999).

Na Tabela 3 são apresentadas as principais propriedades mecânicas para as diferentes condições de envelhecimento. Nas condições de envelhecimento mais crítica o aço 15-5PH exibe um comportamento de fratura frágil, tendo como predominância os mecanismos de clivagem e quase clivagem (BAJGUIRANI, 2002).

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço 15-5PH (AK STEEL, 1999)

Condição	Resistência a Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Dureza (H_{RC})
Normalizado	1110	963	35
H 900	1438	1385	46
H 925	1249	1208	41
H 1025	1200	1176	40
H1075	1114	1102	38
H1150	1035	967	36
H1150-M	938	765	31

6.1.2 Alumínio 7475

A liga de Alumínio 7475 é uma liga de alta resistência e endurecida por precipitação, cujos principais elementos de liga são o Zn, Mg e Cu (Tabela 4). Assim como no aço 15-5PH, o endurecimento dessa liga se dá pela precipitação de elementos finos ricos em cobre, dispersos na matriz. Essa liga foi desenvolvida para aplicações que exigem alta resistência, comparada a resistência da liga Al 7075, mas com um valor de tenacidade à fratura ~40% superior (ALCOA, 2010). Essa liga é disponibilizada em diferentes condições de tratamentos termomecânicos, sendo que para chapas os tratamentos disponíveis são o T651, T7651 e T7351. O tratamento T651 consiste em uma solubilização seguida de um envelhecimento artificial com alívio de tensões por estiramento, no caso dos tratamentos T7651 e T7351 a solubilização é seguida por um superenvelhecimento e o alívio de tensão é feito por estiramento.

Tabela 4 – Composição química (% - peso) da liga de Alumínio 7475 (ALCOA, 2010)

	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Ti	Al
min	5,2	1,9	1,2	-	-	-	0,18	-	
máx	6,2	2,6	1,9	0,10	0,12	0,06	0,25	0,06	Ajuste

Essa liga de alumínio é amplamente usada como material estrutural na indústria aeronáutica, dentre as aplicações pode-se citar: revestimentos da fuselagem e asas, longarinas, nervuras, perfis estruturais, reforçadores, entre outros (Al-RUBAI; BARROSO; GODEFROID, 2005; VIANA et. al., 2005). Essa liga é geralmente escolhida para essas aplicações por causa de sua elevada resistência mecânica, boa resistência à corrosão e boa tenacidade à fratura aliadas a sua baixa densidade (ZANGRANDI, 1988; TSAI; CHUANG, 1996). Na Tabela 5 são apresentadas as principais propriedades mecânicas das chapas da liga de alumínio 7475 fornecidas pela ALCOA.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas de tração da liga de alumínio 7475 (ALCOA, 2010)

Condição	Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
T651	538	469	9
T7351	490	414	9

6.2 Ensaio Mecânicos

Os ensaios mecânicos tiveram como objetivo: avaliar a tenacidade à fratura de materiais com certo grau de plasticidade e obter as superfícies de fratura para a investigação de sua topografia. Para cada material foram induzidas mudanças no comportamento elasto-plástico, por meio da redução da espessura (Alumínio 7475) ou diminuição da temperatura (Aço 15-5PH), com a finalidade de comparar a evolução do comportamento entre a tenacidade medida e a superfície de fratura formada de cada material.

Para ambos os materiais, os corpos de prova foram extraídos de uma mesma placa e usinados segundo a orientação T-L para a direção do plano da trinca (Figura 25), conforme a norma ASTM E 399 (ASTM, 2008), e as pré-trincas foram geradas utilizando uma razão de carga positiva, para evitar o amassamento da superfície de fratura formada.

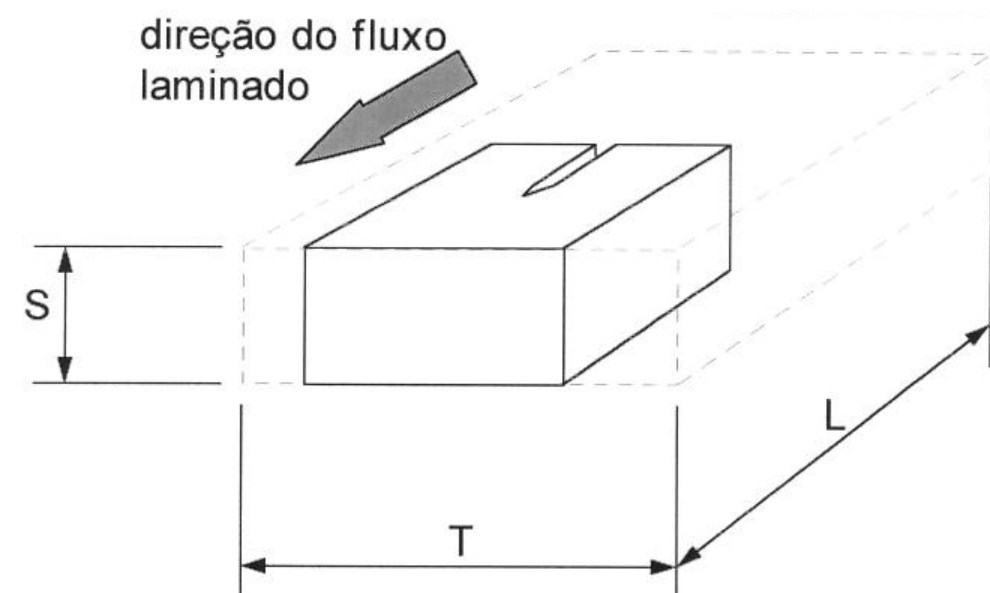


Figura 25 – Sentido do corte dos corpos de prova a partir da chapa laminada (orientação T-L)

Todos os ensaios para avaliação da tenacidade à fratura foram realizados na máquina universal servo-hidráulica INSTRON 8810, do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP. Os ensaios de tenacidade foram realizados segundo a norma ASTM E 399 (ASTM, 2008), que mede o valor crítico de tenacidade à fratura no modo I de carregamento.

6.2.1 Ensaio do Aço 15-5PH

Para o aço 15-5PH foram realizados ensaios em quatro condições de temperatura: 23°C, -50°C, -100°C e -150°C; utilizando uma câmara climática INSTRON, com sistema de refrigeração por nitrogênio líquido (Figura 26). A redução da temperatura teve como objetivo reduzir a tenacidade do material e o seu comportamento dúctil na fratura.

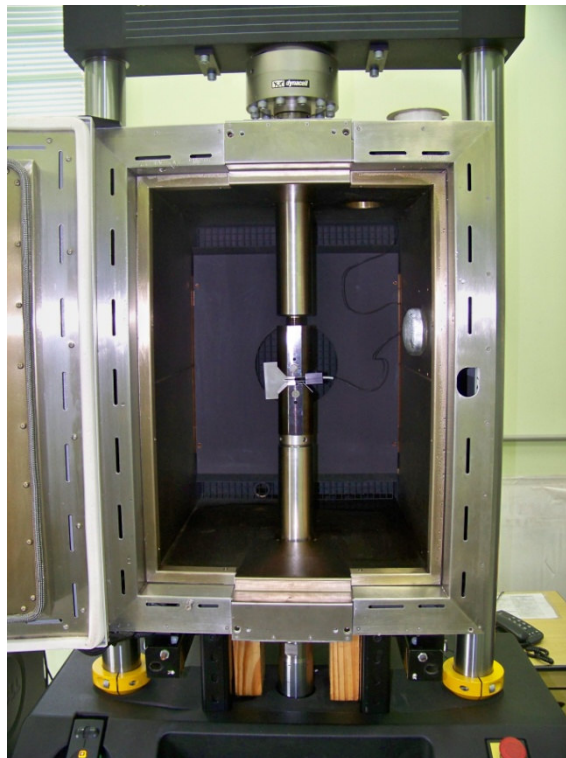


Figura 26 – Câmara climática INSTRON.

Para os ensaios em baixa temperatura, a espessura (B) dos corpos de provas foram fixadas em 19mm, obtendo uma relação de W/B inferior a dois (onde W é igual a 50,8mm, ver Figura 27), com a finalidade de garantir o comportamento elasto-

plástico do material à temperatura ambiente. A relação de W/B inferior a dois inviabiliza a obtenção de K_{IC} segundo os critérios da norma ASTM E 399, mas permite obter valores válidos de K_C . Os corpos de prova do aço 15-5PH foram usinados conforme apresentado na Figura 27.

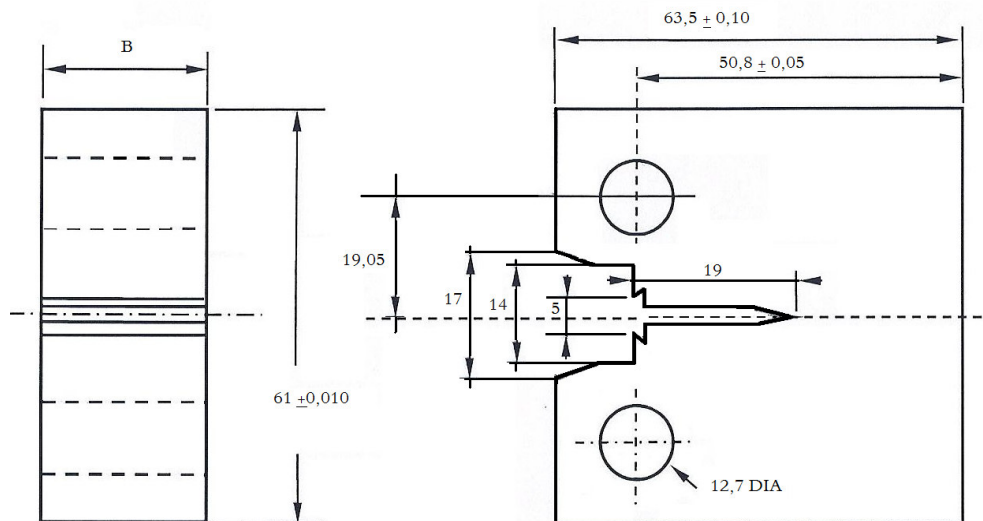


Figura 27 – Dimensões dos corpos de prova do aço 15-5PH.

As condições para a abertura da pré-trinca por fadiga foram:

- Razão de carga positiva e igual a 0,1;
- Frequência de 14Hz;
- Carga máxima para 50% da extensão inicial da pré-trinca de 18kN;
- Carga máxima para 50% da extensão final da pré-trinca de 13,2kN;
- Tamanho da pré-trinca entre 0,45W e 0,55W, medido externamente;

6.2.2 Ensaio da liga de Alumínio AA 7475

Para a liga de alumínio 7475 foram realizados ensaios para quatro condições de espessura (B): 25 mm, 23 mm, 21 mm e 19 mm; sempre à temperatura ambiente de 23°C. A redução na espessura teve como objetivo aumentar a tenacidade do material e o seu comportamento dúctil na fratura.

Conforme a disponibilidade, os corpos de prova da liga de alumínio 7475 possuem as dimensões apresentadas na Figura 28.

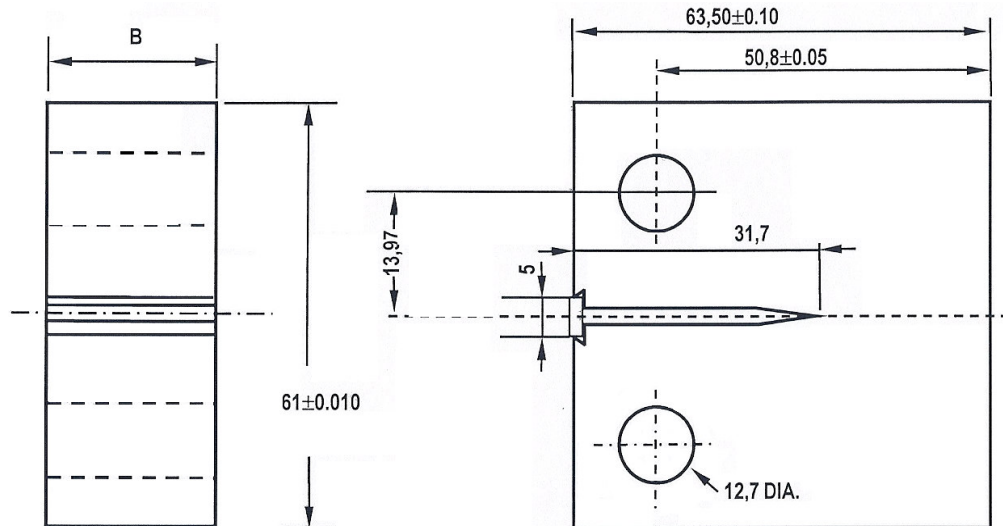


Figura 28 – Dimensões dos corpos de prova da liga de alumínio AA 7475.

As condições para a abertura da pré-trinca por fadiga foram:

- Razão de carga positiva e igual a 0,1;
- Frequência de 14Hz;
- Carga máxima para 50% da extensão inicial da pré-trinca de 11kN;
- Carga máxima para 50% da extensão final da pré-trinca de 6,5kN;
- Tamanho da pré-trinca entre 0,45W e 0,55W, medido externamente;

6.3 Microscopia

Após o rompimento dos corpos de prova as superfícies de fratura formadas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura, microscopia confocal a laser e lupa estereoscópica, como objetivo identificar qualitativamente os micromecanismos presentes em cada região, servindo de comparação para as imagens obtidas por microscopia óptica.

A microscopia eletrônica foi realizada em um microscópio da marca Zeiss EVO MA-15, utilizando as técnicas de elétrons secundários e retroespalhados. A microscopia confocal a laser foi realizada em um equipamento da marca Olympus LEXT OLS 3100, e as imagens estereoscópicas foram adquiridas em lupa estereoscópica da marca Zeiss Stemi 2000.

Já a análise por **microscopia óptica** foi realizada visando uma análise quantitativa da superfície de fratura ao longo de duas linhas: a primeira orientada na direção de propagação da trinca e posicionada sobre o centro da peça ao longo da espessura (Figura 29a) e a segunda linha de amostragem seguirá a zona de estiramento, por toda a espessura (Figura 29b).

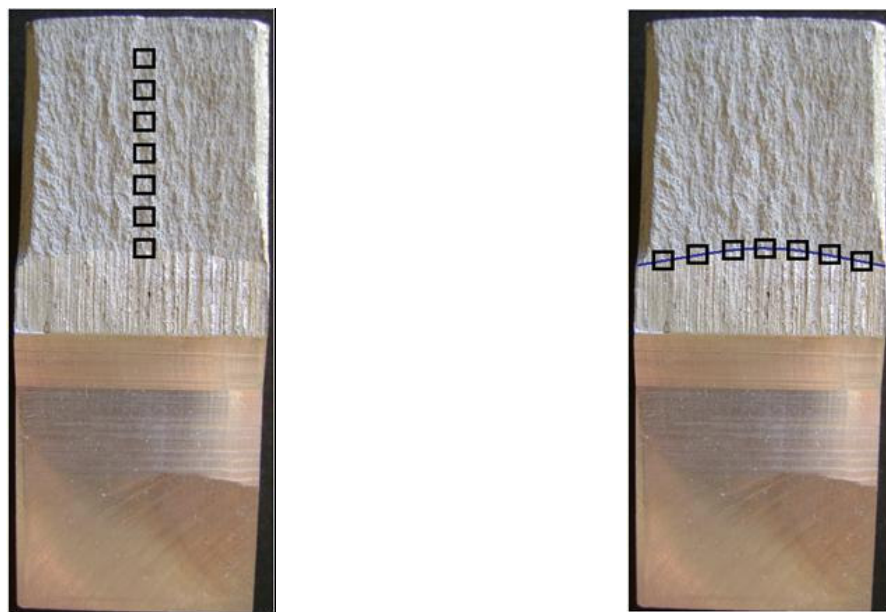


Figura 29 – Posicionamento dos campos de amostragem: (a) sentido de propagação da trinca; (b) zona de estiramento.

Em ambos os casos o posicionamento dos campos de amostragem variaram a cada milímetro. Para a análise do sentido de propagação da trinca foram amostrados 10 campos por corpo de prova e para a análise da zona de estiramento foram amostrados 11 campos por corpo de prova, totalizando 420 campos de análise. O número de campos amostrados foi baseado no trabalho desenvolvido por Mecholsky (2006), Tópico 5.4.

Para cada campo amostrado, por meio da microscopia óptica, foram realizadas medições da topografia da superfície de fratura, fazendo uso do método de reconstrução por extensão de foco. As imagens foram adquiridas com ampliações de até 500x, por meio de um microscópio de reflexão Nikon Epiphot 200, equipado com uma câmera digital AxioCam ICc3 da marca Zeiss, disponibilizados pelo Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP.

Após a aquisição, as imagens serão processadas em uma estação de trabalho Dell Precision T5400, com dois processadores de núcleo quádruplo Intel Xeon Quad de 2,33 GHz, com 32 Gb de memória RAM ECC FB-DIMM.

6.3.1 Método de Reconstrução por Extensão de Foco

A reconstrução por extensão de foco é o método de reconstrução de relevo mais difundido na microscopia óptica. É um método bastante adequado à caracterização fractal de fraturas obtidas em condições elasto-plásticas, mesmo sendo restrito à descrição dos micromecanismos de maior extensão sobre a superfície de fratura, o que já é significativo, pois depende de parâmetros como distância de trabalho, profundidade de foco, abertura numérica e controle do movimento vertical de objetivas.

Neste método, para cada campo de amostragem, é adquirida uma pilha de imagens com posicionamento ordenado e sucessivo da objetiva para diferentes planos de foco (Figura 30). As imagens devem ser adquiridas na mesma posição e com a mesma ampliação, variando apenas a progressão do foco (eixo z) em 1 μm , que

corresponderá à resolução das imagens resultantes após o processamento digital. Ao todo, para os 420 campos, foram adquiridas aproximadamente 42.800 imagens.

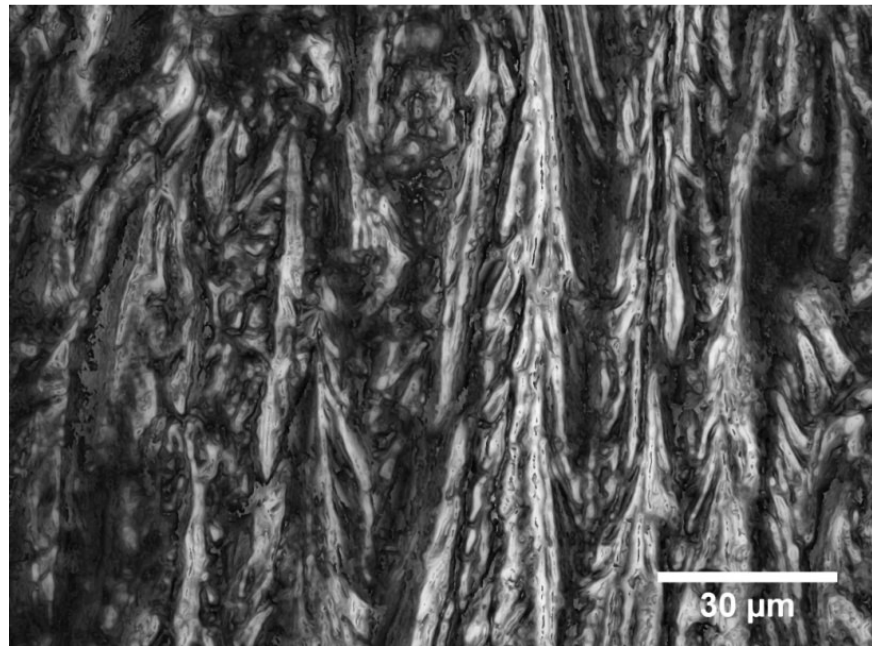


Figura 30 – Pilha de imagens com distancia focal de 1 μm .

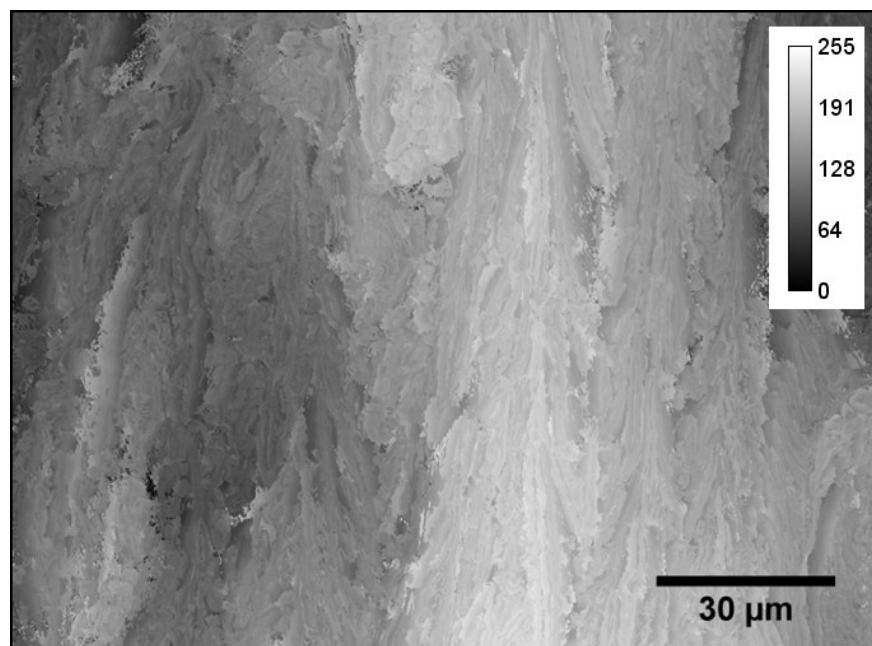
O processamento da pilha de imagens consiste na aplicação de um algoritmo, que combina as regiões com melhor índice de nitidez de cada imagem da pilha, para formar uma imagem completamente focada. O algoritmo que mede o índice de nitidez pode ser baseado em: filtros passa-alta (HOROVISTIZ et al., 2003), relações de vizinhança (GOLDSMITH, 2000), ou operadores no domínio da frequência, como a

separação de componentes de alta frequência por transformadas de *wavelets* (FORSTER et al., 2004).

Pelo método da reconstrução por extensão de foco pode-se obter duas imagens como resposta: a primeira é a imagem completamente focada (Figura 31a); e a segunda consiste em um mapa de elevação (Figura 31b).



(a)



(b)

Figura 31 – Imagens obtidas pelo método de reconstrução por extensão de foco da região de pré-trinca da liga de alumínio 7475: (a) imagem focada; (b) mapa de elevação.

Neste trabalho a reconstrução por extensão de foco foi realizada com o uso do plugin “Stack Focuser”, escrito em Java por Michael Umorin para NIH Image J (RASBAND, 2008).

Neste plugin utiliza-se de um filtro de mediana 3x3 sobre a pilha, para reduzir o ruído das imagens, e a imagem completamente focada é obtida por meio do uso do filtro Sobel (filtro de detecção de borda, passa alta), que considera como nítido os pixels que apresentam maior contraste com a vizinhança. Já a formação da imagem topográfica, gerada por este plugin, é influenciada pelo número de imagens de cada pilha, pois o nível de cinza (P) de cada pixel (x,y) segue a seguinte relação (<http://rsbweb.nih.gov/ij/plugins/stack-focuser.html>):

$$P(x, y) = \frac{255 \cdot i}{n^{\circ} \text{ total de imagens da pilha}} \quad (8)$$

onde, “i” corresponde ao número da imagem, dentro da pilha, em que o pixel apresenta nitidez. Como resultado a imagem topográfica apresenta um histograma com distribuição uniforme entre os 255 níveis de cinza (Figura 32a). Contudo, para o cálculo da dimensão fractal, essa distribuição uniforme do histograma induz a um erro de interpretação; pois para a análise topográfica, é considerado que os níveis de cinza representam a distância entre os planos de foco (1 μm) e nessas circunstâncias a topografia sempre irá apresentar uma variação próxima de 255 μm .

Desta forma, para o cálculo da dimensão fractal é necessário dividir o mapa de elevações, pelo valor mínimo encontrado no histograma de cada imagem topográfica, obtendo, assim, uma imagem com valores que representem adequadamente as dimensões da topografia de fratura (Figura 32b). O processo de divisão dos mapas de elevações foi realizado com o auxílio do software NIH Image J (RASBAND, 2008).

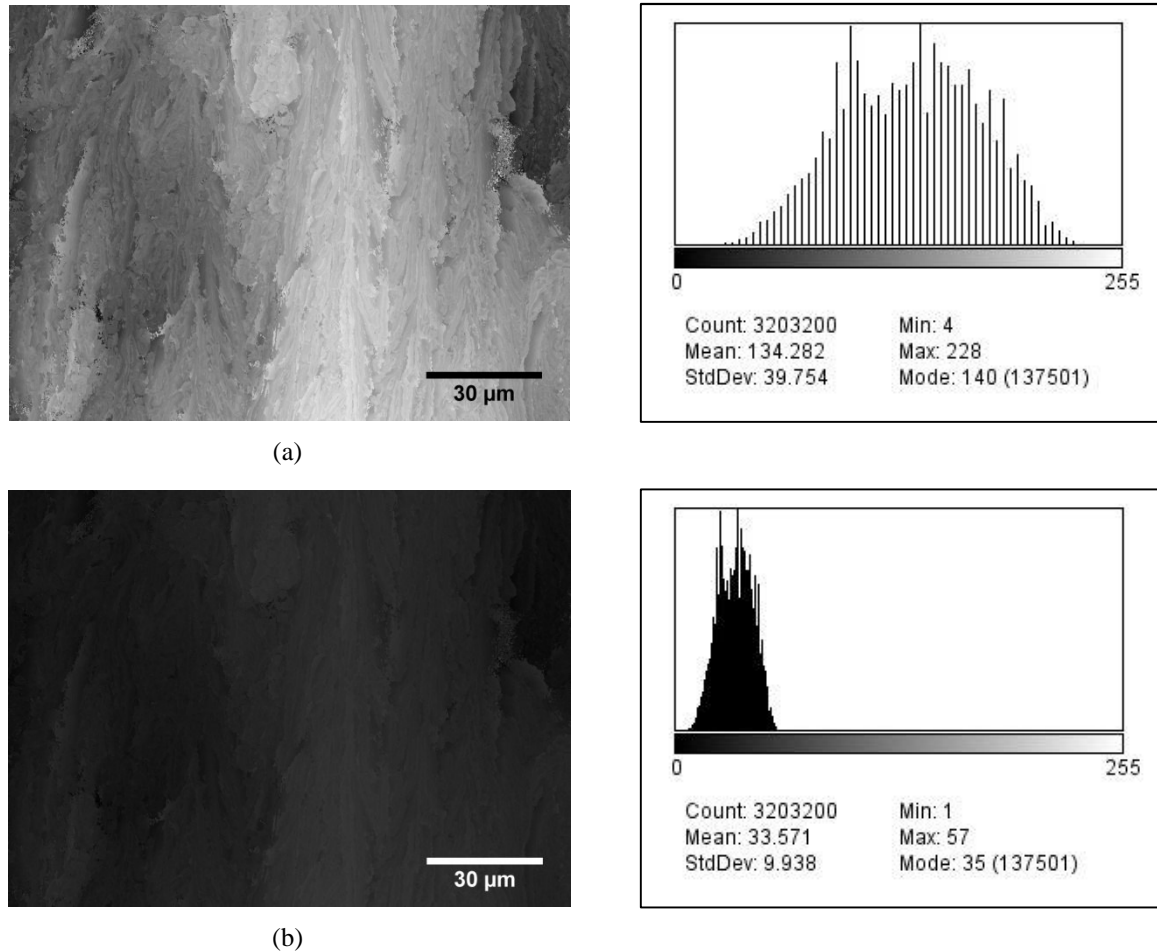


Figura 32 – Correção do mapa de elevação: (a) mapa de elevação gerado pelo programa Stack Focuser; (b) Mapa de elevação corrigido.

6.3.2 Seleção da Zona de Estiramento

Conforme apresentado (Tópico 2.2), muitos trabalhos apresentaram perspectivas favoráveis ao uso da largura da zona de estiramento (LZE) como parâmetro de estimativa da tenacidade dos materiais. Desta forma, neste trabalho foram avaliadas as correlações entre a LZE, o valor de tenacidade e a dimensão fractal. Para o cálculo de LZE foram realizados os seguintes procedimentos: identificação da ZE; delimitação da ZE; segmentação da imagem; cálculo da LZE.

O processo de identificação da LZE foi realizado nas imagens geradas pelo método de reconstrução por extensão de foco, a fim de facilitar a etapa de delimitação. A partir da imagem topográfica é possível obter um gráfico 3-D (Figura 33), que é obtido por meio da rotina “Interactive 3-D Surface Plot” disponibilizada para NIH

Image J (RASBAND, 2008), onde é possível visualizar o relevo da fratura e identificar com maior clareza a região da ZE. Visando facilitar a identificação da zona de estiramento é possível sobrepor a imagem completamente focada da superfície sobre o gráfico 3-D, obtendo assim uma melhor perspectiva do relevo da fratura e dos micromecanismos atuantes nela. Na Figura 34 são apresentados os aspectos mais comuns da ZE.

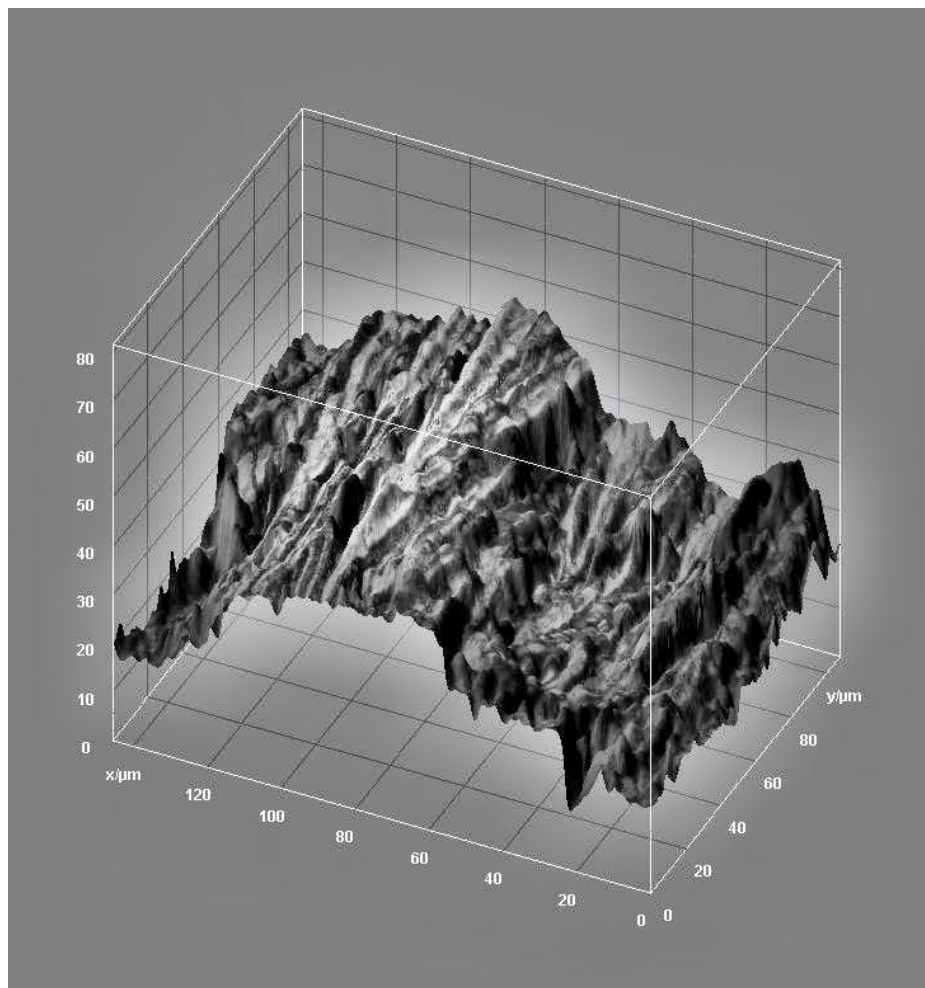


Figura 33 – Mapa topográfico 3-D

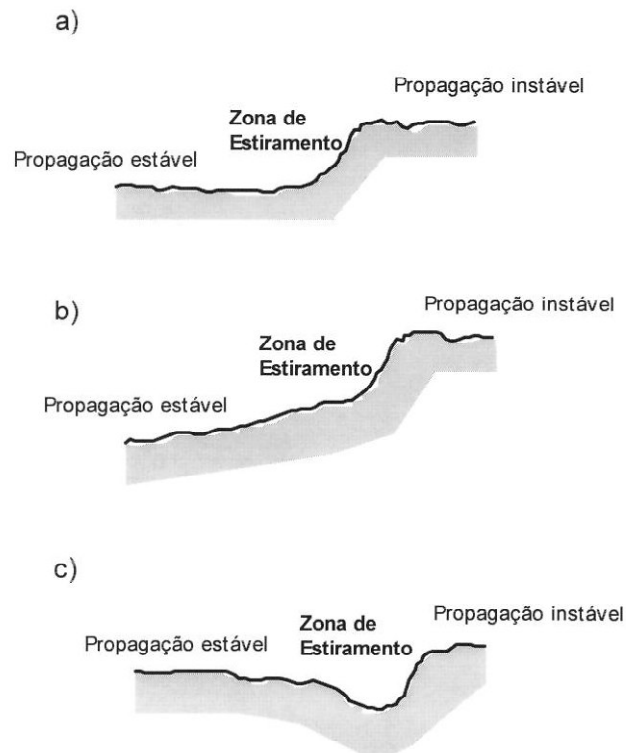


Figura 34 – Representação das três formações possíveis para o perfil da zona de estiramento (HEIN, 1996)

O processo de delineamento da ZE foi realizado usando uma mesa digitalizadora, sendo, portanto, um processo dependente de critérios qualitativos de interpretação fractográfica, tal como foi feito por Tarpani et al. (2003) ou Horovistiz e Hein (2005) (Figura 35).

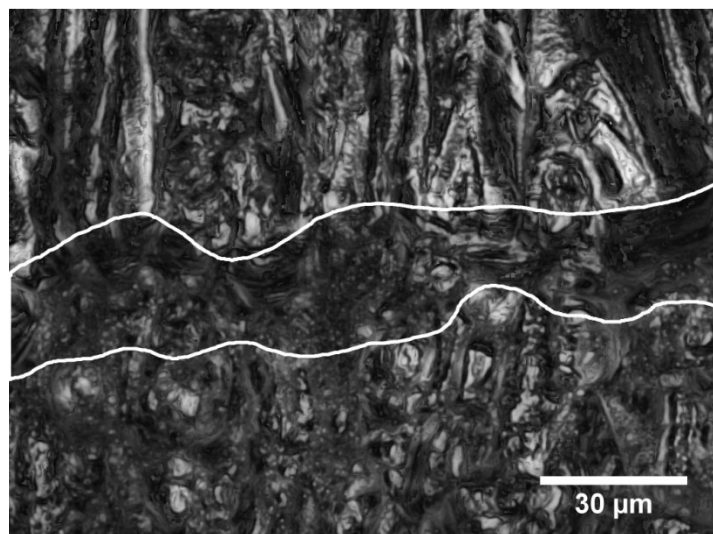


Figura 35 – Zona de estiramento selecionada.

O cálculo da LZE foi realizado sobre cada imagem, por meio de uma rotina desenvolvida pelo grupo de pesquisa envolvido no presente projeto (CAMPOS; YOSHINO; HEIN, 2009).

6.4 Fractal

Após a obtenção dos mapas de elevação para cada área das superfícies de fraturas, foi avaliado o quanto a tenacidade à fratura e o comportamento da superfície de fratura, formada por diferentes mecanismos de propagação de trinca, tem relação com aspecto mono-fractal e fractal-misto, testando e avaliando os conceitos do modelo de Mecholsky para ligas metálicas em regime elasto-plástico.

6.4.1 Dimensão Fractal

Para o cálculo da dimensão fractal utilizou-se o plugin “Map Fractal Counting” (CHEN, YUAN, HSIEH, 2003), de fonte aberta, escrito em Java para NIH Image J (RASBAND, 2008); este plugin segue o método *box-count*.

6.4.1.1 Método Box Counting

Segundo LI, DU e SUN (2009), o método *Box-counting* vem recebendo destaque devido à simplicidade de seu algoritmo e de sua fácil utilização, sendo apontado como um dos melhores e mais utilizados métodos para mensurar a dimensão fractal.

A dimensão fractal obtida pelo método *Box-counting*, consiste na relação logarítmica entre o número de caixas necessários para recobrir um objeto ou uma imagem ($N(r)$) e o tamanho da caixa (r):

$$D = -\lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log(N(r))}{\log(r)} \quad (9)$$

A relação entre $N(r)$ e r é mensurada para vários valores de r (Figura 36), e o valor da dimensão fractal corresponde ao coeficiente angular da reta obtido pelo

gráfico $\log(N(r)) \times -\log(r)$, em outras palavras, $\log(\text{box-count}) \times -\log(\text{box size})$ (Figura 37).

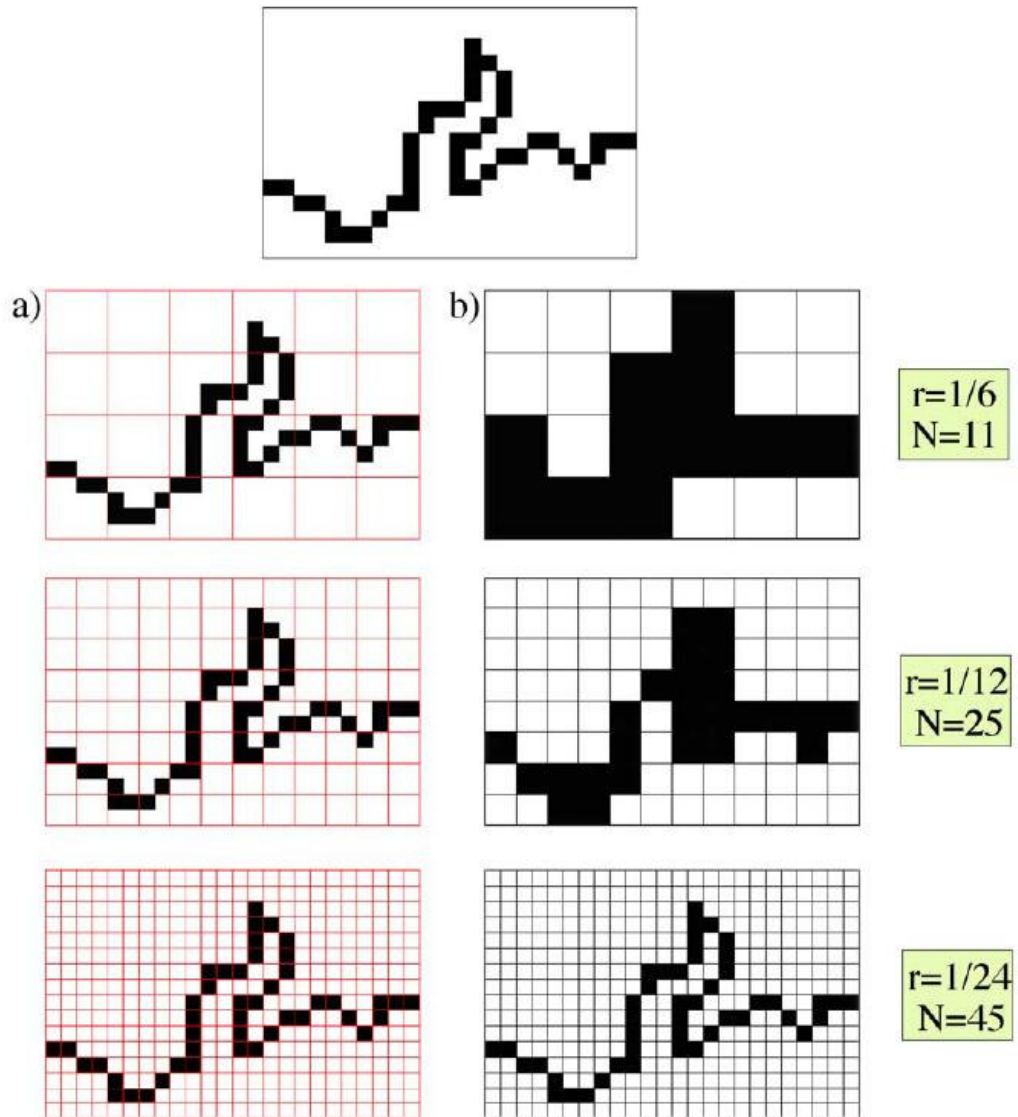


Figura 36– Diagrama de análise Box-counting para perfis (STACK, CYBO, 2003)

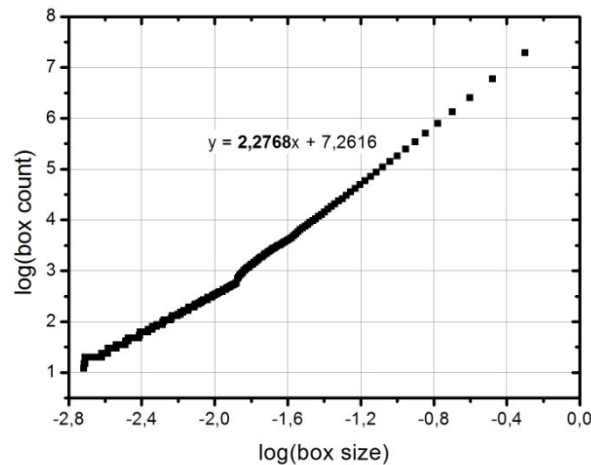


Figura 37 – Gráfico obtido pelo MapFractalCount

Para análise de imagens em tom de cinza, foco deste trabalho, o método *Box-counting* interpreta uma imagem 2D como uma superfície 3D, onde o tamanho em pixels da imagem ($M \times M$) representa a base da superfície (x, y) e o nível de cinza (G) representa a terceira coordenada (z). Neste caso, a segmentação em caixas é realizada da seguinte forma: a imagem de tamanho $M \times M \times G$ é dividida em caixas, não sobrepostas, com dimensão $r \times r \times r'$; onde “ r ” é um valor inteiro variando entre $M/2 \geq r > 1$; e “ r' ” corresponde à altura de cada caixa, que é limitada pelo maior e menor nível de cinza de cada imagem, sendo $G/r' = M/r$. Em casos de imagens onde $M \gg G$, o nível de cinza de cada imagem atua como um limitante para o dimensionamento do tamanho da caixa. Desta forma, para obter um valor de dimensão fractal adequado para cada imagem, “ r ” pode variar de $1 < r \leq r'_{\text{máx}}$. A importância em limitar o valor de “ r ” em função do maior nível de cinza da imagem ($r'_{\text{máx}}$), se deve ao fato de que para as caixas com $r > r'_{\text{máx}}$ o processo de contagem não é sensível à altura, e a imagem passa a ser interpretada como um plano. Consequentemente o valor da dimensão fractal obtido não é representativo. (SAKAR; CHAUDHURI, 1994)

6.4.1.2 Map Fractal Count

O plugin MapFractalCount, utilizado para os cálculos de dimensão fractal, foi desenvolvido com base no método *Box-counting*. Contudo, essa rotina apresenta uma limitação em seu cálculo, ou seja, não restringe o tamanho máximo da caixa de

contagem (r) em função do maior nível de cinza da imagem (r'). Para contornar essa deficiência adotaram-se os seguintes passos:

Passo 1 – Verifica-se o histograma de cada mapa de elevação obtido e mede-se o maior nível de cinza da imagem ($r'_{\text{máx}}$) (Figura 38a);

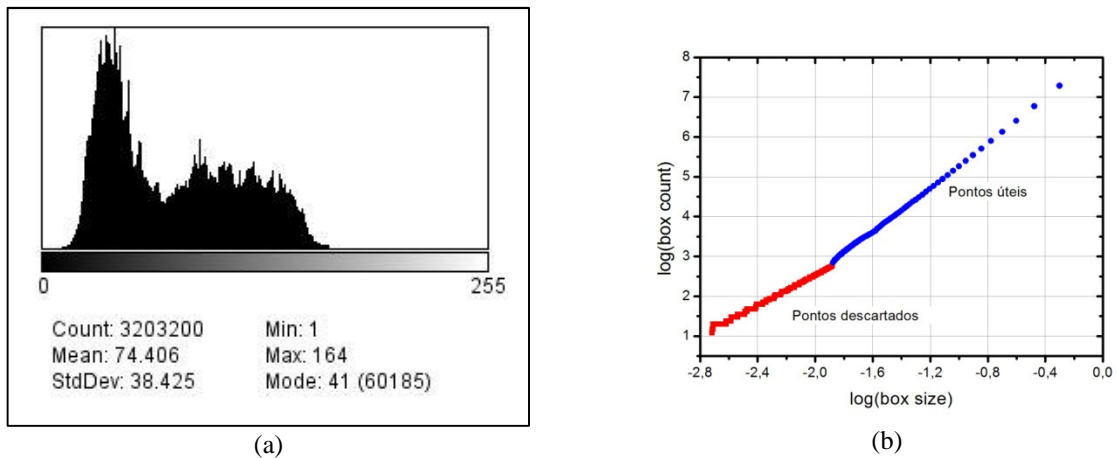


Figura 38 – (a) Histograma; (b) Pontos descartados.

Passo 2 – Os valores com $r > r'_{\text{máx}}$, obtidos pela rotina MapFractalCount, são descartados (Figura 38b).

Passo 3 – Calcula-se o valor da dimensão fractal pelo coeficiente angular da reta obtida pela relação do gráfico $\log(\text{box-count}) \times -\log(\text{box size})$ (Figura 39).

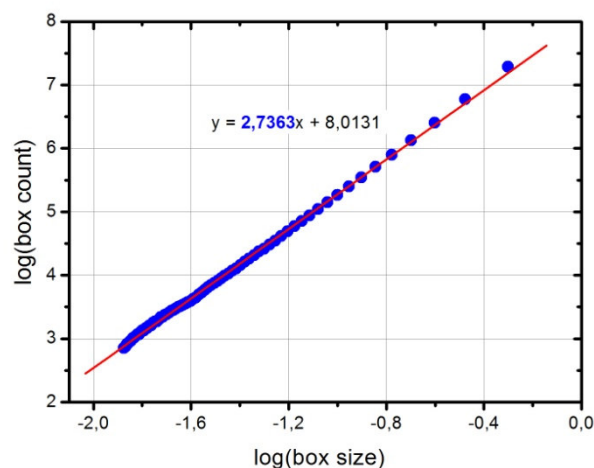


Figura 39 - Gráfico final

6.4.2 Fractal Misto

Para o cálculo do fractal misto também se fez uso do método *Box-counting*; contudo, identificar o ponto onde há uma mudança de linearidade na relação $\log(N(r))$ por $-\log(r)$, que caracterize a presença de dois segmentos de retas, não é simples. Desta forma, propôs-se utilizar a metodologia apresentada por Horowitz et al (2010), para identificar a mudança de linearidade e os valores de dimensão estrutural (D_S) e dimensão textural (D_T).

A metodologia utilizada para o cálculo do fractal misto é a mesma apresentada para o cálculo da dimensão fractal (Tópico 1.1.2); contudo, os valores gerados pelo plugin MapFractalCount ($\log(box\ count)$ e $-\log(box\ size)$), passam por uma análise de linearidade para identificar os dois segmentos de retas, ou seja, os dois valores de dimensão fractal. Essa análise consiste nos seguintes passos:

Passo 1 – calcular a derivada primeira de todos os valores de $\log(box\ count)$, visando encontrar pontos de inflexões;

Passo 2 – aplicar um filtro da mediana, para suavizar a dispersão dos dados obtidos pela derivada;

Passo 3 – calcular o desvio padrão, como forma de medir a dispersão dos dados.

Com base no desvio padrão, verificou-se que a mudança de linearidade ocorre no primeiro valor acima de 10%. Depois de determinado o ponto que divide os dois segmentos, construiu-se separadamente os dois segmentos de reta no gráfico $\log(box\ count)$ x $-\log(box\ size)$ (Figura 40). Verificou-se que os valores com desvio padrão inferiores a 10% apresentaram maior coeficiente angular, referindo-se a dimensão estrutural (D_S) e os demais valores foram referentes a dimensão textural (D_T);

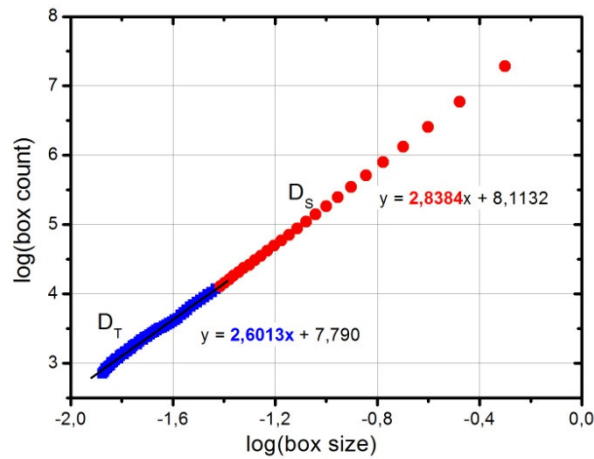


Figura 40 – Gráfico do fractal misto.

6.4.3 Aplicabilidade do Modelo de Mecholsky para Materiais em Regime Elasto-Plástico

Neste trabalho todas as relações obtidas com os valores de dimensão fractal (mono-fractal e fractal misto), também serão analisadas segundo o conceito do modelo de Mecholsky (Tópico 5.4), visando avaliar sua aplicabilidade em fratura de ligas metálicas em regime elasto-plástico. Essa avaliação questionará sua amostragem estatística (“8 a 10 campos por amostra com 400x de ampliação”), além da técnica usada, “slit-island”, que é menos recomendada que outros métodos (MILMAN, 1994; XIE et al, 1998).

7 RESULTADOS

As análises dos resultados serão apresentadas com a seguinte divisão:

- Análises macro e microscópica da superfície de fratura, que tem um caráter preliminar a fim de auxiliar na caracterização fractográfica quantitativa;
- Análise da zona de estiramento, delimitação e correlação entre a largura da zona de estiramento e o valor tenacidade medido;
- Análise da relação entre tenacidade à fratura e dimensão fractal, para a região da zona de estiramento e região de propagação de trinca.

Toda análise estatística utilizada nos resultados está descrita no ANEXO A.

7.1 Ensaio de Tenacidade à Fratura

Na Figura 41 e nas Tabelas 6 e 7 são apresentados os resultados obtidos no ensaio de tenacidade à fratura no modo I, para o aço 15-5PH e a liga de alumínio AA 7475. Observa-se que para ambas as amostras os valores críticos de tenacidade (K_C) obtidos, não puderam ser validado para K_{IC} , pois em todos os casos os corpos de prova foram usinados com espessuras inferiores a estabelecida na norma ASTM E399, com a finalidade de garantir uma transição entre o comportamento linear elástico e o elasto-plástico.

No caso do aço 15-5PH o valor de K_C aumentou significativamente com o aumento da temperatura de ensaio, atingindo níveis elevados de tenacidade à fratura. Com relação à liga AA 7475, os valores de tenacidade se mantiveram relativamente constantes, mesmo com a redução da espessura. Era esperado para o alumínio que a redução da espessura alterasse significativamente o comportamento elasto-plástico do material, contudo a redução adotada neste trabalho, não foi suficiente para induzir tal mudança de comportamento.

Neste trabalho, todas as análises envolvendo tenacidade, foram realizadas utilizando o valor crítico de tenacidade (K_C).

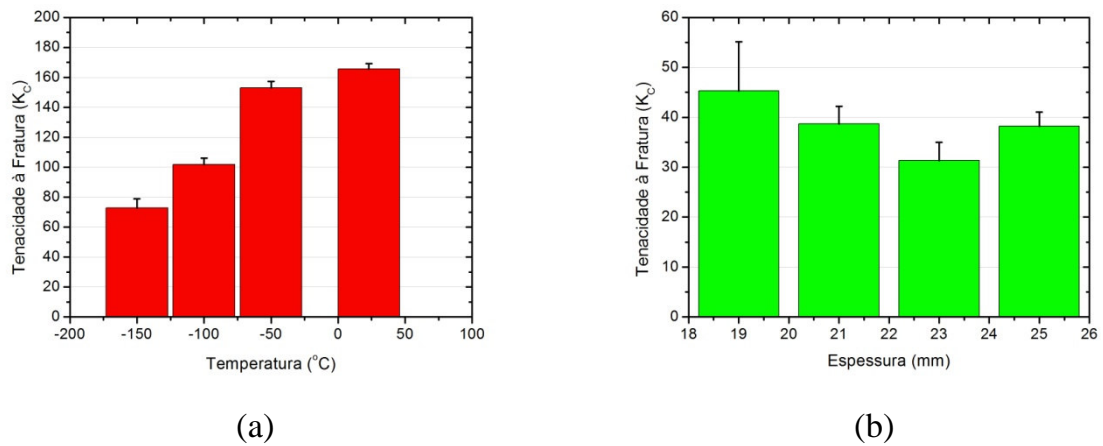


Figura 41 - Valores de K_C : (a) aço 15-5PH; (b) liga de alumínio AA 7475.

Tabela 6 – Valores de K_C do aço 15-5PH

Temperatura (°C)	Amostra	K_C (MPa.m ^{1/2})
-150	1	75,89
	2	76,76
	3	66,08
-100	4	106,6
	5	98,74
	6	99,83
-50	7	151,60
	8	149,50
	9	157,70
+23	10	161,40
	11	168,40
	12	166,60

Tabela 7 – Valores de K_C da liga de alumínio AA 7475

Espessura (mm)	Amostra	K_C (MPa.m ^{1/2})
25	1	36,22
	2	40,19
23	3	28,73
	4	33,92
21	5	41,15
	6	36,28
19	7	52,24
	8	38,37

7.2 Análises Macro e Microscópica da superfície

7.2.1 Caracterização microestrutural do aço 15-5PH

Na Figura 42 e 43 são apresentadas a micrografia do aço 15-5PH e a superfície de fratura observada por uma lupa estereoscópica, respectivamente.

Com base na micrografia observa-se a presença de martensita massiva (martensita ripada) orientada a partir dos contornos de grãos. Outra característica observada foi a estrutura bandeada, alternando-se em regiões com maior quantidade de martensita massiva e regiões com menor ocorrência de martensita.

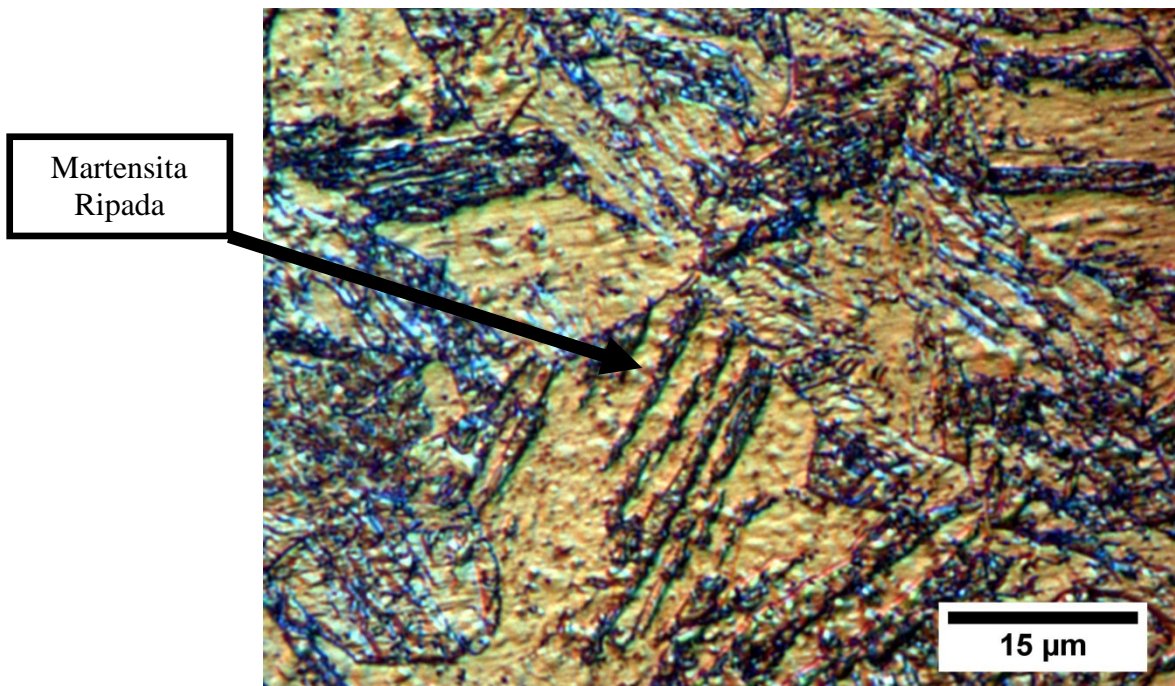


Figura 42 – Micrografia do aço 15-5PH com ampliação de 1000x, obtida por ataque por imersão no reagente Marble (200ml.H₂O + 200ml.HCl+40g.CuSO₄) por 10segundos.

Na imagem estereoscópica (Figura 43) observa-se que a estrutura bandeada repercute na superfície de fratura, pois esta apresenta cavidades alongadas no sentido de propagação da trinca com um aspecto mais brilhante em relação às áreas vizinhas.

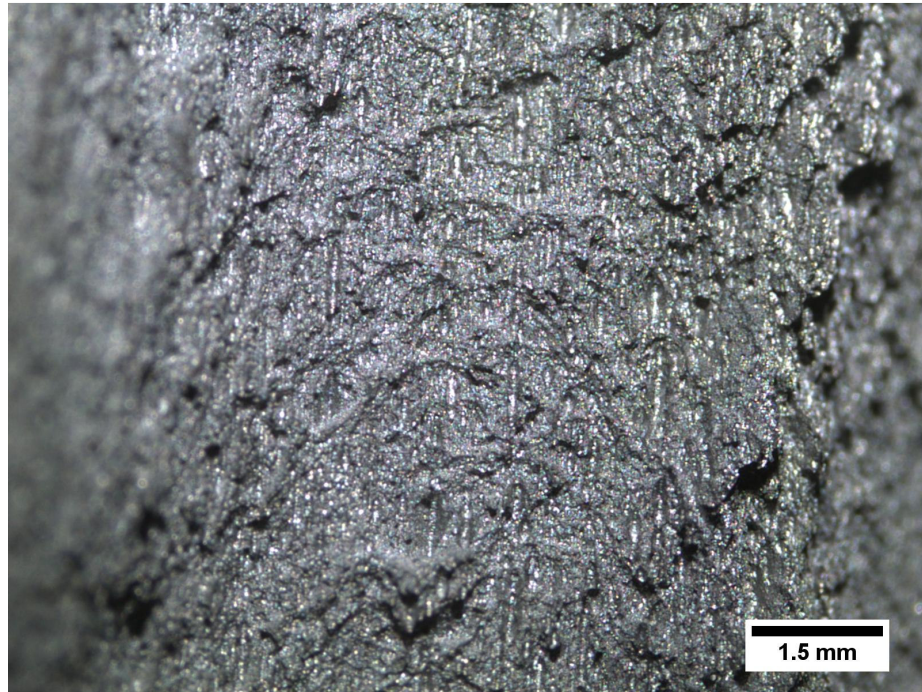
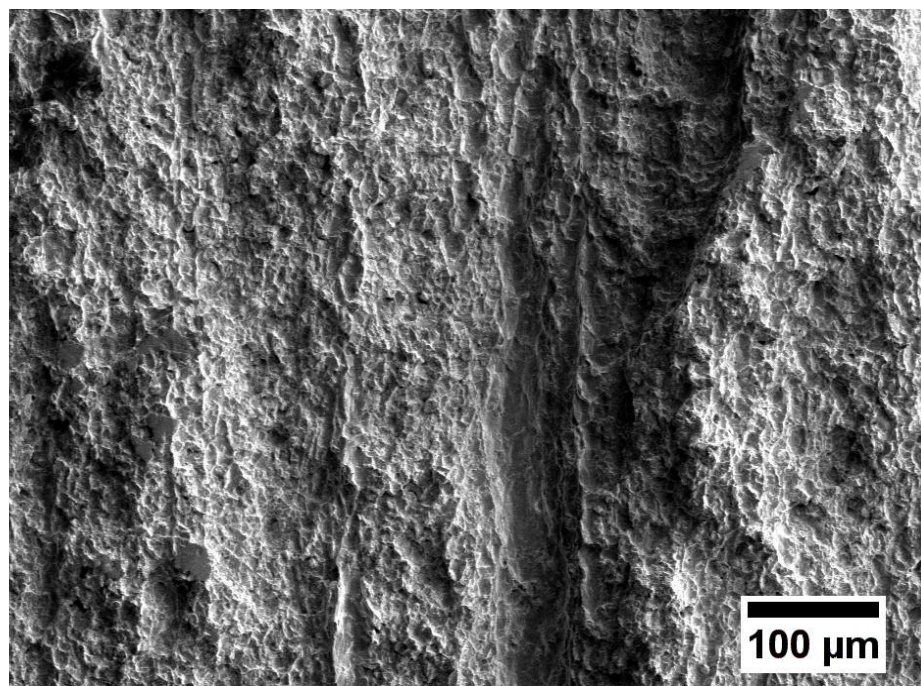


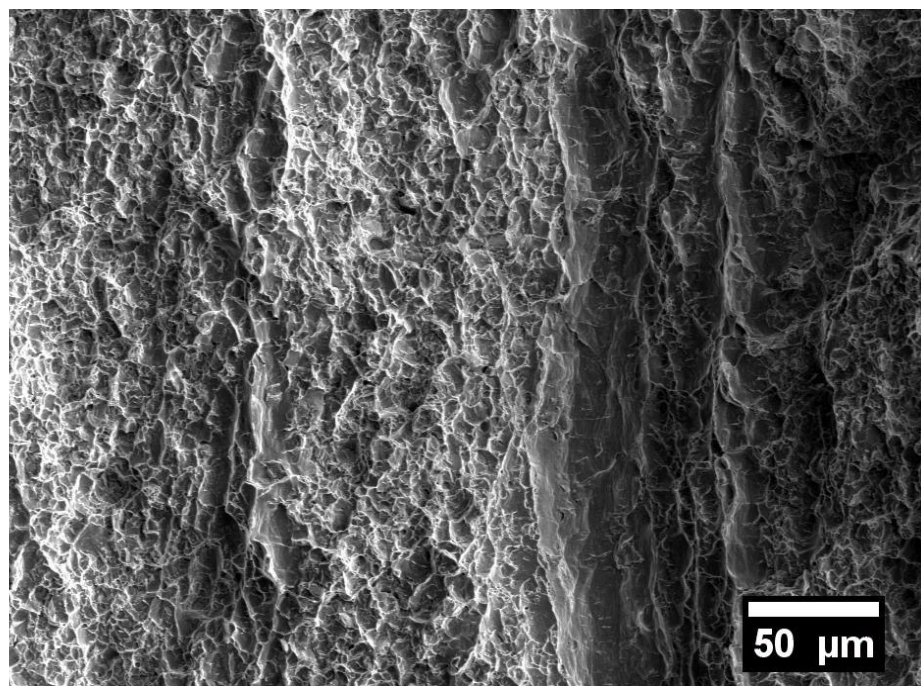
Figura 43 – Imagem estereoscópica da superfície de fratura do aço 15-5PH (23°C) com ampliação de 3,2x.

Nas imagens da Figura 44, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, são apresentadas as regiões com bandeamento da estrutura sob diferentes ampliações, de uma amostra fraturada a temperatura ambiente. Observa-se que, no interior das cavidades, a superfície de fratura apresenta um aspecto mais liso, com facetas formadas por quase-clivagem, enquanto que as bordas apresentam uma grande quantidade de dimples rasos.

Isso ocorre devido à concentração de martensita massiva nas regiões dessa cavidade, que garante um comportamento linear elástico local durante a fratura, proporcionando um aspecto mais frágil à fratura e brilhante a olho nu. Ao caminhar para as regiões com baixa presença de martensita massiva, o comportamento local do material transita de linear elástico para elasto-plástico, propiciando uma superfície com maior deformação plástica.

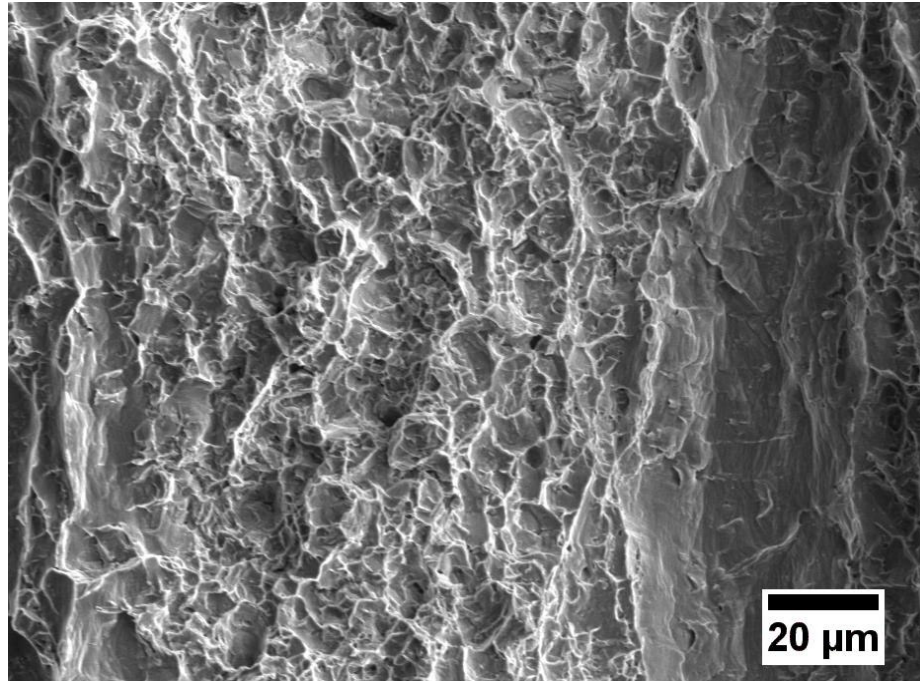


(a)



(b)

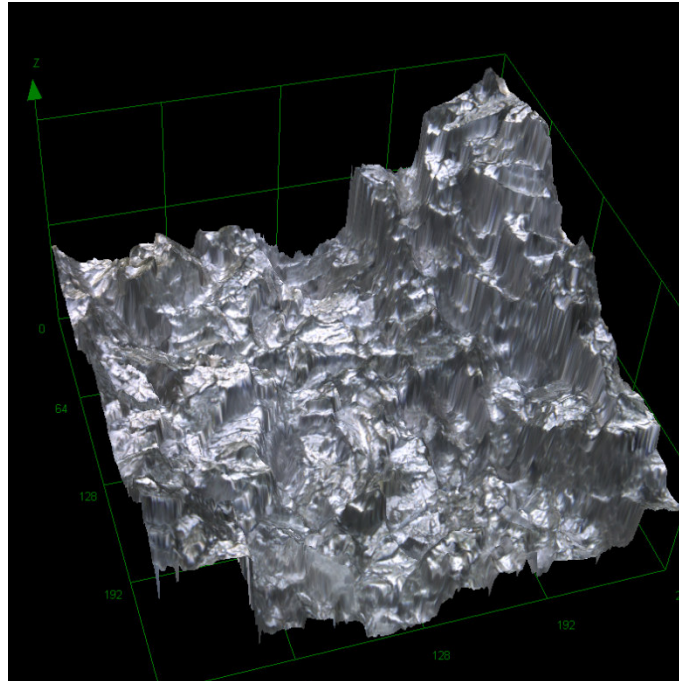
Figura 44 – Imagens da superfície de fratura do aço 15-5PH (23°C) feitas em MEV, com elétrons secundários - 1keV , com ampliação de: (a) 500x; (b) 1000x; e (c) 2000x.



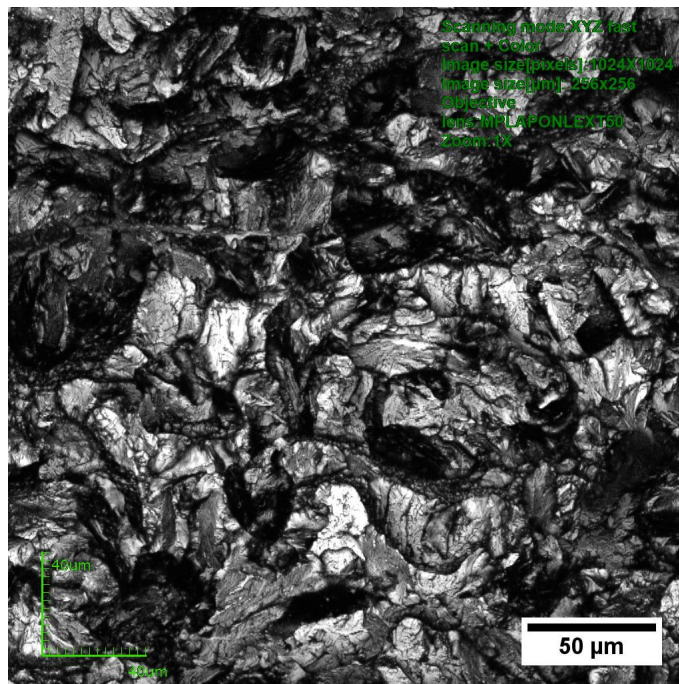
(c)

Figura 44 – Imagens da superfície de fraturado aço 15-5PH (23°C) feitas em MEV, com elétrons secundários - 1keV , com ampliação de: (a) 500x; (b) 1000x; e (c) 2000x.

Ao aumentar a área sob estado de deformação plana do material durante a fratura, neste caso causado pela redução da temperatura no ensaio, a superfície gerada irá apresentar menor quantidade de dimples e maior quantidade de quase-clivagem. Nas imagens da Figura 45, obtidas em microscópio confocal a laser, são apresentadas regiões da superfície de uma amostra fraturada a -150°C, o que garantiu um estado de deformação plana mais severo do que a da amostra fraturada a temperatura ambiente. Observa-se que com o aumento do estado de deformação plana o mecanismo de fratura predominante foi a quase clivagem.



(a)



(b)

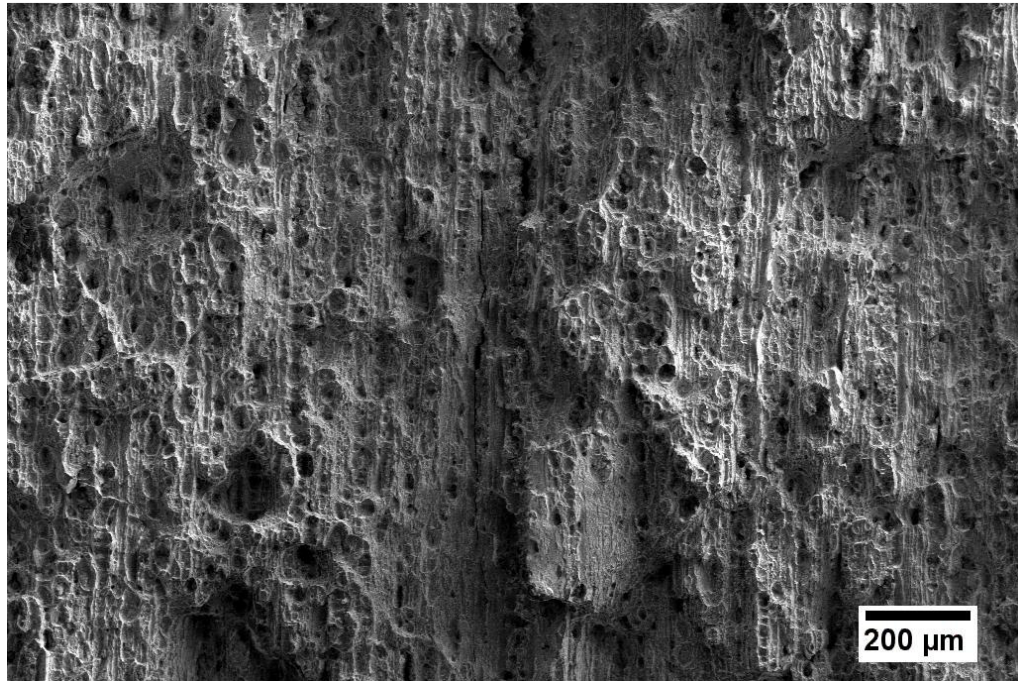
Figura 45 - Imagens da superfície de fratura do aço 15-5PH (-150°C) feitas em microscópio confocal a laser: (a) mapa 3-D; (b) imagem 2-D.

7.2.2 Caracterização microestrutural da liga de alumínio AA 7475

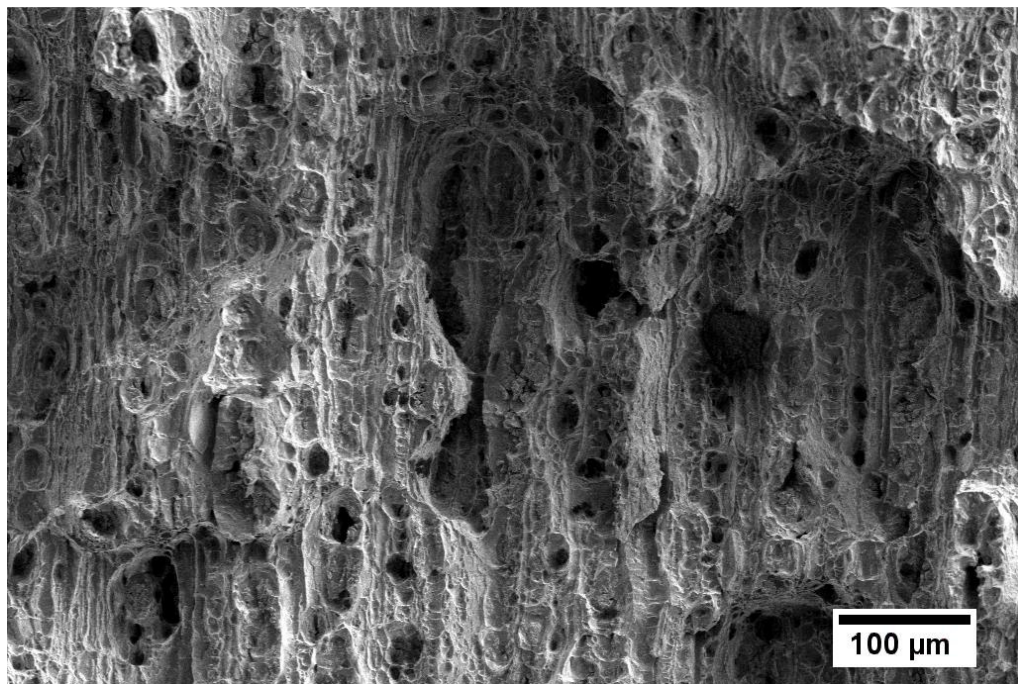
Ao contrario do aço que apresenta mudança no micro mecanismo de fratura em função do estado triaxial de tensão, o alumínio apenas apresenta uma mudança significativa a nível macroscópico, como esperado em materiais metálicos com estrutura cristalina do tipo CFC (ANDERSON, 1995). Ao aumentar a área sob estado de deformação plana do alumínio a superfície de fratura irá apresentar menor deformação plástica e um aspecto mais plano, já a microestrutura continuará a apresentar dimples, contudo com menor deformação plástica e menor profundidade.

Na Figura 46 são apresentadas imagens da superfície de fratura da liga de alumínio 7475, adquiridas sob diferentes ampliações em MEV. Observa-se que o mecanismo de ruptura dúctil (microcavidades) predomina em toda a superfície de fratura. No entanto, as microcavidades apresentam diferentes tamanhos, como evidenciados na Figura 46 'b' e 'c'.

Por se tratar de uma liga Al-ZN-Mg-Cu envelhecida por precipitação, a diferença entre os tamanhos das microcavidades se deve à variação nos tamanhos dos precipitados. Contudo, apesar da heterogeneidade dos tamanhos das microcavidades, é possível afirmar por meio de uma análise qualitativa das superfícies, em ampliações mais baixas (Figura 46a), que a sua distribuição se mostra uniforme ao longo da fratura, atuando como uma rede de concentradores de tensões uniforme em todo o corpo do material.

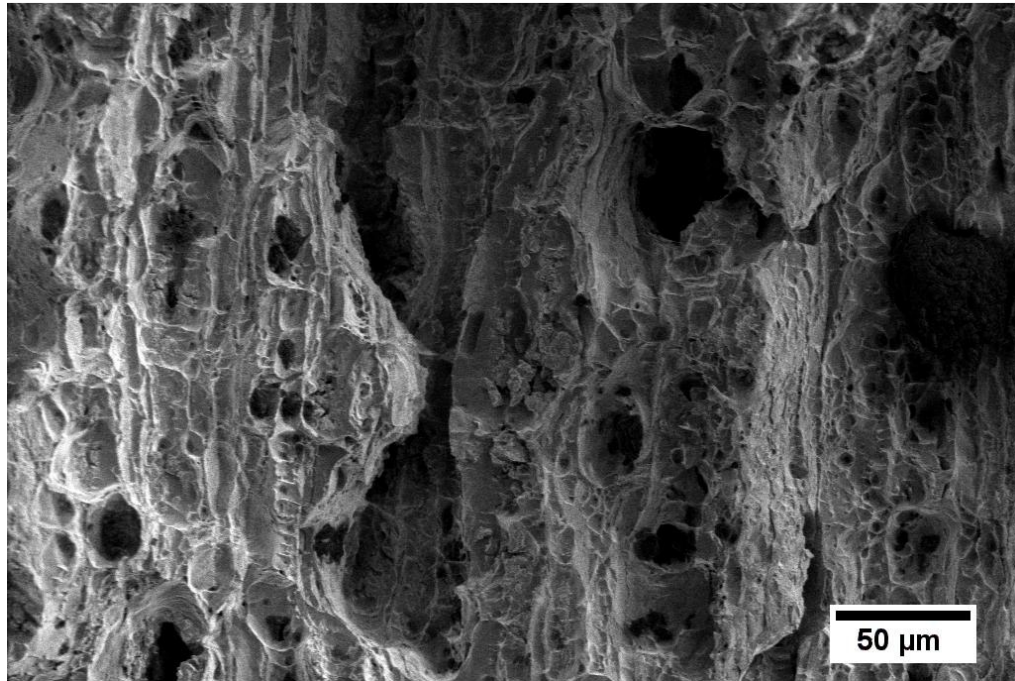


(a)



(b)

Figura 46 – Imagens da superfície de fratura da liga de alumínio 7475 feitas em MEV, com elétrons secundários - 1keV, com ampliação de: (a) 200x; (b) 500x; e (c) 1000x.



(c)

Figura 46 – Imagens da superfície de fratura da liga de alumínio 7475 feitas em MEV, com elétrons secundários - 1keV, com ampliação de: (a) 200x; (b) 500x; e (c) 1000x.

7.2.3 Análise Macroscópica da Região de Fratura do aço 15-5PH e da liga AA 7475

Nas Figuras 47 e 48 são apresentadas as regiões de fratura do aço 15-5PH e da liga de alumínio AA 7475, respectivamente, formadas durante os ensaios de tenacidade à fratura, obtidas em lupa estereoscópica.

Na Figura 47 pode-se observar uma considerável mudança no aspecto da superfície de fratura do aço 15-5PH em função da redução da temperatura. A temperatura ambiente e a -50°C a fratura apresenta um aspecto dúctil (Figura 47 ‘a’ e ‘b’), que tende a diminuir junto com a redução da temperatura de fratura. A -100°C e -150°C as fraturas apresentam um aspecto frágil (Figura 47 ‘c’ e ‘d’). A variação no modo de fratura dúctil/frágil ocorre de forma significativa entre as temperaturas de -50°C e -100°C e, desta forma, pode-se estimar que a temperatura de transição deste aço se encontra entre essas temperaturas.

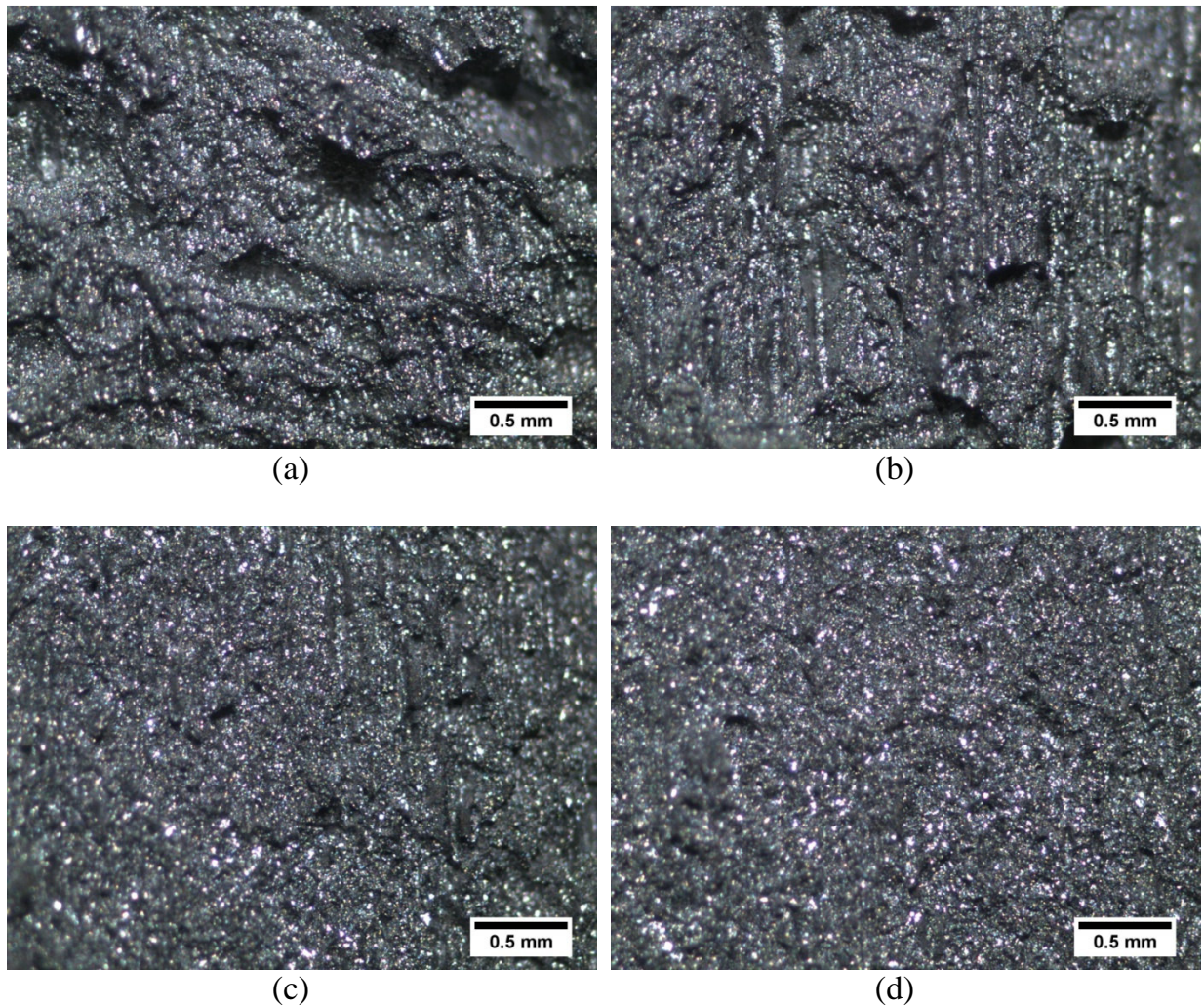


Figura 47 – Região de fratura no aço 15-5PH, fraturado sob temperatura de: (a) 23°C; (b) -50°C; (c) -100°C, e (d) -150°C.

Na liga de alumínio AA 7475 (Figura 48) as superfícies de fratura não apresentaram mudanças significativas sobre o aspecto de fratura, em todas as condições de espessura. As superfícies apresentaram características de deformação plástica, caracterizando uma fratura dúctil. Novamente, a redução da espessura não diminuiu suficientemente os campos de tensões triaxiais no interior dos corpos de prova, para induzir um aumento significativo na deformação dos corpos de prova.

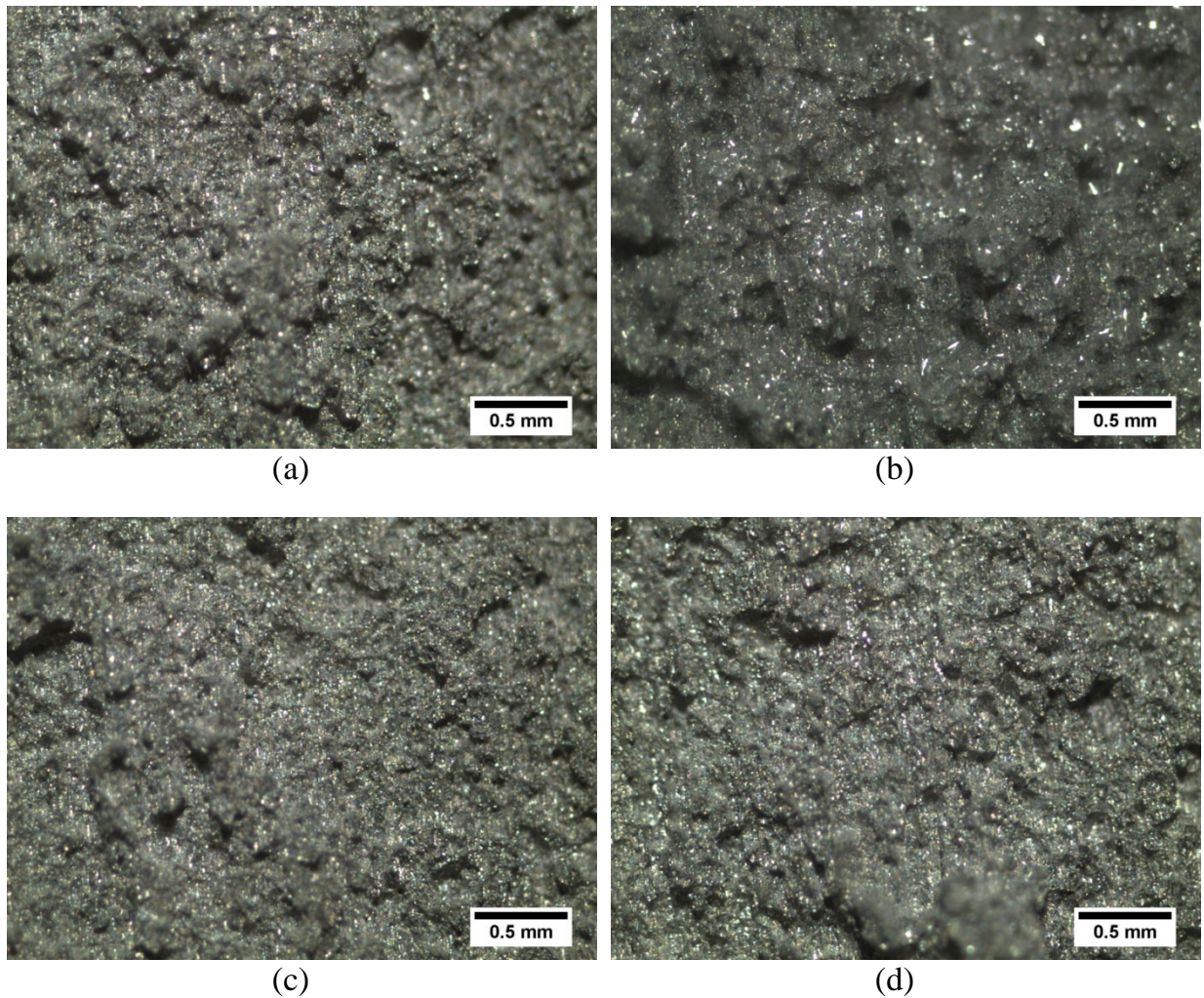


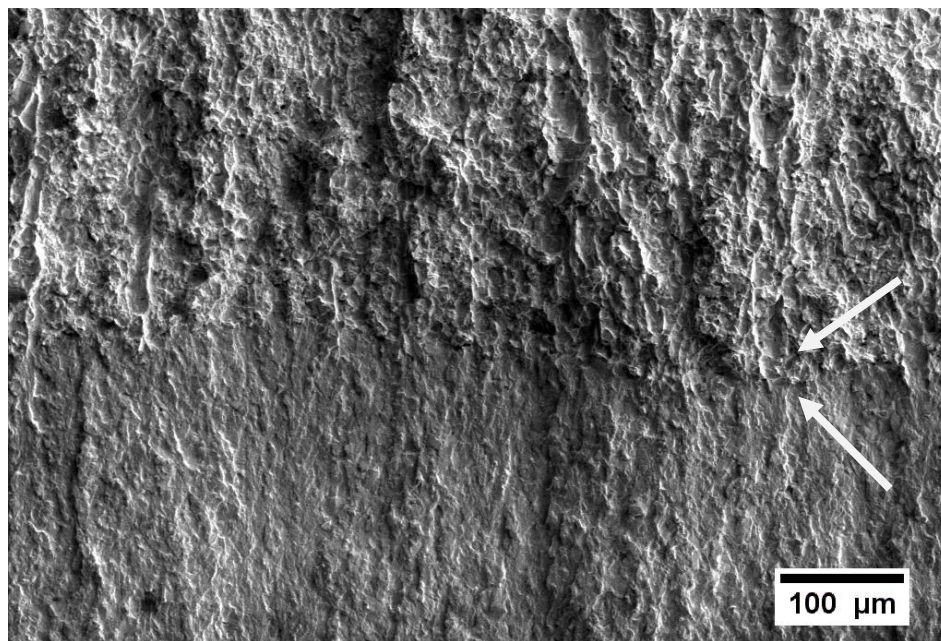
Figura 48 – Região de fratura no alumínio AA 7475, com espessura de: (a) 25mm; (b) 23mm; (c) 21mm, e (d) 19mm.

7.3 Análise da Zona de Estiramento

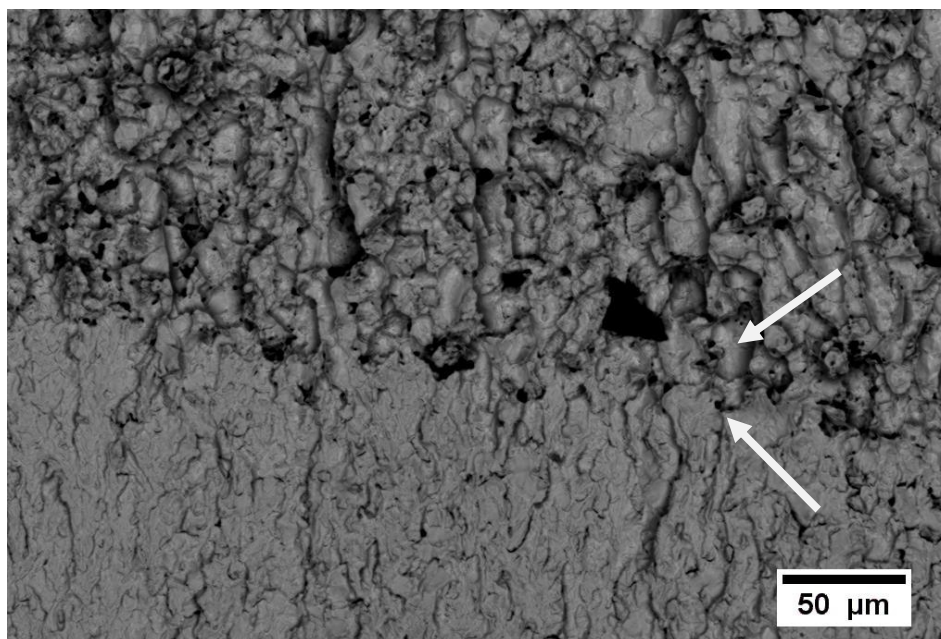
7.3.1 Análise Microscópica da Zona de Estiramento

Na Figura 49 são apresentadas imagens adquiridas em MEV da zona de estiramento do aço 15-5PH, para uma amostra com uma elevada área em estado de deformação plana. Para a aquisição da imagem 49a foi utilizado elétrons secundários com baixa tensão de aceleração (1 keV), com a finalidade de minimizar a penetração do feixe de elétrons na superfície de fratura e assim obter maiores informações de topografia. A imagem 49b foi adquirida utilizando elétrons retroespalhado, visando obter maior contraste entre as diferentes texturas formadas durante a fratura (TARPANI; BOSE; SPINELLI, 2003).

Em ambas as imagens da Figura 49 são possíveis identificar a região de fadiga (inferior) e a região de fratura final (superior), contudo a região de transição entre fadiga e a fratura final, que caracteriza a zona de estiramento, não é clara para o aço 15-5PH. Nessas imagens o desnível característico da zona de estiramento não é perceptível, inviabilizando o uso desta técnica para a caracterização da largura da zona de estiramento deste aço.



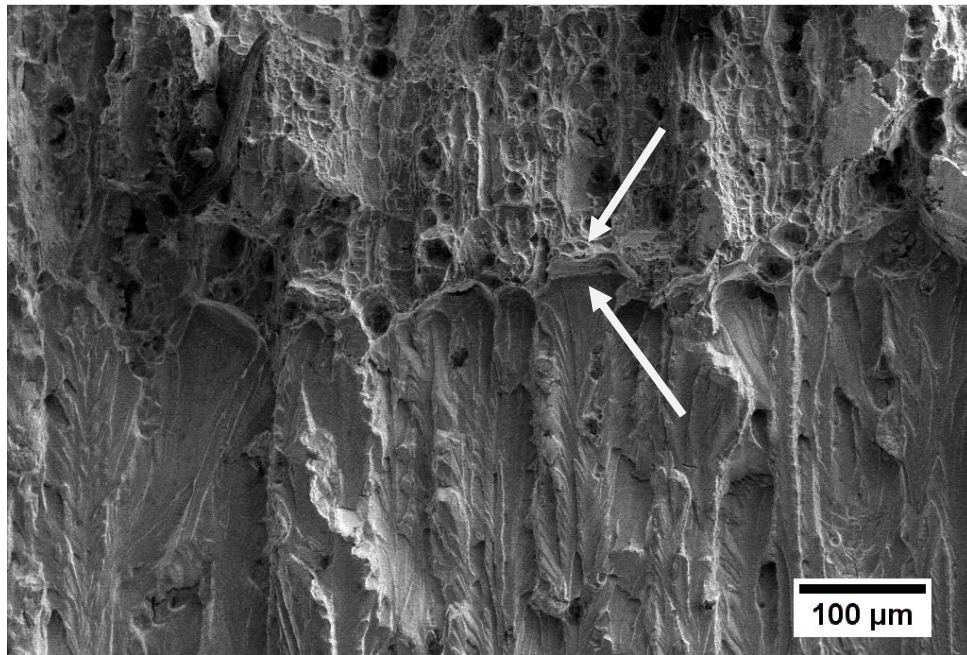
(a)



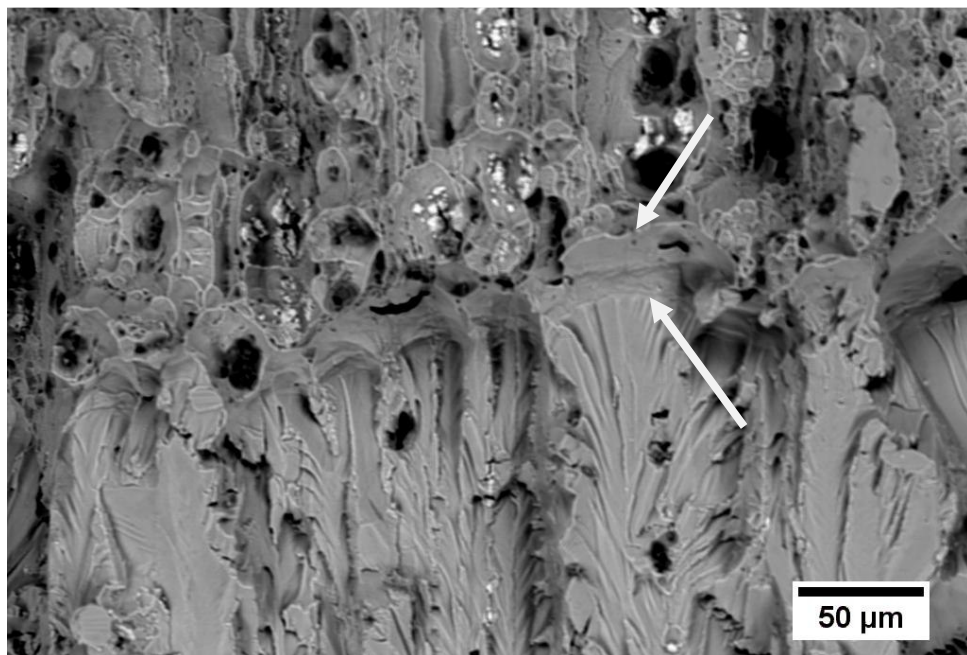
(b)

Figura 49 – Imagens da zona de estiramento do aço 15-5PH feitas em MEV: (a) 500x por elétrons secundários – 1keV; (b) 1000x por elétrons retroespalhos – 10keV.

Para a liga de alumínio AA 7475, as imagens adquiridas em MEV, Figura 51, foram satisfatórias para a identificação da largura da zona de estiramento, sendo a imagem adquirida com elétrons retroespalhados (Figura 51b) a com melhor contraste, quando comparada com a imagem adquirida com elétrons secundários (Figura 51a).



(a)



(b)

Figura 51 - Imagens da zona de estiramento da liga AA 7475 feitas em MEV: (a) 500x por elétrons secundários – 1keV; (b) 1000x por elétrons retroespalhos – 10keV.

Tanto as imagens do aço 15-5PH adquiridas por microcopia confocal a laser, quanto as da liga AA 7475 adquiridas por MEV, foram usadas como referência para auxiliar a seleção da largura da zona de estiramento nas imagens obtidas pela técnica de reconstrução por extensão de foco.

7.3.2 Análise Macroscópica da Zona de Estiramento

A análise macroscópica foi realizada em uma lupa estereoscópica. Nas imagens da Figura 52 são apresentadas as regiões da zona de estiramento (ZE) para as amostras do aço 15-5PH, fraturadas em diferentes temperaturas. A região inferior das imagens corresponde à região de fadiga e a região superior corresponde à superfície de fratura gerada no ensaio de tenacidade.

Observa-se que para o aço 15-5PH a largura da ZE diminui com a redução da temperatura de ensaio. Essa variação da largura ocorre devido à restrição dos sistemas de deslizamento imposta pela redução da temperatura, o que provoca um aumento da área do material em estado de deformação plana.

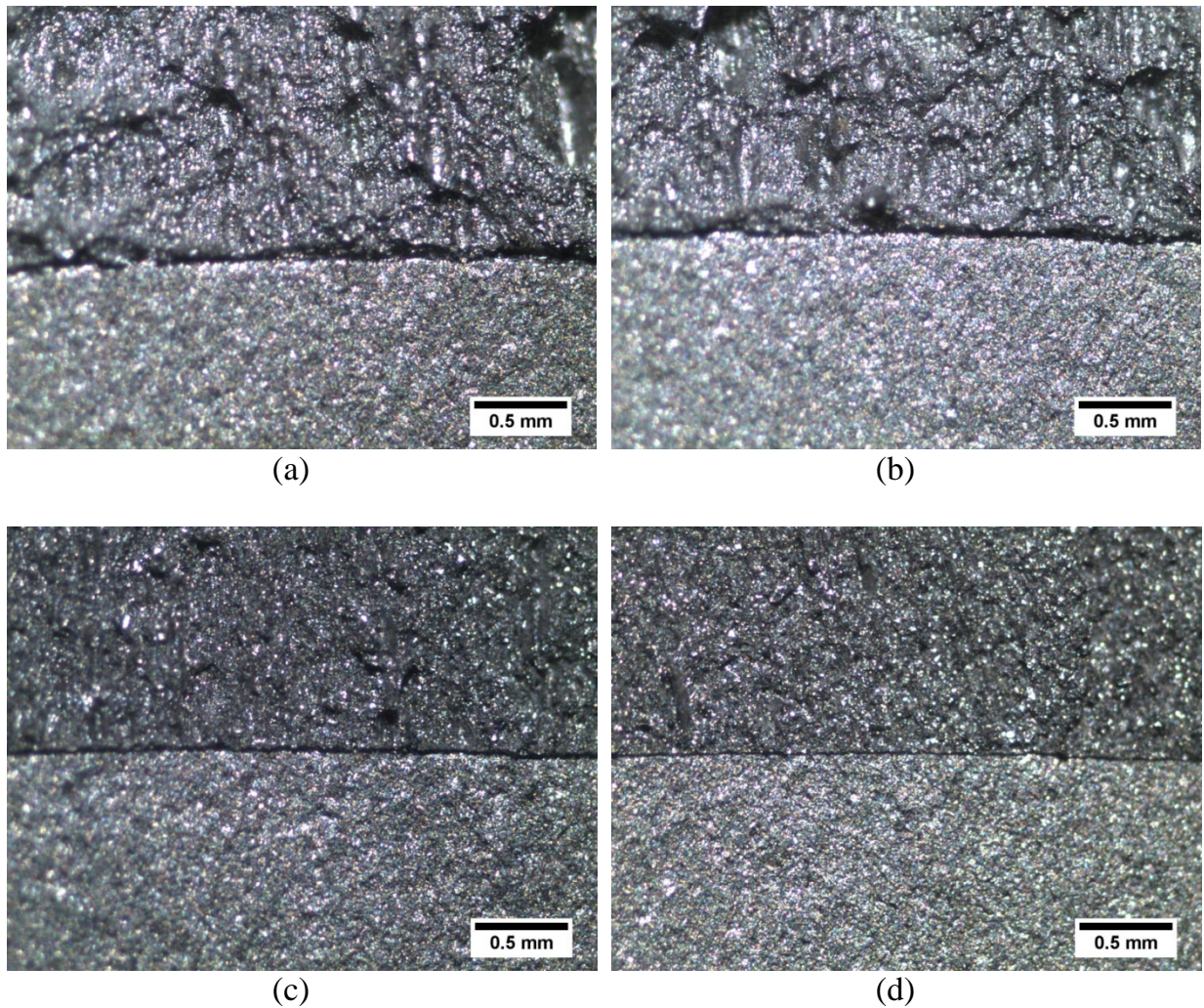


Figura 52– Zona de estiramento no aço 15-5PH fraturado sob temperatura de: (a) 23°C; (b) -50°C; (c) -100°C, e (d) -150°C.

Nas imagens da Figura 53 são apresentadas as regiões da zona de estiramento (ZE) para as amostras da liga de alumínio 7475 com diferentes espessuras. Observa-se que a ZE não apresenta variações notáveis, nessa ampliação, em função da redução da espessura dos corpos de prova. Isso pode ser atribuído a uma distribuição uniforme dos precipitados no material, nessa condição os precipitados atuam como concentradores de tensões uniformemente distribuídos no material de forma a garantir uma triaxialidade de tensões elevada sob toda sua área, mesmo quando há a redução da espessura.

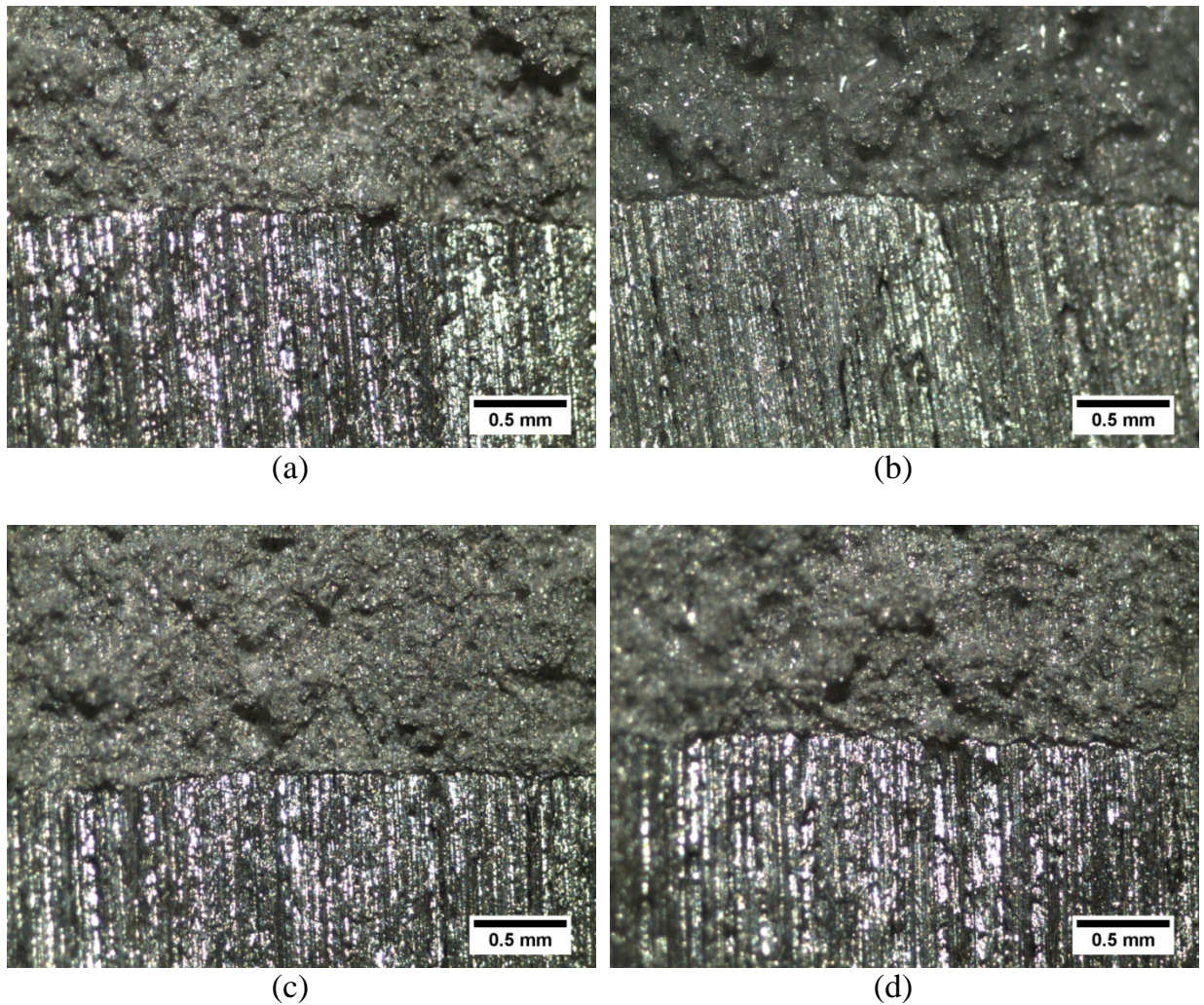


Figura 53 – Zona de estiramento no alumínio AA 7475 fraturado, com espessura de: (a) 25mm; (b) 23mm; (c) 21mm, e (d) 19mm.

Teoricamente a redução da espessura em um material diminui a área sob estado triaxial de tensões na ponta da trinca e facilita a movimentação dos planos de deslizamentos do material, aumentando o seu valor de tenacidade e conseqüentemente aumentando a largura da ZE. Contudo, no caso da liga AA 7475, a redução das intensidades das tensões em função da espessura é muito suave, dentro da faixa investigada.

7.3.3 Reconstrução por extensão de foco da Zona de Estiramento

Nas Figuras 54, 55, 56 e 57 são apresentadas as imagens reconstruídas da zona de estiramento do aço 15-5PH e da liga de alumínio AA 7475. Observe que a zona de estiramento consiste na região com menor brilho da imagem, que forma um degrau entre as regiões de pré-trinca por fadiga (região superior) e a de fratura instável (região inferior).

A ausência de brilho, característica da zona de estiramento, nas imagens adquiridas pela técnica de reconstrução por extensão de foco, se deve a interação do feixe de luz, do microscópio óptico de reflexão, com a região da zona de estiramento. Isso ocorre, porque a zona de estiramento consiste em uma inclinação que liga a região de fadiga com a de fratura final, formando um degrau, ou seja, quando o feixe de luz do microscópio interage com a região inclinada da zona de estiramento, uma grande parte do feixe refrata e apenas uma pequena parcela volta à objetiva para formar a imagem.

Para ambos os materiais as imagens foram reconstruídas a partir de pilhas de imagens adquiridas em um microscópio óptico de luz refletida, diferenciando apenas na ampliação. Para o aço as imagens da zona de estiramento foram adquiridas com uma ampliação de 500x, já para o alumínio a ampliação foi de 200x. A mudança de ampliação foi adotada, pois a área ocupada pela zona de estiramento do alumínio, a uma ampliação de 500x, era superior ao tamanho do campo de aquisição de imagens da câmera.

Na Figura 54 é apresentado um campo da ZE de uma amostra do aço 15-5PH fraturada a -100°C . Já na Figura 55 é possível visualizar a variação da LZE do aço 15-5PH em função da temperatura de ensaio, observa-se que entre as amostras fraturadas a -150°C , -100°C e -50°C há um perceptível aumento da LZE; contudo entre as amostras fraturadas a -50°C e $+23^{\circ}\text{C}$, que apresentam um comportamento dúctil, a LZE apresenta uma variação significativa.

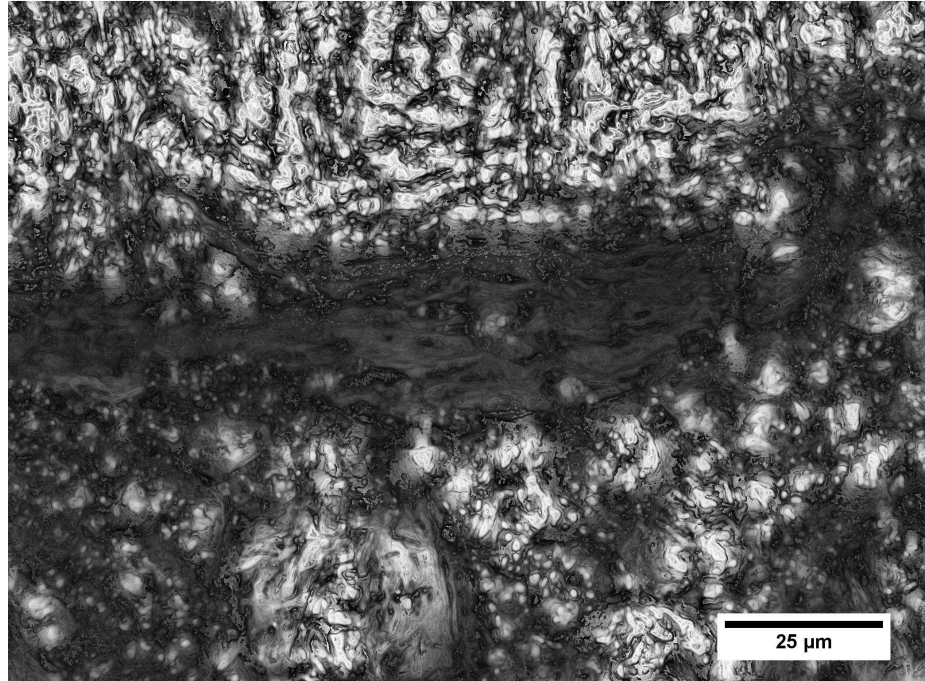


Figura 54 – Região da ZE de uma amostra do aço 15-5PH fraturada a -100°C .

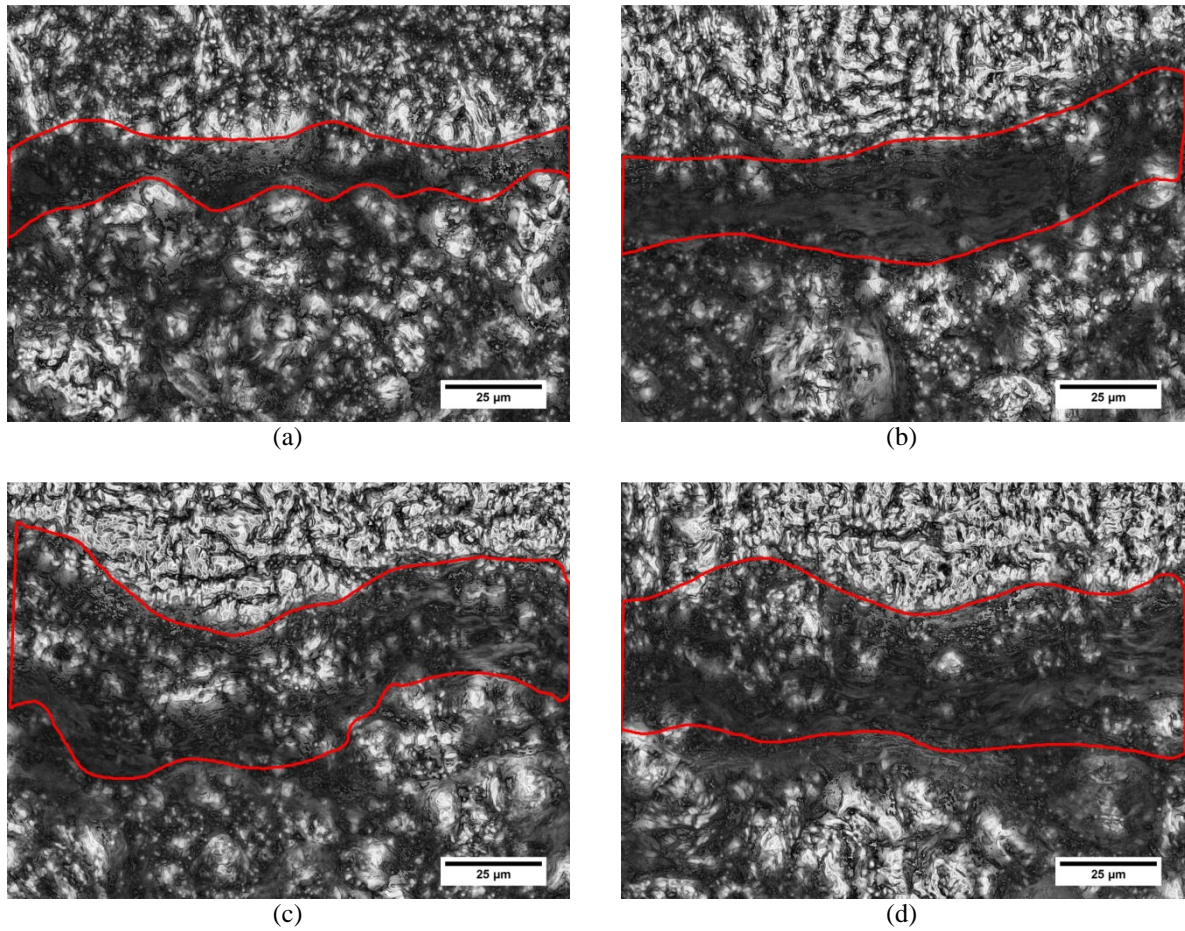


Figura 55 – Delimitação da LZE das amostras do aço 15-5PH fraturadas à: (a) -150°C , (b) -100°C , (c) -50°C , e (d) $+23^{\circ}\text{C}$

Nas Figuras 56 e 57 são apresentadas as regiões da ZE da liga de alumínio AA 7475. Observa-se que independente do estado de tensão imposto pela variação da espessura do corpo de prova, não houve uma variação significativa sobre as dimensões da LZE, como já constatado nas imagens adquiridas no estereoscópio (Tópico 7.3.2).

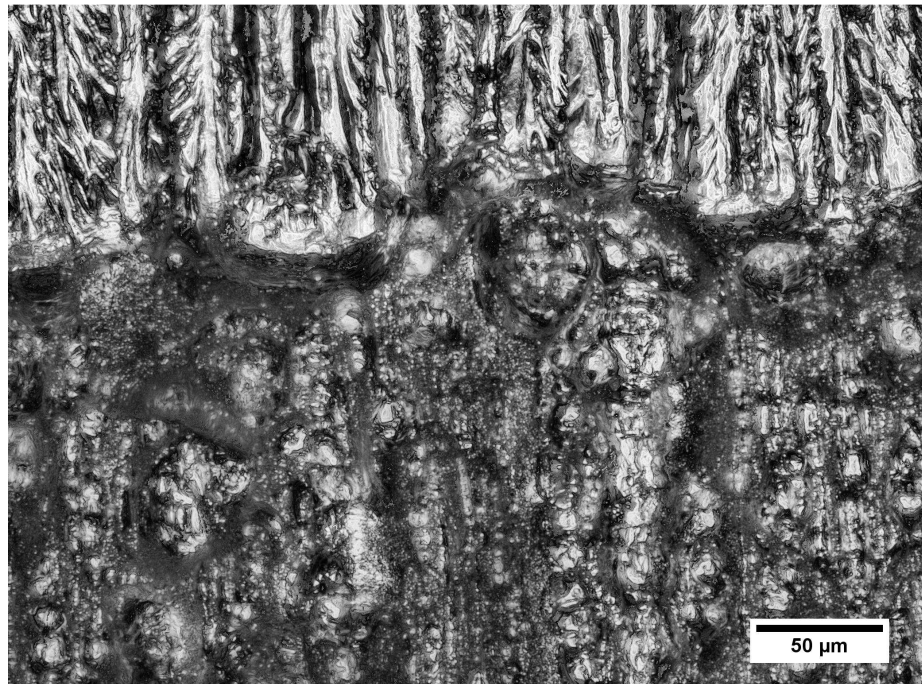


Figura 56 – Região da ZE de uma amostra do alumínio AA 7475 com espessura de 25 mm.

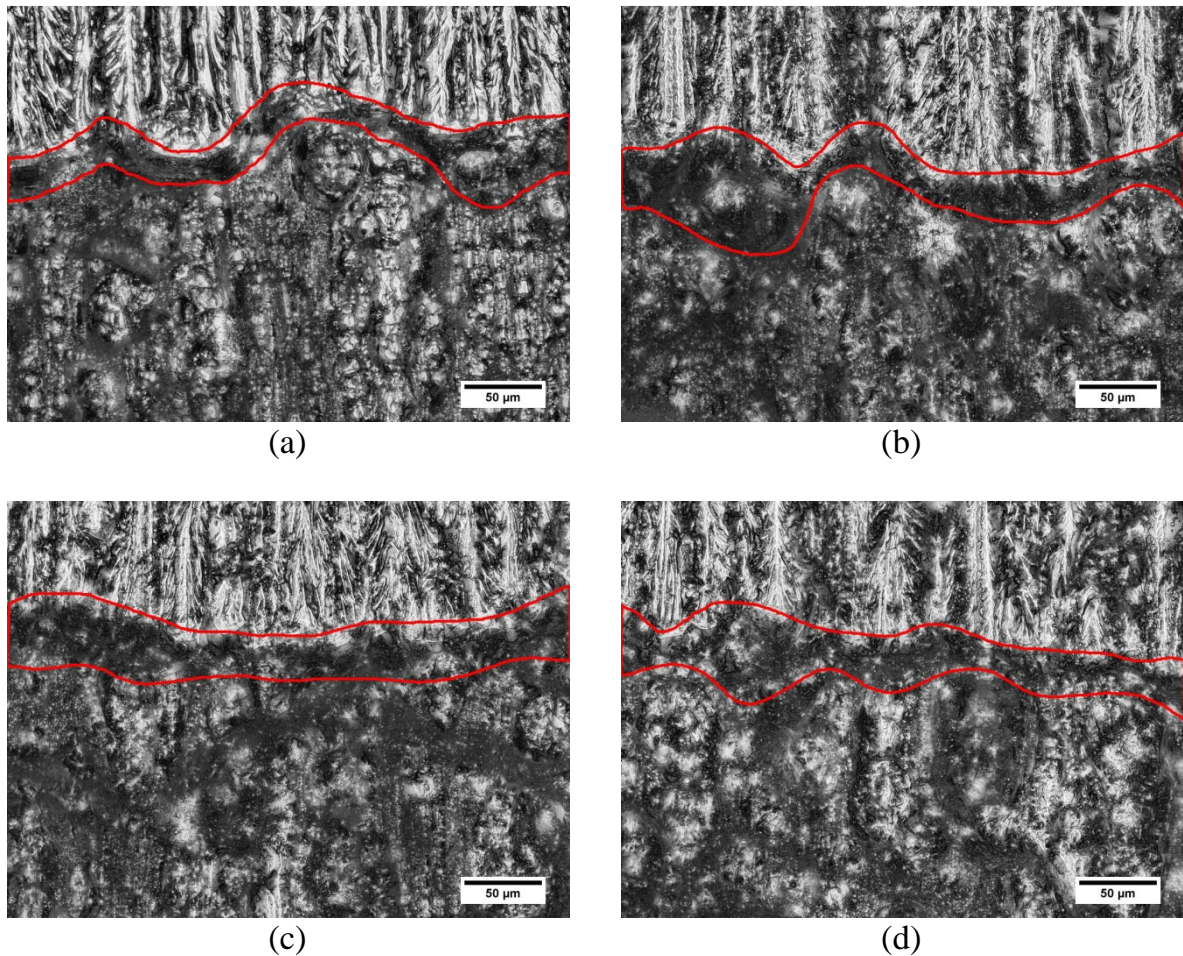


Figura 57 – Delimitação da LZE das amostras do alumínio AA 7475 com espessura de: (a) 25 mm, (b) 23 mm, (c) 21 mm, e (d) 19 mm.

7.3.4 Zona de Estiramento versus tenacidade à fratura

Ao analisar os dados obtidos no ensaio de K_{IC} do aço 15-5PH e os dados obtidos pelo processamento de imagens, delimitação da largura da zona de estiramento (LZE), encontrou-se uma relação linear forte e positiva ($R = 0,97$), ver Figura 58 e Tabela 8. Esse resultado vai ao encontro com os dados já apresentados em trabalhos elaborados por Faleskog (1995), Ebrahim e Seo (1996) e Zhang e Shi (1997) que também encontraram relações válidas entre a LZE e valores críticos de tenacidade a fratura.

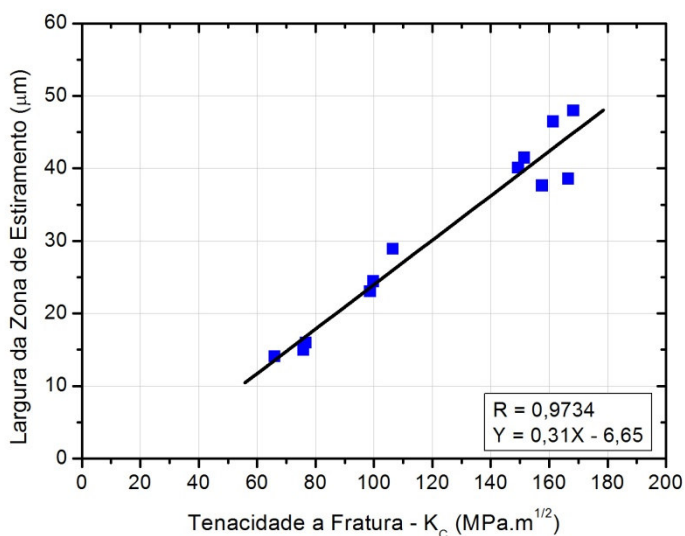


Figura 58 – Aço 15-5PH: Correlação entre LZE e K_C .

Na Tabela 8 é apresentada a análise de t de Student, para $\alpha = 5\%$, mostrando que a amostragem utilizada para o cálculo do coeficiente de correlação linear (R) foi satisfatória para o aço 15-5PH.

Tabela 8– Correlação entre a largura da zona de estiramento do aço 15-5PH e o valor da tenacidade à fratura (K_C)

R	$t_{12,5\%}$	t_{cal}	
0,97	1,81	13,43	Significante

Desta forma, pode-se afirmar, para o aço 15-5PH, que o método adotado para a delimitação da LZE é válido e que também é possível estabelecer uma equação linear para descrever o comportamento entre o valor de K_C (MPa.m^{1/2}) e o valor médio da LZE (µm):

$$K_C [MPa\sqrt{m}] = 3,23 \left[\frac{MPa\sqrt{m}}{\mu m} \right] \cdot LZE [\mu m] + 21,45 [MPa\sqrt{m}] \quad (10)$$

Contudo quando a análise de correlação linear é realizada separadamente para as amostras com comportamento mais frágil (amostras de 1 a 6) e para as amostras com comportamento mais dúctil (amostras de 7 a 12), Figura 59 e Tabelas 9 e 10, observa-se que uma correlação linear significativa só é atingida para as amostras com o menor comportamento elasto-plástico (amostras de 1 a 6). Isso implica que, quanto maior o comportamento elasto-plástico do material, mais difícil se torna estabelecer uma correlação linear significativa que descreva seu comportamento.

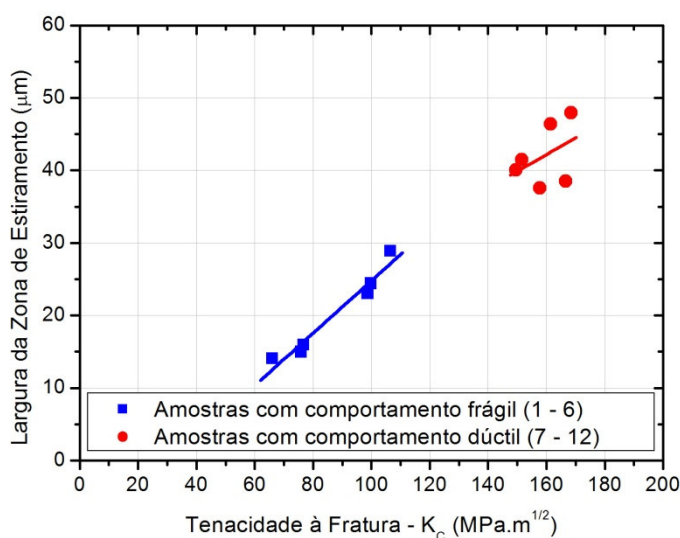


Figura 59 – Aço 15-5PH: Correlação entre LZE e K_C , para a região frágil e a região dúctil.

Tabela 9 – Aço 15-5PH: Correlação entre a LZE e K_C , para as amostras de 1 a 6.

R	T_{4,5%}	t_{cal}	
0,97	2,13	9,04	Significante

Tabela 10 – Aço 15-5PH: Correlação entre a LZE e K_C , para as amostras de 7 a 12.

R	T_{4,5%}	t_{cal}	
0,42	2,13	0,91	-

Outra análise realizada foi a da dispersão dos valores da LZE ao longo da frente da trinca, visto que esta não é uniforme (ZHENG, LAUSCHKE, KUNA, 2000), Tabela 11. Observa-se por meio do coeficiente de variação (Coef. V.), Tabela 11, que há uma variação natural da LZE ao longo da frente da trinca. Contudo esses valores se mantêm constantes dentro de uma faixa (aproximadamente de 13% a 32%) para todas as condições de ensaios do aço 15-5PH.

Tabela 11 – Aço 15-5PH: Análise estatística da LZE

Temperatura	Amostra	Média (μm)	Desv. P.	Coef. V. (%)
- 150 °C	1	14,96	2,30	15,39
	2	15,94	4,33	27,15
	3	14,04	1,88	13,40
-100 °C	4	28,88	5,04	17,45
	5	23,00	4,48	19,48
	6	24,39	6,24	25,59
- 50 °C	7	41,43	10,04	24,23
	8	40,05	10,63	26,54
	9	37,58	6,76	17,99
+23 °C	10	46,41	10,26	22,11
	11	47,92	15,08	31,46
	12	38,53	8,38	21,76

Com relação aos dados da liga de alumínio AA 7475, não foi identificada uma correlação linear significativa entre os valores médios da LZE e os valores de tenacidade à fratura ($R = -0,06$), Figura 60, da mesma forma como Sreenivan et al (1996) e Sivaprasad et al (2002), não atingiram um nível satisfatório de correlação. Contudo, conforme apresentado na análise de t de Student, Tabela 12, o tamanho da amostra não foi significativo para se afirmar a ausência de correlação linear entre as variáveis.

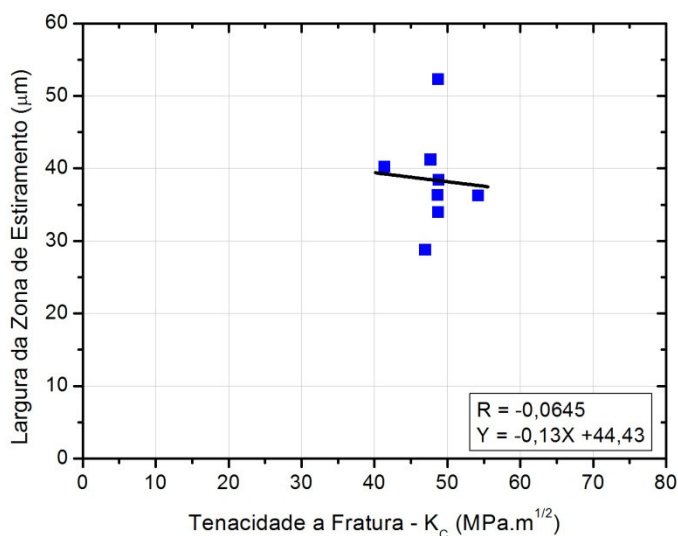


Figura 60 – AA 7475: Correlação entre LZE e K_C.

Tabela 12– Liga AA 7475: Correlação entre a LZE e K_C.

R	T_{6,5%}	t_{cal}	
-0,06	-1,94	-0,16	Não Signif.

Já a análise da variação dos valores da LZE à frente da trinca, Tabela 13, mostrou por meio do coeficiente de variação que também há uma variação natural da LZE na liga AA 7475, que ficou entre 18% e 35% mesmo com a redução da espessura nos corpos de provas antes do ensaio.

Tabela 13 – Liga AA 7475: Análise estatística da LZE

Espessura (mm)	Amostra	Média (μm)	Desv. P.	Coef. V. (%)
25	1	36,21	8,3	22,90
	2	40,18	11,83	29,44
23	3	28,73	5,81	20,21
	4	33,92	8,69	25,60
21	5	41,14	14,01	34,00
	6	36,27	8,68	23,92
19	7	52,23	17,77	34,02
	8	38,37	7,19	18,73

Uma possível causa para a baixa correlação linear entre a LZE e a tenacidade da liga AA 7475, baseia-se na análise feita para o aço 15-5PH na região com maior comportamento elasto-plástico, onde foi encontrado dificuldade em estabelecer uma correlação linear com o aumento do comportamento elasto-plástico do material. No caso do alumínio a superfície de fratura só apresenta o mecanismo de fratura dúctil, ou seja, o alumínio não apresenta um comportamento dentro do regime linear elástico, desta forma admiti-se ser improvável encontrar correlação linear.

Outra causa levantada para explicar a ausência de correlação entre a LZE e a tenacidade da liga AA 7475, é o estado triaxial de tensão na ponta da trinca. Segundo Hein (1996), as dimensões da zona de estiramento podem ser influenciadas pelo estado de deformação plana e pelas características locais de ductilidade.

Como apresentado nos Tópicos 7.2.2 e 7.3.2, a distribuição de precipitados se mostrou uniforme no corpo da liga AA 7475, o que gera uma rede de concentradores de tensões uniforme que propicia a restrição do estado de tensão plana.

Neste caso, supõe-se que os campos de tensões gerados pelos precipitados restringiram a atuação dos mecanismos de deformação plástica, mesmo com o aumento do estado de tensão plano imposto pela redução da espessura dos corpos de provas. Deste modo, tanto os valores de tenacidade quanto os valores da LZE da liga AA 7475 apresentaram baixa dispersão, Tabela 14, e baixa correlação, quando comparado ao aço 15-5PH.

Tabela 14 – Coeficiente de Variação (%)

Material	Medida	Coef. V. (%)
Aço 15-5PH	LZE	40,00
	KC	32,00
AA 7475	LZE	17,75
	KC	7,27

7.4 Análise Fractal da superfície de Fratura

Neste tópico foram analisadas as relações entre tenacidade à fratura (K_C) e os valores de dimensão fractal, D_S , D_T e D_f , para a região da zona de estiramento e região de propagação de trinca. Sendo D_S a componente fractal que caracteriza o comportamento em micro-escala, D_T a componente fractal que caracteriza o comportamento em macro-escala, e D_f o valor de monofractal.

7.4.1 Relação entre a LZE e a dimensão fractal

Ao analisar o gráfico da Figura 61, observa-se que as três medidas de dimensão fractal (D_S , D_T e D_f) apresentam uma relação linear fraca e negativa com a largura da zona de estiramento (LZE) do aço 15-5PH. Com base na análise de t de Student, para um grau de significância de $\alpha= 5\%$, Tabela 15, pode-se afirmar que o tamanho da amostra (132 dados) utilizada para a análise de correlação foi satisfatório, validando o valor de correlação obtido.

Entre as medidas de dimensão fractal, D_T , que corresponde à componente fractal da macro-escala, apresentou a maior correlação linear; desta forma, pode-se dizer que D_T apresentou maior sensibilidade em descrever a região da zona de estiramento, para o aço 15-5PH, dentro do regime de transição do comportamento linear-elástico para o elasto-plástico.

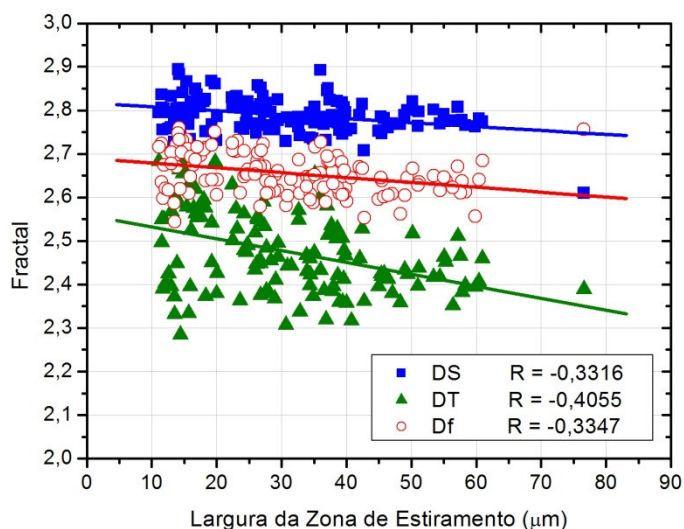


Figura 61 – Aço 15-5PH: Fractal (D_S , D_T e D_f) x LZE.

Tabela 15 – Aço 15-5PH: Correlação entre a LZE e o valor Fractal (D_S , D_T e D_f)

Fractal	R	$t_{130,5\%}$	t_{cal}	
D_S	-0,3316	-1,66	-4,01	Significante
D_T	-0,4055	-1,66	-5,06	Significante
D_f	-0,3347	-1,66	-4,05	Significante

Desta forma, pode-se dizer que à medida que a LZE aumenta, há uma leve tendência da dimensão fractal diminuir.

Já para a liga de alumínio AA 7475, Figura 62, a análise de correlação entre os valores de D_S , D_T e D_f com os da LZE indicaram uma correlação linear tendendo a nula. Para a relação entre D_S e a LZE a correlação apresentou uma inclinação positiva, enquanto que para as outras duas a inclinação foi negativa. No entanto, segundo a análise de t de Student (Tabela 16) o tamanho da amostra (88 dados) não foi suficiente para validar essa análise de correlação, ou seja, não é possível afirmar que os valores de D_S , D_T e D_f apresentem uma correlação com a LZE tendendo a nulo.

Possivelmente a ausência de correlação linear deve-se ao comportamento elasto-plástico do alumínio, imposta por sua estrutura cristalina CFC que inviabiliza a transição deste comportamento para o linear-elástico (ANDERSON, 1996); ou deve-se a baixa dispersão entre os valores da largura da zona de estiramento do alumínio.

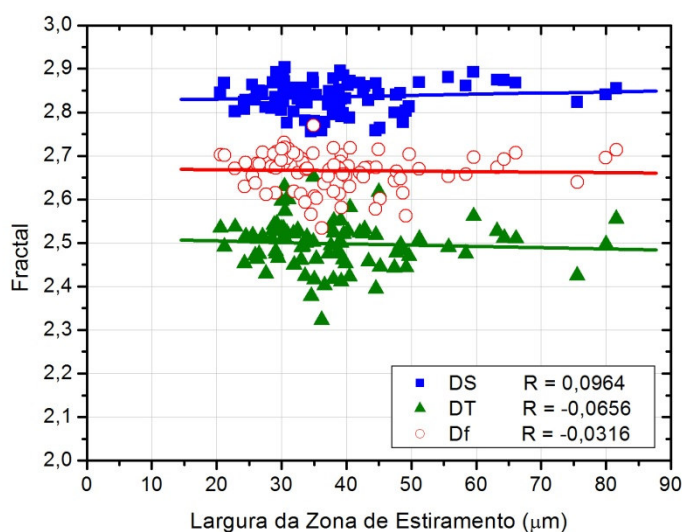


Figura 62 – Liga AA 7475: Fractal (D_S , D_T e D_f) x LZE.

Tabela 16 – Liga AA 7475: Correlação entre a LZE e o valor Fractal (D_S , D_T e D_f)

Fractal	R	$t_{86,5\%}$	t_{cal}	
D_S	0,0964	1,6628	0,8983	-
D_T	-0,0656	1,6628	-0,6098	-
D_f	-0,0316	1,6628	-0,2928	-

7.4.2 Relação entre o sentido de propagação da trinca e a dimensão fractal

As análises das relações entre os valores de dimensão fractal (D_S , D_T e D_f) e o sentido de propagação da trinca, buscam avaliar se a análise fractal da superfície de fratura é sensível em descrever o processo de liberação de energia durante a propagação da trinca. Visto que a velocidade de propagação da trinca aumenta significativamente com o avanço da trinca.

Nas Tabelas, 17, 18 e 19 são apresentadas as medidas dos coeficientes de variação de D_S , D_T e D_f e as análises de correlação linear do aço 15-5PH. Observa-se que o coeficiente de variação para os valores de D_S , D_T e D_f foram baixos, mostrando que a dispersão dos valores dos dez campos de cada amostra foi aproximadamente

constante, indiferente do estado de deformação plana imposto pela temperatura de ensaio.

Com relação à análise de correlação linear apenas a amostra 3 apresentou uma correlação moderada e negativa para D_S , enquanto que para D_T e D_f apenas a amostra 7 apresentou correlação linear, moderada e positiva, com o sentido de propagação da trinca. No entanto, para as demais análises o conjunto amostrado não foi suficiente para validar a significância do ensaio.

Tabela 17 – Aço 15-5PH: D_S x Sentido de propagação da trinca.

Amostra	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{10,5\%}$	t_{cal}	
1	0,90	-0,12	-1,86	-0,35	-
2	0,69	0,48	1,86	1,53	-
3	0,77	-0,63	-1,86	-2,31	Significante
4	0,97	-0,35	-1,86	-1,07	-
5	1,23	-0,14	-1,86	-0,39	-
6	0,87	0,20	1,86	0,56	-
7	1,53	0,03	1,86	0,08	-
8	1,69	0,08	1,86	0,24	-
9	1,79	-0,47	-1,86	-1,52	-
10	1,50	-0,13	-1,86	-0,36	-
11	2,08	0,33	1,86	0,99	-
12	1,27	-0,26	-1,86	-0,77	-
Total	1,39	-	-	-	-

Tabela 18 – Aço 15-5PH: D_T x Sentido de propagação da trinca.

Amostra	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{10,5\%}$	t_{cal}	
1	1,81	0,08	1,86	0,22	-
2	2,83	-0,18	-1,86	-0,53	-
3	2,91	-0,24	-1,86	-0,71	-
4	2,52	-0,48	-1,86	-1,57	-
5	2,58	0,06	1,86	0,18	-
6	2,41	0,52	1,86	1,71	-
7	2,78	0,70	1,86	2,78	Significante
8	3,24	-0,15	-1,86	-0,42	-
9	5,47	-0,13	-1,86	-0,37	-
10	3,26	-0,26	-1,86	-0,76	-
11	3,67	-0,07	-1,86	-0,21	-
12	2,46	0,17	1,86	0,48	-
Total	3,19	-	-	-	-

Tabela 19 – Aço 15-5PH: D_f x Sentido de propagação da trinca.

Amostra	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{10,5\%}$	t_{cal}	
1	0,93	0,17	1,86	0,48	-
2	0,86	-0,11	1,86	-0,30	-
3	1,18	-0,26	1,86	-0,76	-
4	1,49	-0,51	1,86	-1,69	-
5	1,08	-0,08	1,86	-0,21	-
6	1,62	0,54	1,86	1,81	-
7	1,81	0,67	1,86	2,53	Significante
8	1,55	-0,02	1,86	-0,06	-
9	2,15	-0,05	1,86	-0,13	-
10	1,47	-0,28	1,86	-0,83	-
11	1,73	-0,45	1,86	-1,41	-
12	1,08	-0,05	1,86	-0,14	-
Total	1,50	-	-	-	-

Já para a liga de alumínio AA 7475, Tabelas 20, 21 e 22, observou-se que os coeficientes de variação de D_S , D_T e D_f também se apresentaram baixos, assim como os do aço 15-5PH, mostrando que a dispersão dos valores foi aproximadamente

constantes, indiferente do estado de deformação plana induzido pela redução da espessura dos corpos de prova.

Na análise de correlação linear, não houve nenhuma correlação significativa entre D_S e o sentido de propagação da trinca, enquanto que para D_T e D_f apenas a amostra 3 apresentou correlação linear, moderada e positiva, com o sentido de propagação da trinca. No entanto, para as demais análises o conjunto amostrado não foi suficiente para validar a significância do ensaio.

Tabela 20 – Liga AA 7475: D_S x Sentido de propagação da trinca.

Amostra	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{10,5\%}$	t_{cal}	
1	0,95	0,27	1,86	0,78	-
2	1,52	-0,23	-1,86	-0,68	-
3	0,87	0,45	1,86	1,43	-
4	1,40	0,18	1,86	0,50	-
5	1,46	-0,02	-1,86	-0,06	-
6	1,20	-0,14	-1,86	-0,40	-
7	1,23	-0,22	-1,86	-0,63	-
8	0,87	0,50	1,86	1,63	-
Total	1,27	-	-	-	-

Tabela 21 – Liga AA 7475: D_T x Sentido de propagação da trinca.

Amostra	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{10,5\%}$	t_{cal}	
1	4,21	-0,17	1,86	-0,50	-
2	3,15	0,28	1,86	0,84	-
3	2,93	0,65	1,86	2,40	Significante
4	3,92	-0,04	1,86	-0,10	-
5	6,19	0,35	1,86	1,04	-
6	5,77	-0,19	1,86	-0,54	-
7	2,31	-0,24	1,86	-0,69	-
8	3,06	-0,44	1,86	-1,40	-
Total	4,15	-	-	-	-

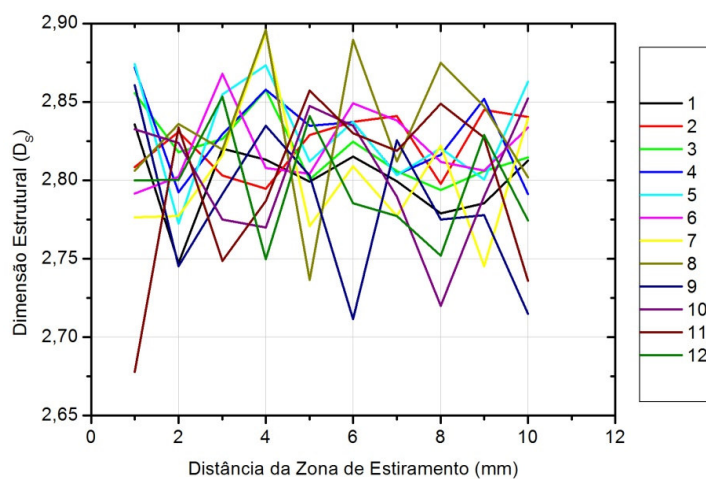
Tabela 22 – Liga AA 7475: D_f x Sentido de propagação da trinca.

Amostra	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{10,5\%}$	t_{cal}	
1	1,92	-0,02	1,86	-0,05	-
2	1,47	0,15	1,86	0,43	-
3	1,81	0,65	1,86	2,45	Significante
4	1,87	-0,18	1,86	-0,52	-
5	2,52	0,11	1,86	0,31	-
6	2,01	-0,50	1,86	-1,64	-
7	1,41	-0,21	1,86	-0,61	-
8	1,87	-0,36	1,86	-1,10	-
Total	1,86	-	-	-	-

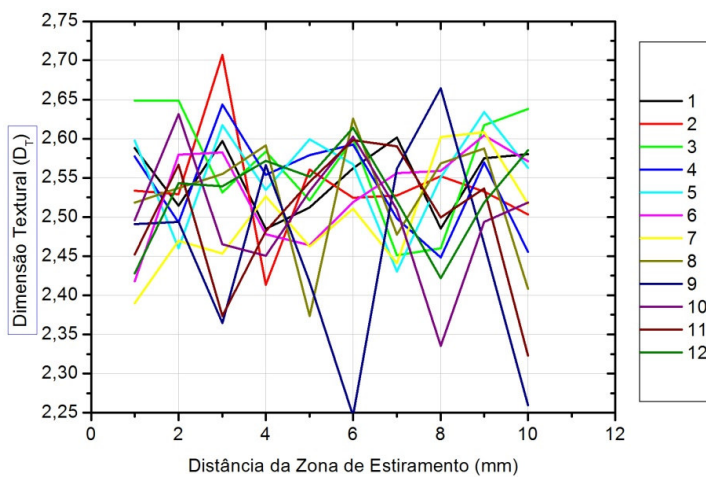
Apesar de algumas amostras, tanto do aço 15-5PH quanto da liga AA 7475, apresentarem correlações lineares moderadas, mas significativas, não é possível estabelecer uma regra que avalie o comportamento do fractal ao longo do sentido de propagação da trinca, pois o número de amostras validadas não é suficiente.

Por outro lado, nota-se que os valores fractais variam ao longo do sentido de propagação da trinca, assim como se pode avaliar, qualitativamente, que os aspectos fractográficos se alteram substancialmente nos campos amostrados. Nas Figuras 63 e 64 é possível visualizar que a dispersão de D_S , D_T e D_f não apresenta nenhum padrão ao longo do sentido de propagação da trinca, nem entre as amostras com o mesmo estado triaxial de tensão.

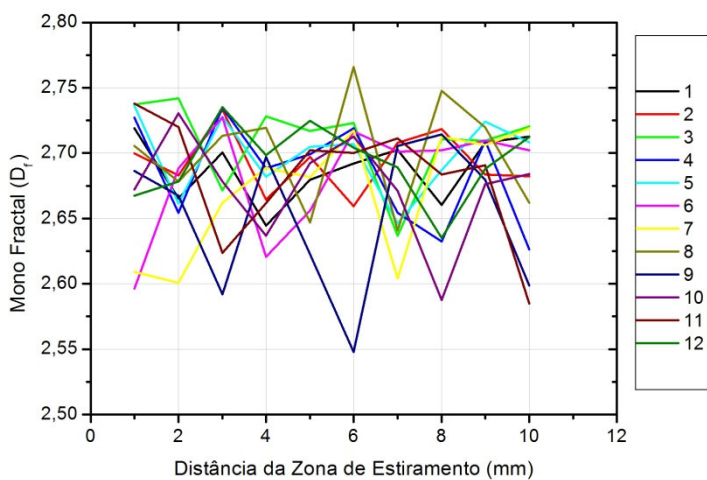
Deste modo, não se pode afirmar que os valores fractais não descrevem o comportamento da fratura, mas que, para o aço 15-5PH e a liga AA7475 nas condições investigadas neste trabalho, não foram encontradas correlações lineares entre os valores fractais e o sentido de propagação da trinca; mas nada se pode afirmar quanto a correlações com a microestrutura, com a competição entre micromecanismos de fratura ou com valores locais de tenacidade (expressos pela área superficial).



(a)

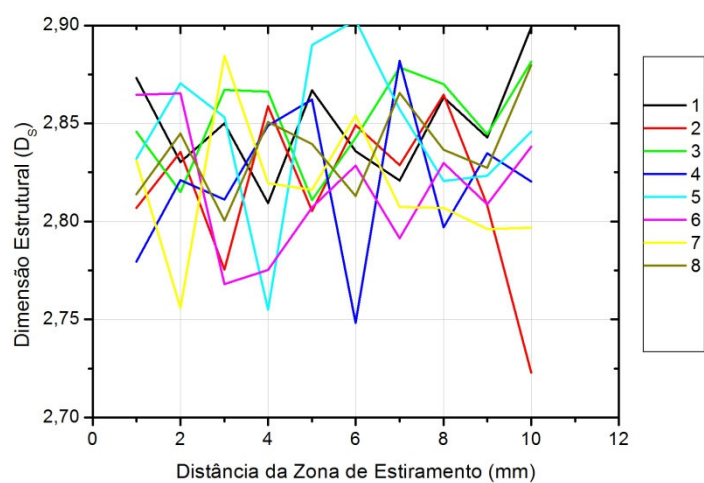


(b)

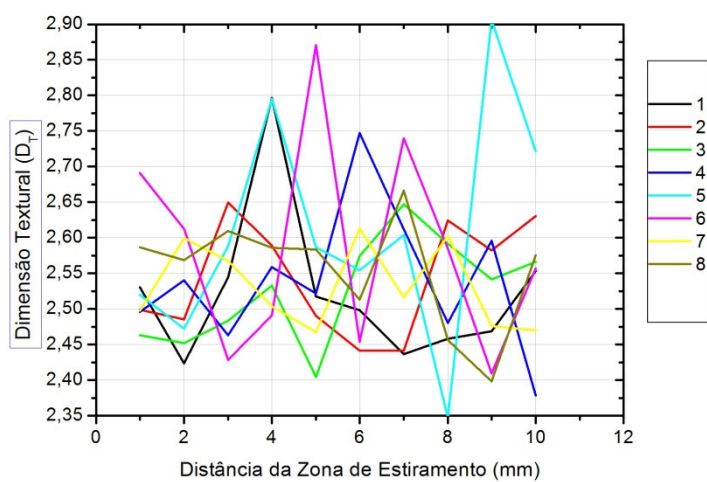


(c)

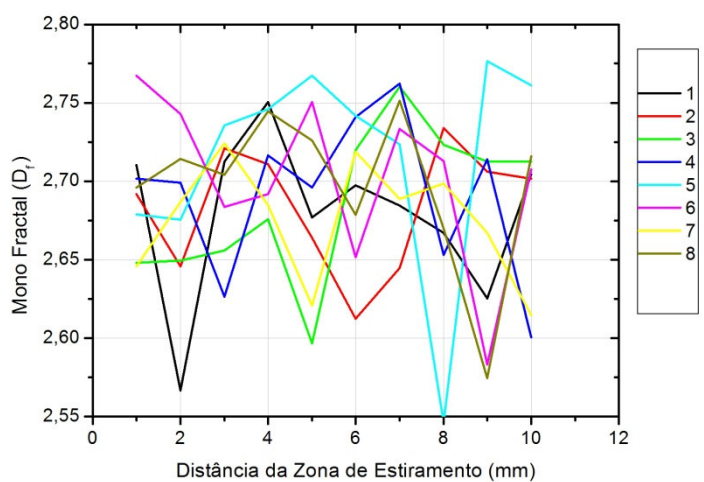
Figura 63 – Aço 15-5-PH - Relação entre o sentido de propagação da trinca e: (a) D_S , (b) D_T , (c) D_f .



(a)



(b)



(c)

Figura 64 – Liga AA 7475 - Relação entre o sentido de propagação da trinca e: (a) D_s , (b) D_t , (c) D_f .

7.4.3 Dimensão fractal versus comportamento frágil-dúctil da fratura

Na Tabela 23 é apresentada a distribuição dos valores de dimensão fractal, acima da média total de cada material, em função do comportamento frágil-dúctil da fratura. Para o aço 15-5PH foi considerado que as amostras fraturadas a -150°C e -100°C (amostras de 1 a 6) apresentaram um comportamento frágil e as amostras fraturadas a -50°C e $+23^{\circ}\text{C}$ (amostras de 7 a 12) apresentaram aspectos macroscópicos de comportamento dúctil. Para a liga de alumínio AA 7475 foi considerado que as amostras com espessura entre 25mm e 23mm (amostras de 1 a 4) apresentam comportamento mais frágil em relação às amostras com espessura entre 21mm e 19mm (amostras de 5 a 8), em função do estado de deformação plana imposto pela espessura, sempre observando suas características macroscópicas.

Com relação ao aço 15-5PH, observa-se que as amostras com comportamento frágil apresentaram maiores valores de dimensão fractal, principalmente para o D_T . Conforme apresentado no Tópico 7.2.1, as amostras com aspecto frágil apresentaram uma predominância de quase-clivagem (Figura 45) na superfície de fratura, enquanto que nas amostras com aspecto dúctil há fratura mista (Figura 44), deste modo pode-se afirmar que a diferença entre os micromecanismos nas superfícies de fratura influenciaram os valores de dimensão fractal.

Já para a liga AA 7475, D_S apresentou um comportamento similar ao do aço, ou seja, as amostras com maior área em estado de deformação plana apresentaram maiores valores de dimensão fractal. Já os valores de D_T e D_f apresentaram um comportamento contrário ao de D_S , pois houve predominância de valores acima da média para as amostras com menor estado de deformação plana.

Contudo, como apresentado no Tópico 7.2.2, ligas de alumínio só apresentam micromecanismos de ruptura dúctil, variando apenas o grau de deformação plástica, e, como os valores de tenacidade à fratura apresentaram baixa dispersão, não se sabe ao certo qual foi a variação no grau de deformação plástica entre as amostras com maior e menor espessura. Desta forma, a comparação feita na Tabela 23, para a liga AA 7475, não permite conclusões seguras sobre a distribuição dos valores de dimensão fractal acima da média.

Tabela 23 – Porcentagem de valores acima da média em função do comportamento da fratura.

Material	Fractal	Frágil	Dúctil
Aço 15-5PH	D _S	60,00	46,67
	D _T	68,33	43,33
	D _f	65,00	51,67
AA 7475	D _S	57,50	45,00
	D _T	37,50	60,00
	D _f	57,50	60,00

7.4.4 Relação entre a tenacidade à fratura (K_C) e a dimensão fractal

Neste tópico foram analisadas as correlações lineares entre o valor de tenacidade à fratura (K_C) e os valores de D_S , D_T e D_f da primeira posição central do corpo de prova (logo após a região da zona de estiramento); e também as correlações lineares entre K_C e as médias obtidas dos 10 pontos analisados ao longo do sentido de propagação da trinca, de cada corpo de prova. Essas análises tiveram como finalidade avaliar a sensibilidade de D_S , D_T e D_f em caracterizar a tenacidade do material, na região com maior estado de tensão triaxial do corpo de prova.

Conforme apresentado na Tabela 24 e Figura 65, para o aço 15-5PH as correlações lineares de K_C com D_S e D_f , para a primeira posição após a zona de estiramento (ZE), foram fracas e negativas, contudo por meio da análise de t de Student constatou-se que a amostragem utilizada não foi suficiente para descrever o comportamento. Já a correlação linear entre K_C e D_T foi moderada e negativa, e considerada significativa pela análise de t de Student, ou seja, à medida que o valor de K_C aumenta há uma tendência moderada do valor de D_T , na primeira posição após a ZE, diminuir.

Tabela 24 – Aço 15-5PH: Correlação entre os valores de dimensão fractal e K_C para a primeira região após a ZE.

Fractal	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{12,5\%}$	t_{cal}	
D _S	1,93	-0,46	-1,81	-1,62	-
D _T	3,21	-0,70	-1,81	-3,06	Significante
D _f	1,78	-0,27	-1,81	-0,88	-

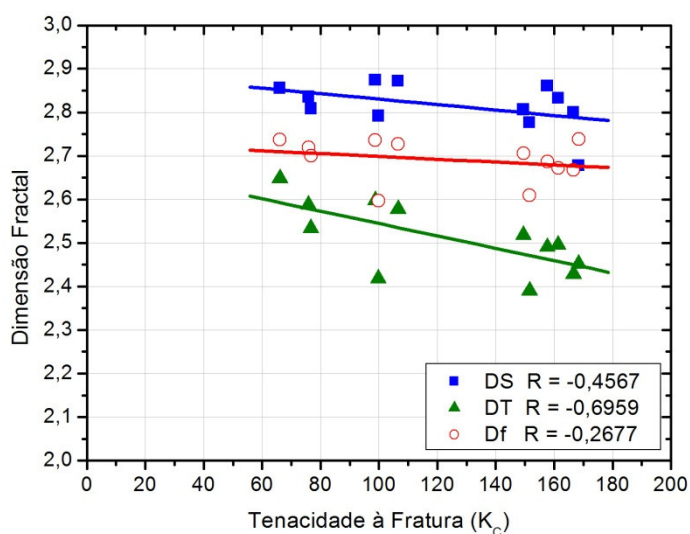


Figura 65 – Aço 15-5PH: K_C x Fractal (D_S , D_T e D_f) para a primeira região após a ZE.

Já o estudo da correlação linear entre K_C e os valores médios de D_S , D_T e D_f , Tabela 25 e Figura 66, se mostrou satisfatório. D_S e D_f apresentaram uma correlação moderada e negativa, enquanto D_T (componente fractal que caracteriza o comportamento em macro-escala) apresentou uma correlação forte e negativa, sendo todas as análises validadas pelo teste de t de Student.

Tabela 25 – Aço 15-5PH: Correlação entre K_C e o valor médio da dimensão fractal.

Fractal	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{12,5\%}$	t_{cal}	
D_S	0,57	-0,54	-1,81	-2,04	Significante
D_T	1,27	-0,77	-1,81	-3,87	Significante
D_f	0,58	-0,53	-1,81	-1,98	Significante

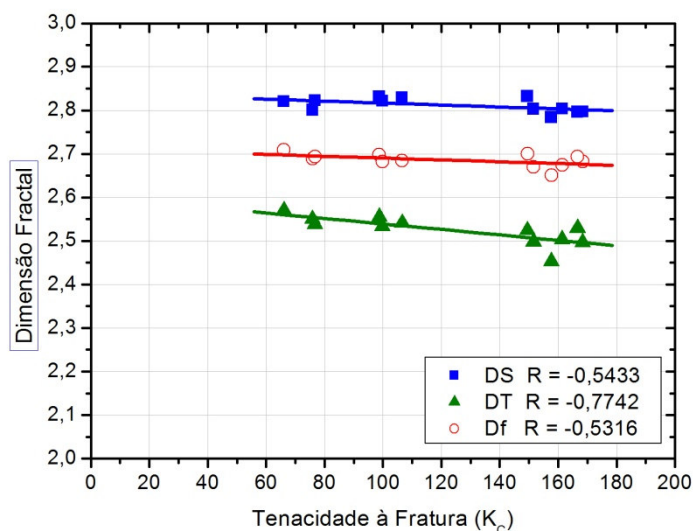


Figura 66 – Aço 15-5PH: Fractal médio (D_S , D_T e D_f) x K_C .

Visto que D_T apresentou uma correlação forte e significativa, estabeleceu-se a seguinte equação para descrever o comportamento de K_C em função de D_T , para o aço 15-5PH:

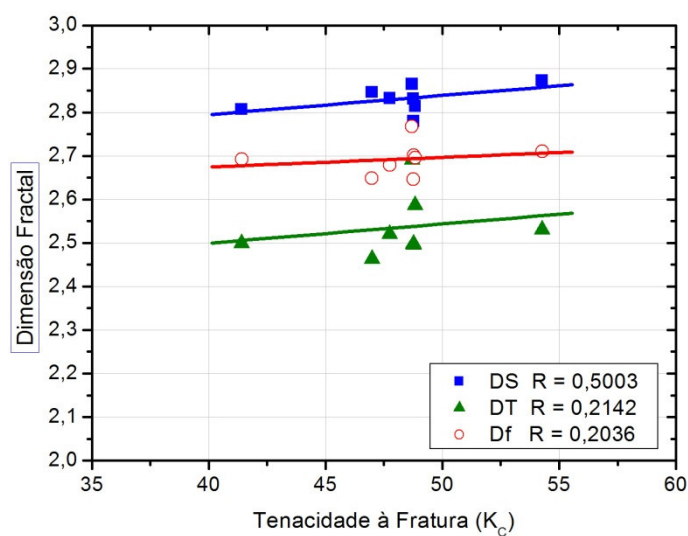
$$K_C [MPa\sqrt{m}] = -954,62 [MPa\sqrt{m}] \cdot D_T + 2533 [MPa\sqrt{m}] \quad (11)$$

Para a liga de alumínio AA 7475, Tabela 26 e Figura 67, todas as correlações lineares testadas entre K_C e a primeira posição após a ZE, foram fracas e positivas. Já as correlações lineares entre K_C e os valores médios de D_S , D_T e D_f , Tabela 27 e Figura 68, foram menores em relação à análise apresentada na Tabela 26. Em ambas as análises o conjunto amostrado não foi significativo para a caracterização, segundo o teste de t de Student.

Contudo, em ambos os casos, o valor de correlação entre K_C e D_S foi superior em relação aos demais, sugerindo que dentro do regime elasto-plástico, há uma tendência da componente fractal que caracteriza na micro-escala, D_S , proporcionar uma melhor caracterização da superfície de fratura, do que os valores de D_f como proposto por Mecholsky (2006).

Tabela 26 – Liga AA 7475: Correlação entre os valores de dimensão fractal e K_C para a primeira região após a ZE.

Fractal	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{12,5\%}$	t_{cal}	
D_S	1,09	0,50	1,94	1,42	-
D_T	2,86	0,21	1,94	0,54	-
D_f	1,43	0,20	1,94	0,51	-

Figura 67 – Liga AA 7475: K_C x Fractal (D_S , D_T e D_f) para a primeira região após a ZE.Tabela 27 – Liga AA 7475: Correlação entre K_C e o valor médio da dimensão fractal.

Fractal	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{12,5\%}$	t_{cal}	
D_S	0,56	0,43	1,94	1,17	-
D_T	1,20	-0,15	-1,94	-0,37	-
D_f	0,49	-0,06	-1,94	-0,15	-

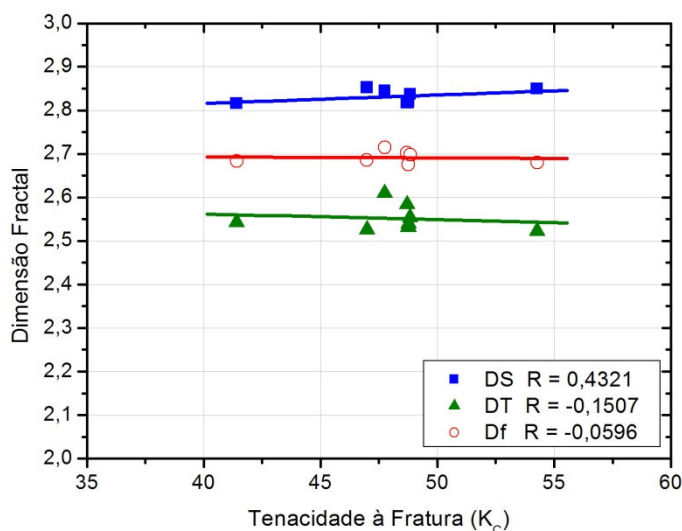


Figura 68 – Liga AA 7475: Fractal médio (D_s, D_T e D_f) x K_C.

7.4.5 Aplicação do modelo de Mecholsky

No estudo elaborado por Mecholsky (2006) foi proposto um modelo matemático, para materiais fraturados no regime linear elástico e com propagação de trinca estável, que relaciona tenacidade à fratura (K_C) com o valor médio da dimensão fractal (D_f) em uma superfície de fratura:

$$K_C = K_0 + E \sqrt{a_0 \cdot (D_f - 2)} \quad (12)$$

onde, a_0 e K_0 são constantes obtidas experimentalmente, e E é o módulo de Young do material.

Visando avaliar o uso do modelo de Mecholsky para materiais cujo comportamento linear elástico avança para o regime elasto-plástico, foi realizada uma análise de correlação linear para o aço 15-5PH e a liga AA 7475, com base no modelo proposto.

Primeiramente foi calculada a média dos valores de dimensão fractal (D_S , D_T e D_f), para os dez pontos analisados na superfície de fratura de cada amostra, posteriormente o valor da media foi aplicado na formula:

$$\sqrt{(D - 2)} \quad (13)$$

e, então foi realizada a análise de correlação linear.

Na Tabela 28 e Figura 69 é apresentado o resultado obtido para o aço 15-5PH, observa-se que a correlação de K_C com D_S e D_f foi moderada e negativa, já a correlação entre K_C e D_T foi forte e negativa. Em todos os casos a análise de t de Student mostrou que o conjunto amostrado foi significativo.

Tabela 28 – Aço 15-5PH: Correlação entre $\sqrt{D - 2}$ e K_C .

Fractal	Coefficiente de Variação (%)	R	$t_{12,5\%}$	t_{cal}	
D_S	1,00	-0,54	-1,81	-2,05	Significante
D_T	3,09	-0,77	-1,81	-3,78	Significante
D_f	1,14	-0,53	-1,81	-1,98	Significante

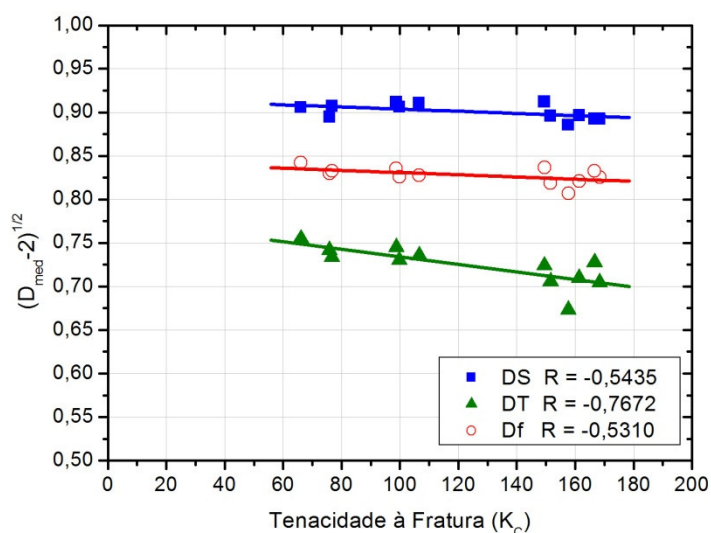


Figura 69 – Aço 15-5PH: $\sqrt{D - 2} \times K_C$.

Para a liga AA 7475, Tabela 29 e Figura 70, a correlação de K_C com D_T e D_f tendeu a nula, já a correlação entre K_C e D_S foi maior e positiva, porém ainda considera fraca. No entanto, nenhuma das análises apresentou um conjunto amostral significativo.

Tabela 29 – AA 7475: Correlação entre $\sqrt{D-2}$ e K_C .

Fractal	Coefficiente de Variação (%)	R	$T_{8,5\%}$	t_{cal}	
D_S	0,95	0,43	1,94	1,17	-
D_T	2,74	-0,15	-1,94	-0,38	-
D_f	0,96	-0,06	-1,94	-0,15	-

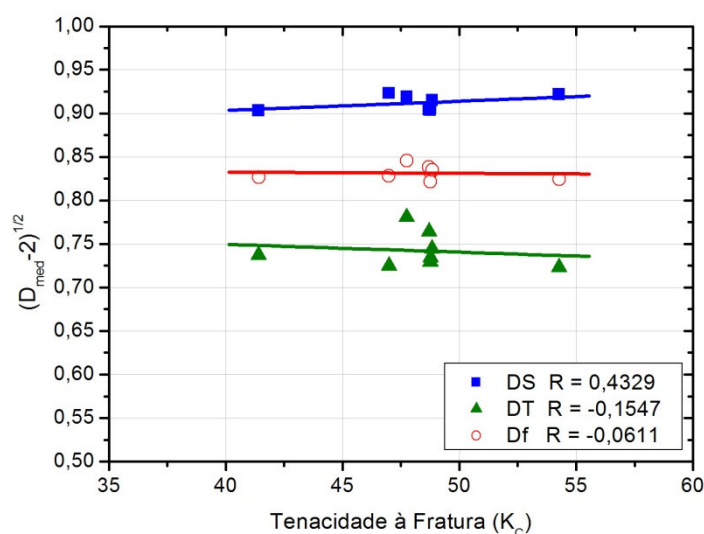


Figura 70 – Liga AA 7475: $\sqrt{D-2} \times K_C$.

Com base nas correlações apresentadas na Tabela 28, pode-se dizer que o modelo desenvolvido por Mecholsky foi válido em descrever, de forma moderada, o comportamento de K_C em função da dimensão D_f e da componente fractal que caracteriza na micro-escala (D_S), de um material com comportamento transitando do regime linear elástico para o elasto-plástico, como é o caso aço 15-5PH. No entanto,

uma correlação forte foi atingida utilizando a componente fractal que caracteriza na macro-escala (D_T), fazendo com que esta seja mais indicada para caracterizar a superfície de fratura de um material com comportamento transitando do regime linear elástico para o elasto-plástico.

Assim, experimentalmente, é proposto no presente trabalho o modelo:

$$K_C = 1102,4[MPa\sqrt{m}] - 200 \cdot 10^3[MPa] \cdot \sqrt{4,57 \cdot 10^{-5}[m] \cdot (D_T - 2)} \quad (14)$$

para caracterizar a relação entre K_C e D_T do o aço 15-5PH, segundo o modelo de Mecholsky (2006).

No entanto questiona-se se o uso das constantes E e a_0 é válido. No caso o uso do módulo de Young (E) é invalidado pelo processo de deformação plástica que o material sofreu durante a fratura. Já a constante a_0 , não se adequa a ligações metálicas, pois suas definição envolve ligações iônicas e covalentes (WEST et AL, 1999).

Outro questionamento é a respeito do valor de K_0 , que segundo Mecholsky (2006) corresponde ao valor de tenacidade para uma superfície de fratura lisa e tende ao valor zero. Contudo, neste trabalho não foi observado esse comportamento na correlação obtida para o aço 15-5PH, pelo contrário, há uma tendência do valor de tenacidade (K_C) aumentar com a diminuição da dimensão fractal. Desta forma questiona-se, se para materiais com comportamento mais dúctil, K_0 assume outra característica diferente da do valor de tenacidade (K_C) para uma superfície de fratura lisa, contudo, nenhuma explicação foi encontrada para descrever o valor de K_0 .

Desta forma um modelo simplificado é proposto:

$$K_C = 1102,4[MPa\sqrt{m}] - 1352,7[MPa\sqrt{m}] \cdot \sqrt{(D_T - 2)} \quad (15)$$

Já para um material com comportamento totalmente elasto-plástico, como o caso da liga AA 7475, não foi possível estabelecer uma correlação válida, pois o grau de correlação foi considerado baixo mesmo para componente fractal que caracteriza na micro-escala (D_S), que apresentou uma tendência à caracterização de superfícies elasto-plástica.

Para os casos onde não foram verificadas correlações lineares, não significa que não haja outros tipos de correlações, no entanto, essas correlações tendem a um grau de complexidade cuja investigação foge do escopo deste trabalho.

7.4.6 Modelo de Mecholsky versus Correlação direta

Ao comparar os resultados obtidos pelo modelo de Mecholsky (Tópico 7.4.5) e pela correlação direta da média dos valores fractais (Tópico 7.4.4), observou-se que não houve mudança no grau de correlação entre ambas as análises, indiferente da componente fractal. Isso permite afirmar que o modelo obtido pela correlação direta é mais simples, e tão eficaz quanto o adotado por Mecholsky.

Contudo, para materiais transitando entre o regime linear elástico e o regime elasto-plástico, recomenda-se utilizar a componente fractal que caracteriza em macro escala, D_T , para o estudo da superfície de fratura, visto que o grau de correlação obtido com o valor fractal utilizado por Mecholsky (D_f) é inferior.

De todo modo, neste trabalho sugere-se adotar o modelo matemático mais simples (Tópico 7.4.4) para caracterizar a relação entre K_C e D_T do aço 15-5PH e possivelmente de outros materiais cujo comportamento transita entre o regime linear elástico e o regime elasto-plástico. De forma genérica o modelo é descrito como:

$$K_C = C_1 + C_2 \cdot D_T \quad (16)$$

onde C_1 e C_2 correspondem a duas constantes do material determinadas experimentalmente e com unidades dada em $MPa\sqrt{m}$.

8 CONCLUSÃO

Tenacidade à fratura (K_C): como esperado os valores críticos de tenacidade (K_C) não puderam ser validados para K_{IC} , pois as espessuras dos corpos de provas (cdps) foram inferiores à estabelecida pela norma, para garantir maior deformação plástica. Para o aço 15-5PH o valor de K_C caiu significativamente em função da redução da temperatura, apresentando uma mudança nos mecanismos de fratura, de dúctil para frágil. Já para a liga de alumínio AA 7475 a redução da espessura entre os corpos de prova não foi suficiente para induzir alterações significativas nos valores de K_C , pois, a distribuição uniforme dos precipitados suavizou a mudança no estado triaxial de tensões imposta pela redução da espessura.

Relação entre a tenacidade (K_C) e a largura da zona de estiramento (LZE): no caso do aço 15-5PH, houve uma forte correlação entre os valores de K_C e a LZE média. Contudo, essa correlação não se mostrou significativa ao analisar separadamente as amostras que apresentaram comportamento dúctil na fratura. Com relação à liga AA 7475, a correlação entre K_C e a LZE média não foi significativa, visto a baixa dispersão dos valores mensurados. De modo geral, essa análise é mais sensível quando se tem maior variação no modo de fratura entre as amostras, de frágil para dúctil, e pouco sensível entre amostras com comportamento exclusivamente dúctil, visto que nesse regime tanto a definição da zona de estiramento como a mensuração do valor de K_C são imprecisos.

Técnica de reconstrução por extensão de foco: por meio desta técnica obtiveram-se dois tipos de imagens, a da superfície e seu respectivo mapa de elevação. As imagens de superfícies reconstruídas apresentaram menor nível de detalhes quando comparadas com as imagens adquiridas por microscopia eletrônica de varredura e em microscópio confocal por varredura a laser, mas, no entanto, apresentaram boa qualidade para a seleção da zona de estiramento, fato que foi comprovado por se estabelecer correlação robusta e significativa entre a LZE média e os valores de K_C para o aço 15-5PH, como é proposto teoricamente. Já os mapas de elevação, utilizados para o cálculo das

dimensões fractais, também apresentaram qualidade satisfatória. Desta forma, pode-se dizer que o uso desta técnica, em relação às outras, é confiável e só faz uso de um microscópio óptico, que, entre outras técnicas de microscopia, apresenta baixo custo e grande popularidade.

Correlação entre a LZE e as dimensões fractais (D_S , D_T , D_f): para o aço 15-5-PH as correlações obtidas foram fracas e significantes, atingindo um melhor índice de correlação entre a LZE e D_T , dimensão textural, que corresponde à componente fractal que caracteriza a topografia em macro-escala. Já as correlações obtidas para a liga AA 7475 foram ínfimas e sem significância. Desta forma, as correlações entre a LZE e as dimensões fractais não atingiram níveis satisfatórios tanto para o aço 15-5PH quanto para a liga AA 7475.

Correlação entre o avanço da trinca e as dimensões fractais (D_S , D_T , D_f): nesta análise não houve correlação linear significativa para nenhum dos materiais, mostrando que as dimensões fractais (D_S , D_T e D_f) não apresentam um comportamento linear em relação ao avanço da trinca. Contudo, observou-se uma substancial variação dos valores de dimensão fractal ao longo do sentido de propagação da trinca, o que permite imaginar novos tipos de correlações entre as dimensões fractais e as características microestruturais locais.

Correlação entre KC e as dimensões fractais (D_S , D_T , D_f): Para materiais com comportamento transitando entre o regime linear elástico e o regime elasto-plástico e com mudanças nos mecanismos de fratura, como visto no aço 15-5PH, obtêm-se melhores resultados correlacionando as propriedades mecânicas com a dimensão textural, D_T , que permite descrever processos físicos relacionados à macro-textura da superfície, como a rugosidade. Já para materiais que apresentem apenas mecanismos de ruptura dúctil, como o caso da liga AA 7475, a dimensão estrutural, D_S , que trabalha com maiores ampliações, apresentou uma leve vantagem em relação a D_T e D_f nas correlações com as propriedades mecânicas do alumínio, contudo sem atingir níveis satisfatórios. Apesar de apresentar níveis de correlação linear satisfatórios, nada

se pode afirmar sobre outros tipos de correlações para fraturas no regime elasto-plástico.

Modelo de Mecholsky: conseguiu-se estender a aplicabilidade do modelo de Mecholsky, que visa materiais frágeis, para materiais transitando entre o regime linear elástico e o regime elasto-plástico, como o aço 15-5PH. Ao contrario de Mecholsky que utilizou valores monofractais, D_f , para correlacionar com valores de tenacidade, neste trabalho atingiu-se melhores níveis de correlação utilizando a dimensão textural, D_T . Contudo níveis de correlação ligeiramente superiores foram obtidos por meio de uma correlação direta entre K_C e os valores de dimensão fractal (D_S , D_T e D_f), mostrando maior simplicidade e a mesma qualidade. Já para fraturas com predominância do micromecanismo de ruptura dúctil, como no caso da liga AA 7475, não foi possível estabelecer relações válidas por meio do modelo de Mecholsky, nem por meio da correlação direta.

REFERÊNCIAS

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 2.ed. CRC Press, 1995. 688p.

AK STEEL. **AK Steel 15-5PH stainless steel data sheet**. 1999. 2p. Disponível em: <http://www.aksteel.com/pdf/markets_products/stainless/precipitation/15-5_PH_Data_Sheet.pdf> Último acesso em: 27 jun. 2010.

ASHBY, M. F.; JONES, D.R.H. **Engineering Materials 1: an introduction to their properties e applications**. 2.ed. Great Britain: Butterworth-Heinemann, 1996. 306p.

ASTM International, **ASTM E 399 (2008)**: Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

ASTM International, **ASTM E 1290 (2008)**: Standard test method for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement. West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

ASTM International, **ASTM E 1820 (2008)**: Standard test method for measurement of fracture toughness. West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

ALCOA. Alloy 7475 plate and sheet: highest toughness and strength. 2010. 5p. Disponível em: <http://www.alcoa.com/mill_products/catalog/pdf/alloy7475techplatesheet.pdf> Último acesso em: 27 jun. 2010.

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

BAJGUIRANI, H. R. H. The effect of ageing upon the microstructure and mechanical properties of type 15-5 PH stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 338, p. 142-159, 2002.

BALANKIN, A.S. Models of self-affine cracks in brittle and ductile materials. **Philosophical Magazine Letters**, v. 74, p. 415-422, 1996.

BANSAL, S. et. al. Stretched zone width and blunting line equation for determination of initiation fracture toughness in low carbon highly ductile steels. **International Journal of Fracture**, v. 159, p. 43-50, 2009.

BARAN, G. R. et. al. Fractal characteristics of fracture surfaces. **Journal of American Ceramic Society**, v. 75, p. 2687-2691, 1992.

BASSIM, M. N.; MATTHEWS, J. R.; HYATT, C. V. Evaluation of fracture toughness of HSLA80 steel at high loading rates using stretch zone measurements. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 43, p. 297-303, 1992.

BASSIM, M. N. Use of the stretch zone for the characterization of ductile fracture. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 54, p. 109-113, 1994.

BRESCIANI F., ETTORE. Seleção de Materiais Metálicos. Campinas: Editora Unicamp, 1986. 326p.

BROOKS, C. R.; CHOUDHURY, A. Metallurgical failure analysis. 1.ed. New York: McGraw-Hill, 1993. 409p.

CALLISTER JR, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. Rio de Janeiro: LTC, 2006. 702p.

CAMPOS, K. A.; YOSHINO, C.; HEIN, L. R. O. Fractal behavior throughout stretch zone of 15-5PH steel under elastic-plastic loading conditions. **Materials Science and Engineering A**, v. 525, p. 37–41, 2009.

CARPINTERI, A.; CHIAIA, B.; CORNETTi, P. On the mechanics of quasi-brittle materials with a fractal microstructure. *Engineering Fracture Mechanics*. v. 70, p. 2321-2349, 2003.

CHAPPARD, D. et. al. Texture analysis of X-ray radiographs is a more reliable descriptor fo bone loss than mineral content in a rat model of localized disuse induced by the clostridium botulinum toxin. **Bone**, v. 28, p. 72-79, 2001.

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

CHHABRA, A.; JENSEN, R.V. Direct Determination of the $f(\alpha)$ Singularity spectrum. **Physical Rewiew Letters**. v. 62, p. 1327-1330, 1989.

CHARKALUK, E.; BIGERELLE, M.; IOST, A. Fractal and fracture. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 6, 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, p. 2452-2465, 2003.

COSTA NETO, P.L.O. *Estatística*, 2.ed. São Paulo: Editora Blücher, 2002. 266p.

DAS, S. K. et. al. The effect of variation of microstructure on fracture mechanics parameters of HSLA-100 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 431, p. 68–79, 2006.

DAS, A.; TARAFDER, S. Geometry of dimples and its correlation with mechanical properties in austenitic stainless steel. **Scripta Materialia**, v. 59, p. 1014–1017, 2008.

DRAR, H. Dynamic initiation toughness and stretch zone. **Journal of Materials Science Letters**, v. 14, p. 88-90, 1995.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. EUA: Prentice-Hall International, 1993. 773p.

EBRAHIMI, F.; SEO, H. K. DUCTILE CRACK INITIATION IN STEELS. **Acta Materialia**, v. 44, p. 831-843, 1996.

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

FALESKOG, J. Effects of local constraint along three-dimensional crack fronts – a numerical and experimental investigation. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 43, p. 447-465, 1995.

FANTINATO, P. C. **Segmentação de voz baseada na análise fractal e na transformada de wavelet**. 2008. 123f. Dissertação (Mestrado em Ciência na Área de Física Aplicada) – Instituto de Física de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2008.

FORSTER, B. et. al. Complex wavelets for extended depth-of-field: a new method for the fusion of multichannel microscopy images. **Microscopy Research and Technique**, v. 65, p. 33-42, 2004.

GOLDSMITH, N. T. Deep focus: a digital image processing technique to produce improved focal depth in light microscopy. **Image Anal Estereol**, v. 19, p. 163-167, 2000.

GUIMARÃES, V. A. **Determinação da temperatura de referência T₀ da curva mestre na região de transição dúctil-frágil de aços ARBL.** 2006. 202f. Tese (Livre docência em Propriedades Mecânicas dos Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

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.

HEIN, L. R. O.; AMMANN, J. J.; NAZAR, A. M. M. Boundary Identification Criteria and Geometry Analysis of Al 7050 Stretch Zone from Elevation Profiles. *Materials Characterization*, v. 43, p. 21-26, 1999. Hein (1999),

HILL T.J., DELLA BONA A., MECHOLSKY Jr., J.J. Establishing a protocol for measurements of fractal dimensions in brittle materials. *Journal of Materials Science*, v. 36, p. 2651-2657, 2001.

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

HOROVISTIZ, A.L.; HEIN, L.R.O. Fractal analysis along stretch zone for na aluminum alloy. *Materials Letters*, v. 59, p. 790-794, 2005.

HOROVISTIZ, A. L. et. al. Fractal characterization of brittle fracture in ceramics under mode I stress loading. *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, p. 4847-4850, 2010.

HULL, D. **Fractography: Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography**, Cambridge University Press, 1999. 366p.

HYATT, C. V.; MATTHEWS, J. R. Variation of stretch zone width with J, loading rate, temperature and pre-crack depth. **International Journal of Fracture**, v. 66, p. 19-32, 1994.

JANSSEN M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R. J. H. **Fracture Mechanics**. 2.ed. EUA: VSSD Press, 2006. 365p.

KAFRI, M. A.; ADHAMI, F. Hot deformation of 15-5 PH stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, p. 527, p. 1052–1057, 2010.

KAYE, B. H. Specification of the ruggedness and/or texture of a fine particle profile by its fractal dimension. **Powder Technology**, v. 21, p. 1-16, 1978.

KAYE, B.H. Multifractal Description of a Rugged Fineparticle Profile. **Particle Characterization**, v. 1, p. 14-21, 1984.

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

KHEZRADEH, H.; MOFID, M. Tensile fracture behavior of heterogeneous materials based on fractal geometry. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 46, p. 46–56, 2006.

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

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

MANDELROT, B. **The Fractal Geometry of Nature**. Freeman (Eds), 1983. 468pp.

MECHOLSKY Jr., J.J. Estimating theoretical strength of brittle materials using fractal geometry. **Materials Letters**, v. 60, p. 2485-2488, 2006.

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

MILMAN, V.Y.; STELMASHENKO, N.A.; BLUMENFELD, R. Fracture surfaces: A critical review of fractal studies and a novel morphological analysis of scanning tunneling microscopy measurements. **Progress in Materials Science**, v. 38, p. 425-474, 1994.

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.

PEZZOTTI, G.; SAKAI, M.; OKAMOTO, Y.; NISHIDA, T. Fractal character of fracture surfaces and boundary values of toughness in a simple ceramic-ceramic system. **Materials Science and Engineering A**, v. 197, p. 109 112, 1995.

PLUVINAGE, G.; LANVIN, A. Stretch zone geometrical measurement, a particular way to measure fracture toughness. **Fatigue e Fracture of Engineering Materials e Structures**, v. 16, p. 955-972, 1993.

QIU, H., LAM, N., QUATTOCHI, D., GAMON, J., 1999. Fractal characterization of hyperspectral imagery. **Photogrammetric Engineering and Remote Sensing**, v. 65, p. 63-71, 1999.

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

RIZAL, S.; HOMMA, H.; KISHIDA, E. Experimental approach to dimple fracture mechanisms under short pulse loading. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 69, p 1377-1390, 2002.

RODRIGUEZ-ITURBE, I., RINALDO, A.. **Fractal River Basins: Chance and Self-Organization**. Cambridge. NY. 1997

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

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

SAXENA, S.; RAMAKRISHNAN, N.; DUTTA, B.K. Determination of stretch zone width using fem. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 76, p. 911-920, 2009.

SIVAPRASAD, S et. al. Effect of prestrain on stretch zone formation during ductile fracture of Cu-strengthened high-strength low-alloy steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33A, p.3731-3740, 2002.

SMITH, J.; BASSIM, M. N.; LIU, C. D. Effects of fatigue precracking on stretch zone formation. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 52, p. 401-408, 1995.

SOILLE, P, RIVEST, J. On the validity of fractal dimension measurements in image analysis. **Journal of Visual Communication and Image Representation**, v. 7, p. 217-229, 1996.

SREENIVASANS, P. R. et. al. Measurement of stretch zone height and its relationship to crack tip opening displacement and initiation J-value in an AISI 316 stainless steel. **Fatigue e Fracture of Engineering Materials e Structures**, v. 19, p. 855-868, 1996.

STACK, S.; CYBO, J. Multifractal description of fracture morphology: theoretical basis. **Material Characterization**. v. 51, p. 79– 86, 2003.

STACK, S.; CYBO, J.; CHMIELA, J. Fracture surface – fractal or multifractal?. **Material Characterization**. v. 26, p. 163– 167, 2001.

TARPANI, J. R.; BOSE, W. W.; SPINELLI, D. Backscattered electron microscopy technique enhancing stretch zone width imaging for initiation fracture toughness measurements. **Materials Characterization**, v. 51, p. 159-170, 2003.

TEIXEIRA F., F. **A utilização de fluido de corte no fresamento do aço inoxidável 15-5PH**. 2006. 206f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

TORRICO, I. F. A. **Tenacidade a fratura em condições elasto-plásticas com corpos de prova não normalizados para aço API 5L: análise numérica e experimental**. 2006, 160f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

TSAI, T. C.; CHUANG, T. H. Atmospheric Stress Corrosion Cracking of a Superplastic 7475 Aluminum Alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27A, p. 2617-2627, 1996.

VENKATESH, B., CHEN, D.L., BHOLE, S.D. Three-dimensional fractal analysis of fracture surfaces in a titanium alloy for biomedical applications. **Scripta Materialia**, v. 59, p. 391-394, 2008.

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

WEST, J.K.; MECHOLSKY Jr., J.J.; HENCH, L. The application of fractal and quantum geometry to brittle fracture. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 260, p. 99-108, 1999.

WIENCEK, K., CZARSKI, A., SKOWRONEK, T. Fractal characterization of fractured surfaces of a steel containing dispersed Fe₃C carbide phase. **Materials Characterization**, v. 46, p. 235-238, 2001.

WOUTERS, O.; HOSSON, J. TH. M. Lead induced intergranular fracture in aluminum alloy AA6262. **Materials Science and Engineering A**, v.361, p. 331-337, 2003.

XIA, Y. et. al. Multifractal signature estimation for textured image segmentation. **Pattern Recognition Letters**, v. 31, p. 163-169, 2010.

XIE H., Wang J., Stein E. Direct fractal measurement and multifractal properties of fracture surfaces. **Physics Letters A**, v. 242, p. 41-50, 1998.

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

ZHANG, J. X.; SHI, Y. W. The effect of welding mechanical heterogeneity on fracture toughness feature of base metal. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 72, p. 199-202, 1997.

ZHENG, M.; LAUSCHKE, U.; KUNA, M. A damage mechanics based approach for fracture of metallic components. **Computational Materials Science**, v. 19, p. 170-178, 2000.

ANEXO A – Análise estatística empregada nos resultados

Neste tópico serão apresentadas as análises estatísticas utilizadas na interpretação dos resultados obtidos (Tópico 7). As análises utilizadas foram:

- **Desvio Padrão e Coeficiente de Correlação;**

O desvio padrão e o coeficiente de correlação são medidas de dispersão, que caracterizam o quanto um conjunto de dados está disperso em relação à região central, ou seja, caracterizam o grau de variação existente no conjunto de valores.

O desvio padrão é a medida de dispersão mais usada, dada pela seguinte equação:

$$S_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (17)$$

onde x é a uma variável aleatória. Contudo a interpretação dos valores de desvio padrão, se é alto ou baixo, depende da ordem de grandeza da variável. Uma maneira de expressar a variabilidade dos dados, eliminando a influência da ordem de grandeza, é por meio do coeficiente de variação, CV, que é dado por:

$$CV = 100 \cdot \frac{S_x}{\bar{x}} \quad (18)$$

onde S é o desvio padrão e \bar{x} a média do conjunto amostrado. Quanto menor for o CV mais homogêneo será o conjunto (COSTA NETO, 2002).

- **Coefficiente de Correlação de Pearson e teste de t de Student;**

O coeficiente de correlação de Pearson, R, mede o grau de correlação linear entre duas variáveis e é dado por:

$$R = \frac{cov(x, y)}{S_x S_y} \quad (19)$$

onde S_x e S_y são os desvios-padrão das variáveis X e Y e a função $cov(x, y)$ é dado por:

$$cov(x, y) = S_{xy} = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{n - 1} \quad (20)$$

A correlação pode ser positiva, quando há a tendência de uma variável aumentar com o aumento da outra, ou negativa, quando a variável tende a diminuir com a redução da outra. Ou nula, quando as variáveis são independentes umas das outras.

O coeficiente de correlação linear (R) pode assumir valores entre 1 e -1, e quanto mais próximos destes extremos mais forte será a correlação. Já quanto mais próximo R for de zero mais fraca será a correlação. Na Tabela 30 é apresentada a classificação do coeficiente de correlação (COSTA NETO, 2002).

Tabela 30 – Classificação do coeficiente de correlação (R)

Coefficiente de correlação (R)	Grau de correlação
R = 1	Perfeita e positiva
$0,75 \leq R < 1$	Forte e positiva
$0,5 \leq R < 0,75$	Moderada e positiva
$0 < R < 0,5$	Fraca e positiva
R = 0	Nula
$-0,5 < R < 0$	Fraca e negativa
$-0,75 < R \leq -0,5$	Moderada e negativa
$-1 < R \leq -0,75$	Forte e negativa
R = -1	Perfeita e negativa

Após a obtenção do coeficiente de correlação (R) foi realizado o teste de t de Student, que combina o valor de R com o tamanho da amostra, para avaliar a significância da correlação.

O teste de t de Student foi realizado com n-2 graus de liberdade e um nível de significância de 90%, utilizando a equação:

$$t_{cal} = R \sqrt{\frac{n-2}{1-R^2}} \quad (21)$$

onde n é o tamanho da amostra. Para as análises onde o módulo t_{cal} for inferior ao $t_{teorico}$ é considerado que o número amostrado não foi suficiente para descrever a correlação linear.

ANEXO B – Sugestões para trabalhos futuros

- Estudar a relação entre mecanismos de fratura e Dimensão Fractal;
- Avaliar novas correlações entre K_C e dimensão fractal para materiais com maior grau de ductilidade.