


unesp  **UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

KAMILA AMATO DE CAMPOS

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE SUPERFÍCIES
DE FRATURA POR FRACTAIS MISTOS EM MATERIAIS
DE DIFERENTES CLASSES**

Guaratinguetá
2014

KAMILA AMATO DE CAMPOS

AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE SUPERFÍCIES DE
FRATURA POR FRACTAIS MISTOS EM MATERIAIS DE
DIFERENTES CLASSES

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

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

Guaratinguetá
2014

C198a Campos, Kamila Amato de
Avaliação do Comportamento de Superfícies de Fratura por Fractais Mistos em Materiais de Diferentes Classes/ Kamila Amato de Campos - Guaratinguetá, 2014
134 f. : il.
Bibliografia: f. 121-134

Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.
Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

1. Fractografia 2. Microscopia 3. Processamento de imagens – Técnicas digitais I. Título


CDU 620.184(043)

KAMILA AMATO DE CAMPOS

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cócchieri Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
Orientador/UNESP


Prof. Dr. EDSON CÔCCHIERI BOTELHO
UNESP/FEG


Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRANDINI
UNESP/FEG


Prof. Dr. MIRIAN DE LOURDES NORONHA
MOTTA MELO
UNIFEI


Prof. Dr. MIGUEL JUSTINO RIBEIRO BARBOZA
USP/REL

Junho de 2014

DADOS CURRICULARES

KAMILA AMATO DE CAMPOS

NASCIMENTO	03.05.1977 – GUARATINGUETÁ / SP
FILIAÇÃO	Osmar Galvão de Campos Verônica Macedo Amato
1997/2001	Curso de Graduação em Engenharia de Produção Mecânica, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2008/2010	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2010/2014	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a *Deus* pela minha vida e por ter me dado tanta Força, Saúde e Inspiração para a realização deste trabalho;

ao meu orientador, *Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein*, por sua amizade, por ter acreditado em meu potencial, me incentivado nos momentos críticos, sempre confiando em minhas decisões;

à minha mãe, *Verônica*, por todo seu amor e dedicação;

à minha irmã, *Karina*, pela presença sempre constante e apoio incondicional;

ao meu amado *marido, Peterson*, que compartilhou todos os momentos sempre ao meu lado, entendendo minha dedicação a este projeto e sempre me apoiando;

aos meus amigos da *Fatec – Guaratinguetá*, em especial à *Deborah Orsi*, que soube respeitar meus tempos disponíveis;

aos alunos de graduação *Juliana Augusto, Camila Prado, Sílvia Shibata e Alexandre Marion*, que contribuíram para a realização deste trabalho, nos ensaios mecânicos, nas preparação de amostras e aquisição dos dados;

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

aos *funcionários* da Secretaria da Pós-Graduação e da Biblioteca da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá;

à *FAPESP*, pelo apoio financeiro, no período de 01/08/2010 a 24/03/2011, através do processo nº 2010/08330-1;

à *CAPES*, pelo apoio financeiro, no período de 01/08/2011 a 01/08/2014.

enfim, à todos aqueles que de alguma maneira contribuíram para o sucesso deste trabalho.

CAMPOS, K.A. **Avaliação do comportamento de superfícies de fratura por fractais mistos em materiais de diferentes classes**. 2014. 134 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

RESUMO

A fractografia quantitativa é considerada uma importante ferramenta de investigação de falhas em materiais, pois proporciona uma série de informações relevantes a partir das superfícies de fratura, considerando as características microestruturais e os mecanismos de falha que governam a fratura do material. Por meio da análise quantitativa, buscaram-se processos investigativos dinamizados e resultados mais precisos. Muitos autores têm proposto o uso de fractais na análise quantitativa de falhas estruturais. Dentro deste contexto, a superfície de fratura seria um fractal misto ou multifractal, porque a formação de sua topografia depende de variações microestruturais e do campo de tensões atuantes na ponta da trinca. Sendo assim, o objetivo principal deste trabalho é avaliar as relações entre tenacidade à fratura (modos I e II) e o comportamento fractal de materiais de diversas classes, avaliando a associação entre a ação de micromecanismos de fratura e a formação do relevo das superfícies de fratura. Os materiais utilizados foram compósito carbono/epóxi, resina fenol-formaldeído, titânia e aço 15-5PH, que foram ensaiados em diferentes modos de carregamento (ensaio DCB, ENF, SCB e K_C) e em diferentes condições. A aquisição das imagens das superfícies de fratura foi feita com o uso de um microscópio óptico de reflexão e as topografias obtidas pelo método de reconstrução por extensão de foco. A dimensão fractal foi calculada usando-se o método *box-counting*, sendo, posteriormente, classificada como dimensão textural (D_t), que descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície, e dimensão estrutural (D_s), onde as características estruturais do material se emergem. Os resultados demonstraram que quando comparados os valores de tenacidade à fratura, nos modos I ou II de carregamento, com as dimensões fractais, observou-se que somente D_t apresentou uma correlação classificada como moderada, no caso do material compósito e do aço 15-5PH. A dimensão textural também foi sensível à diferenciação dos ensaios DCB e ENF, para o material compósito, e no caso do aço 15-5PH, percebeu a mudança entre os ensaios realizados à 23°C e -150°C, demonstrando coerência, já que nestas duas situações o relevo da fratura apresentou grande diferença. Já D_s foi sensível às mudanças da direção da fibra (0° e 90°), no

caso do compósito, e também no caso do aço 15-5PH, quando analisadas áreas das regiões centrais dos corpos de prova, em estado de deformação plana, diferenciando os micromecanismos, *dimples* na temperatura de 23°C e clivagem na temperatura de -150°C. É evidente que tanto a microestrutura restringirá o macro-relevo quanto padrões de carregamento terão influência sobre os micromecanismos que definem o micro-relevo de superfícies de fratura, mas a principal conclusão deste trabalho é que estas influências são percebidas com intensidades diferentes de acordo com a escala de investigação.

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

CAMPOS, K.A. **Assessment of the behavior of fracture surfaces by fractals mixed in different classes of materials**. 2014. 134 f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

ABSTRACT

Quantitative fractography is considered an important tool for investigating flaws in materials; it provides a lot of relevant information from the fracture surfaces, considering the microstructural characteristics and failure mechanisms that govern the fracture of the material. Through quantitative analysis, investigative processes can be more accurate, with justified conclusions. Many authors have proposed the use of fractals in quantitative analysis of structural failures. Within this context, the fracture surface would be a mixed fractal or multifractal, because the formation of its topography depends on microstructural variations and the field stresses acting at the crack tip. Thus, the main objective of this work is to evaluate the relationship between fracture toughness (mode I and II) and fractal behavior of various classes of materials, evaluating the association between the action of fracture micromechanisms and the relief formation of fracture surfaces. The materials used were carbon/epoxy composite, phenol formaldehyde resin, titania and 15-5PH steel, which were tested in different loading modes (test DCB, ENF, SCB and K_C) and in different conditions. The acquisition of images of the fracture surfaces was performed using an optical microscope and reflection topographies obtained by extended depth from focus reconstruction method. The fractal dimension was calculated using the box-counting method, and subsequently classified as textural dimension (D_t), which describes a physical process which controls surface roughness, and structural dimension (D_s), where the structural characteristics of material to emerge. The results showed that when comparing the values of fracture toughness in the modes I or II of loading, with fractal dimensions, it was observed that only D_t presented a correlation, classified as moderate in the case of composite material and steel 15-5PH. The texture size is also sensitive to differentiation of DCB and ENF test for the composite material for steel and 15-5PH, noticed the change between tests performed at 23° C and -150° C, demonstrating consistency, since for these two situations the fracture reliefs showed big differences. D_s was already sensitive to changes in the fiber direction (0° and 90°)

in the case of the composite, and also for case of steel 15-5PH, when analyzed areas of the central regions of the specimens in a state of plane strain, differentiating micromechanics, the dimples at 23°C and the cleavage at the temperature of -150°C. It is evident that the microstructure will restrict the macro-relief as loading patterns will influence the micromechanics of defining the micro-relief of the fracture surfaces, but the main conclusion of this study is that these influences are perceived with different intensities according to the scale of investigation.

KEYWORDS: Quantitative Fractography. Fractal. Light Microscopy. Digital Image Processing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Modos de carregamento da trinca (MASTERS, 1987)	21
Figura 2 – Tensões aplicadas no compósito: (a) tensão de tração axial; (b) tensão de tração transversal; e (c) tensão de cisalhamento (HULL, 1996)	23
Figura 3 – Visão macro e microscópica da superfície de fratura em compósitos: (a) falha por tração, marcas de rio na superfície da fratura; (b) falha por cisalhamento, cristas de galo na superfície da fratura (SMITH, 1987)	24
Figura 4 – Progressão da seqüência de uma frente de delaminação em um laminado de tecido plano (GREENHALGH, 2009)	25
Figura 5 – Fratura em material polimérico (MOET, 2002)	26
Figura 6 – Amostra de poliestireno com escoamento das bandas de cisalhamento (MOET, 2002)	27
Figura 7 – Aspectos de fratura: espelho, névoa e crista de galo (HULL, 1999)	28
Figura 8 – Propagação da trinca em polímero: (a) regiões espelhada e névoa; (b) crista de galo (MOET, 2002)	28
Figura 9 – Superfície de fratura de uma cerâmica (alumina) – presença dos modos de fratura transgranular e intergranular (VARNER, 2002)	29
Figura 10 – Região espelhada em um material cerâmico (adaptado de QUINN, 2007)	30
Figura 11 – Região rugosa presentes em fraturas de cerâmicas (QUINN, 2007)	30
Figura 12 – Fratura em material metálico: (a) frágil; (b) dúctil	31
Figura 13 – Fratura por clivagem – apresentando “marcas de rio” (BECKER; LAMPMAN, 2002)	32
Figura 14 – Fratura dúctil – “ <i>dimples</i> ” (DAS; TARAFDER, 2008)	33
Figura 15 – Fratura intergranular (LAMPMAN, 2002)	33
Figura 16 – Fratura por quase clivagem (BECKER; LAMPMAN, 2002)	34
Figura 17 – Fratura por fadiga (LUND; SHEYBANY, 2002)	35
Figura 18 – Curva de Koch (adaptada de CROSS, 1994)	36
Figura 19 – Padrão Sierpinski (PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004)	37
Figura 20 – Alguns exemplos dos Cenários de Julia	38
Figura 21 – Exemplo da samambaia – comportamento autoafim	39
Figura 22 – Transformação do círculo no Floco de Neve de Koch	40

Figura 23 – Dimensão euclidiana versus Dimensão fractal (SIQUEIRA, 2013)	40
Figura 24 – Estruturas autossimilares	41
Figura 25 – Determinação dos parâmetros para cálculo da dimensão fractal: (a) número de partes – a; (b) fator de redução – s	42
Figura 26 – Parâmetros para o cálculo da dimensão fractal para a Curva de Koch	43
Figura 27 – Diagrama de análise do método <i>Box-Counting</i>	44
Figura 28 – Cálculo gráfico da dimensão fractal (D)	45
Figura 29 – Modelo para determinação do <i>box size</i> e <i>box count</i> em imagens 3D	46
Figura 30 – Gráfico fractal misto – definição de D_s e D_t (adaptado de RUSS, 1994)	48
Figura 31 – Posicionamento das camadas de pré-impregnados na placa de compósito (CAMPOS, 2010)	50
Figura 32 – Reação de polimerização da baquelite (MANO, 1991)	51
Figura 33 – Corpo de prova para ensaio DCB	52
Figura 34 – (a) corpo-de-prova com os blocos fixados; (b) corpo-de-prova preso às garras da máquina de ensaio	53
Figura 35 – Ensaio DCB: (a) início do ensaio; (b) abertura da pré-trinca; e, (c) propagação da fratura	54
Figura 36 – Geometria do corpo de prova para ensaio ENF	56
Figura 37 – Ensaio ENF	57
Figura 38 – Ensaio SCB (<i>Semi-Circular Bend</i>) (AYATOLLAHI; ALIHA; HASSANI, 2006)	58
Figura 39 – Determinação dos fatores geométricos Y_I e Y_{II} (AYATOLLAHI; ALIHA, 2006)	59
Figura 40 – Corpo de prova polimérico em forma cilíndrica	59
Figura 41 – (a) Molde circular bipartido; e, (b) Corpos de prova de titânia prensados a verde	60
Figura 42 – Corpos de prova de titânia sinterizados	61
Figura 43 – Ensaio SCB para corpo de prova de titânia com $\beta = 0^\circ$	62
Figura 44 – Dimensões do corpo de prova do aço 15-5PH	63
Figura 45 – Microscópio óptico Zeiss AxioImager Z2m	64
Figura 46 – Pilha de imagens com movimento progressivo da objetiva	66
Figura 47 – Saída do método de reconstrução por extensão de foco: (a) imagem em foco; (b) mapa de elevação; e, (c) representação do relevo em 3-D	67

Figura 48 – Acerto no mapa de elevação: (a) mapa original; (b) histograma de (a); (c) mapa depois de dividido por dois; e, (d) novo histograma	68
Figura 49 – Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS15	69
Figura 50 – Cálculo da dimensão fractal com o uso do método <i>box-counting</i>	70
Figura 51 – (a) histograma; (b) gráfico com pontos descartados em preto	71
Figura 52 – Gráfico do método <i>box-counting</i> ajustado	72
Figura 53 – (a) gráfico do espalhamento dos pontos do método <i>box-counting</i> com o uso da derivada; (b) limite entre os pontos relacionados à D_t e D_s	73
Figura 54 – Gráfico do cálculo do D_s e D_t	74
Figura 55 – Tenacidade à fratura obtida no ensaio DCB para as condições natural (NAT), higrotérmica (HIGRO) e ultravioleta (UV)	77
Figura 56 – Comparação entre a dimensão fractal e as condições de ensaio DCB: (a) dimensão monofractal – D_f ; (b) dimensão textural – D_t ; (c) dimensão estrutural – D_s	78
Figura 57 – Tenacidade à fratura obtida no ensaio ENF para as condições natural (NAT), ultravioleta (UV) e ciclo térmico (CT)	79
Figura 58 – Comparação entre a dimensão fractal e as condições de ensaio ENF: (a) dimensão monofractal – D_f ; (b) dimensão textural – D_t ; (c) dimensão estrutural – D_s	80
Figura 59 – Tenacidade à fratura, GIC para o DCB e GIIC para o ENF	81
Figura 60 – Imagem do MEV: (a) e (c) DCB e (b) e (d) ENF, condições naturais	82
Figura 61 – Mapa de elevação das superfícies de fratura: (a) DCB e (b) ENF	83
Figura 62 – Comparação da tenacidade à fratura do compósito, modo I e II, com a dimensão fractal e a rugosidade: (a) D_f^* ; (b) D_t^* ; (c) D_s^* ; e, (d) R_a	84
Figura 63 – Comparação da rugosidade (R_a) com a dimensão fractal: (a) D_f^* ; (b) D_t^* ; e, (c) D_s^*	84
Figura 64 – Comparação entre os modos de fratura I e II (DCB e ENF) e as dimensões fractais (D_t^* e D_s^*) e a rugosidade (R_a)	85
Figura 65 – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal (D_t^* e D_s^*) e a rugosidade (R_a)	86
Figura 66 – Direção das fibras no compósito	87
Figura 67 – Comparação entre a direção da fibra no compósito (0° e 90°) e a dimensão fractal: (a) D_f^* ; (b) D_t^* ; e, (c) D_s^*	88

Figura 68 – Tenacidade à fratura do material polimérico obtida no ensaio SCB, em diferentes espessuras das amostras	89
Figura 69 – Imagens feitas no MEV da fratura do polímero: (a) espessura 2 mm e (b) espessura 5 mm	90
Figura 70 – Mapas de elevações das superfícies de fratura do material polimérico, com diferentes espessuras: (a) 2 mm, (b) 3 mm, (c) 4 mm e (d) 5 mm ...	91
Figura 71 – Comparação da tenacidade à fratura do polímero, com a dimensão fractal e rugosidade: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; (c) Ds^* ; e, (d) Ra	92
Figura 72 – Comparação da rugosidade (Ra) com a dimensão fractal para o polímero: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; e, (c) Ds^*	92
Figura 73 – Comparação entre as espessuras (2, 3, 4 e 5 mm) e as dimensões fractais e a rugosidade: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra	94
Figura 74 – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do material polimérico: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra	95
Figura 75 – Tenacidade à fratura do material cerâmico obtida no ensaio SCB	96
Figura 76 – Imagens feitas no MEV da fratura na cerâmica: (a) e (c) sem choque térmico com ampliação de 500x e 5000x, respectivamente; (b) e (d) com choque térmico com ampliação 500x e 5000x, respectivamente	97
Figura 77 – Mapas de elevações das superfícies de fratura da titânia: (a) natural e (b) com choque térmico	98
Figura 78 – Comparação da tenacidade à fratura da cerâmica, com a dimensão fractal e a rugosidade: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; (c) Ds^* ; e, (d) Ra	98
Figura 79 – Comparação da rugosidade (Ra) com a dimensão fractal para o material cerâmico: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; e, (c) Ds^*	99
Figura 80 – Comparação entre as condições, com e sem choque térmico, e as dimensões fractais e a rugosidade: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra	100
Figura 81 – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do material cerâmico: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra	101
Figura 82 – Tenacidade à fratura do material 15-5PH obtida no ensaio K_C	102
Figura 83 – Imagens macroscópicas da superfície de fratura do aço 15-5PH, nas diferentes condições de ensaio: (a) 23 °C, (b) -50 °C, (c) -100 °C e (d) -	

	150 °C	103
Figura 84 –	Corpos de prova do aço 15-5PH fraturados em ensaio KC em diferentes condições de ensaio	104
Figura 85 –	Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de 23oC: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana	105
Figura 86 –	Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -50oC: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana	105
Figura 87 –	Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -100oC: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana	106
Figura 88 –	Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -150oC: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana	107
Figura 89 –	Mapas de elevações das superfícies de fratura do material metálico, nas condições: (a) 23°C, (b) -50°C, (c) -100°C, (d) -150°C	108
Figura 90 –	Comparação da tenacidade à fratura do aço 15-5PH, com a dimensão fractal e a rugosidade: (a) Df*; (b) Dt*; (c) Ds*; e, (d) Ra	109
Figura 91 –	Comparação da rugosidade (Ra) com a dimensão fractal para o aço 15-5PH: (a) Df*; (b) Dt*; e, (c) Ds*	109
Figura 92 –	Comparação entre as condições de ensaio e as dimensões fractais e a rugosidade: (a) Dt*; (b) Ds*; e, (c) Ra	111
Figura 93 –	Comparação entre as condições extremas de ensaio (23°C e -150°C) e as dimensões fractais e a rugosidade: (a) Dt*; (b) Ds*; e, (c) Ra	112
Figura 94 –	Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do aço 15-5PH: (a) Dt*; (b) Ds*; e, (c) Ra	114
Figura 95 –	Representação da região analisada, no centro do corpo de prova, na zona de estiramento, com distância total de 8 mm	115
Figura 96 –	Comparação entre as condições extremas de ensaio (23°C e -150°C) e as dimensões fractais e a rugosidade, na região de deformação plana: (a) Dt*; (b) Ds*; e, (c) Ra	116

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 –	Relação número de partes e fator de redução para formas regulares (PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004)	42
Tabela 2 –	Classificação do coeficiente de correlação	75
Tabela 3 –	Dados estatísticos do ensaio DCB nas condições natural, higrotérmica e ultravioleta	77
Tabela 4 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação entre as condições de ensaio DCB	78
Tabela 5 –	Dados estatísticos do ensaio ENF nas condições natural, ultravioleta e ciclo térmico	79
Tabela 6 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação entre as condições de ensaio ENF	80
Tabela 7 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação DCB e ENF	86
Tabela 8 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação 0° e 90°	89
Tabela 9 –	Dados estatísticos do ensaio SCB (material polimérico), em diferentes espessuras das amostras	90
Tabela 10 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação entre as espessuras do polímero	95
Tabela 11 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação entre as condições da titânia, sem e com choque térmico	101
Tabela 12 –	Dados estatísticos do material 15-5PH obtidos no ensaio KC, para diferentes condições de temperatura	103
Tabela 13 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação entre as condições de temperatura do aço 15-5PH	113
Tabela 14 –	Resultado do <i>t-student</i> , calculado para a comparação entre as condições de temperatura do aço 15-5PH, na região de deformação plana	117

Lista de abreviaturas, siglas e símbolos

a	– número de partes (cálculo da dimensão fractal)
ASTM	– American Society for Testing and Materials
CT	– ciclo térmico e/ou choque térmico
D	– dimensão fractal
Df	– dimensão monofractal
Dt	– dimensão textural
Ds	– dimensão estrutural
DCB	– <i>Double Cantilever Beam</i>
ENF	– <i>End-Notched Flexure</i>
G_I	– tenacidade à fratura em modo I para o compósito
G_{II}	– tenacidade à fratura em modo II para o compósito
HIGRO	– higrotérmico
K_I	– tenacidade à fratura em modo I
MFLE	– Fratura Linear Elástica
NAT	– natural
Nr	– número de caixas
PAN	– poliacrilonitrila
PVal	– álcool polivinílico
r	– tamanho da aresta
Ra	– rugosidade média
R^2	– coeficiente de correlação
s	– fator de redução (cálculo da dimensão fractal)
SCB	– <i>Semi-Circular Bend</i>
$t_{teórico}$	– valor teórico do teste <i>t-student</i>
t_{calc}	– valor calculado do teste <i>t-student</i>
UV	– ultravioleta

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
2	MECANISMOS DE FRATURA	21
2.1	FRATURA EM MATERIAIS COMPÓSITOS	22
2.2	FRATURA EM MATERIAIS POLIMÉRICOS	25
2.3	FRATURA EM MATERIAIS CERÂMICOS	29
2.4	FRATURA EM MATERIAIS METÁLICOS	31
3	FRACTAL	36
3.1	DIMENSÃO FRACTAL	39
3.1.1	Método <i>Box-Counting</i>	44
3.2	FRACTAL MISTO	47
4	MATERIAIS E MÉTODOS	49
4.1	MATERIAIS	49
4.1.1	Compósito	49
4.1.2	Polímero	50
4.1.3	Cerâmica	51
4.1.4	Material Metálico	51
4.2	ENSAIOS MECÂNICOS	52
4.2.1	Ensaio DCB	52
4.2.2	Ensaio ENF	55
4.2.3	Ensaio SCB	57
4.2.4	Ensaio K_{IC}	62
4.3	MICROSCOPIA ÓPTICA	63
4.3.1	Aquisição de Imagens	64
4.3.2	Método de reconstrução por extensão de foco	65
4.3.3	Processamento das imagens	67
4.4	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	69
4.5	CÁLCULO DA DIMENSÃO FRACTAL	69
4.5.1	Cálculo do fractal misto	72
4.6	RUGOSIDADE	74
5	RESULTADOS	75
5.1	MATERIAL COMPÓSITO	76

5.1.1	Ensaio DCB	76
5.1.2	Ensaio ENF	79
5.1.3	Comparação entre DCB e ENF	81
5.1.4	Comparação da direção da fibra (0° e 90°)	87
5.2	MATERIAL POLIMÉRICO	89
5.3	MATERIAL CERÂMICO	96
5.4	MATERIAL METÁLICO	102
6	CONCLUSÕES	118
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	121

1 INTRODUÇÃO

As superfícies de fratura expressam uma sequência de eventos de liberação de energia, com a consequente propagação de trincas, mostrando a relação entre os componentes da estrutura, campos de tensões locais e a formação de texturas típicas em seu relevo (HULL, 1999).

A fractografia é uma ferramenta importante para o estudo de componentes fraturados, sendo que, no estudo da fractografia observa-se que há grande abordagem para a análise qualitativa, com descrição dos micromecanismos envolvidos na fratura dos materiais. Vários autores adotam este tipo de análise, podendo destacar Hull (1999) que descreve de maneira sistemática as relações entre as características de vários materiais e o caminho de propagação das trincas, e suas implicações sobre a tenacidade. Já a fractografia quantitativa é considerada uma importante ferramenta de investigação de falhas em componentes, pois proporciona uma série de informações relevantes, a partir das superfícies de fratura, considerando as características microestruturais e os mecanismos de falha que governam a fratura do material. Por meio da análise quantitativa, buscam-se processos investigativos dinamizados e resultados mais precisos.

Na fractografia quantitativa, as técnicas de microscopia empregadas têm grande importância na interpretação dos resultados. Cwajna e Roskosz (2001) e Cybo (2009) sugerem em seus estudos que para superfícies mais rugosas, típicas de fraturas em regime elasto-plástico ou plástico, é mais indicada a microscopia confocal ou a microscopia óptica. Na reconstrução de relevos por microscopia óptica convencional, o método mais difundido é o da reconstrução por extensão de foco, onde uma pilha de imagens, obtida com o posicionamento ordenado e sucessivo da objetiva para diferentes planos de foco, é processada para identificação das regiões com melhor índice de nitidez (HOROVISTIZ, et.al., 2003).

Muitos autores têm proposto o uso de fractais na análise quantitativa de falhas estruturais. Russ (1994), afirma que objetos reais não exibem um comportamento fractal sobre qualquer faixa de escala de comprimento, afirmando que fractais mistos não são autossimilares e sim autoafins. Dentro deste contexto, a superfície de fratura seria um fractal misto ou multifractal, porque a formação de sua topografia depende de variações microestruturais e do campo de tensões atuantes na ponta da trinca.

Este mesmo assunto foi pesquisado por Carpinteri e Pugno (2005), Campos, Yoshino e Hein (2009) e Caltabiano (2009), que constataram a relação entre valores locais de tenacidade

e o comportamento da dimensão fractal, concluindo que os valores fractais, ao invés de descrever propriedades mecânicas, revelam a evolução do processo termodinâmico de fratura.

Neste contexto, o presente trabalho tem como proposta o desenvolvimento de metodologias para análise quantitativa de fraturas que permitam avaliar a extensão da ação de micromecanismos de fratura. Para atender a esta proposta foram selecionados materiais em diferentes classes, com o intuito de se conseguir uma abrangência maior do estudo, já que cada classe apresenta características próprias, envolvendo materiais de comportamento linear-elástico e elasto-plástico.

As classes e materiais escolhidos foram: material metálico, o aço 15-5PH; material cerâmico, titânia; material polimérico, resina fenol-formaldeído; e, material compósito, carbono/epóxi, sendo que o critério adotado para o uso de cada material foi a disponibilidade dos mesmos, associado às suas diferentes naturezas.

Portanto, os objetivos deste trabalho são:

- a) avaliar as relações entre tenacidade à fratura (modos I e II) e o comportamento fractal dos diversos materiais;
- b) avaliar a associação entre a ação de micromecanismos de fratura e a formação do relevo das superfícies de fratura;
- c) implementação da rotina para análise de fractais mistos; e,
- d) descrever o comportamento de superfícies de fratura com base em fractais mistos.

1 MECANISMOS DE FRATURA

Como o foco deste trabalho é a análise de fraturas em diferentes materiais, é importante identificar os mecanismos de fratura atuantes em cada caso, para poder entender as causas que o levaram a falhar.

Cada tipo de material (compósito, polimérico, cerâmico e metálico) apresenta um comportamento diferenciado no momento da fratura. Sendo assim, o uso dos mecanismos de fratura auxiliam na identificação dos modos de carregamento, da intensidade das tensões atuantes e da direção de propagação da trinca.

Na mecânica da fratura linear elástica (MFLE), os campos de tensões na ponta da trinca podem ser divididos em três modos de carregamento que envolvem diferentes deslocamentos da superfície da trinca. A Figura 1 apresenta os modos de carregamento da trinca: modo I é o modo de abertura ou carregamento de tração, onde a carga é aplicada perpendicular à superfície da trinca; modo II ou modo de deslizamento ou cisalhamento no plano, as superfícies da trinca escorregam uma sobre a outra e a tensão é aplicada paralela ao plano da trinca; e, modo III ou modo de cisalhamento fora do plano, onde as superfícies da trinca se movem em direções opostas, paralelas à borda dianteira da trinca (CALLISTER, 2011; MEYERS; CHAWLA, 1982; MASTERS, 1987; O'BRIEN, 2001).

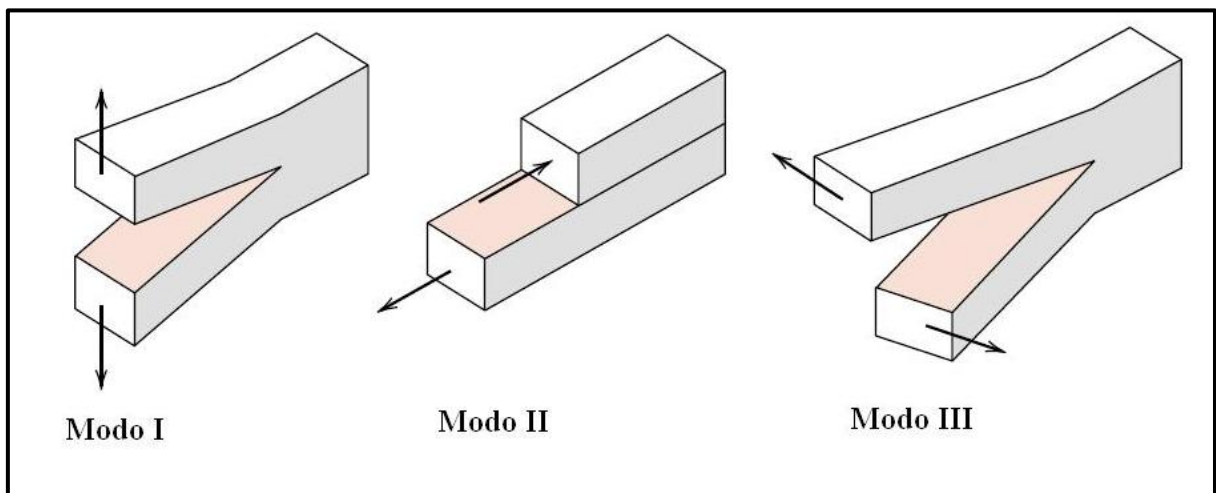


Figura 1 – Modos de carregamento da trinca (MASTERS, 1987).

Outro ponto importante e que deve ser salientado é que com base na deformação plástica presente no momento da fratura, esta pode ser caracterizada como dúctil, frágil ou mista (CALLISTER, 2011; SHACKELFORD; VIEIRA; CRUZ, 2008).

A fratura dúctil possui como característica uma deformação plástica significativa na vizinhança da propagação da trinca, apresentando alto consumo de energia antes que aconteça a falha. Este processo é lento e a trinca tende a se propagar de forma estável. Por outro lado, a propagação da trinca na fratura frágil acontece de forma instável, relativamente rápida, com baixo consumo de energia, apresentando pequena deformação plástica. Neste caso, a propagação da trinca, após atingir a tensão crítica, pode levar o material à ruptura (GERE, 2001; HULL, 1999).

2.1 FRATURA EM MATERIAIS COMPÓSITOS

Os compósitos constituem uma classe de materiais heterogêneos e multifásicos que podem ser, de forma simplificada, definidos como sendo formados pela combinação de dois ou mais materiais, que quando juntos apresentam propriedades superiores às que possuem individualmente. Nestes materiais o componente que recebe o nome de reforço tem a função de dar resistência ao compósito, enquanto que a matriz, componente contínuo, tem a função de sustentar o reforço e distribuir a carga recebida pelo material (HULL; CLYNE, 1996; GREENHALGH, 2009). Esta matriz pode ser polimérica, metálica ou cerâmica. As matrizes poliméricas são divididas em dois grupos principais: os polímeros termorrígidos e os termoplásticos.

As fibras de carbono possuem pelo menos 92% de átomos de carbono em sua composição, sendo manufaturadas pela pirólise controlada de precursores orgânicos na forma de fibras. Aproximadamente 90% dos materiais precursores utilizados na preparação das fibras são a poliácridonitrila (PAN), pois esta matéria-prima oferece a possibilidade de controle das reações físico-químicas envolvidas (BOTELHO, 2002). As propriedades das fibras de carbono dependem de sua estrutura e os principais aspectos estruturais são os graus de cristalinidade, o espaçamento entre as camadas, a textura e a orientação das camadas de carbono (CHUNG, 1994).

A fratura em um material compósito é caracterizada por trincas na matriz, quebra das fibras e delaminação. Este conjunto de causas pode ocorrer de maneira simultânea ou sequencialmente, tornando a análise da propagação da trinca no compósito complexa (CUNHA 2004; SLEIGHT, 1999).

A Figura 2 apresenta o comportamento da trinca em materiais compósitos quando submetidos a aplicações de cargas em diferentes modos ou direções. As tensões de tração

quando aplicadas paralelas às fibras geram uma fratura tanto da fibra como da matriz, na direção normal em relação à fibra, enquanto que, tanto sob tensões de tração transversal, como de cisalhamento, a fratura pode ocorrer somente no interior da matriz ou na interface fibra/matriz (GREENHALGH, 2009; HULL, 1996). Quando as tensões estão sendo aplicadas somente em um plano, estas falhas são classificadas como falhas no plano (*in-plane*).

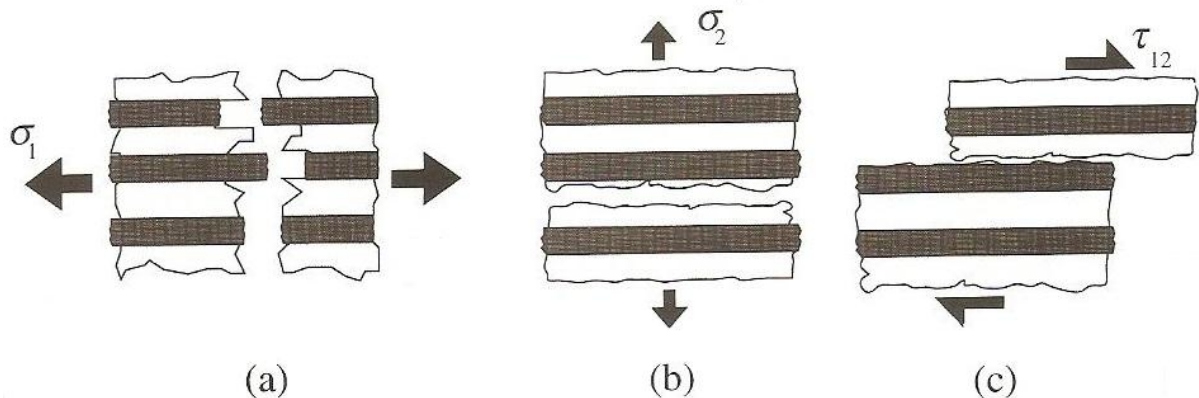


Figura 2 – Tensões aplicadas no compósito: (a) tensão de tração longitudinal; (b) tensão de tração transversal; e (c) tensão de cisalhamento (HULL, 1996).

As fraturas ocasionadas por tração transversal (modo I) apresentam falha na matriz, com o surgimento de áreas planas em sua superfície. Estas áreas apresentam marcas de rio como característica deste tipo de fratura, que correspondem a pequenos planos deslocados, sendo que, como a propagação da trinca continua, os planos deslocados se unem resultando na coalescência destas estruturas salientes (Figura 3a). A direção da coalescência destes planos pode ser usada para definir a direção de propagação da trinca (O'BRIEN, 2001; PURSLOW, 1986; SMITH, 1987).

Já a fratura causada por tensão de cisalhamento (modo II), apesar de também ser na matriz frágil do compósito, apresenta características diferentes quando comparadas ao modo I. Neste caso, em uma das superfícies separadas pela fratura observa-se a existência de cristas de galo ou cúspides, enquanto que na superfície oposta são encontradas áreas côncavas (Figura 3b). Outra característica é a presença de uma quantidade considerável de debris da matriz causadas por abrasão durante o deslizamento dos planos e pela existência de fibras rompidas (O'BRIEN, 2001; PURSLOW, 1986; SMITH, 1987).

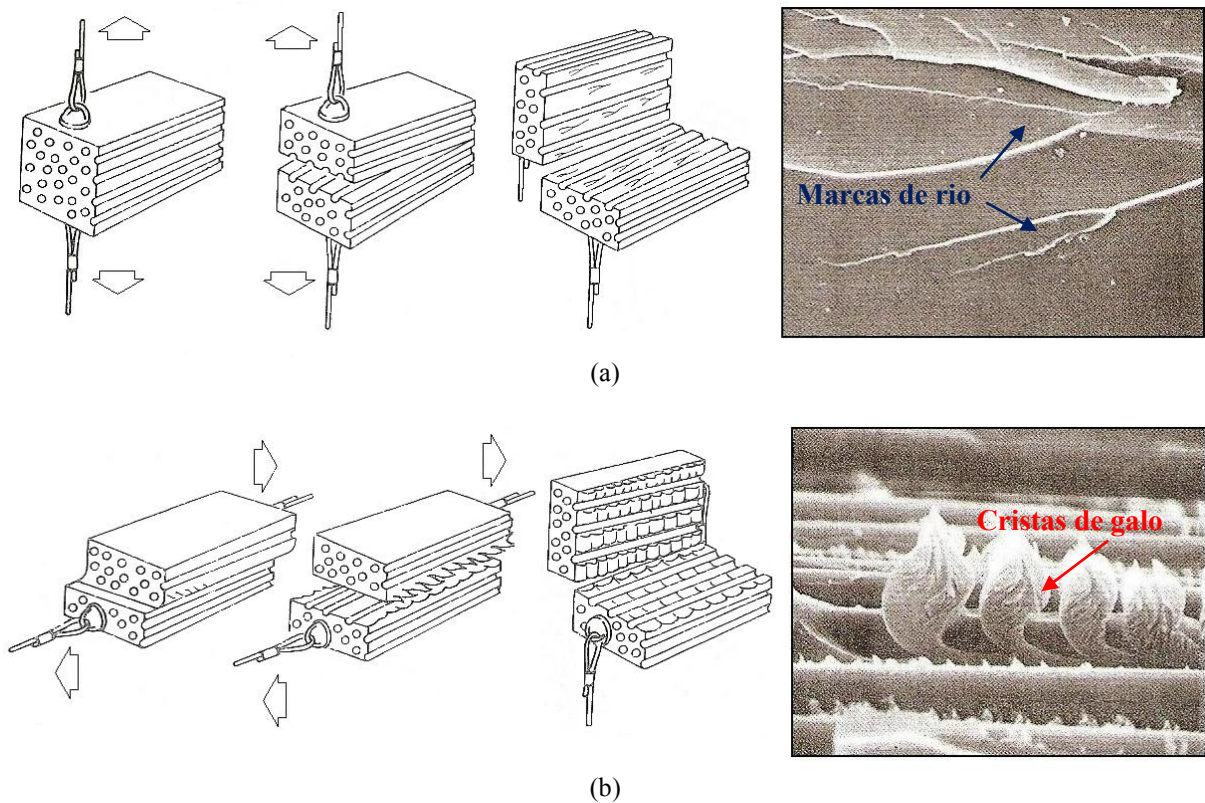


Figura 3 – Visão macro e microscópica da superfície de fratura em compósitos: (a) falha por tração, marcas de rio na superfície da fratura; (b) falha por cisalhamento, cristas de galo na superfície da fratura (SMITH, 1987).

O modo de falha no plano não é o único que ocorre em materiais compósitos, sendo a delaminação, o deslocamento e o arrancamento das fibras (efeito *pullout*), falhas que também ocorrem nos compósitos, classificadas como fora do plano (*out-of-plane*).

Grande quantidade de falhas que ocorrem em compósitos é ocasionada pela delaminação, que é, por definição, o desenvolvimento de trincas na matriz em direção à interface da lâmina. As causas da delaminação podem ser atribuídas a defeitos induzidos durante o processo de manufatura, ou gerados nos elementos estruturais durante a vida em serviço do material devido às tensões interlaminares e de cisalhamento (ARGÜELLES et al., 2007; KELLY; HALLSTRÖM, 2005; PURSLOW, 1981).

Até o momento, as falhas apresentadas consideravam o compósito como um laminado unidirecional, porém neste trabalho será usado material compósito reforçado com fibras em forma de tecido e sabe-se que este apresenta um valor de tenacidade à delaminação consideravelmente maior. As superfícies de fratura destes materiais são mais sinuosas, devido às ondulações existentes no tecido, que faz com que seja necessária uma maior quantidade de resina entre as camadas (HULL; CLYNE, 1996). Um tecido que é muito conhecido é do tipo plano (*“plain weave”*), que possui os cabos das fibras entrelaçados entre si a 0° e 90° , sendo

que, as fibras a 0° são chamadas de urdume e estão na mesma direção de propagação da trinca. Enquanto que, as fibras a 90° estão perpendiculares em relação à direção de propagação da trinca e são denominadas trama. As regiões no tecido onde os cabos do urdume e os da trama formam um ângulo de 90° são chamadas de sítios intersticiais, as quais apresentam grande concentração de resina e muitas vezes presença de vazios, reduzindo a resistência mecânica do material (GREENHALGH, 2009; LEVI NETO; PARDINI, 2006).

A Figura 4 exemplifica como a propagação da trinca ocorre em um compósito que utiliza tecido como reforço. A trinca se propaga com facilidade através do urdume, pois as fibras, neste caso, estão na mesma direção da propagação da trinca. Enquanto que na trama, onde as fibras estão perpendiculares à propagação da trinca, há um impedimento ao seu progresso (Figura 4a). A delaminação se estende ao longo do urdume até encontrar um cabo de trama que detém, parcialmente, o seu crescimento. Enquanto isso, parte da delaminação se arrasta ao longo da trama, fazendo com que haja um crescimento parcial da propagação da trinca (Figura 4b). Este processo se repetirá até o fim da delaminação (Figura 4c) (GREENHALGH, 2009).

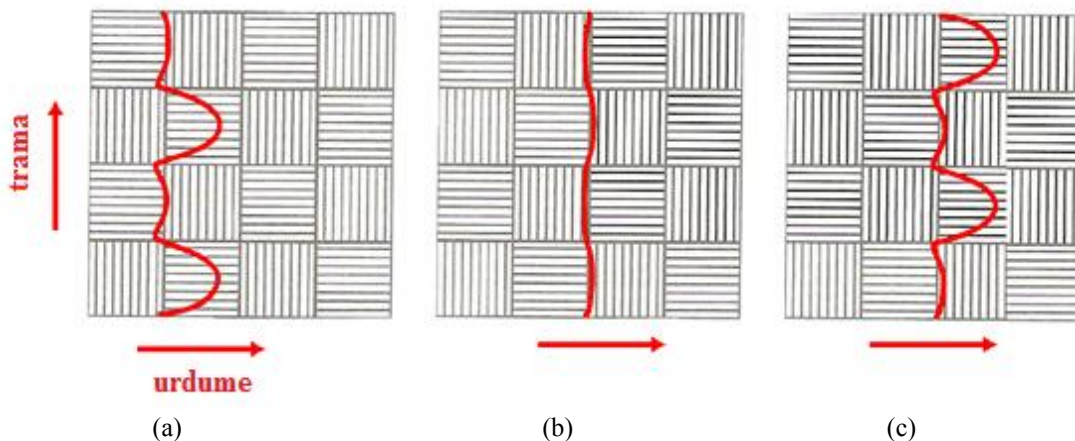


Figura 4 - Progressão da seqüência de uma frente de delaminação em um laminado de tecido plano (GREENHALGH, 2009).

2.2 FRATURA EM MATERIAIS POLIMÉRICOS

A maioria dos polímeros são compostos orgânicos quimicamente baseados no carbono, no hidrogênio e em outros elementos não metálicos, como oxigênio, nitrogênio e silício. Este tipo de material pode ser classificado, de acordo com seu comportamento frente à elevação da temperatura, em duas categorias: polímeros termorrígidos e termoplásticos (MANO; MENDES, 1999; PASCAULT, et al., 2002).

Os polímeros termorrígidos se tornam duros durante sua formação e não amolecem com um aquecimento subsequente. Uma vez que estejam curados, por meio de uma reação química, os polímeros termorrígidos não podem ser fundidos e reenformados, pois se degradam e decompõem-se. Enquanto que os polímeros termoplásticos não endurecem permanentemente e se tornam moles e deformáveis quando aquecidos, podendo ser conformados várias vezes (MIRACLE; DONALDSON, 2001; CUNHA, 2004; LEVI NETO; PARDINI, 2006).

As deformações mecânicas nos materiais poliméricos refletem os processos de deformação que ocorrem a nível molecular ou até mesmo atômico. Os mecanismos de deformação podem ser divididos em deformação elástica e deformação plástica (ANDREWS, 1968; HULL, 1999).

A deformação elástica é um processo reversível, refletindo o deslocamento dos átomos com níveis de energia mais baixos para os níveis mais altos. Já a deformação plástica é um processo irreversível que ocorre após a aplicação de uma força sobre um material, dependente do tempo decorrido, com o deslocamento permanente dos átomos (MOORE; PAVAN; WILLIAMS, 2001).

Nos polímeros termorrígidos o comportamento da fratura predominante é o frágil e nos termoplásticos é possível obter tanto fratura frágil quanto dúctil, dependendo de sua microestrutura e do contexto de carregamento.

A fratura em polímeros dúcteis acontece obedecendo a alguns estágios. O processo se inicia com o escoamento das moléculas que ocorre após estas terem atingido níveis de deformação irreversíveis. Um dos mecanismos de deformação atuante é a formação de microfissuras, que são cavidades que não se aglutinam em uma trinca e, ao invés disso, são estabilizados por fibrilas de material orientado, que acaba evitando seu aumento (Figura 5) (MOET, 2002; MOHAMMADI, 2012; NIELSEN; LANDEL, 1994).

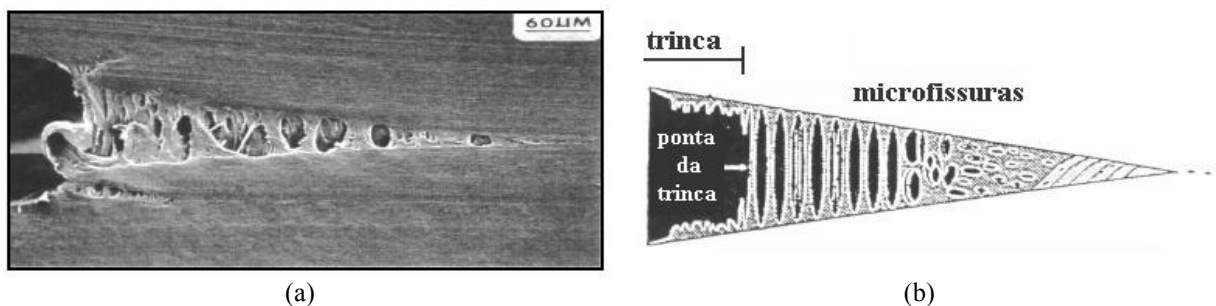


Figura 5 – Fratura em material polimérico (MOET, 2002).

As fissuras são nucleadas em regiões com certo grau de heterogeneidade, que apresentam pequenos vazios, partículas de impurezas ou um conjunto de moléculas com baixo peso molecular (HULL, 1999).

A propagação da trinca dentro da fissura ocorre com a formação, crescimento e coalescência de vazios na região da nucleação e a ponta da trinca cresce lentamente. O próximo passo é a fratura das fibrilas que ocorre juntamente com a fissura na região central. A diferença entre microfissuras e trincas é que as microfissuras possuem polímero em seu interior.

Outro mecanismo atuante na fratura de polímeros é a deformação causada pelo escoamento por bandas de cisalhamento, que ocorre através da movimentação de planos de discordâncias na linha de cisalhamento (Figura 6), sendo esta uma deformação irreversível (MOET, 2002; REIS, et.al., 2014).

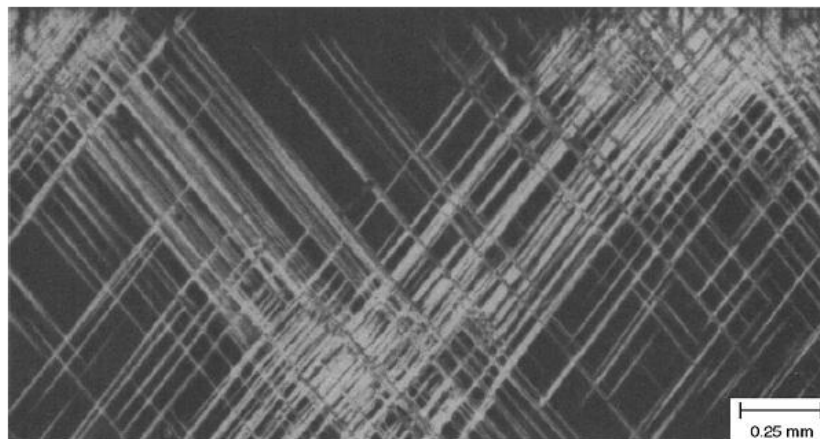


Figura 6 - Amostra de poliestireno com escoamento das bandas de cisalhamento (MOET, 2002).

A superfície de fratura de materiais poliméricos, com comportamento frágil, apresenta algumas regiões com características fractográficas próprias denominadas espelho (*mirror*), névoa (*mist*) e crista de galo (*hackle*), como apresentado na Figura 7 (HULL, 1999).

Estas regiões são reconhecidas através da rugosidade que apresentam quando observadas microscopicamente, sendo este um resultado do caminho de propagação da trinca.

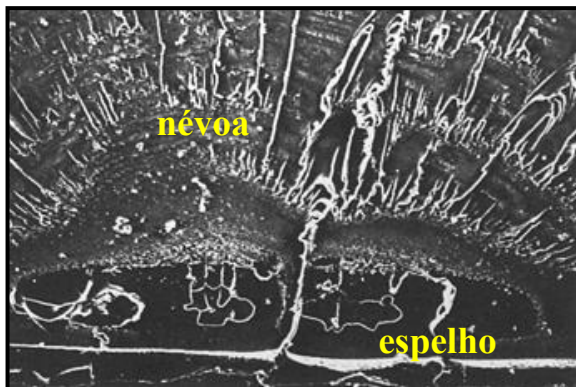
A primeira região, localizada no início do crescimento da trinca, é a região espelhada (*mirror*) que apresenta uma superfície de fratura com aspecto liso e homogêneo, gerada a partir do crescimento da trinca em baixa velocidade (Figura 8a). Nas vizinhanças desta região há uma área ligeiramente rugosa e menos reflexiva, onde a propagação da trinca aumenta sua velocidade, denominada de névoa (*mist*) (Figura 8a). Já a região crista de galo (*hackle*),

originada logo após a névoa, apresenta uma rugosidade elevada, sendo um dos estágios mais violentos da fratura, com grande irregularidade na orientação das facetas, devido à alta velocidade de propagação da trinca (Figura 8b). Neste estágio, as facetas são separadas por grandes degraus que estão, frequentemente, alinhados paralelamente à direção de propagação da trinca (FRANCO, 2003; GREENHALGH 2009; HULL, 1999; MOET, 2002).

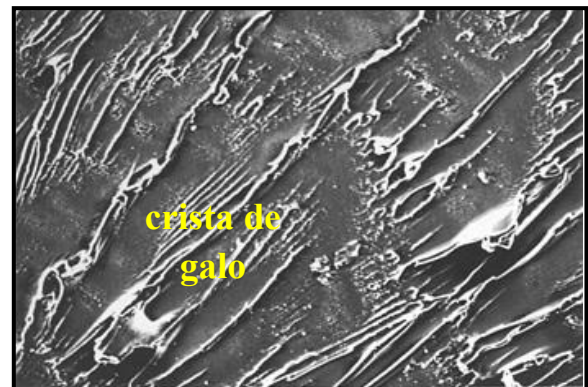


Figura 7 - Aspectos de fratura: espelho, névoa e crista de galo (HULL, 1999).

As mudanças na aparência da superfície de fratura estão associadas com o aumento da rugosidade da superfície, que está ligada diretamente à velocidade de propagação da trinca. A transição entre cada uma das regiões (*mirror*, *mist* e *hackle*) acontece de maneira progressiva.



(a)



(b)

Figura 8 - Propagação da trinca em polímero: (a) regiões espelhada e névoa; (b) crista de galo (MOET, 2002).

2.3 FRATURA EM MATERIAIS CERÂMICOS

As cerâmicas são formadas pela combinação de elementos metálicos e não metálicos, podendo ser definidas como um composto sólido formado por aplicação de calor ou, em alguns casos, calor e pressão. Na maioria das vezes, as cerâmicas são compostas por óxidos, nitretos e carbetos (COSTA, 2006).

Há uma grande variedade de materiais que se enquadram nessa categoria, podendo separá-los basicamente em duas classificações: as cerâmicas tradicionais (compostas por materiais argilosos) e as cerâmicas avançadas (compostas basicamente por óxidos). (CHIANG; BIRNIE; KINGERY, 1997; CALLISTER, 2011).

A microestrutura e a natureza policristalina da maioria dos materiais cerâmicos dificultam a identificação e reconhecimento da maioria dos detalhes finos presentes na superfície da fratura (HULL, 1999).

Uma característica da fratura em cerâmica é seu comportamento frágil, sem a presença de deformação plástica, com pouca absorção de energia.

O modo de propagação de trinca nestes materiais é classificado como transgranular ou intergranular (Figura 9). No modo transgranular a propagação da trinca ocorre, diretamente, através dos grãos, em planos de clivagem. Enquanto que na fratura intergranular a trinca se propaga nos contornos dos grãos, devido a estes apresentarem menor resistência quando comparados com o interior do grão, sendo que a maioria das superfícies de fratura apresenta uma mistura destes dois modos (BRADT, et. al., 2005; QUINN, 2007).

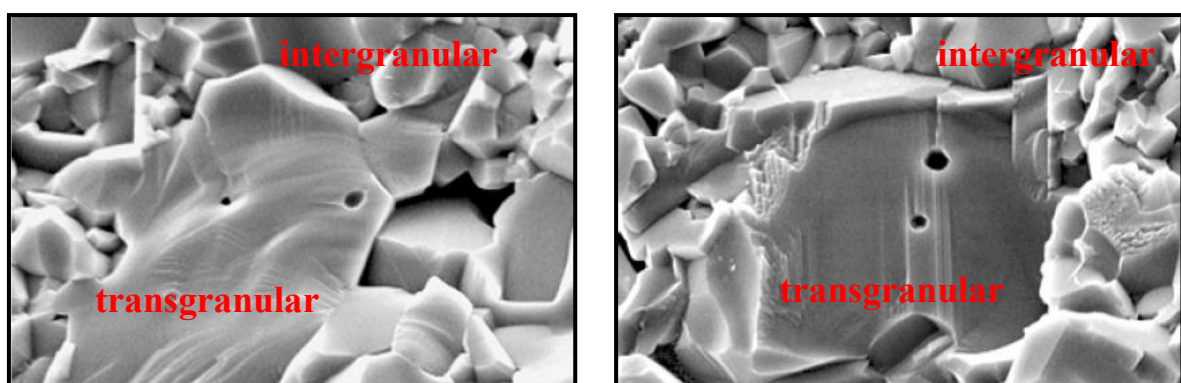


Figura 9 – Superfície de fratura de uma cerâmica (alumina) – presença dos modos de fratura transgranular e intergranular (VARNER, 2002).

A superfície de fratura dos materiais cerâmicos, quando analisadas microscopicamente, apresenta regiões espelhadas (*mirror*) (Figura 10) e regiões mais rugosas (*hackle*) (Figura 11),

semelhante as que ocorrem nos polímeros, porém nestes materiais a região de névoa (*mist*) não é identificada (QUINN, 2007; VARNER, 2002). Tanto a região espelhada como a crista de galo apresentam uma rugosidade maior devido à influência da microestrutura do material.

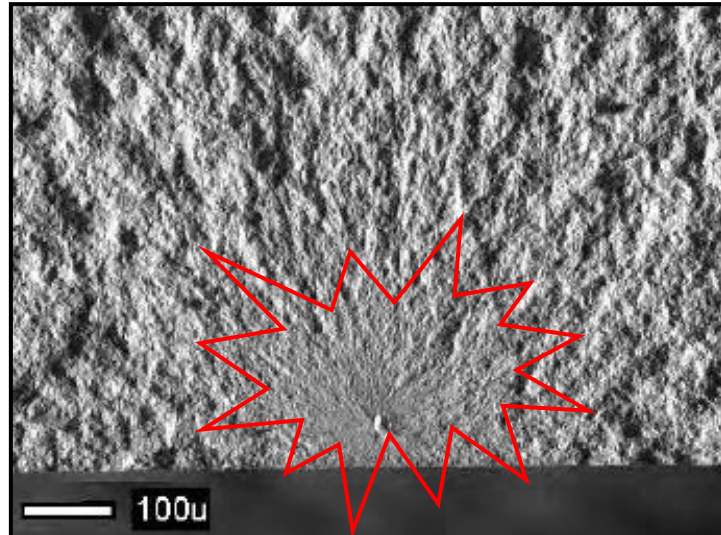


Figura 10 – Região espelhada em um material cerâmico (adaptado de QUINN, 2007).

A região espelhada é mais fácil de ser encontrada em materiais que começam com fraturas transgranular e que, posteriormente, desenvolvem frações crescentes de fratura intergranular. As fraturas transgranulares apresentam superfícies com rugosidade mais suaves, enquanto que, uma grande presença de fratura intergranular produz superfícies mais ásperas quando analisadas macroscopicamente (HULL, 1999; MUNZ, 1999).

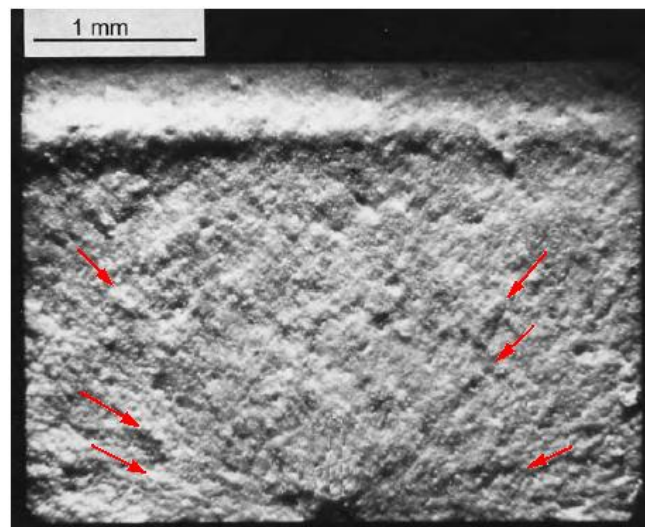


Figura 11 – Região rugosa presente em fraturas de cerâmicas (QUINN, 2007).

2.4 FRATURA EM MATERIAIS METÁLICOS

Em materiais metálicos a fratura caracterizada como frágil é plana, com pouca ou, em alguns casos, nenhuma deformação plástica e apresenta, muitas vezes, uma aparência fibrosa e granular (Figura 12a). Neste caso, o consumo de energia no momento da fratura é baixo e a trinca se propaga de forma instável. Já nas fraturas dúcteis, o consumo de energia é elevado, com uma propagação da trinca estável e uma deformação plástica significativa, que faz com que a superfície de fratura apresente um aspecto fosco, sendo muito comum a formação de lábios de cisalhamento nas regiões periféricas (Figura 12b) (HULL, 1999; KERLINS; PHILLIPS, 1992).

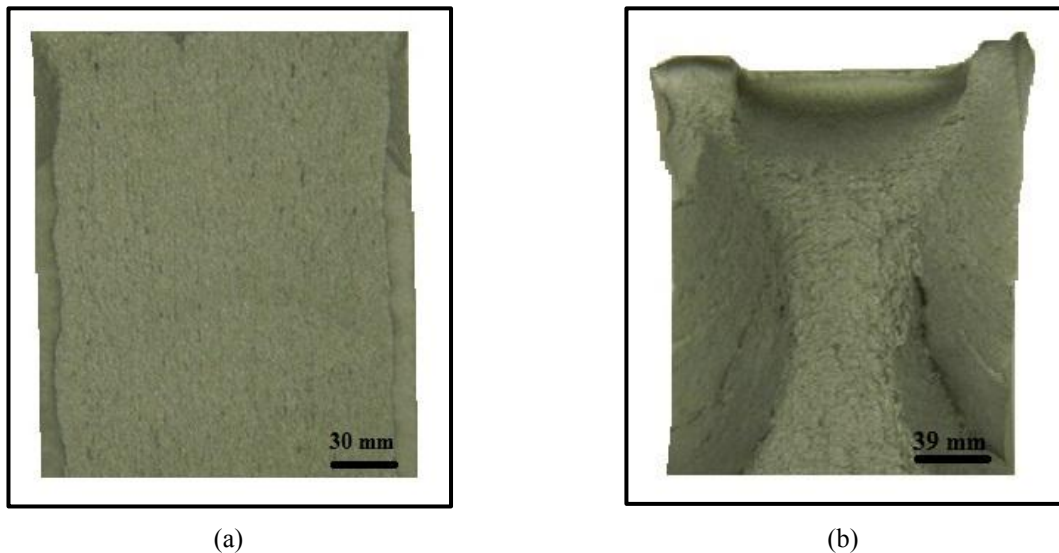


Figura 12 – Superfícies de fratura em material metálico: (a) frágil; (b) dúctil.

Os micromecanismos, atuantes em alguns materiais, podem mudar em função da temperatura e da triaxialidade de tensões presentes no momento da fratura, pois o processo de deformação plástica é amplamente influenciado por estes fatores. Sendo assim, em condições severas de triaxialidade de tensões, o comportamento da fratura pode mudar de dúctil para frágil, devido à diminuição da zona plástica na ponta da trinca (BECKER; LAMPMAN, 2002).

Alguns dos micromecanismos presentes na fratura em materiais metálicos são: clivagem, fratura dúctil por coalescimento de microcavidades (alvéolos ou *dimples*), fratura intergranular, entre outros.

A fratura por clivagem consiste na quebra das ligações atômicas ao longo de planos cristalográficos específicos e acontece de maneira rápida, apresentando baixa deformação plástica. Como em materiais metálicos policristalinos há diferentes direções dos planos cristalográficos, este tipo de fratura acontece de maneira transgranular e a propagação da clivagem muda de direção quando encontra um contorno de grão. Essas mudanças de direção fazem com que surjam superfícies de fratura facetadas (ANDERSON, 1995; HULL, 1999).

As “marcas de rio” são uma das características de fratura por clivagem, através da qual é possível determinar a direção de propagação da trinca. São formadas a partir de degraus de clivagem entre planos paralelos e sempre convergem na direção da propagação local da trinca (Figura 13) (BECKER; LAMPMAN, 2002; JASSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

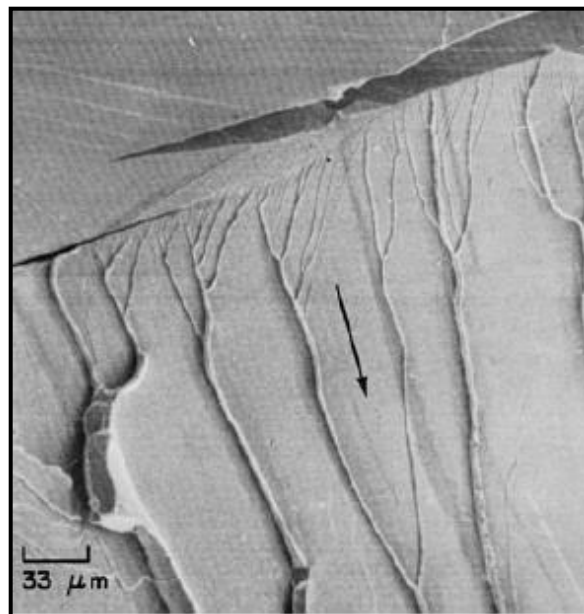


Figura 13 – Fratura por clivagem – apresentando “marcas de rio” (BECKER; LAMPMAN, 2002).

Outro micromecanismo encontrado em materiais metálicos é a fratura dúctil por coalescimento de microcavidades, conhecidas como alvéolos ou *dimples*. Estas microcavidades iniciam seu processo de nucleação em regiões que apresentam descontinuidades internas, tais como precipitados, partículas intermediárias e contornos de grãos (Figura 14) (DAS; TARAFDER, 2008).

Características dos *dimples* tais como forma, tamanho e orientação, fornecem informações sobre o modo de propagação da trinca, assim como a triaxialidade de tensões presentes na fratura. Em modo I de carregamento (tração), os *dimples* apresentam forma

equiaxial, enquanto que, em modo II e III, abertura da trinca em modo de cisalhamento, o formato é elíptico ou parabólico (JASSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

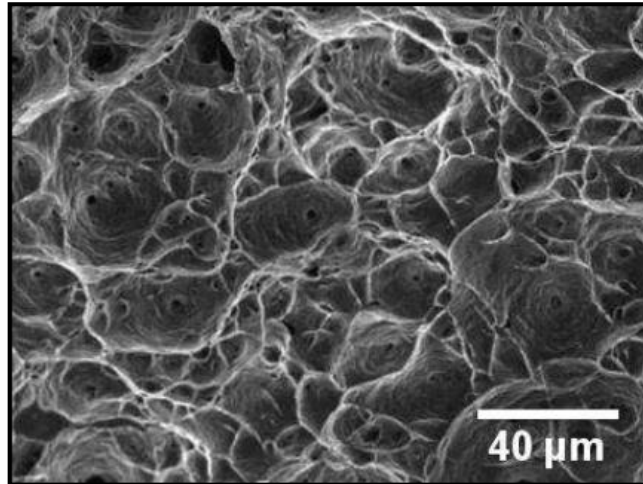


Figura 14 – Fratura dúctil – “*dimples*” (DAS; TARAFDER, 2008).

A fratura intergranular é mais um dos micromecanismos que podem estar presentes nas fraturas de materiais metálicos, sendo que, neste caso, a propagação da trinca acontece nos contornos dos grãos, separando-os (Figura 15) (LAMPMAN, 2002).

Os contornos dos grãos são regiões onde há uma grande ocorrência de defeitos, como vazios e discordâncias, e é onde, normalmente, as impurezas se segregam. E, ainda, os contornos dos grãos podem ser fragilizados devido à precipitação de fases frágeis, por hidrogênio ou metais líquidos ou por exposição a ambientes agressivos (JASSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

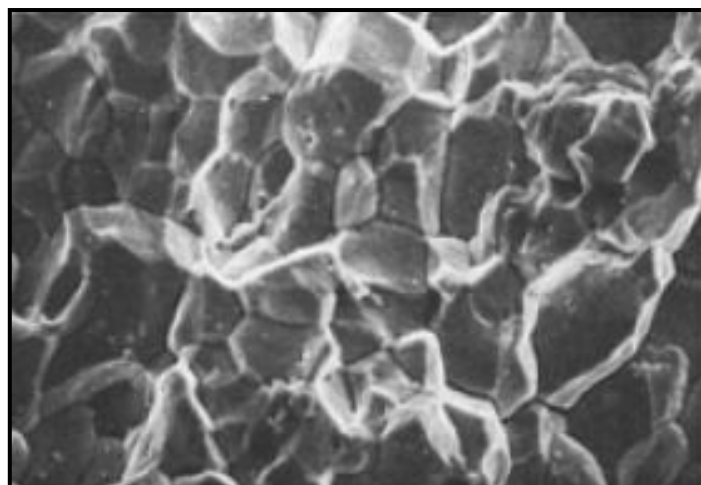


Figura 15 – Fratura intergranular (LAMPMAN, 2002).

A fratura intergranular não é facilmente identificada quando a superfície é analisada macroscopicamente, pois possui a mesma aparência de uma fratura transgranular, apresentando, também, estruturas facetadas (JASSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2006).

Há algumas fraturas em que os micromecanismos atuantes não são tão específicos como os descritos até o momento, apresentando uma fratura mista. Um exemplo disto é a fratura por quase clivagem que apresenta superfícies facetadas envoltas por alvéolos e bordas de cisalhamento. Porém, na quase clivagem, as facetas originam-se na região central e se dirigem para as bordas (Figura 16) (BECKER; LAMPMAN, 2002; KERLINS; PHILLIPS, 1992).

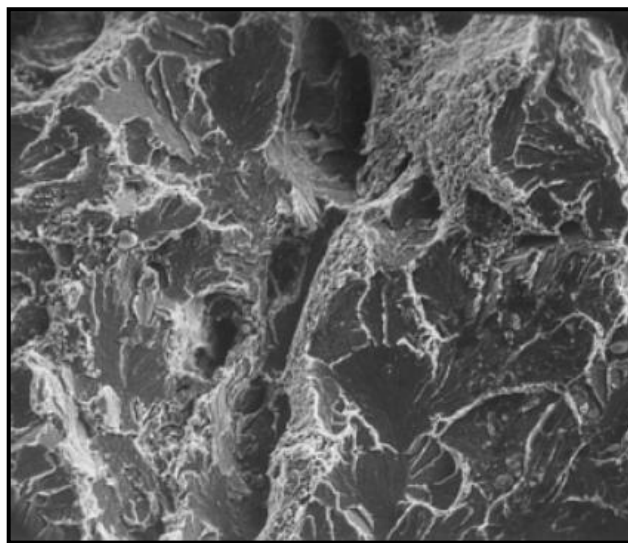


Figura 16 – Fratura por quase clivagem (BECKER; LAMPMAN, 2002).

O micromecanismo de quase clivagem é facilmente encontrado em fraturas de aços inoxidáveis austeníticos, em algumas ligas de níquel e de titânio (KERLINS; PHILLIPS, 1992).

Por último, é importante mencionar a fratura por fadiga, já que este micromecanismo é responsável por grande parte das falhas que ocorrem em materiais metálicos (CALLISTER, 2011).

A fratura por fadiga se caracteriza pela nucleação e propagação da trinca, ocasionadas por carregamentos cíclicos e dinâmicos. A tensão aplicada no material é menor que o limite de resistência à tração e, menor que o limite de escoamento do material (LEE; HATHAWAY; BARKEY, 2005).

Na maioria das vezes, a nucleação da trinca no processo de fadiga tem sua origem na área externa do material, a partir de concentradores de tensões, que vão desde um entalhe, até

mesmo um arranhão. O próximo estágio do processo é a propagação da trinca de maneira estável até que esta atinja um tamanho crítico, onde a intensidade do campo de tensões ultrapassa o valor crítico e a trinca se propaga de maneira instável, ocasionando a falha do material (LUND; SHEYBANY, 2002).

Analisando, microscopicamente, a superfície de fratura por fadiga, observa-se a presença de estrias formadas durante a propagação da trinca, durante cada ciclo de carregamento (Figura 17), sendo que, as estrias apresentam orientações perpendiculares à direção de propagação da trinca. Porém, não são todos os materiais que possuem esta característica microscópica bem definida, pois a formação das estrias encontra-se ligada a fatores como resistência mecânica, microestrutura e plasticidade do material (KERLINS; PHILLIPS, 1992; LUND, SHEYBANY, 2002).

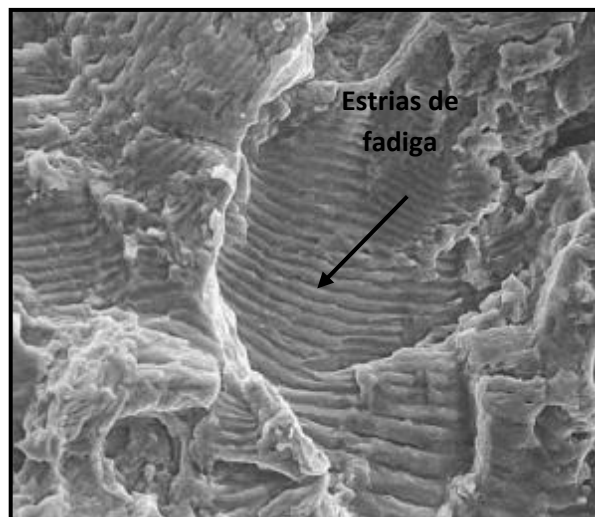


Figura 17 – Fratura por fadiga (LUND; SHEYBANY, 2002).

3 FRACTAL

O conceito de fractal é muito antigo, tendo início do seu uso datado do fim do século XIX e início do século XX, com Karl Weierstrass, que em 1872 considerou funções que eram contínuas em um ponto e diferenciáveis em nenhum e Helge Von Koch, que em 1904 trabalhou com formas geométricas como a curva de Koch (Figura 18) (CROSS, 1994; PICKOVER, 2011).

A Figura 18 apresenta a construção da Curva de Koch, que se inicia com uma linha reta, a qual é dividida em três partes iguais e na parte central se constrói um triângulo equilátero (passo 1). Os passos seguintes (2 e 3) são uma sequência de divisões de cada segmento de reta em três partes iguais, com um triângulo no meio. O processo é contínuo e a cada passo a curva apresenta uma geometria cada vez mais complexa (CROSS, 1994; STACK; CYBO, 2003).

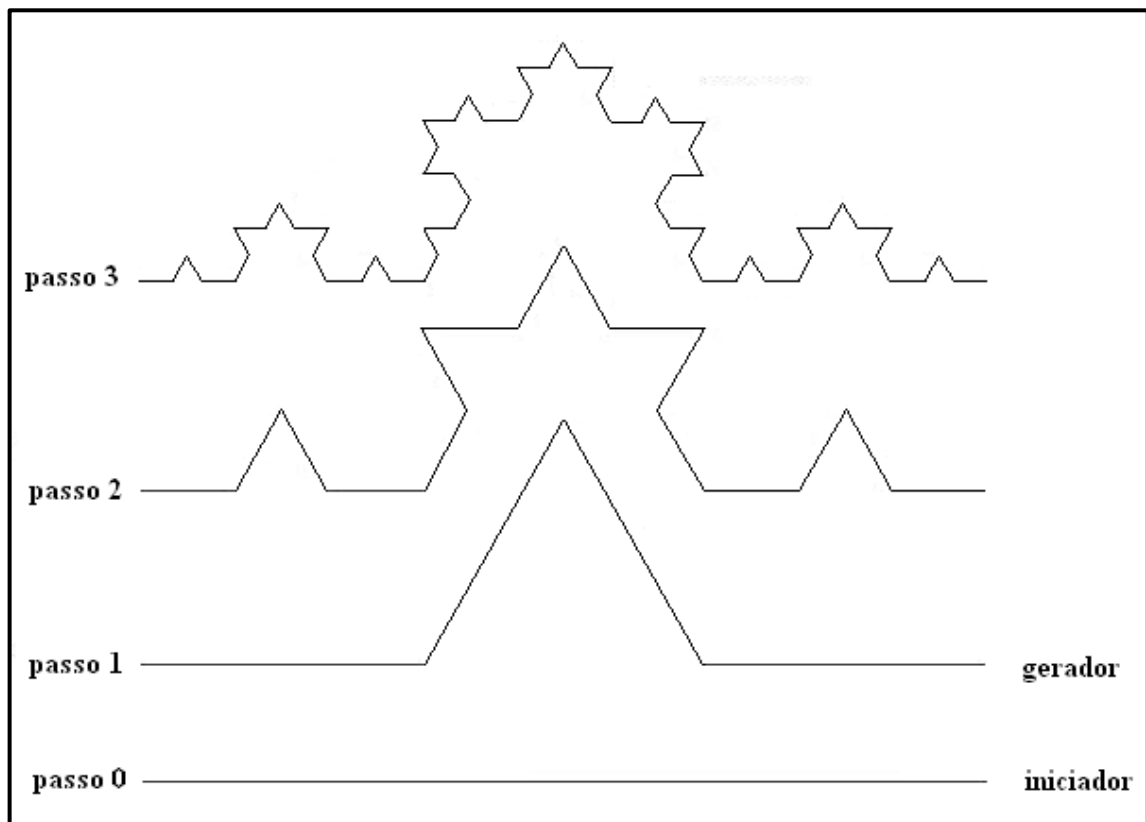


Figura 18 – Curva de Koch (adaptada de CROSS, 1994).

Após Helge Von Koch (1904) outros matemáticos criaram modelos cada vez mais complexos, utilizando o mesmo princípio de construção, como é o caso dos Padrões de Sierpinski, criado por Waclaw Sierpinski em 1916, como apresentado na Figura 19.

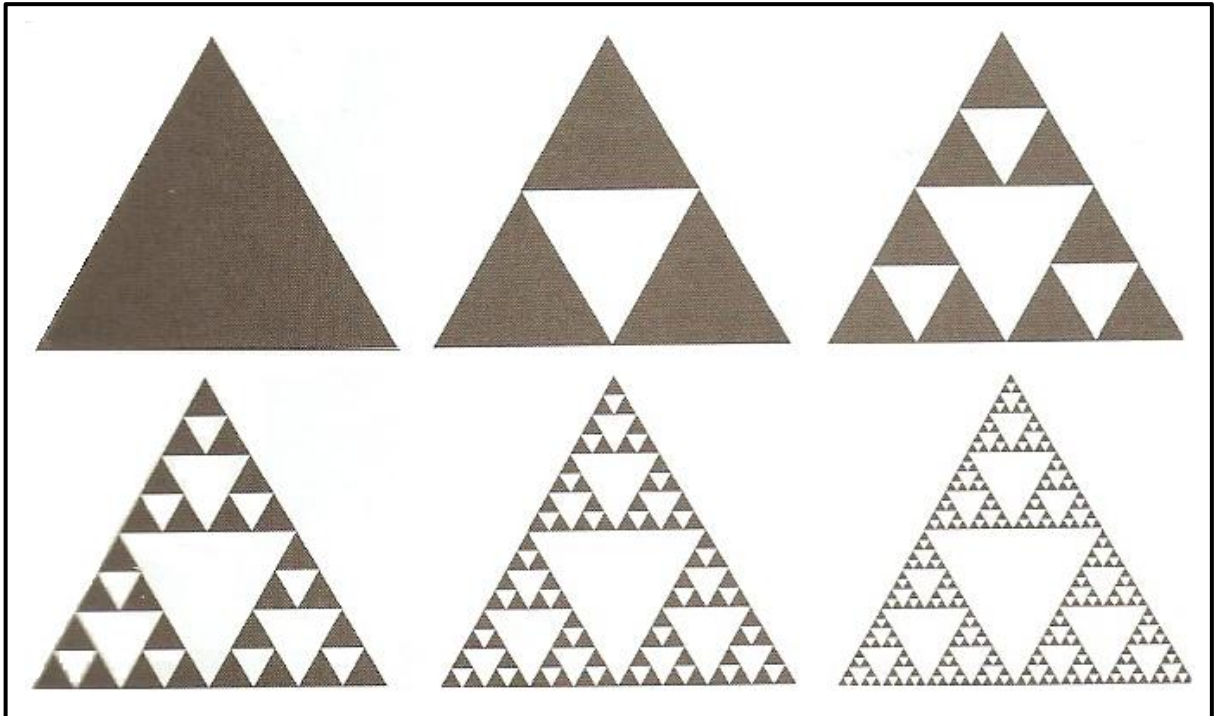


Figura 19 – Padrão Sierpinski (PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004).

Porém, somente em 1975 foi que o matemático francês Benoit Mandelbrot deu o nome de “fractal” para os gráficos criados para representar uma série de processos caóticos da natureza, tais como as formas das árvores, das nuvens, das montanhas ou outros modelos que apresentassem fragmentos ou irregularidades (MANDELBROT, 1983; LOPES; BELTRONI, 2009). O termo “fractal” originou-se da palavra em latim *fractus* que significava quebrar, fragmentar.

O conceito de um objeto fractal é que este foi gerado a partir da repetição de um fragmento padrão, tantas vezes quanto necessária, em um processo iterativo. Sendo assim, a característica que é mais marcante em um objeto fractal é sua autossimilaridade, que consiste na preservação de um padrão de relevo em diferentes escalas (RUSS, 1994; FANTINATO, 2008).

A curva de Koch e o padrão de Sierpinski se enquadram perfeitamente na definição do fractal e na sua característica de autossimilaridade, onde parte da imagem é semelhante a toda ela. Na Figura 20 são apresentados outros objetos fractais que apresentam uma complexidade

mais avançada, definidos por Gaston Julia em 1918 e chamados de Cenários de Julia (*Julia Sets*) (MANDELBROT, 2004; PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004).



Figura 20 – Alguns exemplos dos Cenários de Julia.

Com o passar dos anos, muitos estudos foram sendo realizados a respeito dos fractais e foi constatado que os objetos reais somente apresentam similaridade localmente em uma estreita faixa de ampliação (XIE, et al., 1998; STACH, et al., 2003; LOPES; BETROUNI, 2009). Russ (1994) define os limites desta faixa como: limite inferior sendo uma combinação de fatores de microscopia, tais como ampliação e resolução, e outros fatores inerentes à natureza do objeto, tais como cristalografia e forças interatômicas; e, limite superior sendo o próprio tamanho do objeto. Sendo assim, pode-se afirmar que o comportamento de muitas formas naturais não são autossimilares, mas sim autoafins.

Fractais autossimilares são, por definição, aqueles que mantêm a mesma aparência quando observados em diferentes escalas ou resoluções, obedecendo a uma regra de formação matemática. Enquanto que, os fractais autoafins não obedecem a uma única regra de formação matemática e devem ser escalonados em diferentes tamanhos e direções para produzirem uma equivalência estatística, como observado na Figura 21 (RUSS, 1994; PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004; FANTINATO, 2008; LANDINI, 2010). A samambaia é um excelente exemplo de fractais autoafins, onde uma pequena folha tem o mesmo formato e características da planta como um todo, mas não é exatamente igual, como é o caso que acontece nos fractais autossimilares.

Considerando as definições apresentadas, pode-se dizer que as superfícies de fratura são autoafins e não autossimilares, apresentando diferentes propriedades que variam com a ampliação da imagem (BALANKIN, 1996; STACH et al., 2003; LANDINI, 2010).

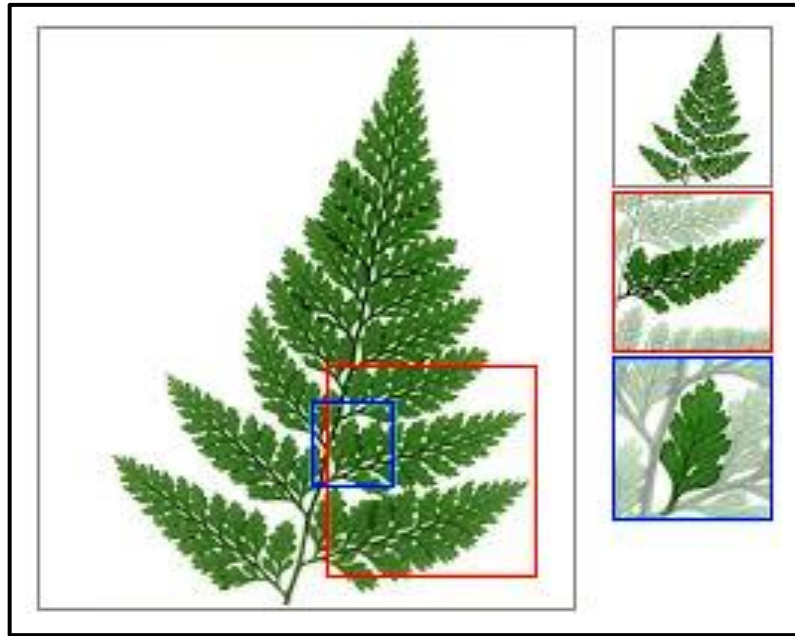


Figura 21 – Exemplo da samambaia – comportamento autoafim (FANTINATO, 2008).

3.1 DIMENSÃO FRACTAL

O conceito de dimensão foi, por muito tempo, objeto de estudo de muitos pesquisadores, tais como H. Poincaré, H. Lebesgue, G. Cantor, K. Menger, G. Peano, D. Hilbert, entre outros.

A topologia, ramo da matemática que tem como objeto o estudo das formas, ofereceu aos pesquisadores parâmetros para análise e definição da dimensão dos objetos. De acordo com o conceito de topologia, um círculo pode ser continuamente deformado até se transformar em um triângulo, sendo que este também pode ser deformado até assumir a forma de um floco de neve de Koch, conforme apresentado na Figura 22 (COURANT; ROBBINS, 2000; PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004). Topologicamente todas estas formas são equivalentes e apresentam a mesma dimensão. Esta dimensão topológica também é conhecida como dimensão euclidiana.

A geometria euclidiana é a mais conhecida e usada, a qual se baseia em retas, círculos, planos e cubos. Os objetos são considerados como tendo uma, duas ou três dimensões, sendo o valor da dimensão um indicador da quantidade de espaço que estes ocupam (Figura 23). Durante muito tempo, as definições da geometria euclidiana para as dimensões dos objetos foram suficientes, porém quando se analisa um círculo e o floco de neve de Koch, percebe-se que ambos não ocupam o mesmo espaço e as características da forma de um são diferentes em relação ao outro (LANDINI, 2010).

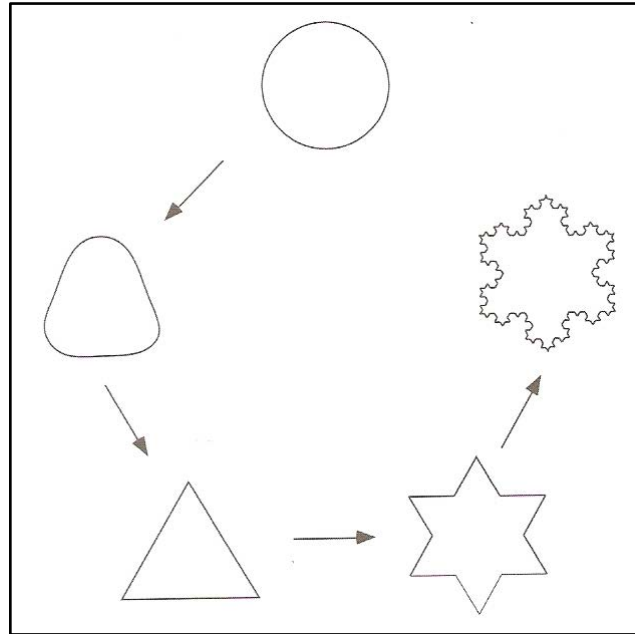


Figura 22 – Transformação do círculo no Floco de Neve de Koch (PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004).

Com a introdução do conceito de fractal surgiu a geometria fractal que se preocupa com as imperfeições das formas. Se ao estudar a forma de uma montanha, usando a geometria euclidiana, esta era transformada em um cone, com a geometria fractal o que interessa são justamente as imperfeições desta montanha (UNDERWOOD; BANERJI, 1987; BACKES, 2006).

Dimensão Euclidiana		Dimensão Fractal	
▪ (ponto)	0	-----	0,4
————	1		1,4
	2		1,8
	3		2,6

Figura 23 – Dimensão euclidiana *versus* Dimensão fractal (SIQUEIRA, 2013).

A dimensão fractal é expressa por números fracionários, que aumentam de acordo com a complexidade e irregularidade do objeto, indicando desta forma o quanto do espaço físico ele ocupa (RUSS, 1994; LANDINI, 2010).

A geometria irregular apresentada pelo fractal é considerada como a transição entre duas outras geometrias regulares. Uma curva fractal tem uma dimensão entre uma linha reta e um plano ($1 < D < 2$), enquanto que a superfície fractal de um objeto tem uma dimensão entre um plano e um volume ($2 < D < 3$), como pode ser observado na Figura 23 (RUSS, 1994; HOROVISTIZ, et.al., 2010; RISOVIC; PAVLOVIC, 2013). Sendo assim, é possível saber que se uma superfície tem $D = 2$, ela é lisa, enquanto que à medida que D aumenta, sabe-se que a superfície se torna mais complexa.

O cálculo da dimensão fractal (D) é feito a partir da relação entre o número de partes iguais geradas (a) ao se dividir um objeto e o fator de redução (s) que foi usado para isto, conforme apresentado na equação a seguir (PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004):

$$a = \frac{1}{s^D} \quad (1)$$

Quando aplicada esta equação a formas geométricas regulares, também conhecidas como euclidianas, como linhas, quadrados e cubos (Figura 24), é possível observar que independente do número de partes geradas (a), a dimensão D permanece a mesma, sendo $D=1$ para linha, $D=2$ para quadrado, e $D=3$ para cubo (Tabela 1).

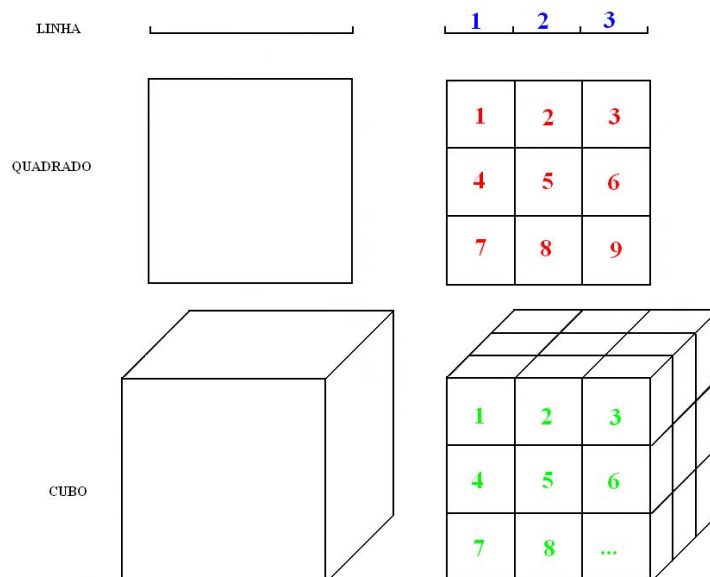


Figura 24 – Estruturas autossimilares (adaptado de PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004).

Tabela 1 – Relação número de partes e fator de redução para formas regulares (PEITGEN, JÜRGENS, SAUPE, 2004).

Objeto	Número de partes (a)	Fator de redução (s)	Dimensão (D)
Linha	3	1/3	$3 = 3^D \rightarrow D = 1$
Linha	6	1/6	$6 = 6^D \rightarrow D = 1$
Linha	173	1/173	$173 = 173^D \rightarrow D = 1$
Quadrado	$9 = 3^2$	1/3	$3^2 = 3^D \rightarrow D = 2$
Quadrado	$36 = 6^2$	1/6	$6^2 = 6^D \rightarrow D = 2$
Quadrado	$29929 = 173^2$	1/173	$173^2 = 173^D \rightarrow D = 2$
Cubo	$27 = 3^3$	1/3	$3^3 = 3^D \rightarrow D = 3$
Cubo	$216 = 6^3$	1/6	$6^3 = 6^D \rightarrow D = 3$
Cubo	$5177717 = 173^3$	1/173	$173^3 = 173^D \rightarrow D = 3$

Embora para as formas euclidianas a dimensão seja facilmente calculada, para as formas fractais isto não se aplica. A Figura 25 apresenta o primeiro passo na construção da curva de Koch, onde $a = 4$ e $s = 1/3$, ou seja, há quatro partes na imagem e o segmento de reta original foi dividido em três.

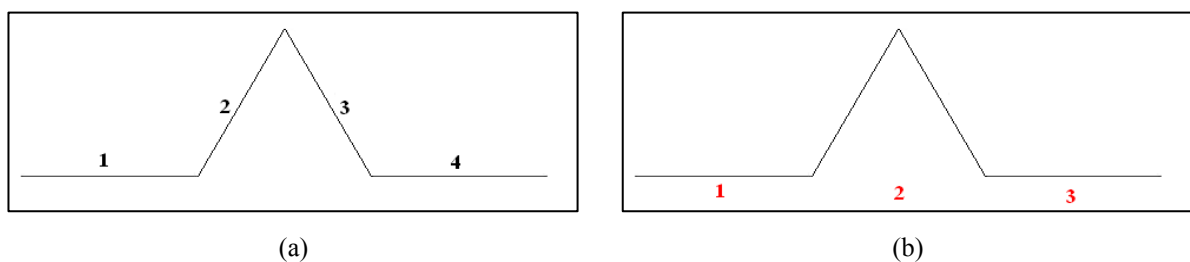


Figura 25 – Determinação dos parâmetros para cálculo da dimensão fractal: (a) número de partes – a ; (b) fator de redução – s .

Mas, de acordo com a Equação 1, a relação apresentada é $4 = 3^D$ e para calcular o valor da dimensão fractal é necessário usar logaritmo em ambos os lados da equação:

$$\log 4 = \log 3^D \rightarrow D = \frac{\log 4}{\log 3} \approx 1,2619 \quad (2)$$

Este mesmo conceito foi aplicado em alguns estágios da construo da curva de Koch (Figura 26), obtendo as relaoes:

$$D = \frac{\log 16}{\log 9} = \frac{\log 4^2}{\log 3^2} \approx 1,2619 \quad (3)$$

$$D = \frac{\log 64}{\log 27} = \frac{\log 4^3}{\log 3^3} \approx 1,2619 \quad (4)$$

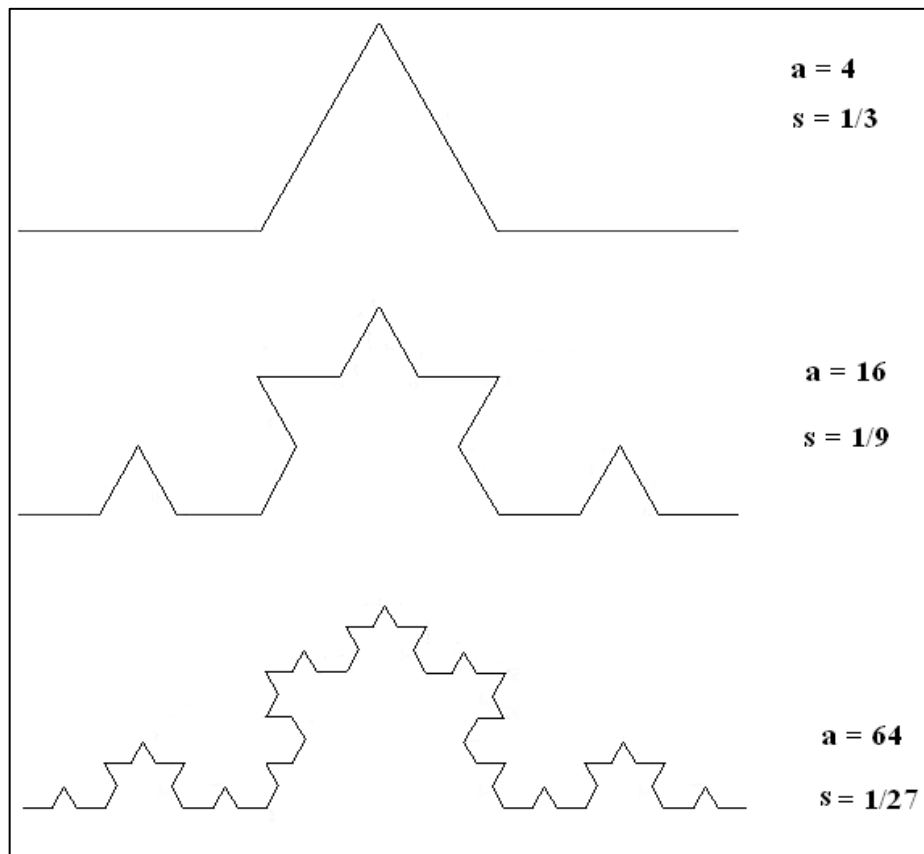


Figura 26 – Parâmetros para o cálculo da dimensão fractal para a Curva de Koch.

De acordo com os resultados apresentados nas equaoes anteriores, a dimensão fractal (D) independe da escala que esteja sendo usada e seu cálculo pode ser padronizado como sendo:

$$D = \frac{\log a}{\log 1/s} \quad (5)$$

3.1.1 Método Box-Counting

Existem vários métodos que podem ser aplicados para o cálculo da dimensão fractal, sendo que o método *Box-Counting* é o mais utilizado e pesquisado, devido à simplicidade de seu algoritmo e a facilidade de sua implementação (SKUBALSKA-RAFAJLOWICZ, 2005).

O método *Box-Counting* consiste em sobrepor uma malha de quadrados a uma imagem e contar o número de quadrados necessários para cobrir toda a forma representada (LI; DU; SUN, 2009; SANKAR; THOMAS, 2010), como mostrada na Figura 27.

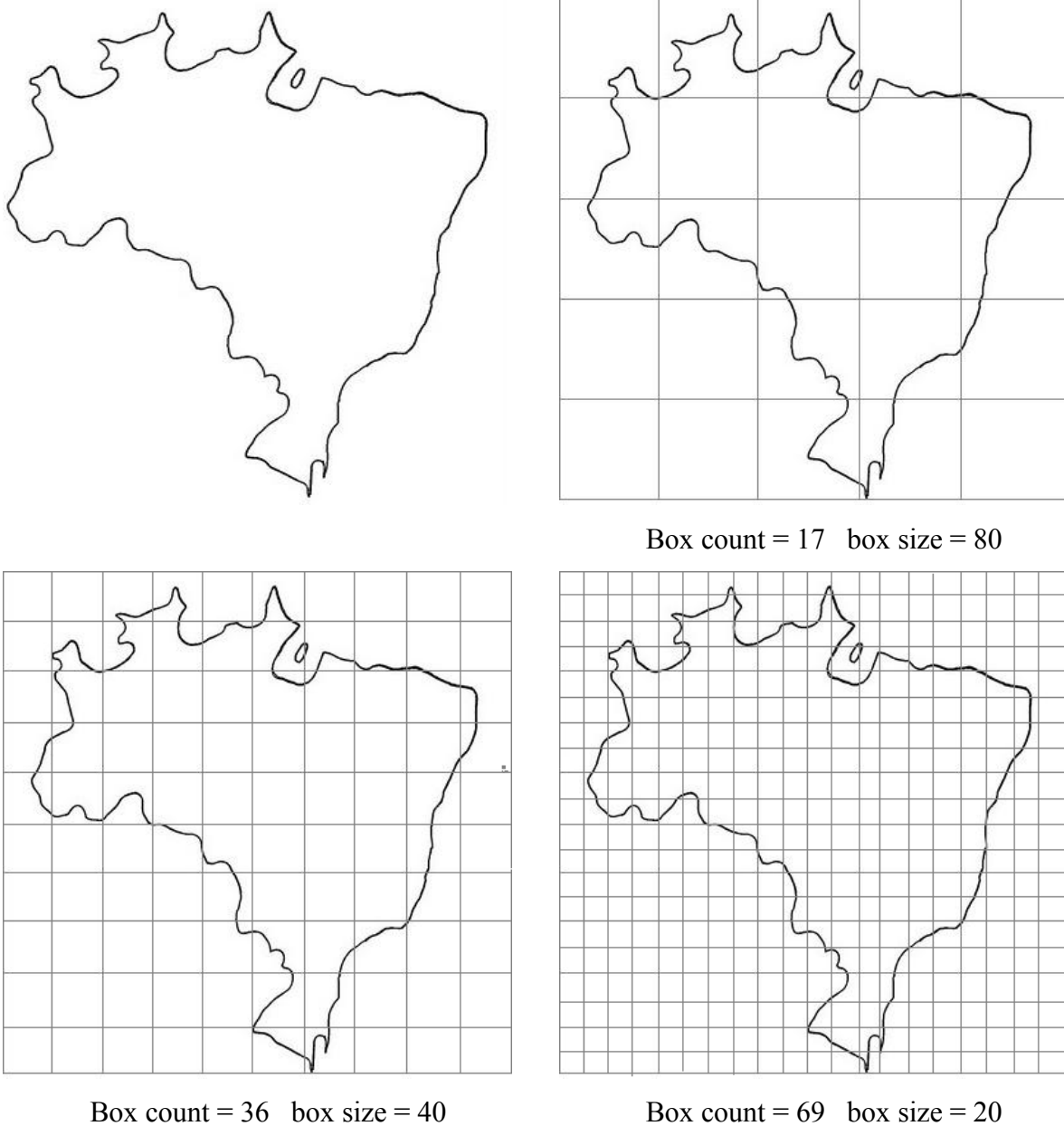


Figura 27 – Diagrama de análise do método *Box-Counting*.

Sendo assim, a dimensão fractal obtida por este método consiste na relação logarítmica entre o número de caixas necessários para recobrir um objeto ou uma imagem ($N(r)$) e o tamanho do quadrado ou caixa (r):

$$D = - \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log(Nr)}{\log(r)} \quad (6)$$

onde, $N(r)$ é o número de caixas que intercepta a imagem, também chamado de *box count* (contagem de caixa), e r é a medida da aresta da caixa ou *box size* (tamanho da caixa) (FALCONER, 1997; LI; DU; SUN, 2009).

Na Figura 27 é possível observar que, à medida que o tamanho da aresta do quadrado (r) diminui, a quantidade de caixas ($N(r)$) necessárias para cobrir o perfil do mapa do Brasil aumenta. A relação entre $N(r)$ e r é medida para vários tamanhos de aresta, se iniciando com um valor de r menor ou igual à metade do tamanho da imagem e se finalizando com r próximo à zero (SAKAR; CHAUDHURI, 1994; RANGAYYAN; NGUYEN, 2007).

Para facilitar o cálculo da dimensão fractal, através do método *Box-Counting*, as informações de $-\log(\text{box size})$ e $\log(\text{box count})$ são colocadas em um gráfico e a dimensão fractal (D) é dada como o coeficiente angular da reta formada pelos pontos, como mostrado na Figura 28.

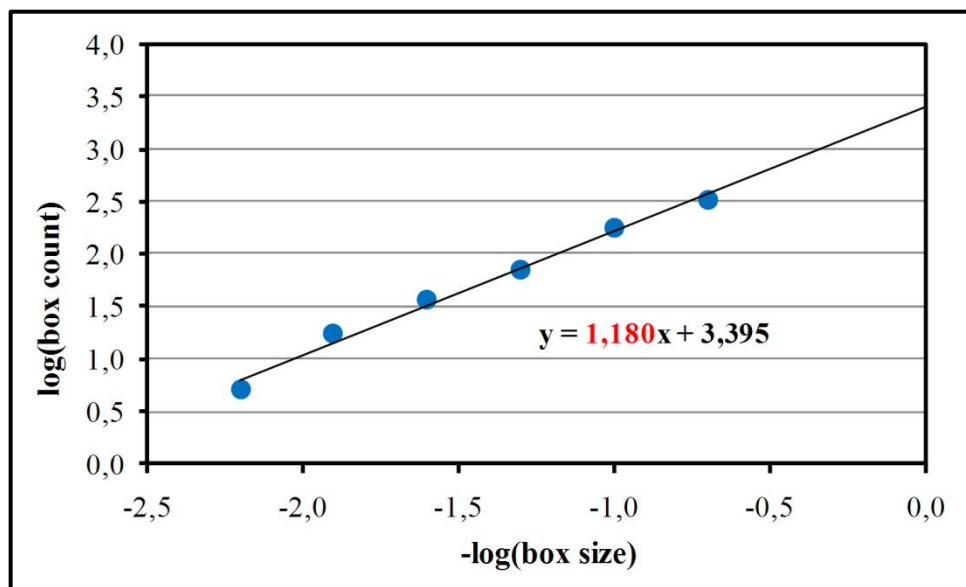


Figura 28 – Cálculo gráfico da dimensão fractal (D).

Para análises de imagens de superfícies em 3D, como é o caso das superfícies de fratura que serão tratadas neste trabalho, as coordenadas (x, y) representam a posição no plano e a terceira coordenada (z) é representada pela intensidade dos tons de cinza da imagem. Sendo assim, a superfície é recoberta por uma malha de cubos, onde a altura de qualquer ponto da imagem é considerada como a intensidade do pixel naquele ponto (Figura 29). Desse modo, substitui-se a contagem de quadrados do método *Box-Counting* por uma contagem de cubos (SAKAR; CHAUDHURI, 1994; FOROUTAN-POUR; DUTILLEUL; SMITH, 1999; LAUSCHMANN, et.al, 2008; LI; DU; SUN, 2009).

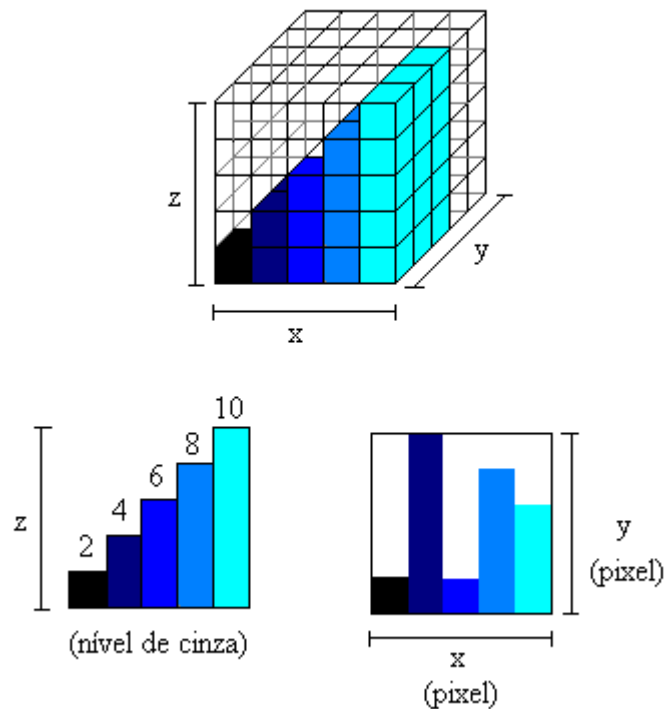


Figura 29 – Modelo para determinação do *box size* e *box count* em imagens 3D (adaptação de CAMPOS, 2010).

Nas imagens de superfícies, o *box size* é determinado dividindo a imagem em cubos, não sobrepostos, com dimensão $r \times r \times r'$, onde r é um valor inteiro, múltiplo da medida em pixel do plano da imagem (x, y) , sendo que o valor máximo assumido por r é a metade do lado da imagem. Enquanto que r' corresponde à altura do cubo, sendo múltiplo do nível de cinza na direção z . E, o *box count* conta quantos cubos possuem uma parte da imagem em seu interior, sendo que haverá cubos que não interceptarão a imagem.

A Figura 29 representa uma imagem em 3D, onde os níveis de cinza foram substituídos por cores, exemplificando como é aplicado o método *Box-Counting*. A dimensão desta

imagem no plano (x, y) é 10x10 pixels, sendo o valor do nível máximo de cinza igual a dez e o mínimo dois. Neste caso foram adotados os seguintes valores: $r = 2$ pixels e $r' = 2$ níveis de cinza, sendo as medidas do cubo 2x2x2. Sendo assim, assumi-se $box\ size = 2$ (medida do lado do cubo) e $box\ count = 45$. Ou seja, do total de 125 cubos que existem na imagem, com aresta igual a dois, somente 45 cubos possuem parte da imagem dentro deles (CAMPOS, 2010).

3.2 FRACTAL MISTO

Os objetos reais, tal como as superfícies de fraturas analisadas neste trabalho, somente apresentam similaridade em uma estreita faixa de ampliação, não podendo ser descritos como um simples fractal autossimilar, que possui uma única dimensão fractal (XIE, et al., 1998; LOPES; STACH; CYBO, 2003; BETROUNI, 2009).

Como, por definição, os fractais auto-afins não obedecem a uma regra de formação matemática, apresentando estruturas que possuem formação governada por uma invariância de escala anisotrópica, pode-se dizer que as superfícies de fratura são mais auto-afins do que auto-similares, apresentando diferentes propriedades que variam com a ampliação da imagem (BALANKIN, 1996; STACH et al., 2000; CAMPOS, 2010).

Brian Kaye (1986, 1989, 1995) desenvolveu alguns trabalhos sobre dimensão fractal e identificou que para uma série de perfis ou superfícies analisadas, a relação entre o número de caixas necessárias para cobrir a imagem e o tamanho da aresta destas caixas não apresentava uma linearidade, como é característico dos gráficos de dimensão fractal. Analisando os dados, Kaye conseguiu identificar dois segmentos de reta, com diferentes inclinações, nos gráficos que fazia para o cálculo da dimensão fractal, como apresentado na Figura 30.

Os dois segmentos de reta receberam a denominação de “textural” e “estrutural”, sendo que cada um deles possui características próprias, definidas como:

- ✓ Dimensão “textural” (D_t): corresponde ao coeficiente angular da reta de menor inclinação, onde a escala de ampliação é pequena e descreve um processo físico que controla a rugosidade da superfície.
- ✓ Dimensão “estrutural” (D_s): é dada pela reta de maior inclinação, onde os valores da escala são maiores e as características estruturais do material se emergem (RUSS, 1994; HOROVISTIZ, et al., 2010 ; CAMPOS, et. al, 2012).

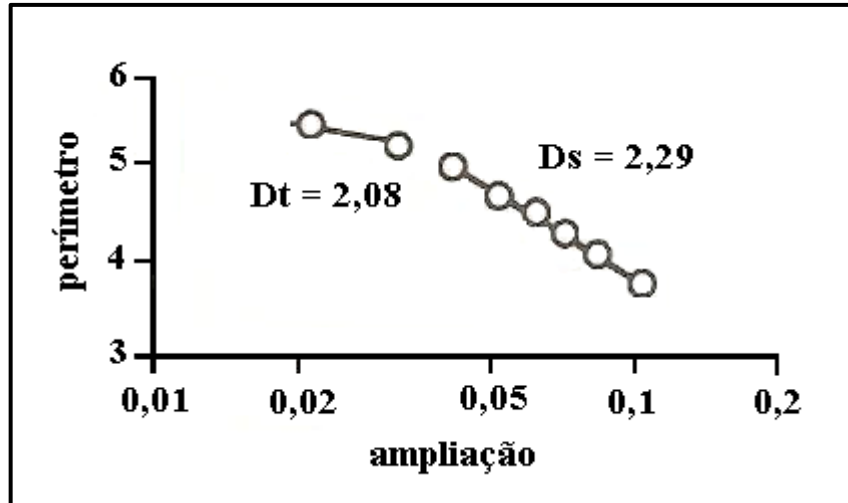


Figura 30 – Gráfico fractal misto – definição de D_s e D_t (adaptado de RUSS, 1994).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Nesta seção serão apresentados os diversos materiais que foram utilizados na pesquisa, de acordo com a proposta deste trabalho, sendo adotadas quatro classes principais: materiais compósitos, poliméricos, cerâmicos e metálicos.

4.1.1 Compósito

O material compósito utilizado, neste trabalho, foi um termorrígido com composição aproximada de 60% em volume de reforço de fibra de carbono e 40% de matriz de resina epóxi.

A resina epóxi é um polímero termorrígido de alto desempenho, que possui pelo menos dois grupos epóxi terminais por molécula e é convertida em termorrígida por meio de um agente de cura (MAY, 1988; HIPÓLITO, 2005). Estes polímeros apresentam alta adesão que é uma consequência da polaridade dos grupos éteres e hidroxilas alifáticas. A polaridade existente nestes grupos serve para criar forças de interação entre a molécula epóxi e a superfície adjacente a ela, otimizando o seu uso como adesivo e revestimento. A existência desses grupos polares na resina epóxi minimiza problemas relativos à interface reforço/matriz, quando esta é utilizada como matriz em compósitos (MIRACLE; DONALDSON, 2001; PASSOS, 2002).

A laminação deste material foi feita a partir de pré-impregnados de tecido de fibra de carbono do tipo *plain weave* (Hexcel Composites) e doados pela empresa Alltec Ltda. Este tipo de tecido possui cabos constituídos de 3000 filamentos de, aproximadamente, 7 μm de diâmetro cada, entrelaçados entre si a 0° e 90° . Os cabos na direção do comprimento e paralelos a direção de carregamento (0°) recebem o nome de urdume, enquanto que, os cabos perpendiculares a estes (90°) recebem o nome de trama.

O processamento das placas de compósito foi realizado no Laboratório de Compósitos da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço do Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial, localizado em São José dos Campos. As placas foram feitas através do empilhamento de 17 camadas de pré-impregnado, com a adição de uma folha de alumínio, de aproximadamente 15 μm de espessura e 60 mm de largura, entre a nona e a décima

camada, com o intuito de criar uma pré-trinca no material. A Figura 31 apresenta um exemplo de como foi montada cada placa. Esta assimetria no número de camadas antes e depois da pré-trinca foi feita com o intuito de melhorar a propagação da trinca no material (PEREIRA; MORAES, 2008).

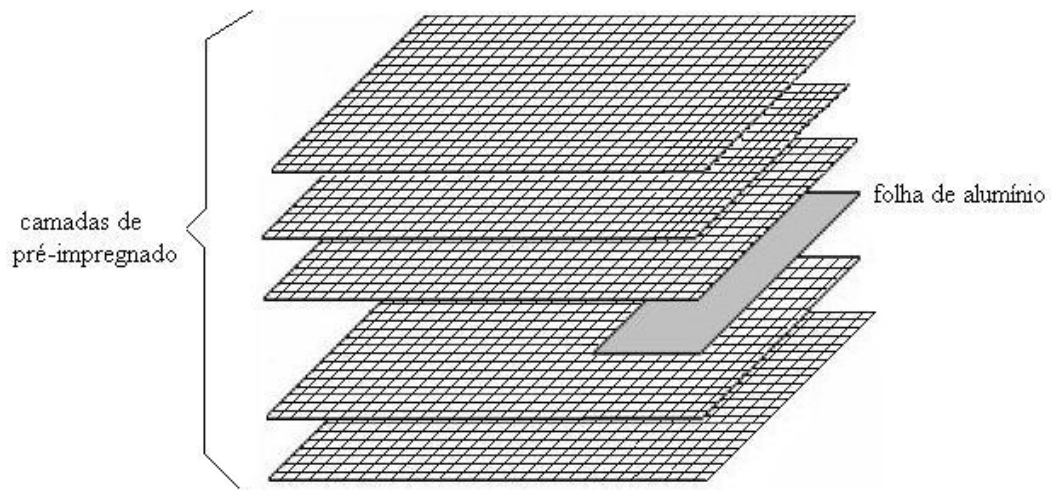


Figura 31 – Posicionamento das camadas de pré-impregnados na placa de compósito (CAMPOS, 2010).

Após o empilhamento dos pré-impregnados, o material foi curado em uma prensa com pressão e temperatura controladas, combinada com a ação de vácuo para garantir um acabamento superficial, uma boa resistência e uma distribuição uniforme da resina. A pressão utilizada foi de 0,42 MPa e a temperatura de cura de 125 °C, de acordo com informações obtidas junto ao fornecedor do pré-impregnado.

4.1.2 Polímero

A resina sintética fenol-formaldeído, da marca Buehler, de nome comercial *Phenocure*, também conhecida como *Baquelite*, foi o material polimérico termorrígido escolhido para ser utilizado neste trabalho. As resinas fenólicas compõem um grupo de polímeros termorrígidos, formados por cadeias com grupamentos fenólicos intervalados por grupos metilênicos (COSTA, et al., 1997; BOTELHO, 1998). Esta resina é formada pela combinação por polimerização de fenol (C_6H_5OH) e formaldeído (HCHO), na presença de calor e pressão, com eliminação de água (Figura 32).

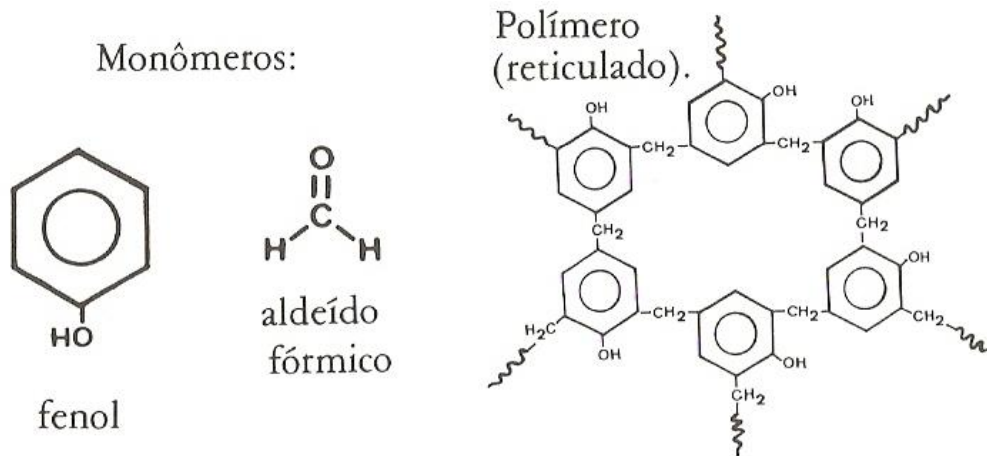


Figura 32 – Reação de polimerização da baquelite (MANO, 1991).

4.1.3 Cerâmica

A titânia (TiO_2 - dióxido de titânio) foi o material cerâmico utilizado neste trabalho. O dióxido de titânio puro é um sólido cristalino de coloração branca e estável, que se apresenta na forma de pó. O dióxido de titânio existe em três formas fundamentais: rutilo tetragonal, anatase e brookite ortorrômbica, dependendo de sua estrutura cristalina. Neste trabalho foi utilizado o rutilo, pois além de ser a forma mais comum é também a que apresenta característica de baixo custo. A titânia possui massa específica média de $4,25 \text{ g/cm}^3$ e limite de cisalhamento entre 69 e 103 MPa, e apresenta módulo de elasticidade de aproximadamente 283 GPa. Quanto às características físicas, possui ponto de fusão em torno de $1855 \text{ }^\circ\text{C}$ e ligações predominantemente iônicas (SANTANA, 2005). A titânia utilizada foi produzida pela LABSYNTH S/A.

4.1.4 Material Metálico

O material metálico utilizado neste trabalho foi o aço inoxidável 15-5PH, que é um aço martensítico endurecido por precipitação, com baixo teor de carbono, o qual possui como principais elementos de liga o Cr, Ni e Cu. Este material foi cedido pela empresa Villares Metals, na forma de placas de 20 mm de espessura, na condição H1150-M, com dureza de 30 HRC, resistência à tração de 1045 MPa e limite de escoamento de 752 MPa.

O aço 15-5PH é muito utilizado na indústria aeroespacial, em peças que exigem alta resistência mecânica, resistência à corrosão, ductilidade e tenacidade. Sua alta resistência

mecânica é atribuída à precipitação partículas de cobre que estão dispersos na matriz martensítica, que provocam o endurecimento da mesma (AK STEEL, 1999; KHAFRI; ADHAMI, 2010; KHAFRI; ZARGARAN, 2010).

4.2 ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios mecânicos realizados tiveram como objetivo analisar a tenacidade à fratura em cada tipo de material (compósito, polimérico, cerâmico e metálico) com comportamentos linear-elásticos e elasto-plásticos. Além disso, estes ensaios tiveram como objetivo obter superfícies de fratura para investigação de seu relevo.

4.2.1 Ensaio DCB

O ensaio DCB (*Double Cantilever Beam*) gera uma fratura em modo I (carregamento por tração), com delaminação interlaminar, sendo este um modo de falha comum e potencialmente perigoso em estruturas de compósitos (ATKINSON; KIELY, 1998; ALIF; CARLSSON; BOOGH, 1998).

Os corpos de prova utilizados neste ensaio foram retirados das placas de compósito carbono/epóxi, processadas anteriormente, sendo que o material não adesivo (folha de alumínio) inserido na camada central da espessura serviu como um iniciador da delaminação (pré-trinca) (Figura 33).

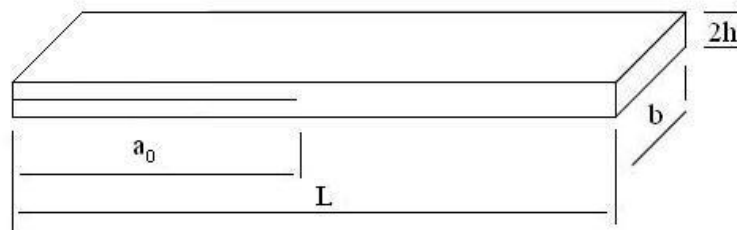


Figura 33 – Corpo de prova para ensaio DCB.

A norma ASTM D5528 (ASTM, 2007) foi utilizada como base para a realização do ensaio e as medidas usadas nos corpos de prova foram as seguintes: $a_0 = 60$ mm, $L = 190$ mm, $b = 20$ mm e $2h = 3,30$ mm.

Para a realização do ensaio foi necessário fixar em cada corpo de prova um par de blocos de metal (Figura 34a), para permitir a aplicação da força, sendo, posteriormente, os blocos presos às garras da máquina de ensaio através de um suporte (Figura 34b). Os blocos foram fixados com o uso do Adesivo Industrial EC-1099, da 3M (CAMPOS, 2010).

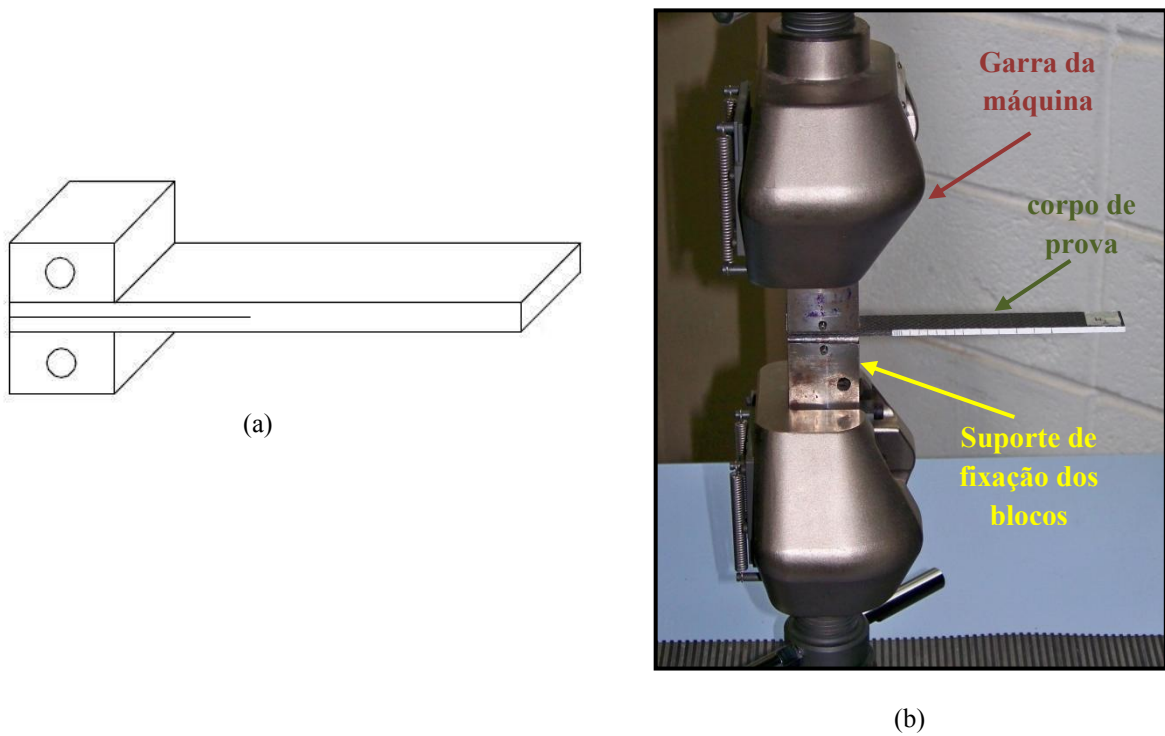


Figura 34 - (a) corpo de prova com os blocos fixados; (b) corpo de prova preso às garras da máquina de ensaio.

Os ensaios DCB foram realizados em uma máquina de ensaio da Shimadzu, modelo AG-X, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, a uma velocidade de 2 mm/min, utilizando uma célula de carga de 50 kN. A Figura 35 mostra três diferentes estágios do ensaio, sendo o início, a abertura da pré-trinca e, posteriormente, a propagação da trinca e, conseqüente, fratura do corpo de prova.

A taxa de energia liberada para a fratura em modo I (G_I) foi calculada utilizando a equação (7):

$$G_I = \frac{3 * P * \delta}{2 * b * (a + |\Delta|)} \quad (7)$$

onde, P = força, δ = deslocamento no ponto de carregamento, b = largura da amostra, a = comprimento da trinca e Δ = fator de correção associado à pré-trinca, que é utilizado para que o valor de G_I não seja superestimado, pois durante o ensaio pode haver uma pequena rotação na frente da delaminação (MORAIS, et al., 2002; MATHEWS, SWANSON, 2007).

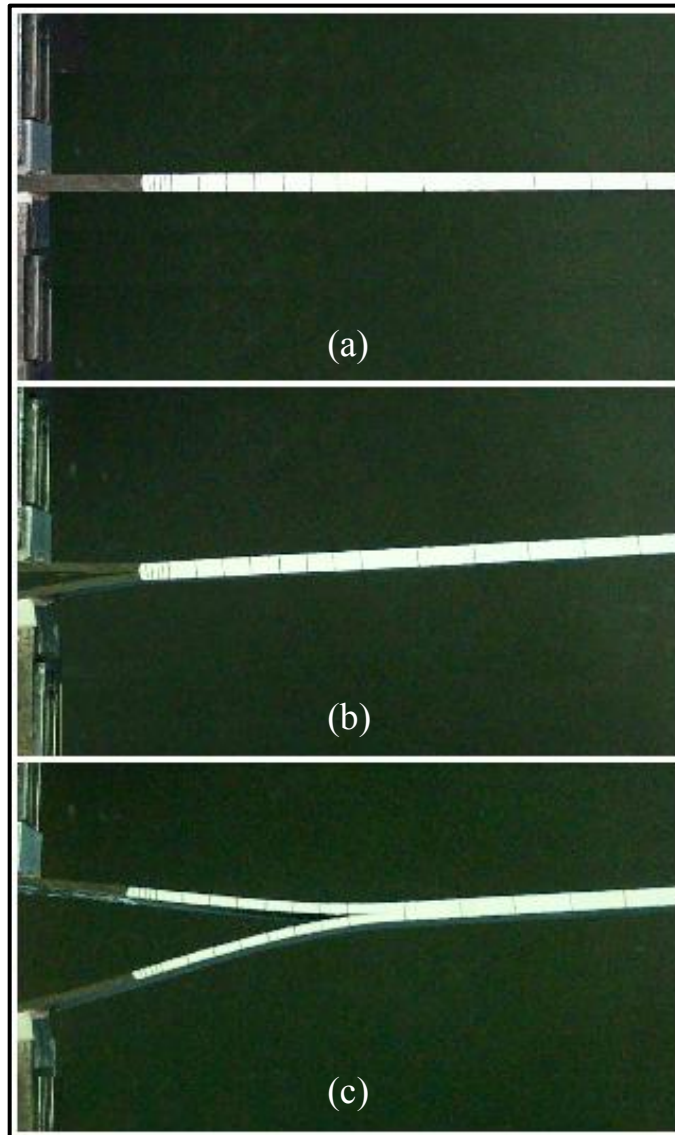


Figura 35 – Ensaio DCB: (a) início do ensaio; (b) abertura da pré-trinca; e, (c) propagação da fratura.

Foi ensaiado um total de 30 corpos de prova de compósito carbono/epóxi, separados, igualmente, em três condições: natural, higrotérmica e ultravioleta, sendo que estas condições foram propostas para que se possa confrontar o efeito da degradação sobre as propriedades mecânicas.

Na condição natural, os corpos de prova sofreram somente o processamento da placa de compósito, sem nenhum posterior tratamento. Já na condição higrotérmica, as amostras ficaram confinadas no interior da câmara de climatização Marconi modelo MA 835/UR, existente no Laboratório de Condicionamento Ambiental do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, expostos à temperatura de 80 °C, com o teor de umidade relativa de 95%, por um período de nove semanas. Este condicionamento foi feito com base no Procedimento B da norma ASTM D5229-M (ASTM, 2004) para materiais compósitos a serem submetidos a ensaios mecânicos na condição úmida. Enquanto que na condição ultravioleta, os corpos de prova foram submetidos ao condicionamento sob luz ultravioleta, no interior de uma câmara UV Q-Lab QUV/Spray, com exposição à luz UV-A (340 nm), existente no mesmo Laboratório de Condicionamento Ambiental do condicionamento higrotérmico. Esta câmara de envelhecimento opera com lâmpada de xenônio de 650 W, com filtros internos e externos de silicato de boro e irradiância de 0,68 W/m² a 340 nm, conforme especificado na norma ASTM D4329-05 (ASTM, 2005). As amostras, no interior da câmara, foram expostas a ciclos alternados de radiação ultravioleta e de condensação, sendo a duração de cada ciclo de oito e quatro horas, respectivamente, por um período de 1200 horas (KUMAR, 2002).

4.2.2 Ensaio ENF

O ensaio ENF (*End-Notched Flexure*) é um método utilizado para se medir a tenacidade à fratura interlaminar em modo II (carregamento por cisalhamento) em materiais compósitos. Este ensaio é, basicamente, um teste de flexão em três pontos, onde uma amostra é posicionada sobre dois apoios e uma força é aplicada no centro da peça (MORAIS; MOURA, 2006; WANG, et al., 2009).

Os corpos de prova utilizados neste ensaio são semelhantes aos do ensaio DCB, sendo que foram retirados das placas de compósitos carbono/epóxi que foram processadas anteriormente. A folha de alumínio, neste caso, tem a mesma função da que existia no ensaio em modo I, a de proporcionar uma pré-trinca ao material (Figura 36).

O ensaio foi feito com base na norma DIN EN6034-96 (DIN, 1996) com as seguintes medidas do corpo de prova: $a_0 = 40$ mm, $c = 100$ mm (distância entre os apoios), $b = 20$ mm e $2h = 3,40$ mm, sendo o comprimento total do corpo de prova igual a 110 mm.

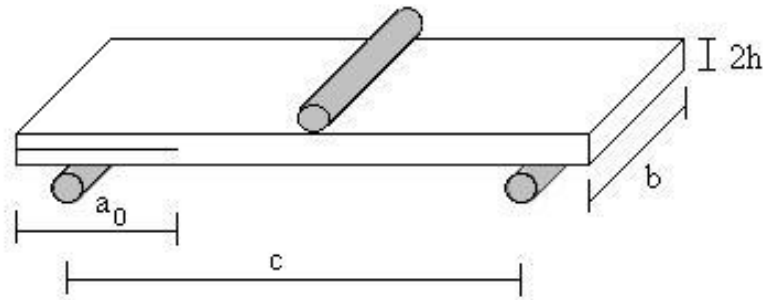


Figura 36 – Geometria do corpo de prova para ensaio ENF.

Os ensaios ENF foram realizados em uma máquina de ensaio Shimadzu, modelo AG-X, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, a uma velocidade de 1 mm/min, utilizando uma célula de carga de 10 kN. A Figura 37 mostra alguns momentos do ensaio ENF, tais como: início do ensaio, deslizamento da pré-trinca e propagação da trinca ao longo do corpo de prova.

A taxa de energia liberada para a fratura em modo II (G_{II}) foi calculada utilizando a seguinte equação:

$$G_{II} = \frac{9 \cdot P \cdot a^2 \cdot \delta}{2 \cdot b \cdot (0,25 \cdot c^3 + 3 \cdot a^3)} \quad (8)$$

onde, P = força, a = comprimento da trinca, δ = deslocamento, b = largura do corpo de prova e c = distância entre os apoios (DIN, 1996).

Foram utilizados 30 corpos de prova de compósito carbono/epóxi nos ensaios ENF, distribuídos em três condições, natural, ultravioleta e ciclo térmico, com 10 amostras em cada grupo.

Os corpos de prova na condição natural não foram submetidos a nenhum condicionamento após terem sido retirados da placa de compósito. Na condição ultravioleta as amostras sofreram o mesmo condicionamento mencionado para os corpos de prova DCB. Enquanto que, na condição de ciclo térmico, os corpos de prova ficaram confinados em uma câmara Envirotronics, modelo TSV 5-2-2-2-AC (*Two Zone Vertical Thermal Shock*), disponível no Laboratório de Condicionamento Ambiental do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, por um período de, aproximadamente, 25 dias, totalizando 1800 ciclos. O condicionamento por ciclo térmico

simula os efeitos de degradação dos compósitos, causados a partir da variação brusca de temperaturas, sendo assim, durante cada ciclo as amostras ficaram expostas a uma temperatura de $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 10 minutos, e, posteriormente, a $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ por mais 10 minutos. Nesta câmara, a mudança de temperatura acontece em dois compartimentos diferentes, interligados por um elevador vertical, sendo um responsável pelo aquecimento das amostras e o outro pelo resfriamento.

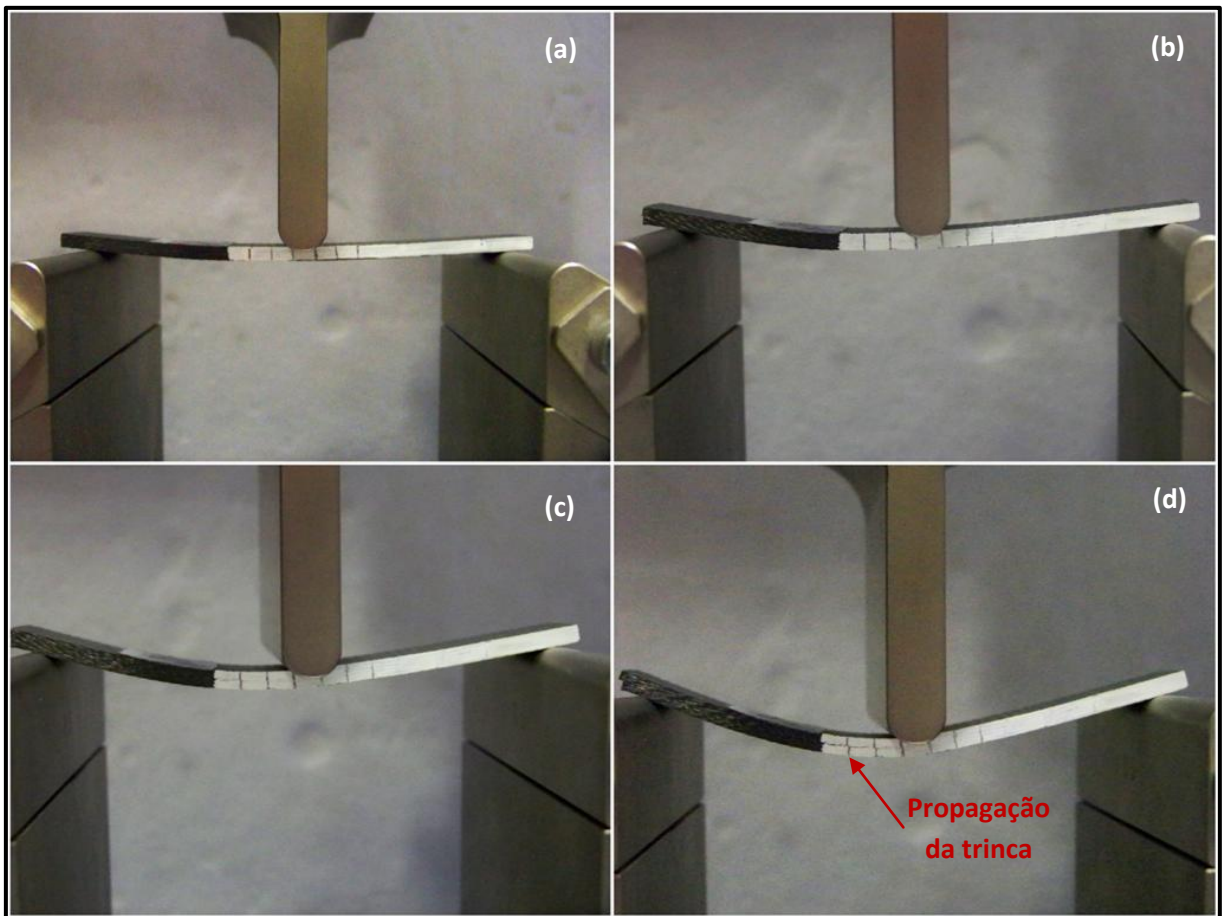


Figura 37 – Ensaio ENF: (a) início do ensaio; (b) deslocamento da pré-trinca; (c) início da propagação da trinca; e (d) término do ensaio.

4.2.3 Ensaio SCB

O ensaio SCB (*Semi-Circular Bend*), também conhecido como método de flexão semicircular, é utilizado para determinação do fator intensidade de tensão K_{I} , no caso do modo I, e K_{II} , no caso do modo II, em materiais que apresentam fratura frágil, tais como cerâmicas e polímeros. Este ensaio consiste em apoiar uma amostra semicircular, que contém

um entalhe, em dois apoios e aplicar uma força contrária a eles na região a 90° da base. A Figura 38 mostra como o ensaio SCB é realizado, sendo que os modos de fratura, I e II, são determinados pela variação do ângulo β (CHONG; KURUPPU, 1998; LIM, et al., 1994; AYATOLLAHI; ALIHA; HASSANI, 2006).

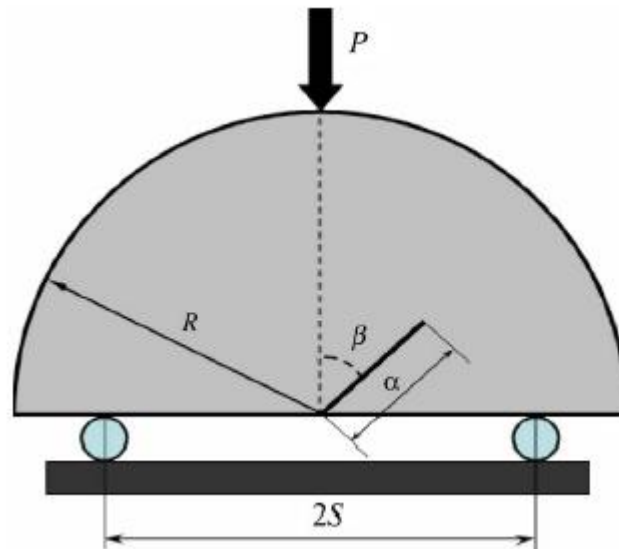


Figura 38 – Ensaio SCB (*Semi-Circular Bend*) (AYATOLLAHI; ALIHA; HASSANI, 2006).

O fator intensidade de tensão em modo I (K_I) é calculado utilizando a seguinte equação:

$$K_I = \frac{P \cdot \sqrt{\pi a}}{2 \cdot R \cdot t} * Y_I \quad (9)$$

onde, P é a máxima força suportada pelo material antes de começar a fraturar, a é o comprimento do entalhe, R é o raio, t é a espessura do corpo de prova e Y_I é o fator geométrico relativo ao modo I que é determinado graficamente pela relação S/R , onde S é a distância do centro da amostra até o apoio, e a/R (Figura 39).

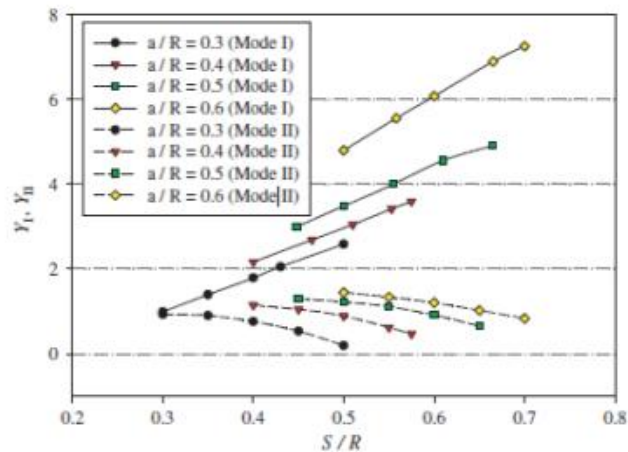


Figura 39 – Determinação dos fatores geométricos Y_I e Y_{II} (AYATOLLAHI; ALIHA, 2006).

Neste trabalho, o ensaio SCB foi feito em dois tipos de materiais: no polímero (resina fenol-formaldeído) e na cerâmica (titânia). A confecção dos corpos de prova para cada material foi a seguinte:

✓ Resina fenol-formaldeído

Os corpos de prova poliméricos foram obtidos a partir do processo de embutimento a quente de 45 mL da resina fenólica granulada, sendo este processo constituído por duas etapas. A primeira etapa consistiu no aquecimento da resina, sob pressão (6 a 9 bar), de uma temperatura de 25°C (temperatura ambiente) até o patamar máximo de 150°C, durante 15 minutos. A segunda etapa foi o resfriamento da resina até a temperatura ambiente, numa taxa de 10 °C/minuto. A máquina utilizada para a realização destes processos foi uma embutidora Panpress 30. O resultado do embutimento foram corpos de prova cilíndricos com 30 mm de diâmetro e 40 mm de altura, conforme apresentado na Figura 40.



Figura 40 – Corpo de prova polimérico em forma cilíndrica.

Como os corpos de prova para ensaio SCB devem ter formato de discos semicirculares, os corpos de prova cilíndricos passaram por um processo de corte em uma serra de precisão Buehler Isomet 1000, usando disco diamantado com espessura de 0,3 mm. Após algumas operações de corte, foram obtidos quatro grupos de corpos de prova semicirculares com espessuras de 2, 3, 4 e 5 mm, com 15 mm de raio e entalhe de 4,5 mm de comprimento, num total de cinco corpos de prova para cada espessura. A variação na espessura teve como finalidade criar diferentes comportamentos da fratura.

Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-elétrica Shimadzu, modelo AG-X, existente no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, com células de carga de 5 kN a uma velocidade de 0,5 mm/min.

✓ Titânia

Os corpos de prova cerâmicos foram obtidos com a mistura de 50 g de titânia (TiO_2) com 6 gotas de álcool polivinílico (PVal), utilizado como ligante, e 10% de água destilada. Esta mistura foi homogeneizada no almofariz e peneirada posteriormente.

Após a preparação do pó, este foi colocado em molde circular bipartido de 60 mm de diâmetro (Figura 41a) e levado à prensa para o processo de conformação. A força aplicada ao molde foi de aproximadamente 1400 kg durante 60 segundos. Depois de prensadas, as amostras foram secas em estufa, durante 2 horas a 110 °C. A Figura 41b mostra os corpos de prova depois de prensados e retirados do molde.



(a)



(b)

Figura 41 – (a) Molde circular bipartido; e, (b) Corpos de prova de titânia prensados a verde.

No próximo passo, as amostras foram pré-sinterizadas a 1000 °C, com razão de aquecimento de 3 °C/minuto em um patamar de uma hora em forno do tipo mufla. A sinterização final foi feita a uma temperatura de 1450 °C com duração de uma hora. A Figura 42 mostra a aparência dos corpos de prova depois de sinterizados.

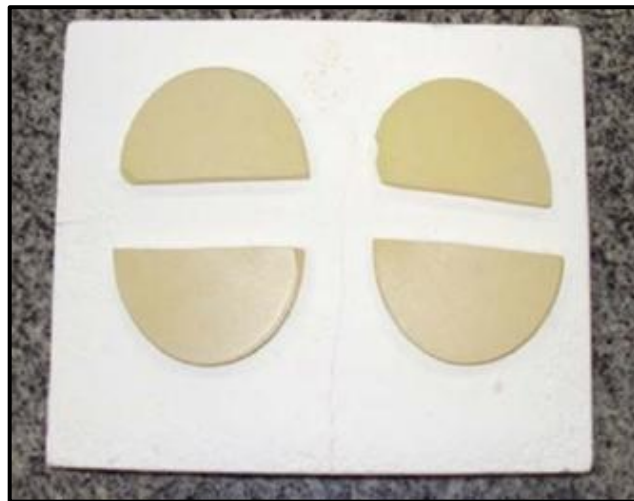


Figura 42 – Corpos de prova de titânia sinterizados.

Os entalhes nos corpos de prova foram feitos em uma máquina de corte Isomet, com o uso de um disco diamantado de 0,2 mm de espessura, perpendicular à base do semicírculo, ou seja, com $\beta = 0^\circ$. As dimensões finais das amostras foram, aproximadamente, $R = 24$ mm, $a = 7,2$ mm e $t = 3$ mm.

A metade dos corpos de prova sinterizados foi submetida a choque térmico, com base na norma ASTM – C1525 (ASTM, 2004). As amostras foram aquecidas em um forno até a temperatura de 350 °C, em um taxa de 3 °C/min, permanecendo nesta temperatura por 30 minutos. Após o aquecimento, os corpos de prova foram colocados em um banho de água a temperatura ambiente, permanecendo neste até o resfriamento completo do material.

Foram ensaiados um total de 40 corpos de prova na condição de somente sinterizados e 40 na condição com choque térmico. Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-elétrica Shimadzu, modelo AG-X, existente no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, com células de carga de 5 kN a uma velocidade de 1 mm/min. A Figura 43 mostra alguns momentos do ensaio sendo realizado.

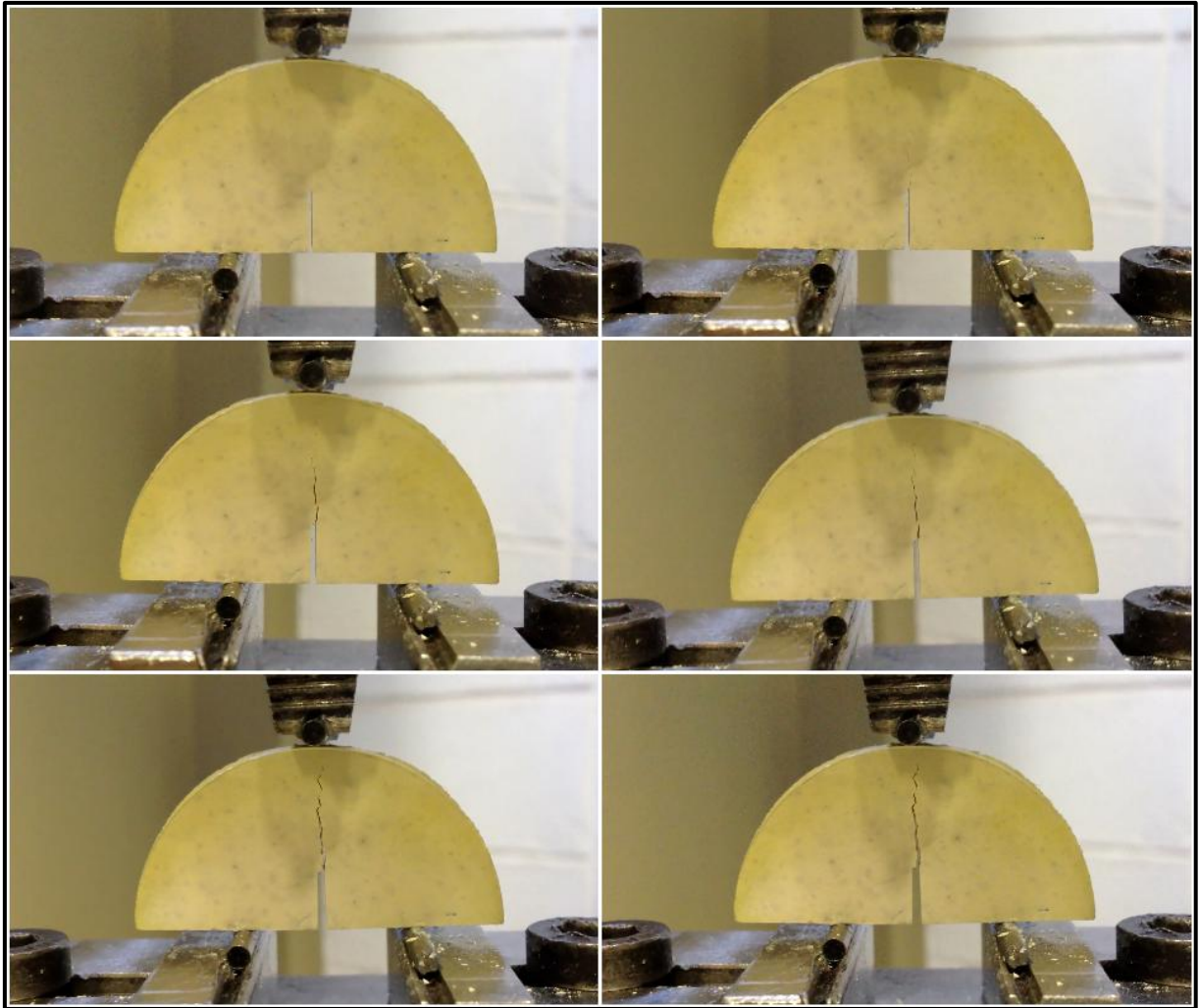


Figura 43 – Ensaio SCB para corpo de prova de titânia com $\beta = 0^\circ$.

4.2.4 Ensaio K_{IC}

Os ensaios de tenacidade à fratura, em modo I de carregamento, foram realizados segundo a norma ASTM E 399 (ASTM, 2008) para o material metálico, aço 15-5PH.

Os corpos de prova foram extraídos de uma mesma placa e usinados segundo a orientação T-L para a direção do plano da trinca. Já as pré-trincas por fadiga foram feitas com o uso de uma razão de carga positiva igual a 0,1, com frequência de 14 Hz e carga máxima para 50% da extensão inicial de 18 kN e para o restante da extensão de 13,2 kN. A Figura 44 apresenta as dimensões dos corpos de prova do aço 15-5PH, utilizados no ensaio.

Todos os ensaios foram realizados na máquina universal servo-hidráulica Instron 8810, existente no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.

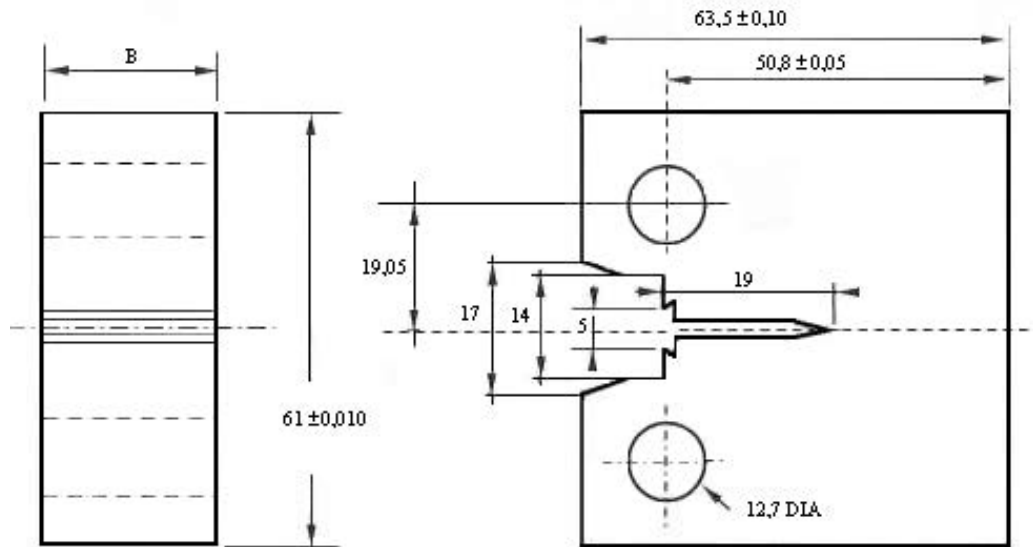


Figura 44 – Dimensões do corpo de prova do aço 15-5PH.

Com o intuito de se obter diferentes superfícies de fratura, foram induzidas mudanças no comportamento elasto-plástico do material através da diminuição da temperatura durante os ensaios. Foram escolhidas quatro condições de temperatura: 23 °C, -50 °C, -100 °C e -150 °C, para a realização dos ensaios, que foram feitos em uma câmara climática Instron, com sistema de refrigeração por nitrogênio líquido, sendo cada grupo composto por três corpos de prova.

A espessura (B) dos corpos de provas foi fixada em 19 mm com a finalidade de garantir o comportamento elasto-plástico do material à temperatura ambiente. Porém, com esta espessura obteve-se uma relação de $W/B < 2$ (com $W = 50,8\text{mm}$), inviabilizando a obtenção de K_{IC} , segundo os critérios da norma ASTM E 399, mas permitindo obter valores válidos de K_C (CALTABIANO, 2011).

4.3 MICROSCOPIA ÓPTICA

A microscopia óptica foi utilizada com o intuito de se obter imagens das superfícies de fratura dos corpos de prova, dos diversos materiais, visando uma análise quantitativa das mesmas. Como as superfícies de fratura são relevos onde não é possível se obter uma imagem completamente com foco ou informações da topografia com o uso da microscopia óptica, optou-se por adotar o método de reconstrução por extensão de foco para que isto fosse possível.

4.3.1 Aquisição de Imagens

As imagens foram adquiridas com o uso de um microscópio óptico motorizado Zeiss AxioImager Z2m (Figura 45), disponível no Laboratório de Microscopia do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, equipado com uma câmera digital AxioCam ICc3 da marca Zeiss. Estas imagens foram feitas em ampliações de 200x, com o uso de lentes objetivas EC Epiplan 20x, em campo escuro.

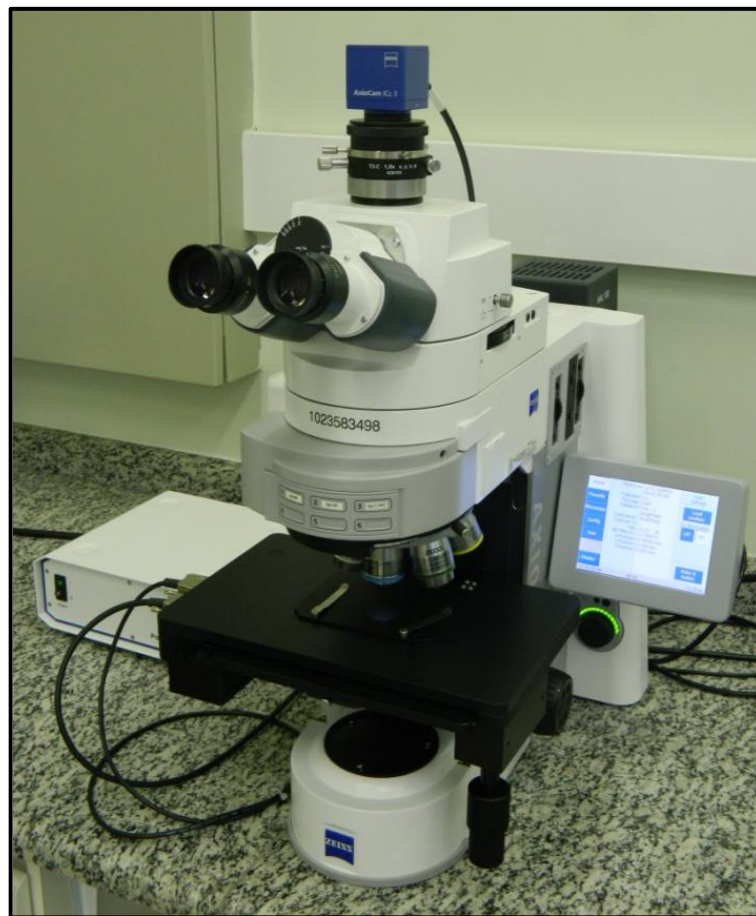


Figura 45 – Microscópio óptico Zeiss AxioImager Z2m.

As imagens foram feitas na frente da pré-trinca (início da fratura) e para cada tipo de material foi adotado uma metodologia referente ao número de campos amostrados na frente da pré-trinca, sendo que, a variação deste valor entre os materiais se deve às diferenças entre as espessuras dos corpos de prova utilizados em cada ensaio.

✓ Carbono-epóxi (DCB e ENF):

Nos corpos de prova de carbono-epóxi, submetidos ao ensaio DCB e ENF, foram amostrados 10 campos, na frente da pré-trinca, distantes entre si em 1,5 mm, sendo que o primeiro campo foi posicionado a 2,5 mm da borda.

✓ Baquelite (SCB):

No caso dos corpos de prova de Baquelite, submetidos ao ensaio SCB, os campos foram distanciados entre si em 0,2 mm, sendo que em cada espessura obteve-se uma quantidade diferente de campos amostrados: espessura 2 cm = 9 campos, espessura 3 cm: 14 campos, espessura 4 cm: 19 campos e espessura 5 cm: 24 campos.

✓ Titânia (SCB):

No caso dos corpos de prova de Titânia, com e sem choque térmico, submetidos ao ensaio SCB, os campos amostrados foram feitos na frente da pré-trinca, a cada 0,2 mm, totalizando 15 campos.

✓ Aço 15-5PH (K_{IC}):

Nos corpos de prova de aço 15-5PH, optou-se por dividir a região na frente da pré-trinca em três partes iguais, sendo que a área escolhida para análise foi a central, desprezando desta forma as regiões próximas às bordas. Nesta área, foram feitas imagens a cada 0,5 mm, num total de 15 campos amostrados.

4.3.2 Método de reconstrução por extensão de foco

A reconstrução por extensão de foco é o método mais usado quando se deseja reconstruir relevos por meio da microscopia óptica convencional. Este método consiste, basicamente, na obtenção de uma pilha de imagens digitais, através do deslocamento sucessivo da objetiva a cada 1 μm , obtendo diferentes planos de foco (Figura 46). Para que se tenha sucesso com o processamento das imagens, há duas condições que devem ser respeitadas: as imagens devem estar alinhadas ao longo da pilha e na mesma ampliação (PAJARES, CRUZ, 2004; FORSTER et al, 2004; CAMPOS, 2010).



Figura 46 - Pilha de imagens com movimento progressivo da objetiva.

O resultado que se obtém através do método de reconstrução por extensão de foco é uma imagem completamente focada (Figura 47a) e um mapa de elevações (Figura 47b), sendo que o mapa, também, pode ser representado através de um gráfico 3-D (Figura 47c).

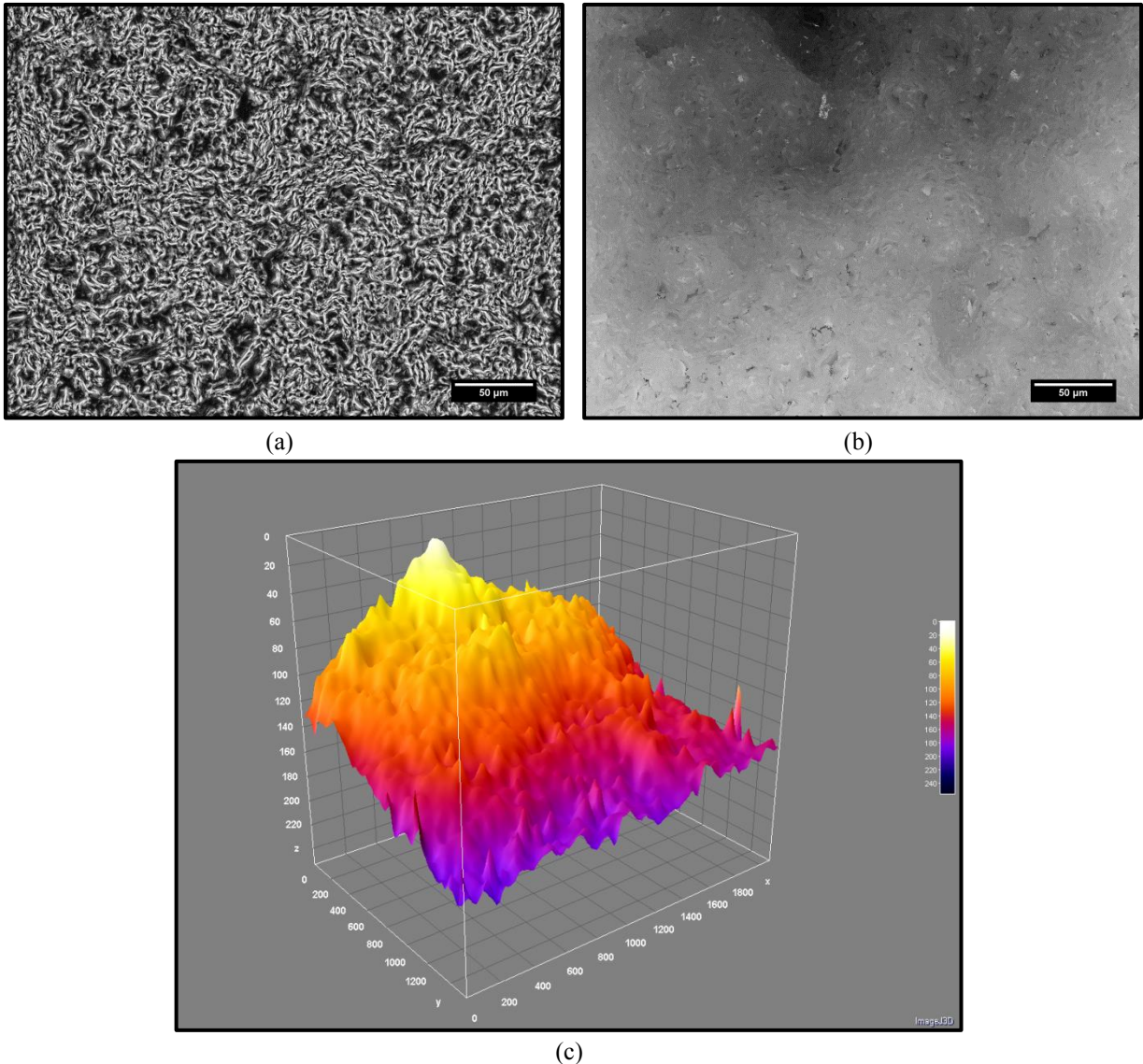


Figura 47 - Saída do método de reconstrução por extensão de foco: (a) imagem em foco; (b) mapa de elevação; e, (c) representação do relevo em 3-D.

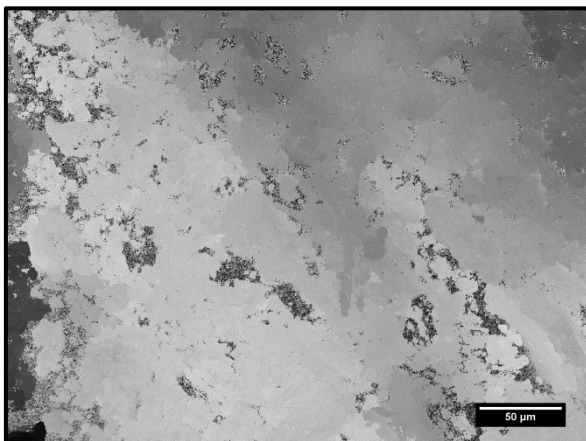
A reconstrução por extensão de foco foi feita através do programa NIH Image J, que é um pacote desenvolvido em código aberto e de uso gratuito, com o uso de uma rotina (*plugin*), denominada *Stack Focuser*, implementada por Michael Umoren, (RASBAND, 2008) e o gráfico 3-D foi construído usando a rotina Interactive 3-D Surface Plot.

4.3.3 Processamento das imagens

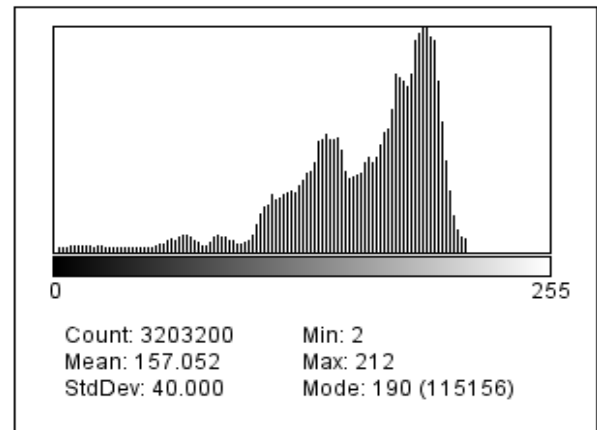
O próximo passo após as pilhas de imagens terem sido adquiridas e reconstruídas através da rotina *Stack Focuser*, conforme mencionado anteriormente, foi processar as

imagens digitais para que pudessem ser utilizadas na análise quantitativa da superfície de fratura.

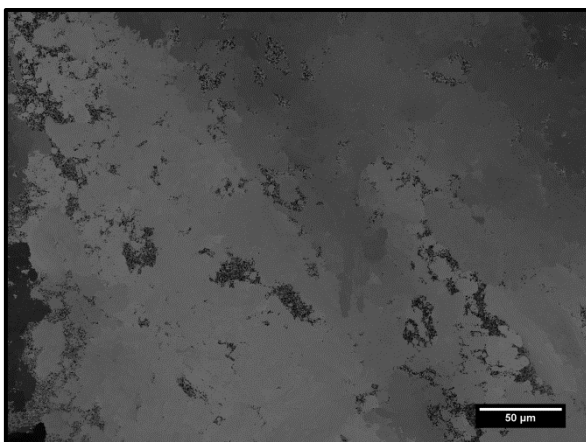
A realização do processamento das imagens foi necessária, pois a imagem topográfica, obtida através da rotina *Stack Focuser*, é multiplicada por um valor que depende do número de imagens existentes na pilha. Isto acontece, pois é uma característica dessa rotina fazer com que a imagem resultante tenha um histograma com distribuição uniforme entre os 255 tons de cinza que podem existir em uma imagem de oito bits (Figura 48a e 48b). A consequência disto é que as distâncias apresentadas no mapa topográfico podem não ser reais, induzindo a um erro de interpretação, pois é considerado que cada nível de cinza representa a distância entre os planos de foco, que é de 1 μm . Sendo assim, é necessário que se divida o mapa de elevações pelo valor mínimo encontrado no histograma, para que os valores do mapa representem as distâncias reais da fratura (Figura 48c e 48d) (CAMPOS, 2010).



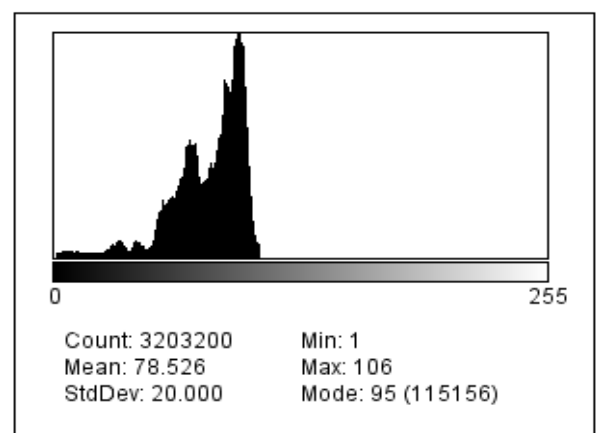
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 48 – Acerto no mapa de elevação: (a) mapa original; (b) histograma de (a); (c) mapa depois de dividido por dois; e, (d) novo histograma.

Como pode ser observado na Figura 48, o mapa topográfico inicial apresentava uma diferença entre o vale e o topo da fratura de 200 μm (Max - Min da Figura 48b), sendo que a altura máxima real desta superfície de fratura era de 105 μm , conforme Figura 48d.

4.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

O equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15 (Figura 49) do Laboratório de Imagens de Materiais (LAIMat), do Departamento de Materiais e Tecnologia, da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.

O objetivo de se fazer as imagens das fraturas no MEV foi de conseguir maiores ampliações, que fornecessem informações adicionais na análise da superfície, identificando os micromecanismos atuantes.



Figura 49 – Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS15.

4.5 CÁLCULO DA DIMENSÃO FRACTAL

A dimensão fractal é uma importante ferramenta utilizada quando se deseja quantificar o nível de irregularidade de um objeto ou o quanto do espaço ele ocupa. Neste trabalho, a

dimensão fractal foi calculada usando como base o mapa de elevações, que fornece as informações quanto ao relevo da fratura.

O cálculo da dimensão fractal foi feito com o uso da rotina *MapFractal Count* (CHEN; YUAN; HSIEH, 2003), disponível no programa NIH Image J, que é baseada no método de dimensão *Minkowski-Bouligand*, também conhecido como método *box-counting*.

Após a aplicação da rotina *MapFractal Count*, obteve-se os valores de *box size* e *box count*, os quais foram usados como base na construção do gráfico cujo eixo da abscissa é $-\log(\text{box size})$ e o eixo da ordenada é $\log(\text{box count})$. A dimensão fractal é então calculada como sendo o coeficiente angular da reta obtida pela linha de tendência, traçada entre os pontos do gráfico (Figura 50).

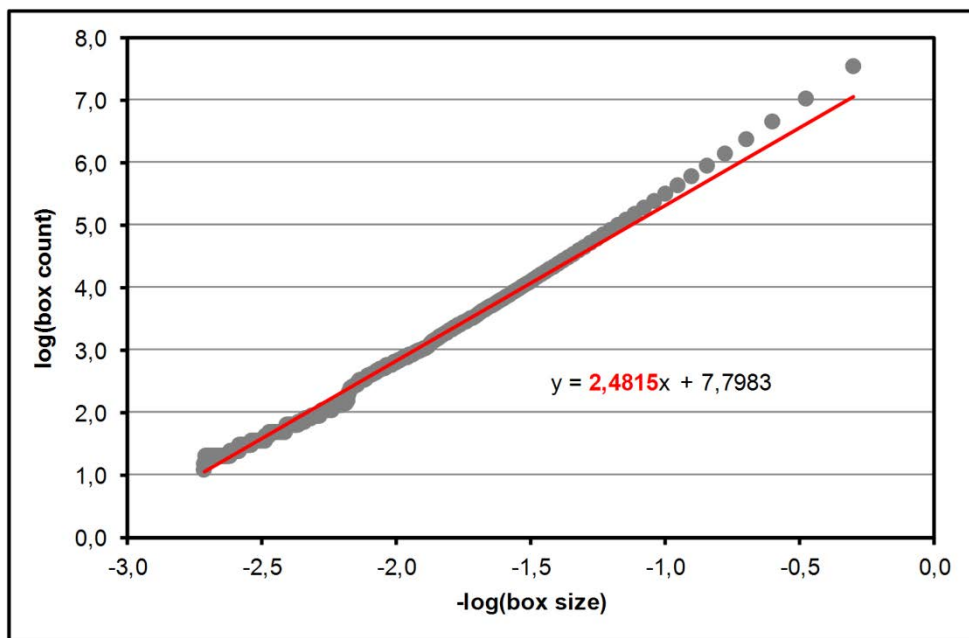


Figura 50 – Cálculo da dimensão fractal com o uso do método *box-counting*.

Na Figura 50 é possível observar uma significativa diferença na inclinação dos pontos, devido a uma limitação no cálculo do método *box counting*. Isso acontece, pois nesta região, onde a inclinação é mais baixa, o valor do *box size*, ou seja, o valor da aresta do cubo, é maior do que o máximo nível de cinza e a contagem dos cubos acaba considerando a imagem como um plano, pois não é sensível a altura *z*. Sendo assim, cria-se uma restrição no método e os pontos válidos para o cálculo são aqueles onde o *box size* é menor ou igual ao maior nível de cinza da imagem.

A informação do nível de cinza máximo que a imagem possui pode ser obtida com o uso do histograma, sendo que este valor será considerado como o limite do *box size* e, conseqüentemente, indicará quais pontos devem ser considerados no gráfico. Na Figura 51a pode-se observar o histograma da imagem que gerou o gráfico do método *box-counting* da figura anterior. Neste caso, o limite do *box size* é igual a 106, que corresponde ao nível de cinza máximo da imagem. A Figura 51b, mostra o gráfico com o limite do *box size*, sendo que os pontos pretos são os que devem ser retirados para o cálculo da dimensão fractal.

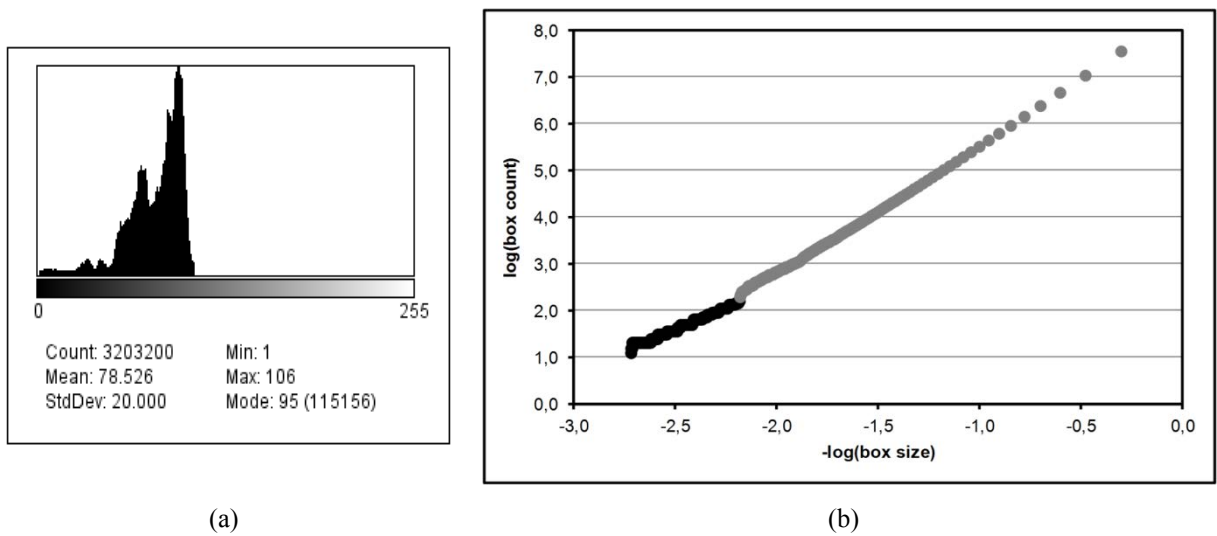


Figura 51 – (a) histograma; (b) gráfico com pontos descartados em preto.

Após retirar os dados que não devem ser utilizados no cálculo da dimensão fractal, o gráfico foi refeito, conforme apresentado na Figura 52. Vale ressaltar que a linha de tendência, neste caso, está mais próxima dos pontos do que no caso anterior e o coeficiente angular da reta é maior, representando melhor a superfície da fratura.

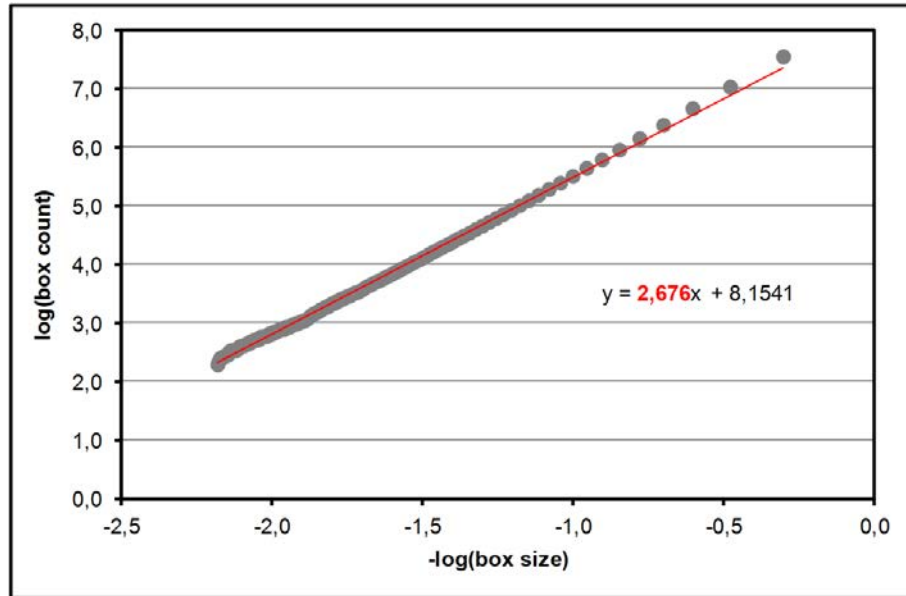


Figura 52 – Gráfico do método *box-counting* ajustado.

4.5.1 Cálculo do fractal misto

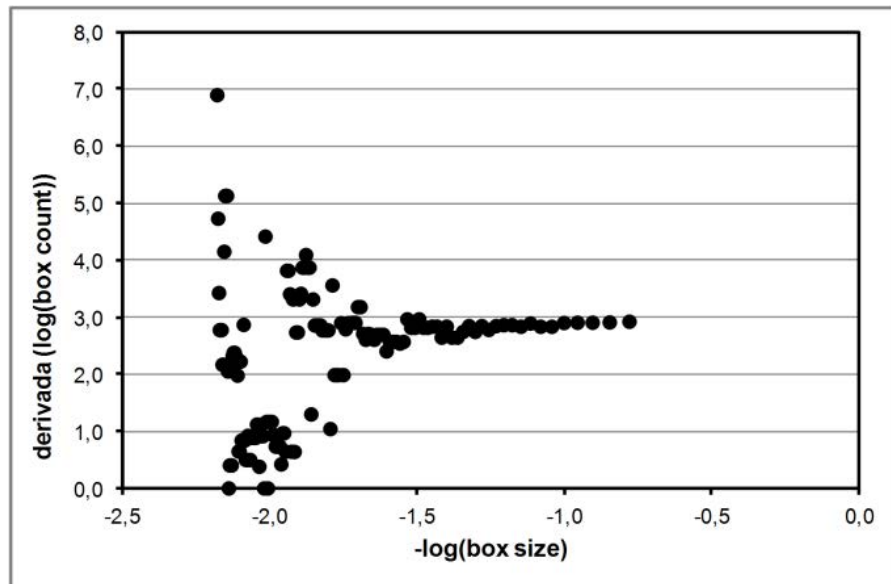
O próximo passo na análise da dimensão fractal foi identificar no gráfico do método *box counting*, conforme a inclinação da reta, os dois segmentos relacionados a dimensão textural (D_t) e a dimensão estrutural (D_s). Porém, observou-se que havia um problema na identificação do ponto onde se separavam as duas diferentes inclinações, tomando-se como base somente o gráfico do método *box counting* (Figura 52). Sendo assim, foi necessária a criação de uma metodologia que auxiliasse na definição de quais pontos do gráfico eram correspondentes a D_t e quais eram de D_s .

A metodologia desenvolvida consistiu em:

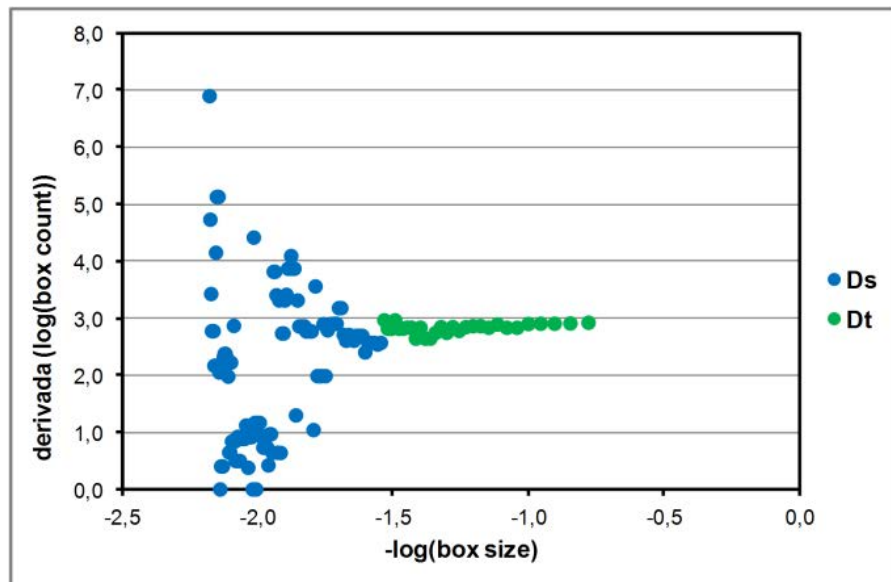
- ✓ Calcular a derivada primeira de todos os dados de $\log(\text{box count})$, com o objetivo de se encontrar os pontos de inflexão e, conseqüentemente, a dispersão dos pontos; e,
- ✓ Calcular a mediana dos pontos resultantes do cálculo da derivada, para suavizar a dispersão dos dados (CAMPOS, et al., 2012).

A Figura 53a apresenta o comportamento dos pontos, de forma gráfica, após o cálculo da derivada e do filtro da mediana. Neste gráfico foi possível observar a existência de duas regiões distintas, sendo uma com grande dispersão dos pontos e a outra com os pontos mais alinhados, com certa uniformidade, onde a dispersão é mínima. Estas duas regiões representavam, nitidamente, os pontos relacionados à D_t e D_s , porém faltava determinar exatamente qual o ponto que dividia as duas regiões. O próximo passo foi, então, calcular o desvio-padrão destes dados, como forma de se medir a dispersão dos pontos e deixar a

separação das regiões padronizada. Os valores referentes à D_s foram aqueles que tinham o menor valor de dispersão, padronizado em valores menores que 10% do desvio-padrão para conjuntos de cinco pontos sucessivos, sendo que este valor foi estimado através de observação experimental (Figura 53b).



(a)



(b)

Figura 53 - (a) gráfico do espalhamento dos pontos do método box counting com o uso da derivada; (b) limite entre os pontos relacionados à D_t e D_s .

Após ter encontrado qual o ponto que dividia as duas regiões, construiu-se o gráfico do método *box counting*, com as regiões separadas e suas respectivas linhas de tendências, sendo

que, a que possui o maior coeficiente angular é referente a Ds e a outra é referente a Dt (Figura 54).

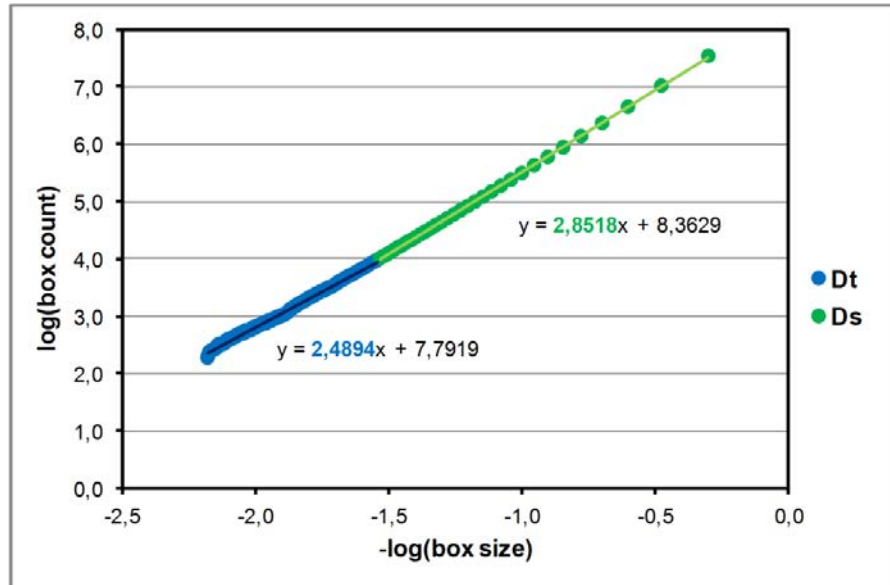


Figura 54 – Gráfico do cálculo do Ds e Dt.

4.6 RUGOSIDADE

A rugosidade pode ser definida como um conjunto de irregularidades que caracterizam uma superfície, composta por saliências e reentrâncias. Sendo assim, pode ser usada como uma medida que descreve a topografia da superfície da fratura (DIERICH, NIKRITYUK, 2013). Existem diferentes parâmetros de rugosidade que são comumente usados, tais como Ra (*roughness average*) - rugosidade média, Rq (*roughness root mean square*) - rugosidade quadrática média e Rt (*roughness total*) - rugosidade total.

A medida de rugosidade foi feita em todas as imagens coletadas para o trabalho, com o uso da rotina *SurfCharJ* (CHINGA, et. al, 2007), disponível no programa NIH Image J. O parâmetro escolhido para ser usado foi o Ra que é calculado através da equação apresentada a seguir:

$$R_a = \sum_{n=1}^N \frac{|Z_n - \bar{Z}|}{N} \quad (10)$$

onde, Z_n é o valor individual da altura de cada posição na superfície, e \bar{Z} o valor médio de todas as alturas, considerando N posições.

5 RESULTADOS

Os resultados desta pesquisa serão apresentados neste capítulo, separados por tipo de material, procurando realizar as mesmas análises, buscando uma uniformidade na análise dos resultados.

Duas análises estatísticas foram empregadas:

- ✓ Coeficiente de correlação linear (R^2): usado para representar a relação entre duas ou mais variáveis. Varia de zero a um, dependendo da relação existente, ou seja, quanto mais próximo o coeficiente de correlação (R^2) estiver do valor um, mais forte é a relação existente entre as variáveis, podendo uma ser descrita pela outra (COSTA NETO, 2002). A Tabela 2 mostra a classificação para o coeficiente de correlação.

Tabela 2 – Classificação do coeficiente de correlação.

Coeficiente de Correlação	Correlação
$R^2 = 1$	Perfeita
$0,75 \leq R^2 \leq 1$	Forte
$0,50 \leq R^2 \leq 0,75$	Moderada
$0 < R^2 < 0,50$	Fraca
$R^2 = 0$	Nula

- ✓ Teste de hipótese *t-student*: usado para comparar duas amostras independentes, com o objetivo de testar se existem diferenças entre os resultados. Este teste usa o número de graus de liberdade em seus cálculos, que nada mais é que o tamanho da amostra utilizada. As hipóteses estabelecidas foram:

H_0 : não há diferença entre os dados

H_a : há diferença

No teste $t_{calc} > t_{teórico}$: aceito H_a , sendo que o $t_{teórico}$ é originado da tabela *t-student* e o calculado é dado pela fórmula:

$$t_{calc} = \frac{\bar{x}_1 - \bar{x}_2}{\sqrt{\frac{S_1^2}{n_1} + \frac{S_2^2}{n_2}}} \quad (11)$$

Onde, x_1 e x_2 são as médias das amostras, S_1^2 e S_2^2 são os desvios-padrão e n_1 e n_2 os tamanhos das amostras (COSTA NETO, 2002; SPIEGEL, COSENTINO, 1994).

E ainda, foi utilizada a derivada de segunda ordem para análise dos comportamentos dos dados em algumas situações específicas. Um exemplo de como foi feito o cálculo é que, primeiro, se encontrou uma função que se encaixava com a distribuição dos dados e apresentava um menor erro, como a da Equação 12, onde y é o valor de Dt e x a distância em relação ao centro da amostra.

$$y = -0,002 x^4 + 0,022 x^3 - 0,065 x^2 + 0,070 x + 0,588 \quad (12)$$

O próximo passo foi calcular a derivada segunda da função anterior (Eq. 13). Com a derivada em mãos substituiu-se o valor de x pela distância em relação ao centro e representou estes dados graficamente.

$$y'' = \frac{(-325+339 x-81 x^2)}{2500} \quad (13)$$

5.1 MATERIAL COMPÓSITO

Os corpos de prova de compósito carbono-epóxi foram ensaiados em modo I (ensaio DCB) e modo II (ensaio ENF) de carregamento. Sendo assim, os resultados serão apresentados primeiro analisando cada ensaio individualmente e, posteriormente, relacionando-os.

5.1.1 Ensaio DCB

O ensaio DCB (*Double Cantilever Beam*) foi aplicado aos corpos de prova em três condições: natural (sem tratamento), condicionamento higrotérmico e ultravioleta. A Figura 55 apresenta os resultados da tenacidade à fratura, em modo I de carregamento (G_{IC}), calculados no início da fratura, na região crítica e a Tabela 3 mostra os resultados estatísticos deste ensaio.

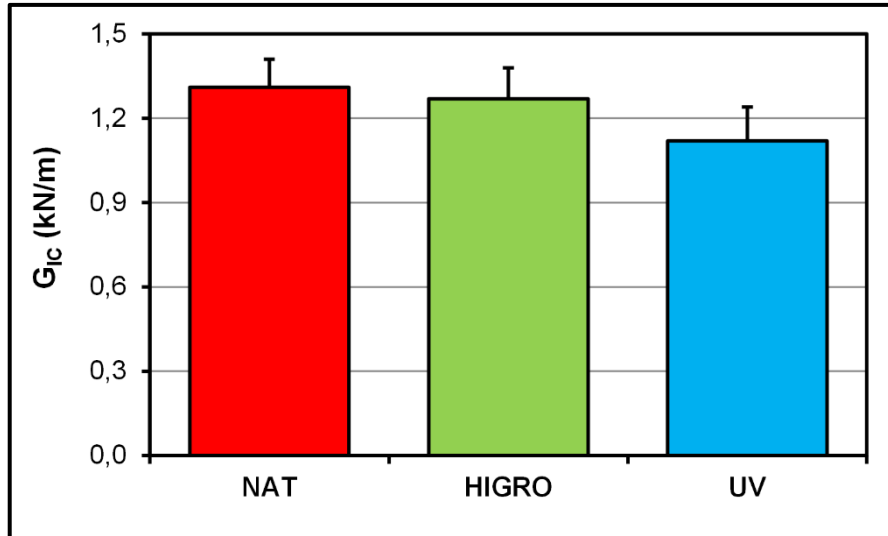


Figura 55 – Tenacidade à fratura obtida no ensaio DCB para as condições natural (NAT), higrotérmica (HIGRO) e ultravioleta (UV).

Tabela 3 – Dados estatísticos do ensaio DCB nas condições natural, higrotérmica e ultravioleta.

Condição	Média [kN/m]	Desvio-padrão [kN/m]	Coefficiente de Variação
Natural	1,31	0,10	7,6%
Higrotérmica	1,27	0,11	8,7%
Ultravioleta	1,12	0,12	10,7%

Analisando as três condições (natural, ultravioleta e higrotérmica) observou-se uma pequena redução nos valores de G_{IC} , conforme apresentado na Figura 55, sendo que a maior diferença foi de 14,1% entre a condição natural e higrotérmica. É importante ressaltar que o desvio-padrão destes resultados foi na ordem de 10% em todas as condições, fazendo com que, estatisticamente, possam ser consideradas sem diferença (Tabela 3).

O próximo passo foi realizar a análise da superfície de fratura de cada corpo de prova, de acordo com a metodologia já mencionada.

A Figura 56 mostra o resultado dos cálculos da dimensão fractal, considerando a dimensão monofractal (D_f), a textural (D_t) e a estrutural (D_s), para cada condição, em diferentes posições na frente da trinca.

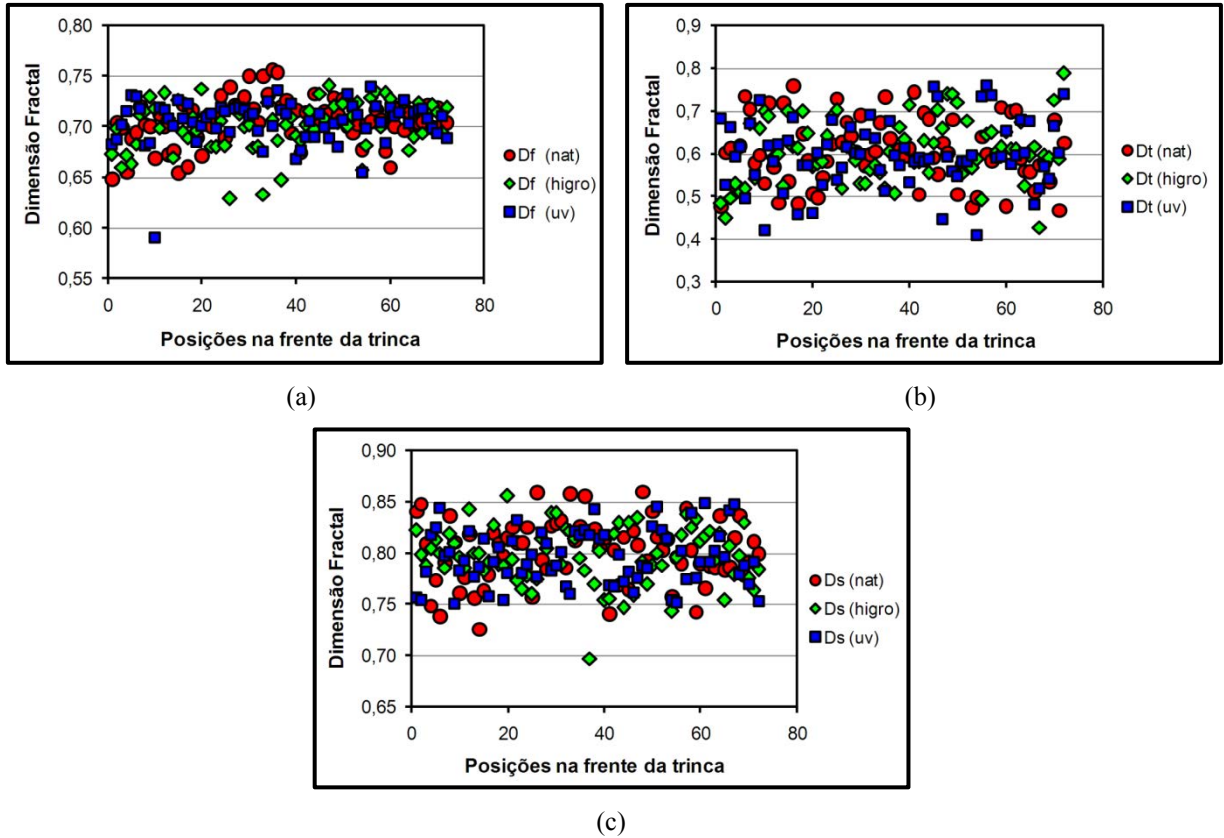


Figura 56 – Comparação entre a dimensão fractal e as condições de ensaio DCB: (a) dimensão monofractal – Df; (b) dimensão textural – Dt; (c) dimensão estrutural – Ds.

Graficamente (Figura 56) é possível observar que não há uma separação entre as condições (nat, higró, uv), que é confirmada com o teste *t-student*, onde o $t_{\text{teórico}} = 1,9935$ (bicaudal), para confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 72. A Tabela 4 apresenta os resultados do t_{calc} , para todas as condições, sendo que nenhum deles foi maior que o teórico. Ou seja, a mudança ocasionada no material compósito devido aos tratamentos impostos (higrotérmico e ultravioleta) não foi percebida por nenhuma das medidas de dimensão fractal.

Tabela 4 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação entre as condições de ensaio DCB.

Medida	Comparação	t_{calc}
Dt	Nat e Higró	0,9744
	Higró e UV	0,8672
	Nat e UV	0,1463
Ds	Nat e Higró	0,2104
	Higró e UV	0,5168
	Nat e UV	0,3070
Ra	Nat e Higró	0,8792
	Higró e UV	0,4058
	Nat e UV	1,2820

5.1.2 Ensaio ENF

O ensaio ENF (*End-Notched Flexure*) foi realizado nas três condições: natural (sem tratamento), condicionamento ultravioleta e ciclo térmico. A Figura 57 apresenta os resultados da tenacidade à fratura, em modo II de carregamento (G_{IIC}), calculados no início da fratura, na região crítica.

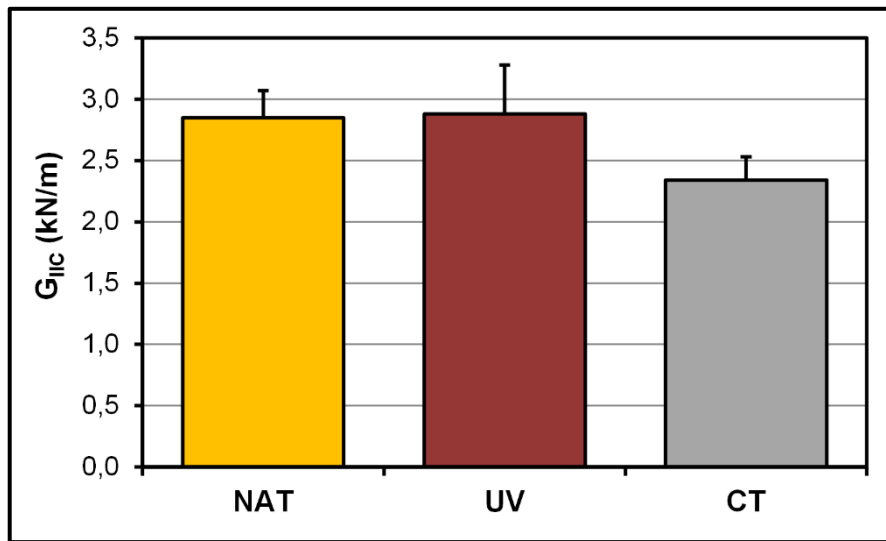


Figura 57 – Tenacidade à fratura obtida no ensaio ENF para as condições natural (NAT), ultravioleta (UV) e ciclo térmico (CT).

Os resultados mostram que há uma diferença entre as médias de G_{IIC} , chegando a 23 % se comparar a condição natural com o ciclo térmico, porém, o desvio padrão dos dados também é bastante significativo não podendo, desta forma, afirmar suas diferenças (Tabela 5).

Tabela 5 – Dados estatísticos do ensaio ENF nas condições natural, ultravioleta e ciclo térmico.

Condição	Média [kN/m]	Desvio-padrão [kN/m]	Coefficiente de Variação
Natural	2,85	0,22	7,7%
Ultravioleta	2,88	0,40	13,9%
Ciclo térmico	2,34	0,19	8,1%

A Figura 58 mostra o resultado dos cálculos da dimensão fractal, considerando a dimensão monofractal (D_f), a textural (D_t) e a estrutural (D_s), para cada condição, em diferentes posições na frente da trinca.

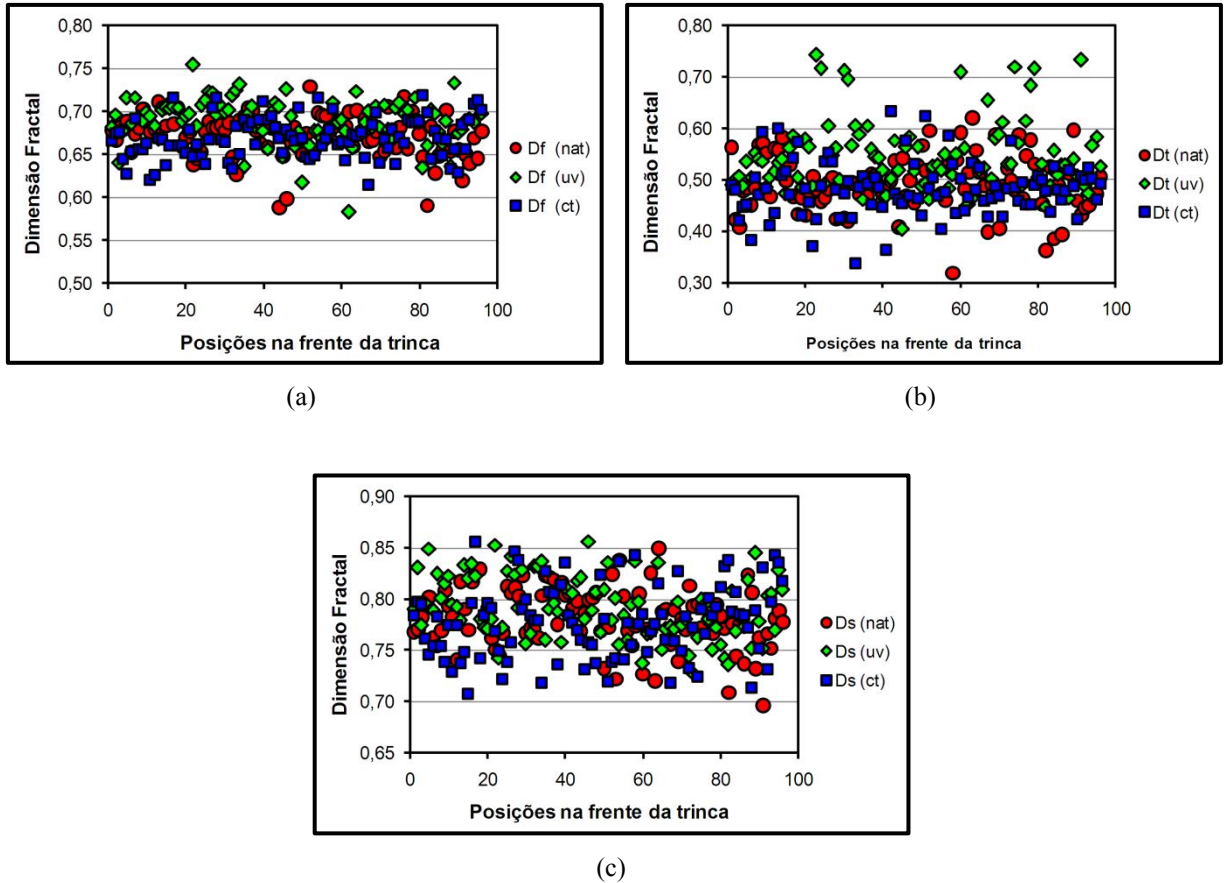


Figura 58 – Comparação entre a dimensão fractal e as condições de ensaio ENF: (a) dimensão monofractal – Df; (b) dimensão textural – Dt; (c) dimensão estrutural – Ds.

Analisando os gráficos da Figura 58 observa-se que não há uma separação entre as condições (nat, uv e ct), que é confirmada com o teste *t-student*, onde o $t_{\text{teórico}} = 1,9853$ (bicaudal), para confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 96. A Tabela 6 apresenta os resultados do t_{calc} , para todas as condições, sendo que nenhum deles foi maior que o teórico, ou seja, não é possível afirmar que os dados comparados são diferentes. Este resultado é semelhante ao encontrado no ensaio DCB (Figura 56).

Tabela 6 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação entre as condições de ensaio ENF.

Medida	Comparação	t_{calc}
Dt	Nat e UV	1,29
	UV e FT	1,52
	Nat e FT	1,10
Ds	Nat e UV	1,79
	UV e FT	1,84
	Nat e FT	1,40
Ra	Nat e UV	0,80
	UV e FT	0,95
	Nat e FT	1.06

5.1.3 Comparação entre DCB e ENF

A Figura 59 apresenta os valores de tenacidade à fratura tanto em modo I (DCB) quanto em modo II (ENF) de carregamento, considerando que os dados utilizados foram os da condição natural. É possível observar uma grande diferença no valor da tenacidade entre os modos, confirmando a atuação diferenciada da propagação da trinca. Consultando a literatura (DONADON, et.al., 2007; MATHEWS, SWANSON, 2007; MORAES, et.al., 2002) verificou-se que há uma coerência dos valores de tenacidade à fratura tanto em modo I como em modo II de carregamento.

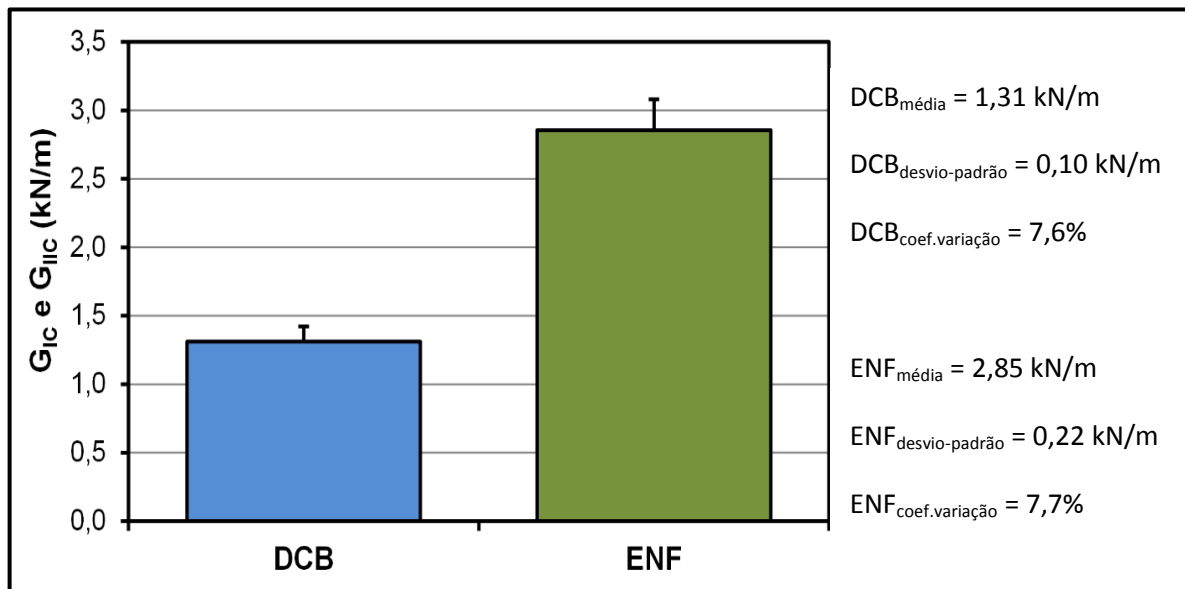


Figura 59 – Tenacidade à fratura, G_{IC} para o DCB e G_{IIC} para o ENF.

As superfícies de fratura, tanto as provenientes do ensaio DCB quanto do ENF, foram analisadas com o uso da microscopia eletrônica de varredura (MEV), para confirmação da presença dos micromecanismos característicos de cada caso.

As imagens foram feitas com uma combinação de parâmetros do MEV, tais como alto vácuo e baixa voltagem, com a amostra sem estar metalizada e com o uso do detector de elétron secundário (HEIN; CAMPOS; CALTABIANO, 2012). A combinação destes parâmetros foi proveniente de uma pesquisa realizada por Hein, et.al. (2013), que testou algumas combinações destes parâmetros, concluindo que para o caso dos materiais compósitos que possuem comportamento heterogêneo esta seria a melhor.

A Figura 60 mostra imagens de fraturas provenientes do ensaio DCB e ENF. É possível observar uma diferença nos micromecanismos atuantes em cada uma. No ensaio DCB (Figura 60a e 60c) o modo de abertura da trinca é por tração (modo I) e a superfície de fratura apresenta a matriz (resina epóxi) mais lisa, com pequenas marcas de rio, enquanto que a fratura proveniente do ensaio ENF (modo II), apresenta a resina em formato de crista de galo ou cúspide (Figura 60b e 60d), o que é bem característico deste tipo de fratura é a presença de fibras arrancadas (*pull out*).

A Figura 61 confirma a diferença da superfície de fratura dos modos I e II de carregamento, ensaio DCB e ENF, respectivamente. O mapa de elevações tridimensional foi feito a partir das imagens reconstruídas da superfície de fratura. A topografia da fratura, proveniente do ensaio ENF (Figura 61b), é muito mais acidentada, com picos de resina (cúspides), do que a do DCB, que tem uma aparência mais uniforme (Figura 61a).

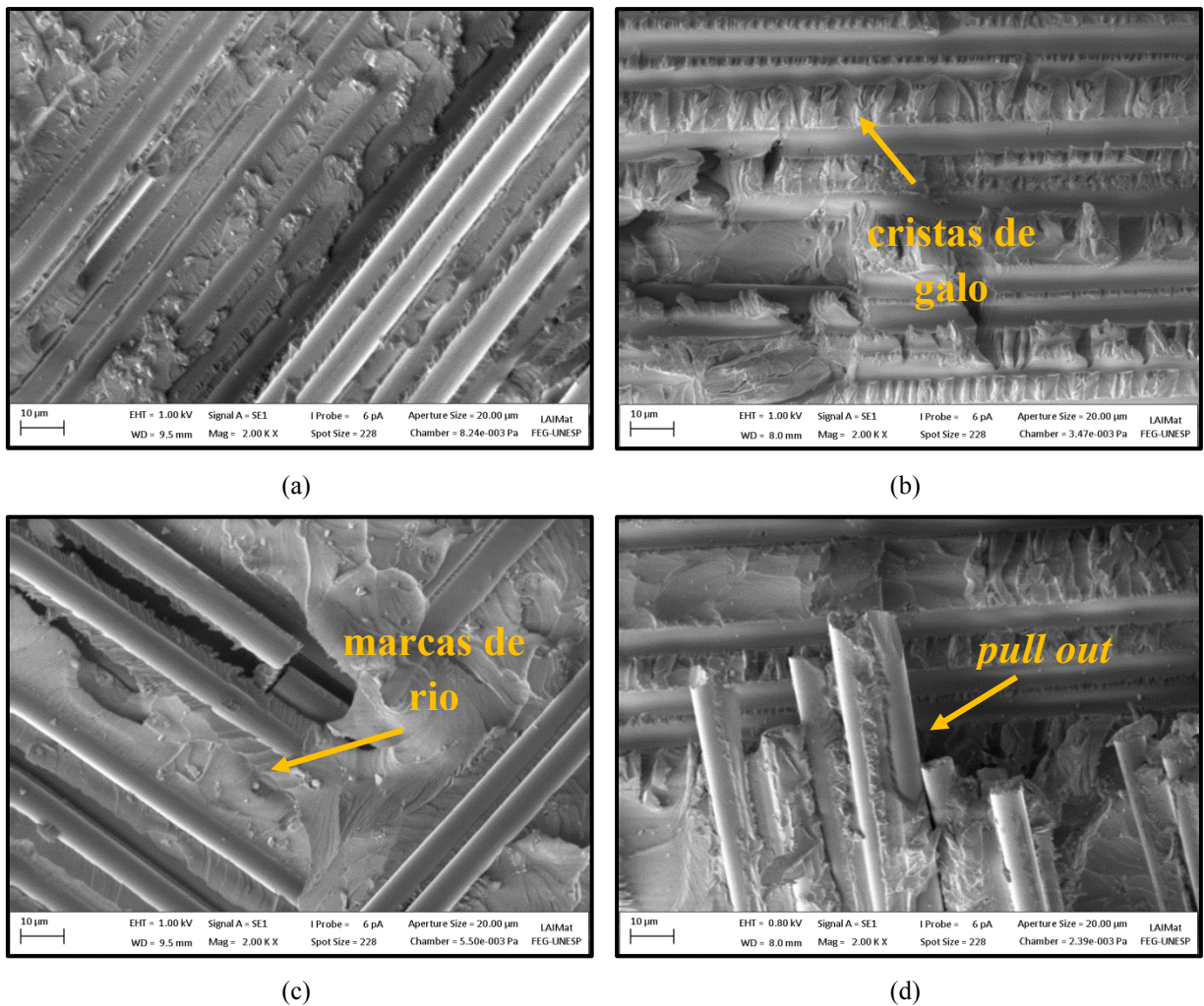


Figura 60 – Imagem do MEV: (a) e (c) DCB e (b) e (d) ENF, condições naturais.

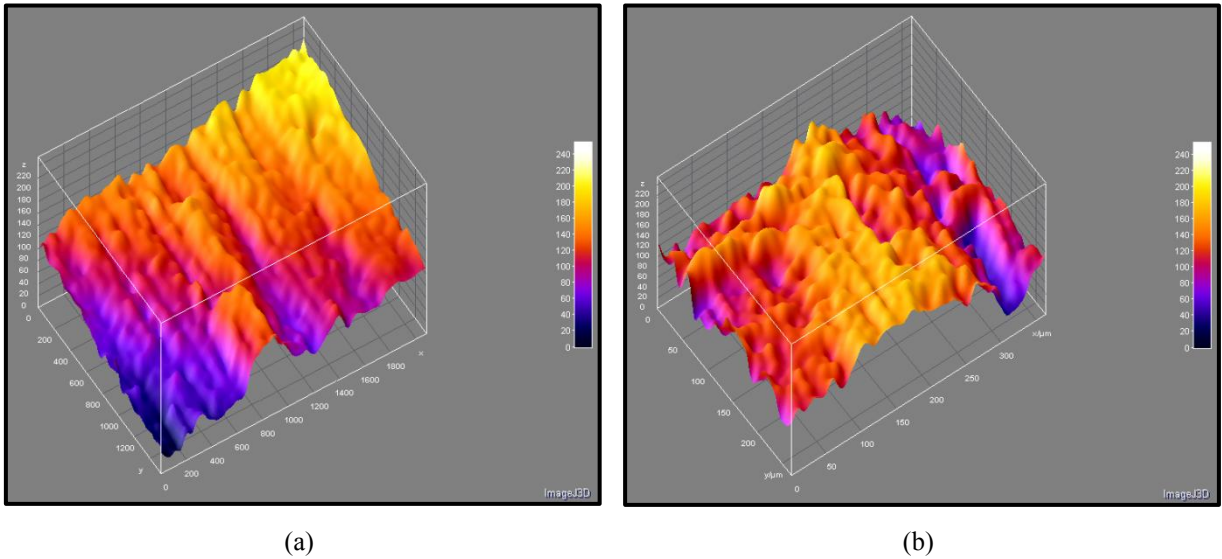


Figura 61 – Mapa de elevação das superfícies de fratura: (a) DCB e (b) ENF.

As próximas figuras, 62, 63, 64 e 65, são gráficos que usam a dimensão fractal (monofractal, textural e estrutural) e a rugosidade como parâmetros de análise. Lembrando que a dimensão fractal foi calculada a partir dos mapas de elevação das superfícies de fratura, onde a dimensão monofractal (D_f) descreve a fratura através de um único valor, a dimensão textural (D_t) descreveria o processo físico que controla a rugosidade da superfície e D_s (dimensão estrutural) as características estruturais do material.

A primeira análise realizada foi a verificação da relação entre a tenacidade à fratura, tanto em modo I como em modo II, com a dimensão fractal (D_f , D_t e D_s) e a rugosidade (R_a) (Figura 62). Os dados de tenacidade, G_{IC} e G_{IIC} , foram colocados todos no mesmo gráfico com o intuito de se encontrar uma única relação.

Observando os gráficos e os resultados do coeficiente de correlação linear, apresentados na Figura 62, verificou-se que somente a dimensão textural (D_t) exibiu uma correlação com a tenacidade ($R^2 = 0,648$), sendo classificada como moderada. Enquanto que as demais apresentaram uma correlação fraca.

A próxima análise realizada foi verificar se, para os compósitos, houve uma relação entre a dimensão fractal, seja ela mono, textural ou estrutural, e a rugosidade (R_a) da superfície de fratura (Figura 63). Esta relação foi testada para ver se a dimensão fractal, que é uma medida do espaço ocupado pela fratura, pode ser relacionado com a rugosidade de sua superfície e assim equipará-las. Porém, o resultado apresentado mostrou que a relação pode ser considerada fraca, devido ao baixo valor apresentado pelo coeficiente de correlação (R^2).

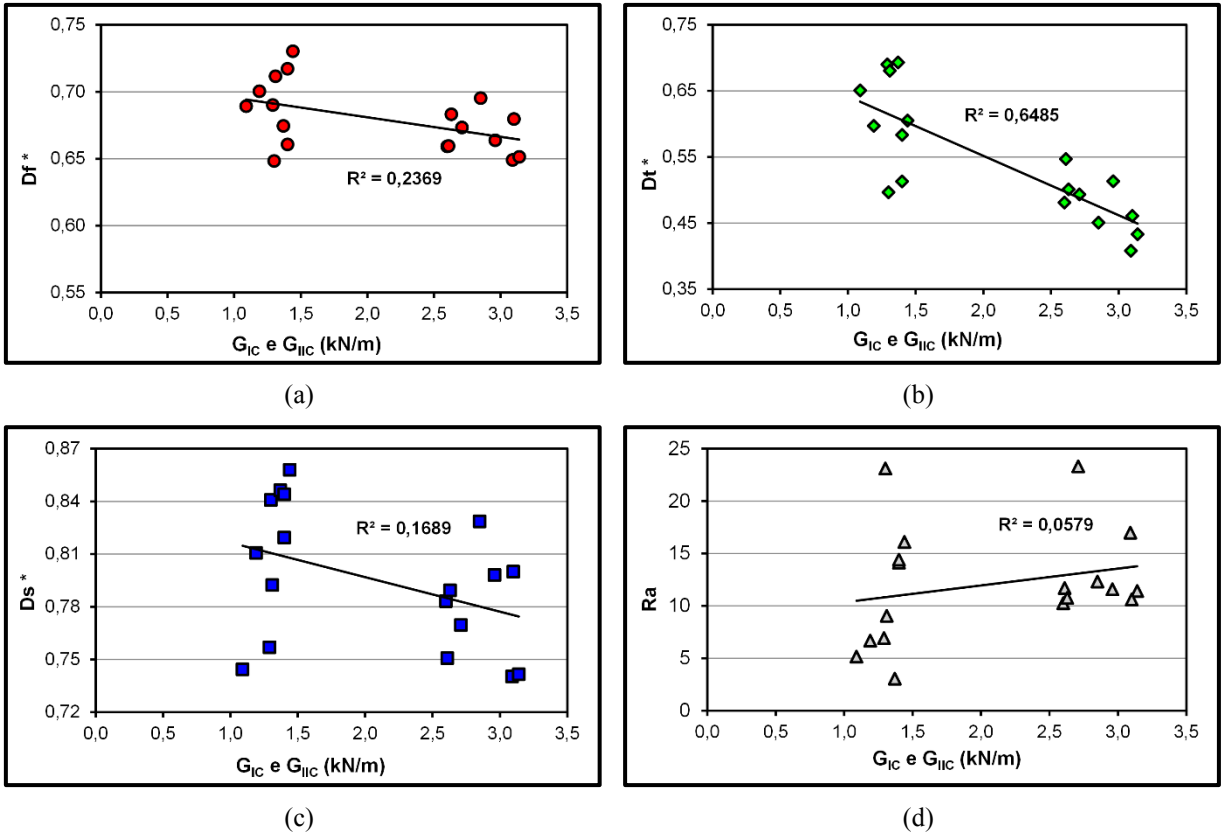


Figura 62 – Comparação da tenacidade à fratura do compósito, modo I e II, com a dimensão fractal e a rugosidade: (a) Df*; (b) Dt*; (c) Ds*; e, (d) Ra.

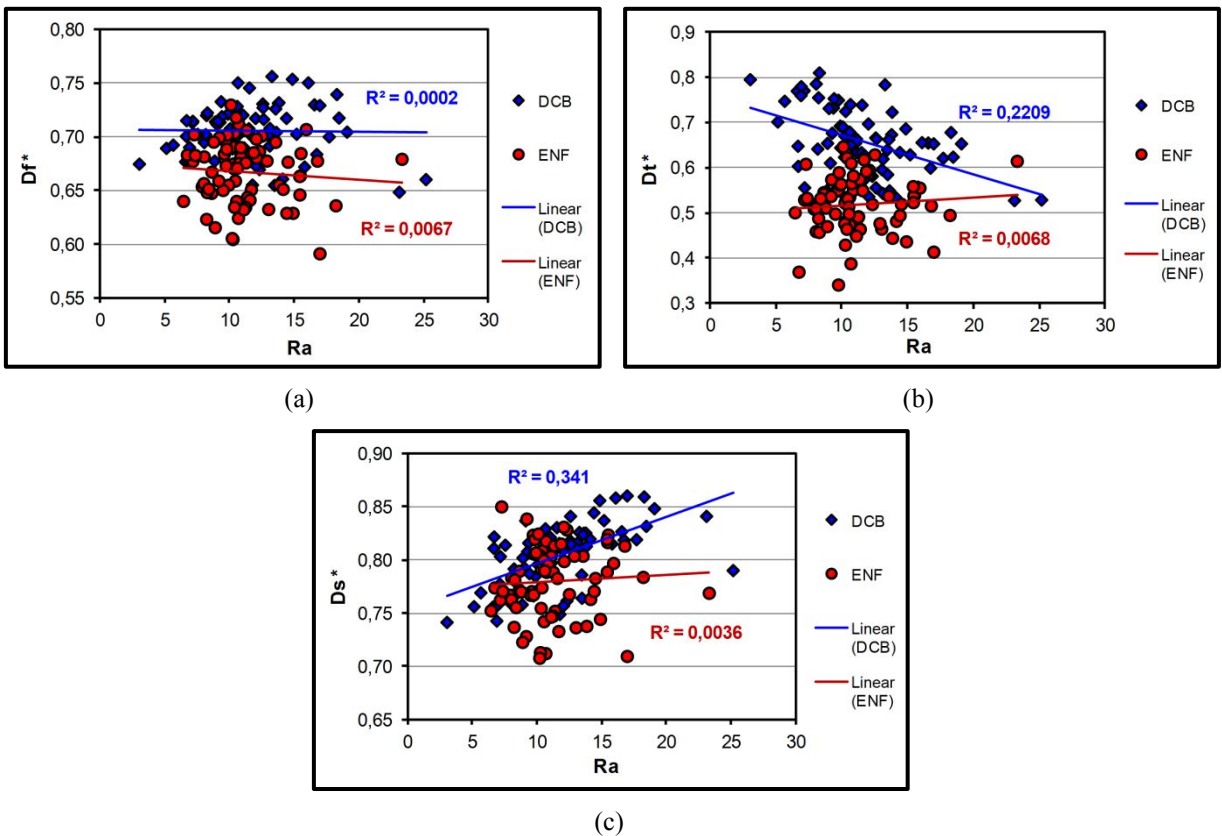
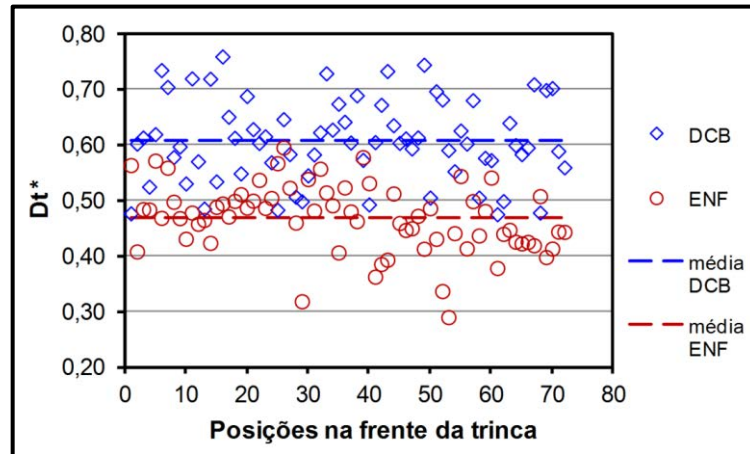
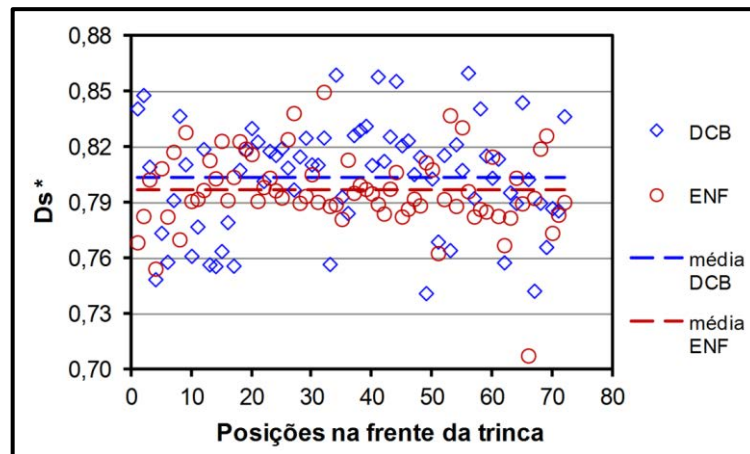


Figura 63 – Comparação da rugosidade (Ra) com a dimensão fractal: (a) Df*; (b) Dt*; e, (c) Ds*.

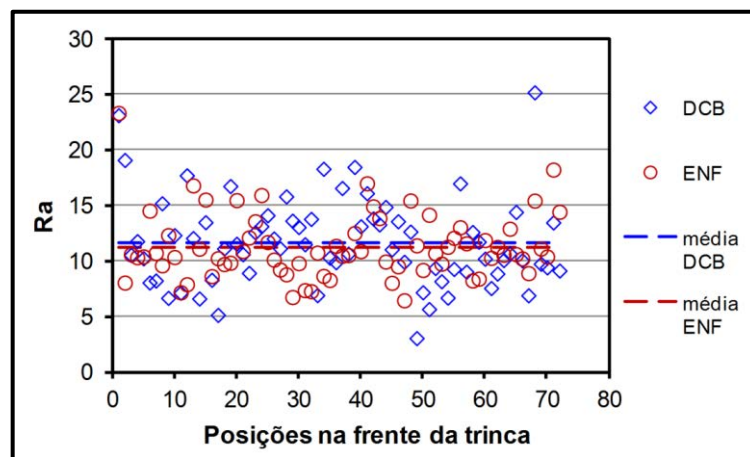
A próxima análise realizada foi sobre o comportamento da dimensão fractal (textural e estrutural) e da rugosidade em relação aos diferentes modos de carregamento, representados pelos ensaios DCB e ENF. As medidas foram feitas em diversas posições na frente da trinca, no início da fratura (Figura 64).



(a)



(b)



(c)

Figura 64 – Comparação entre os modos de fratura I e II (DCB e ENF) e as dimensões fractais (D_t^* e D_s^*) e a rugosidade (R_a).

A Figura 64 apresenta os resultados desta análise e pode-se observar que os dados da dimensão textural (D_t) (Figura 65a) do ensaio DCB (modo I) estão em um patamar diferente quando comparados com o ENF. A média de D_t para o DCB foi de 0,6072, enquanto que para o ENF foi de 0,4685.

Para se ter certeza da diferença dos dados foi aplicado o teste de hipótese de *t-student*, sendo seus resultados apresentados na Tabela 7, onde foi usado $t_{teórico} = 1,9935$ (bicaudal), confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 72. O resultado do teste comprova a diferença entre os dados de D_t , demonstrando sensibilidade para o modo I e II de carregamento.

Tabela 7 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação DCB e ENF.

Medida	Comparação	t_{calc}
D_t	DCB e ENF	12,2685
D_s	DCB e ENF	1,6302
R_a	DCB e ENF	0,6970

Por último foi feita a análise da derivada de segunda ordem da função encontrada com os dados tanto da dimensão textural (D_t), como da estrutural (D_s) e da rugosidade (R_a), em relação à distância do centro da amostra, na região de início da trinca.

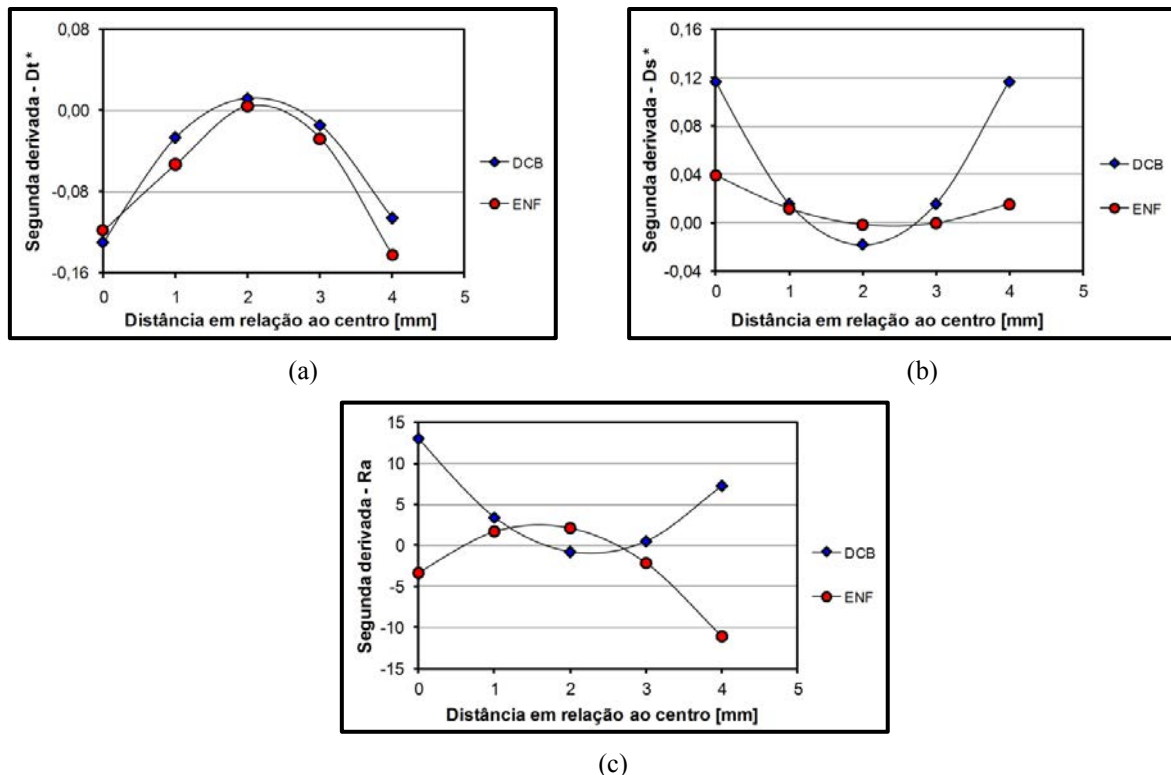


Figura 65 – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal (D_t^* e D_s^*) e a rugosidade (R_a).

Pode-se observar que a dimensão textural (D_t) é a única que mantém o mesmo comportamento da curva tanto para o ensaio DCB como para o ENF, confirmando a sensibilidade deste parâmetro em relação aos modos de carregamento, já visualizados na análise anterior (Figura 64).

5.1.4 Comparação da direção da fibra (0° e 90°)

A próxima análise realizada foi em relação à sensibilidade da dimensão fractal (D_f , D_t e D_s) com a mudança de direção das fibras (0° e 90°) (Figura 66), na região crítica de início da propagação da trinca (Figura 67). Como é possível observar, a dimensão monofractal (D_f) e a dimensão textural (D_t) não foram sensíveis à direção da fibra, apresentando grande dispersão dos pontos, tanto das fibras a 0° como a 90° , não sendo possível identificar uma separação entre estes dados (Figura 67a e 67b). O mesmo não aconteceu com a dimensão estrutural (D_s), onde foi possível identificar faixas de valores distintas para cada direção da fibra (0° e 90°) (Figura 66c).

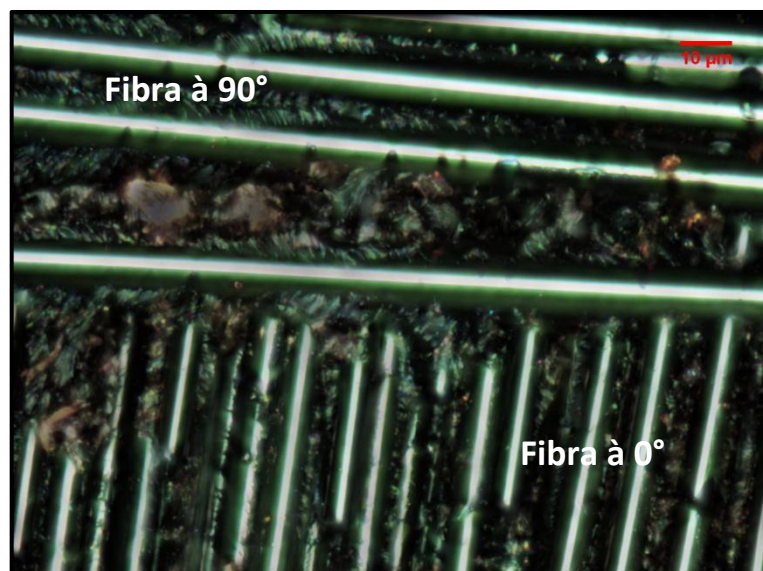
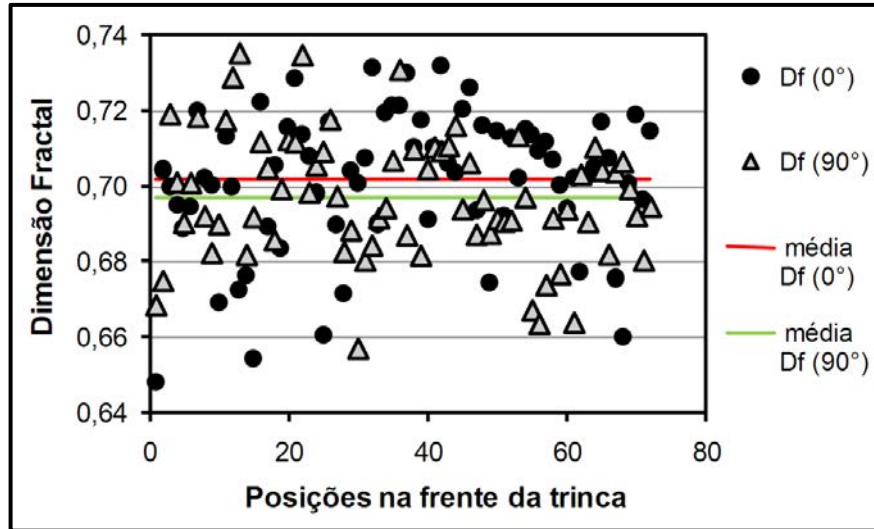
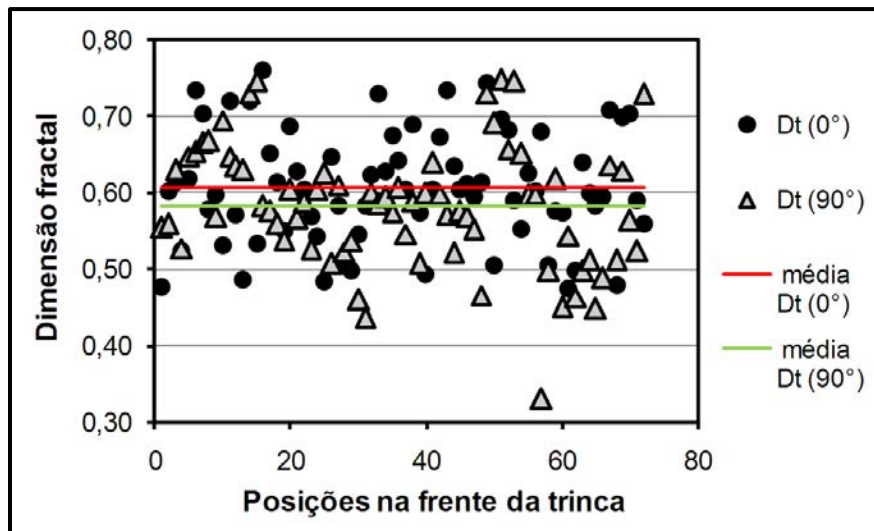


Figura 66 – Direção das fibras no compósito.

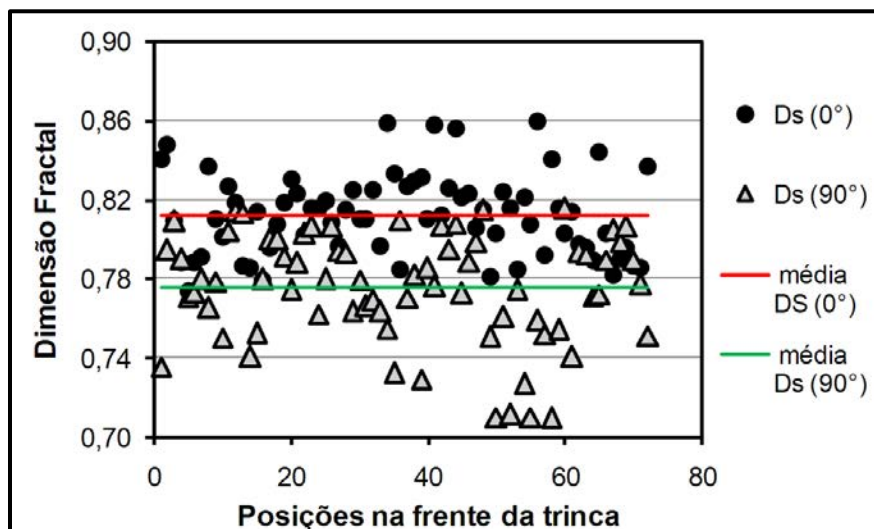
A diferença entre os dados de D_s , observados graficamente, foram comprovados com o uso do teste *t-student* (Tabela 8), sendo que os parâmetros utilizados foram: $t_{teórico} = 1,9935$ (bicaudal), para confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 72. O único t_{calc} que teve valor maior que o teórico foi a dimensão estrutural (D_s).



(a)



(b)



(c)

Figura 67 – Comparação entre a direção da fibra no compósito (0° e 90°) e a dimensão fractal: (a) Df*; (b) Dt*; e, (c) Ds*.

Tabela 8 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação 0° e 90°.

Medida	Comparação	t_{calc}
D_f	0° e 90°	1,59
D_t	0° e 90°	1,83
D_s	0° e 90°	9,01

5.2 MATERIAL POLIMÉRICO

O material polimérico, fenol-formaldeído, foi ensaiado em modo I de carregamento (ensaio SCB – *Semi-Circular Bending*), onde foram utilizados corpos de prova de quatro espessuras diferentes: 2, 3, 4 e 5 mm. A Figura 68 apresenta os resultados da tenacidade à fratura (K_C), calculados no início da fratura, na região crítica e a Tabela 9 apresenta os dados estatísticos referentes à análise.

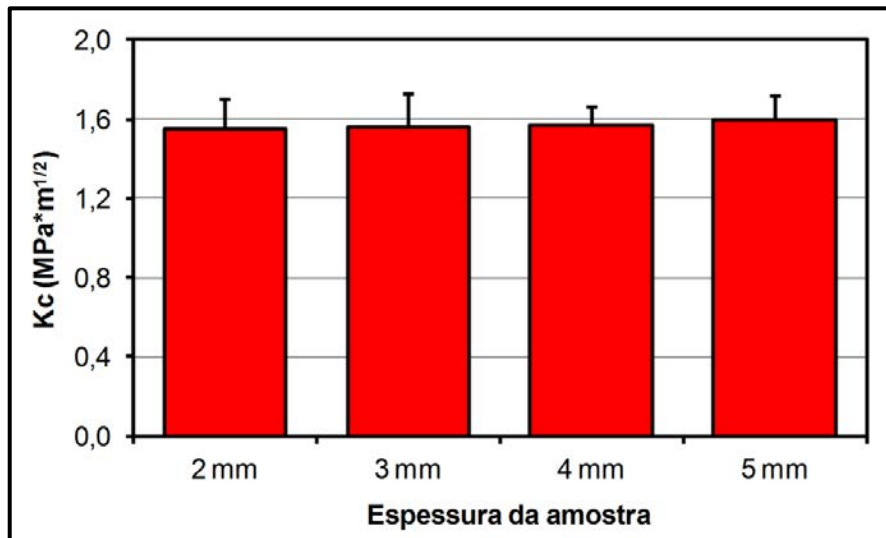


Figura 68 – Tenacidade à fratura do material polimérico obtida no ensaio SCB, em diferentes espessuras das amostras.

O gráfico (Figura 68) apresenta pouca diferença de K_C entre as espessuras quando comparado o valor médio e, estatisticamente, com o uso do desvio-padrão é possível dizer que não há diferença entre estes valores (Tabela 9). Ou seja, a mudança na espessura não foi suficiente para alterar o comportamento do material durante o ensaio.

Tabela 9 – Dados estatísticos do ensaio SCB (material polimérico), em diferentes espessuras das amostras.

Espessura	Média [MPa*m ^{1/2}]	Desvio-padrão [MPa*m ^{1/2}]	Coefficiente de Variação
2 mm	1,55	0,14	9,34%
3 mm	1,56	0,16	10,25%
4 mm	1,57	0,10	6,08%
5 mm	1,60	0,11	7,08%

A Figura 69 mostra imagens da superfície de fratura para as condições extremas, 2 e 5 mm, feitas no MEV, em baixo vácuo e tensão de 10 kV, com detector de elétron secundário. A decisão de se analisar somente estas duas situações foi devido ao resultado observado no ensaio SCB. As imagens não apresentam diferenças de comportamento entre os dois casos, tendo, ambas, características de fratura frágil, com regiões espelhadas, de névoa e algumas cristas de galo.

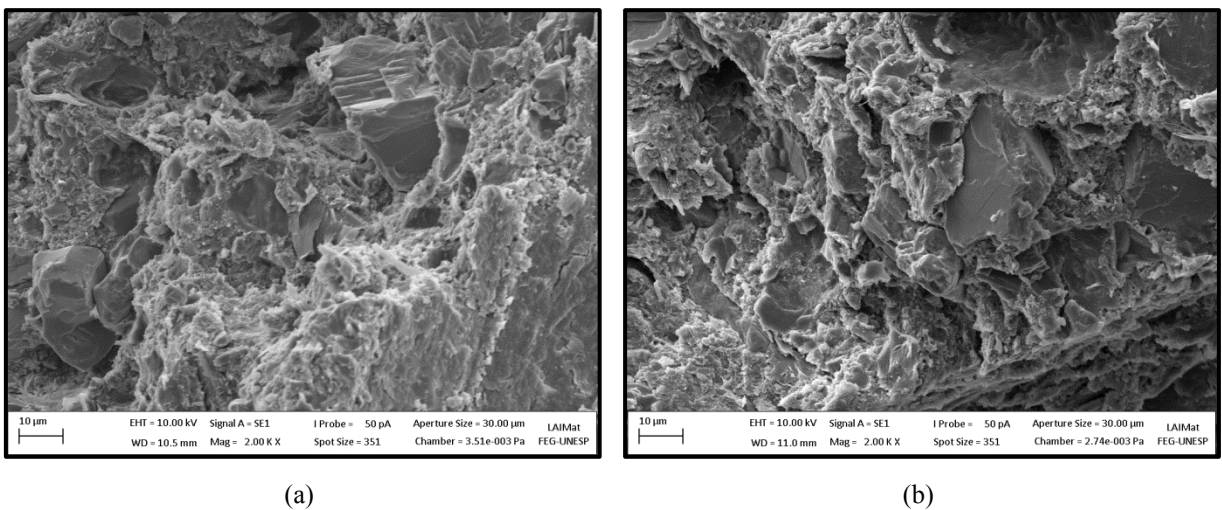


Figura 69 – Imagens feitas no MEV da fratura do polímero: (a) espessura 2 mm e (b) espessura 5 mm.

A Figura 70 apresenta o mapa de elevações, em 3D, feito a partir das imagens reconstruídas da superfície de fratura, nas quatro condições de espessura.

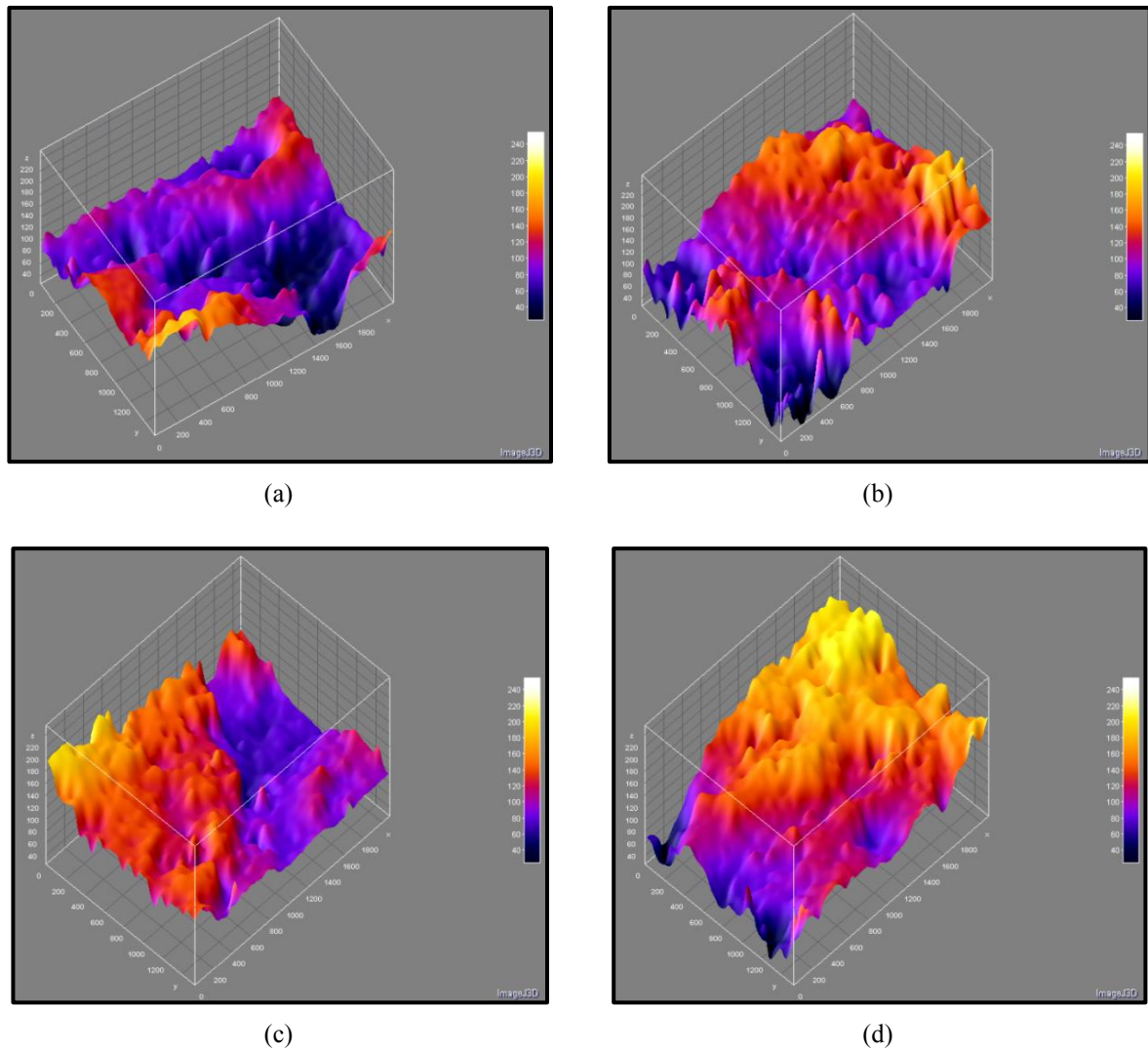


Figura 70 - Mapas de elevações das superfícies de fratura do material polimérico, com diferentes espessuras: (a) 2 mm, (b) 3 mm, (c) 4 mm e (d) 5 mm.

Seguindo as análises realizadas com o material compósito, a primeira verificação foi a relação entre a tenacidade à fratura (K_{Ic}) com a dimensão fractal (D_f , D_t e D_s) e a rugosidade (R_a) (Figura 71). Observando os gráficos e os resultados do coeficiente de correlação linear, verificou-se que todas as correlações podem ser classificadas como fracas e em alguns casos quase nulas (Figura 71a).

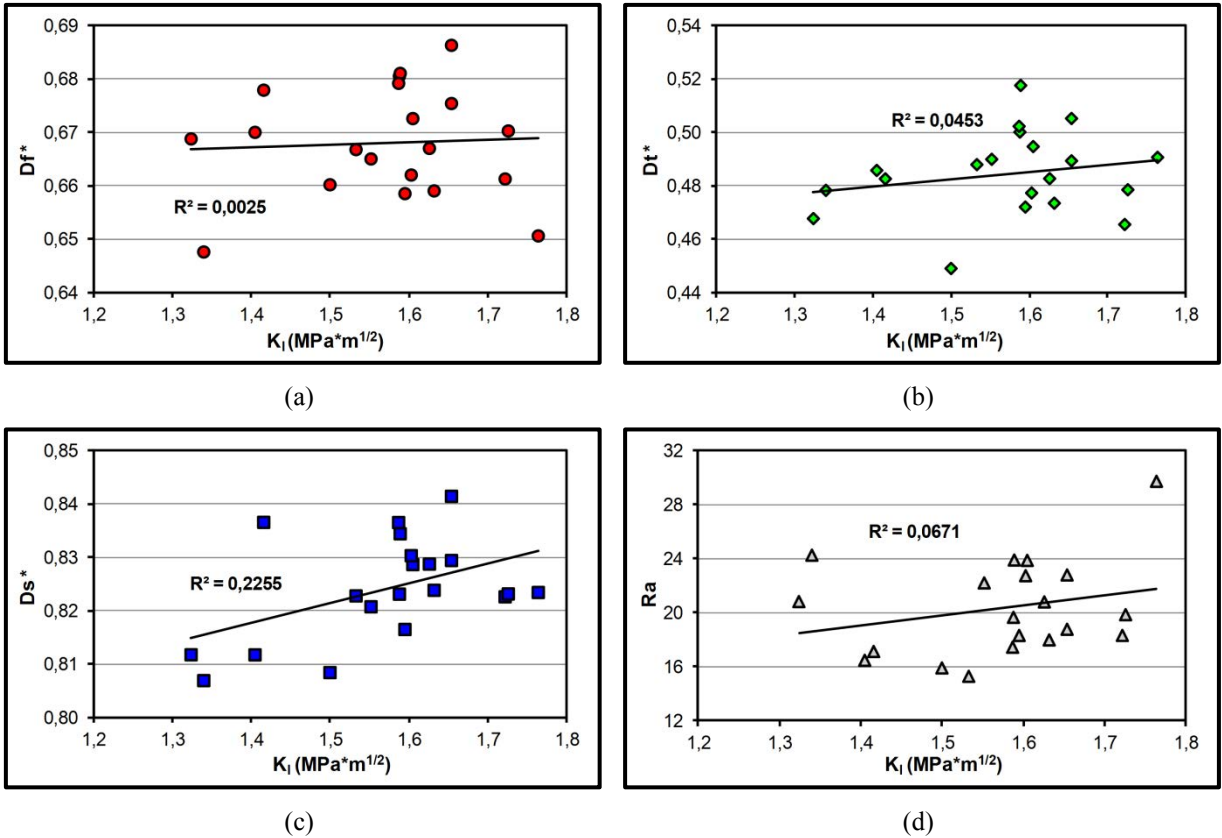
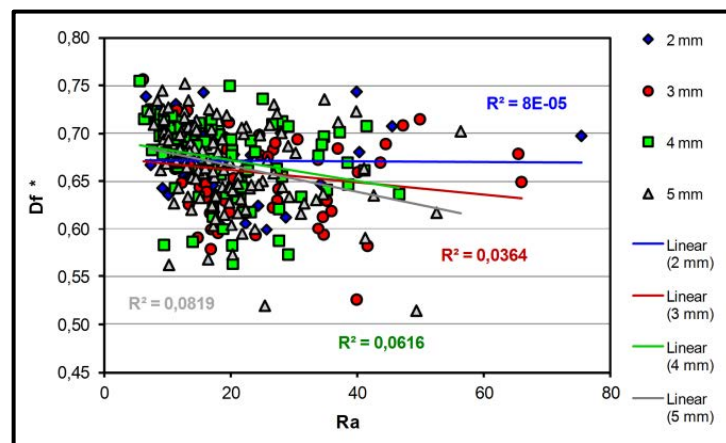


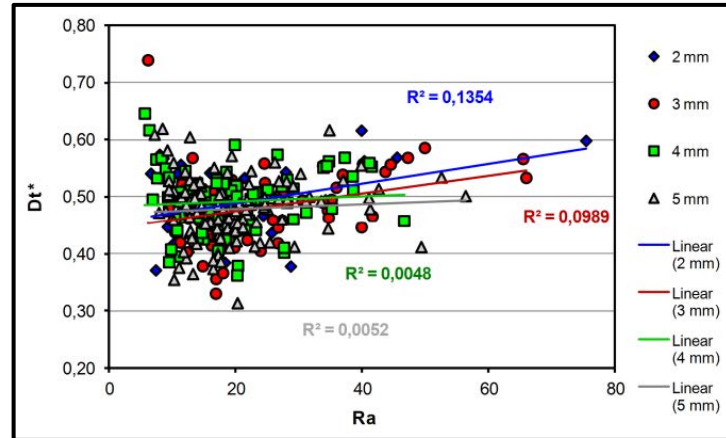
Figura 71 - Comparação da tenacidade à fratura do polímero, com a dimensão fractal e rugosidade: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; (c) Ds^* ; e, (d) Ra.

A próxima análise realizada foi verificar se, para o material polimérico, houve uma relação entre a dimensão fractal (Df , Dt e Ds) e a rugosidade (Ra) da superfície de fratura (Figura 72). Porém, o resultado apresentado mostrou que a relação pode ser considerada fraca ou praticamente nula, para todos os casos, devido ao baixo valor apresentado pelo coeficiente de correlação (R^2).

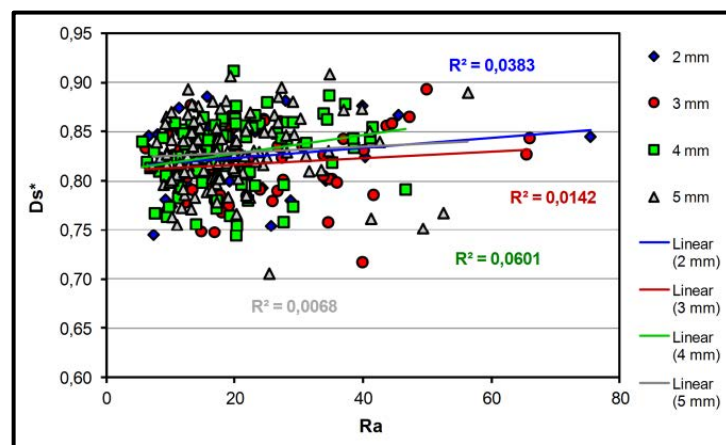


(a)

Figura 72 – Comparação da rugosidade com a dimensão fractal para o polímero: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; e, (c) Ds^* .



(b)

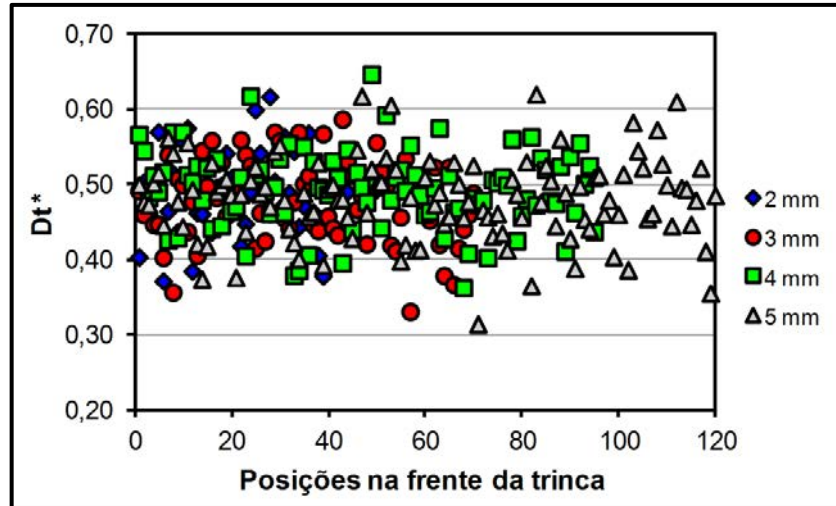


(c)

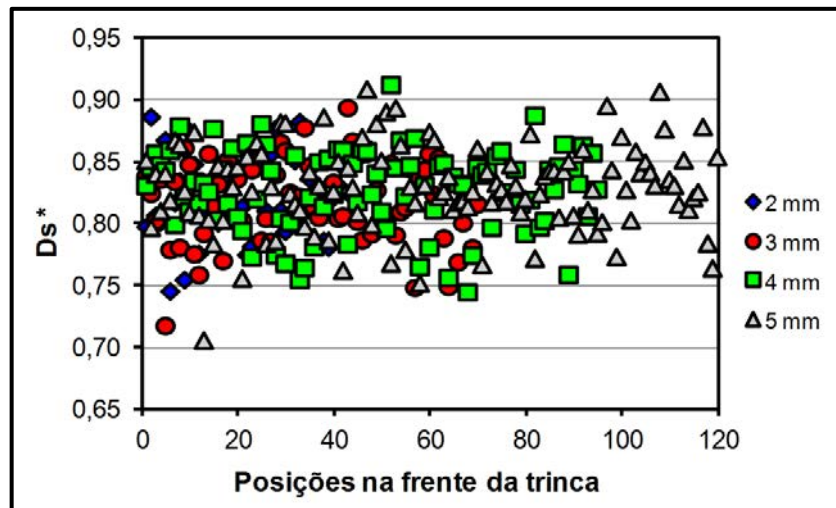
Figura 72 (continuação) – Comparação da rugosidade (R_a) com a dimensão fractal para o polímero: (a) D_f^* ; (b) D_t^* ; e, (c) D_s^* .

A Figura 73 apresenta os resultados da análise realizada sobre o comportamento da dimensão fractal (textural e estrutural) e da rugosidade em relação às diferentes espessuras dos corpos de prova usados no ensaio SCB. As medidas foram feitas em diversas posições na frente da trinca, no início da fratura. Pode-se observar, graficamente, que nenhum dos parâmetros analisados apresentou uma diferença entre os dados de cada condição.

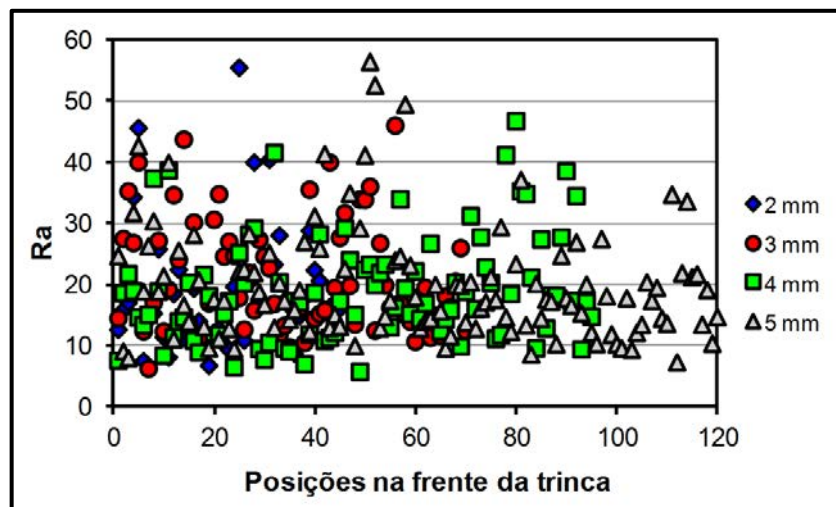
A Tabela 10 apresenta os resultados do teste *t-student*, que confirma a análise gráfica, com o uso dos parâmetros: $t_{teórico} = 2,0141$ (bicaudal), para confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 45. Em todas as condições apresentadas, não houve um valor calculado que fosse maior que o teórico.



(a)



(b)



(c)

Figura 73 – Comparação entre as espessuras (2, 3, 4 e 5 mm) e as dimensões fractais e a rugosidade: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra .

Tabela 10 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação entre as espessuras do polímero.

Medida	Comparação	t_{calc}
Dt	2 mm e 3 mm	1,0332
	3 mm e 4 mm	1,8206
	4 mm e 5 mm	1,7922
	2 mm e 5 mm	0,0264
Ds	2 mm e 3 mm	0,8153
	3 mm e 4 mm	1,7372
	4 mm e 5 mm	0,3324
	2 mm e 5 mm	0,0215
Ra	2 mm e 3 mm	1,0390
	3 mm e 4 mm	1,4971
	4 mm e 5 mm	0,5825
	2 mm e 5 mm	0,1239

A Figura 74 apresenta a análise da derivada de segunda ordem da função encontrada com os dados tanto da dimensão textural (Dt), como da estrutural (Ds) e da rugosidade (Ra), em relação à distância do centro da amostra, na região de início da trinca. Conforme havia sido sinalizado na análise anterior, nenhum parâmetro apresentou uma uniformidade de comportamento em relação às curvas da segunda derivada.

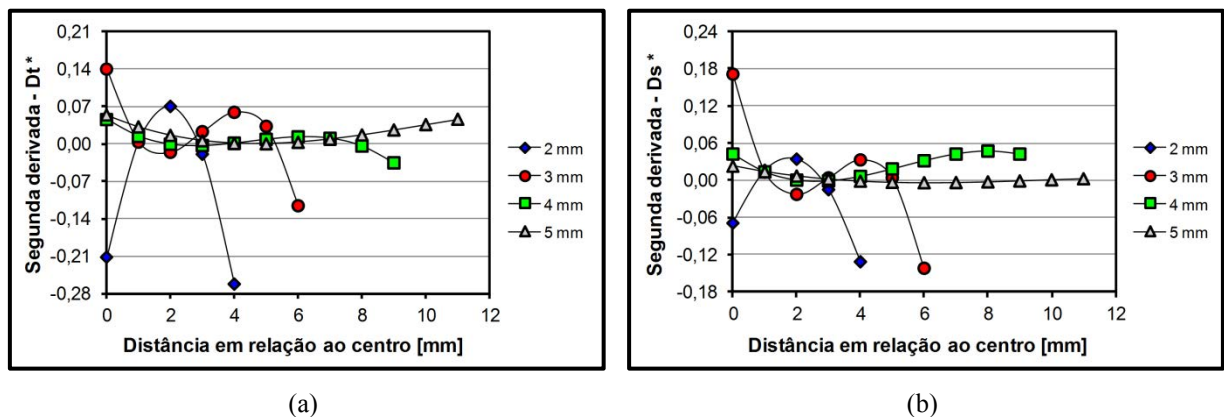
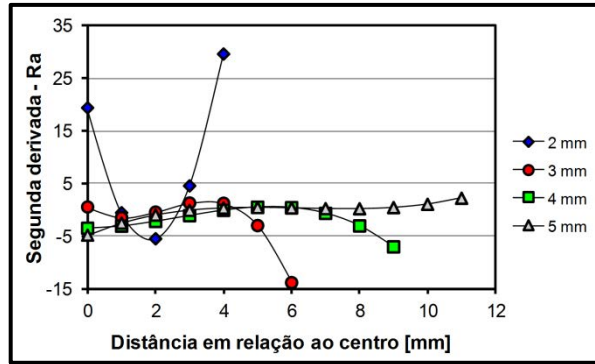


Figura 74 – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do material polimérico: (a) Dt*; (b) Ds*; e, (c) Ra.



(c)

Figura 74 (continuação) – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do material polimérico: (a) Dt*; (b) Ds*; e, (c) Ra.

5.3 MATERIAL CERÂMICO

A titânia, material cerâmico utilizado neste trabalho, foi ensaiada em modo I de carregamento (ensaio SCB – *Semi-Circular Bending*), onde foram utilizados corpos de prova em duas condições, com e sem choque térmico. A Figura 75 apresenta os resultados da tenacidade à fratura (K_{IC}), calculados no início da fratura, na região crítica e observa-se que há uma diferença significativa dos resultados quando se usa a média como parâmetro de comparação. Porém, para uma correta análise, o desvio padrão dos resultados deve ser utilizado e a conclusão é que, estatisticamente, não é possível dizer que o choque térmico realmente alterou o comportamento do material, reduzindo o valor da tenacidade.

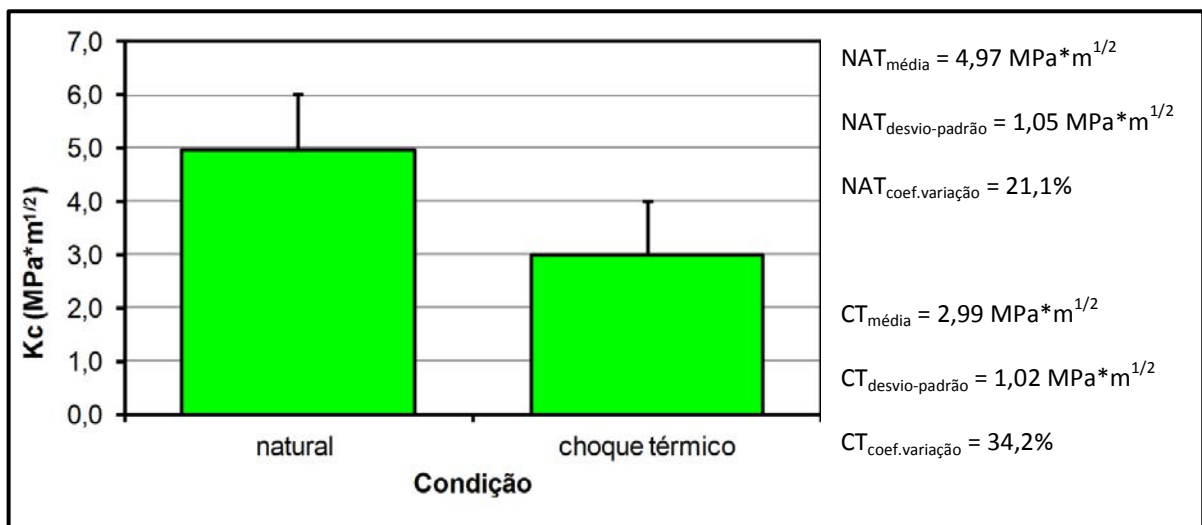


Figura 75 - Tenacidade à fratura do material cerâmico obtida no ensaio SCB.

A Figura 76 apresenta as imagens feitas no MEV, da superfície de fratura da titânia, nas condições sem e com choque térmico, com o uso de detector de elétron secundário, baixo vácuo e tensão de 3 kV. As imagens foram feitas no centro do corpo de prova, próximas ao entalhe, na região considerada como crítica, onde se inicia a propagação da trinca. Analisando as imagens percebe-se que não há diferença significativa nas micrografias.

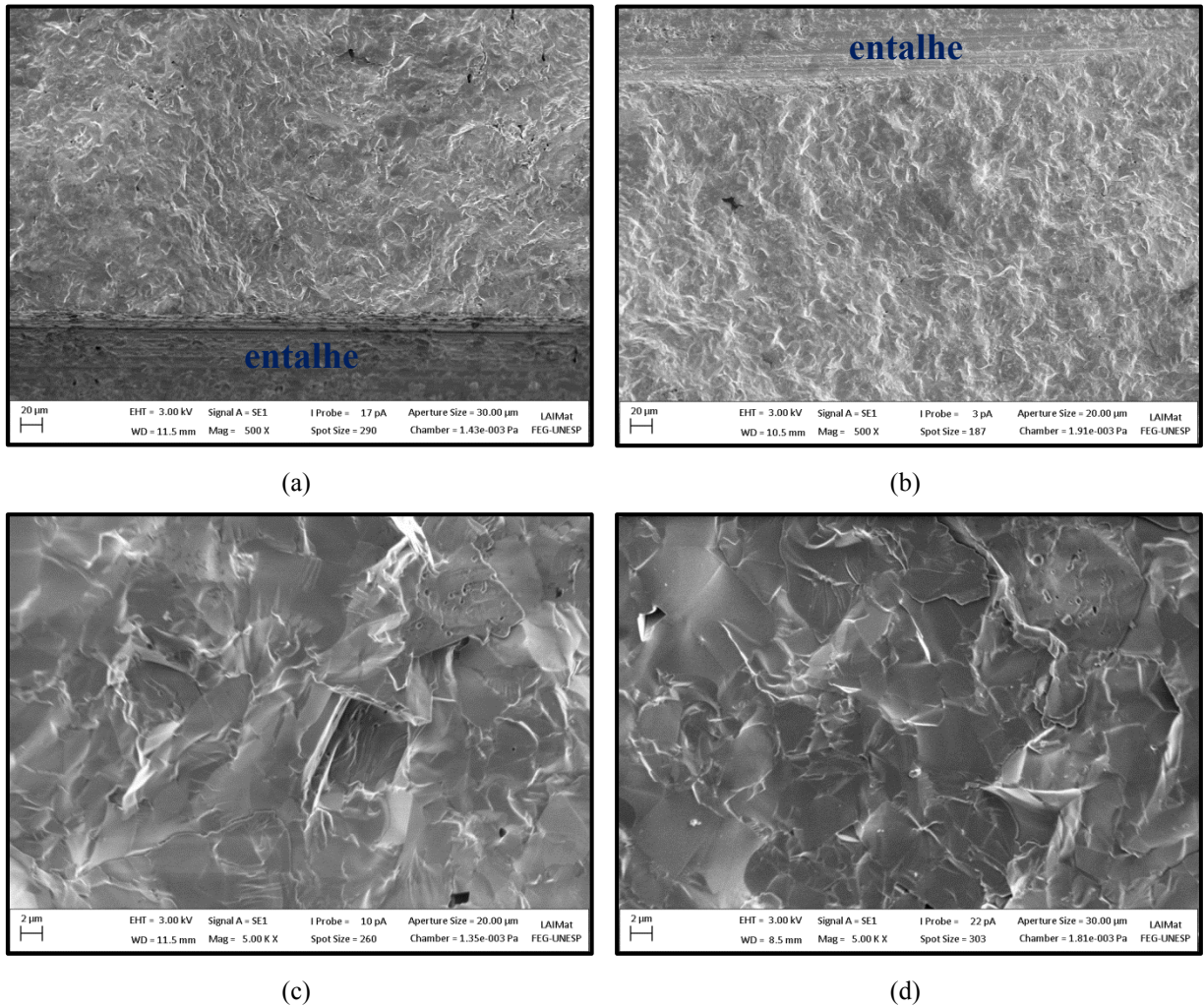


Figura 76 - Imagens feitas no MEV da fratura na cerâmica: (a) e (c) sem choque térmico com ampliação de 500x e 5000x, respectivamente; (b) e (d) com choque térmico com ampliação 500x e 5000x, respectivamente.

Os mapas de elevação, com visão tridimensional, das fraturas nas condições sem e com choque térmico estão apresentados na Figura 77, onde também é possível observar que a diferença dos relevos é muito pequena.

Sendo assim, após analisar as micrografias do MEV e os mapas topográficos das superfícies de fratura, consegue-se afirmar a hipótese levantada na Figura 75, de que o choque térmico não causou significativa alteração no comportamento do material.

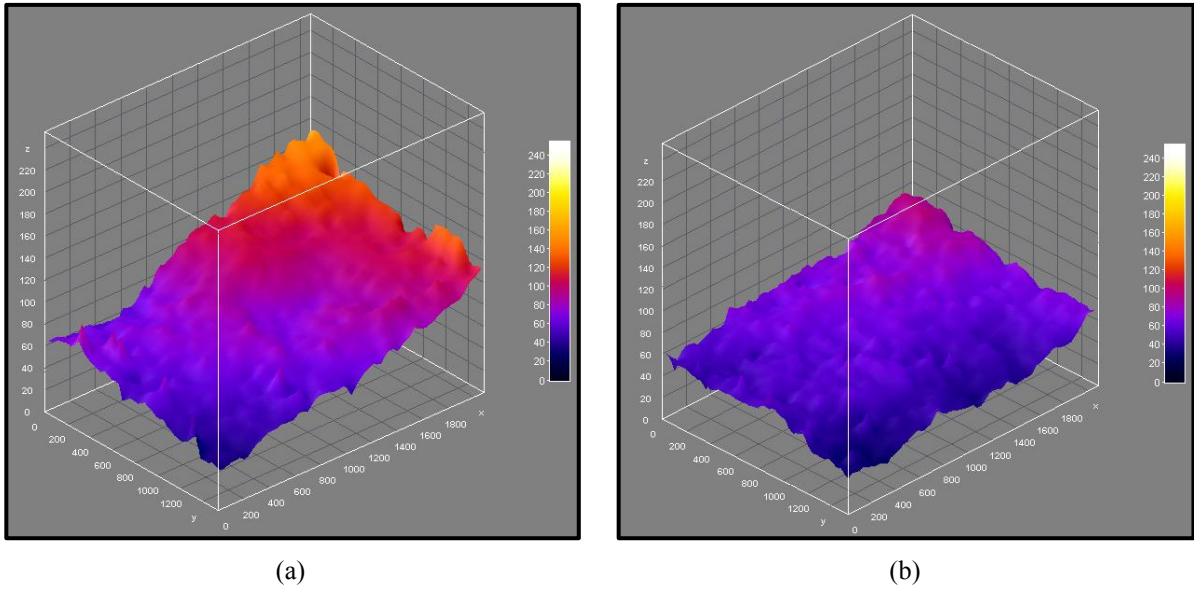


Figura 77 - Mapas de elevações das superfícies de fratura da titânia: (a) natural e (b) com choque térmico.

A próxima análise foi quanto a relação entre a tenacidade à fratura (K_{Ic}) com a dimensão fractal (D_f , D_t e D_s) e a rugosidade (R_a) (Figura 78), sendo que, esta análise usou o coeficiente de correlação linear (R^2) como parâmetro.

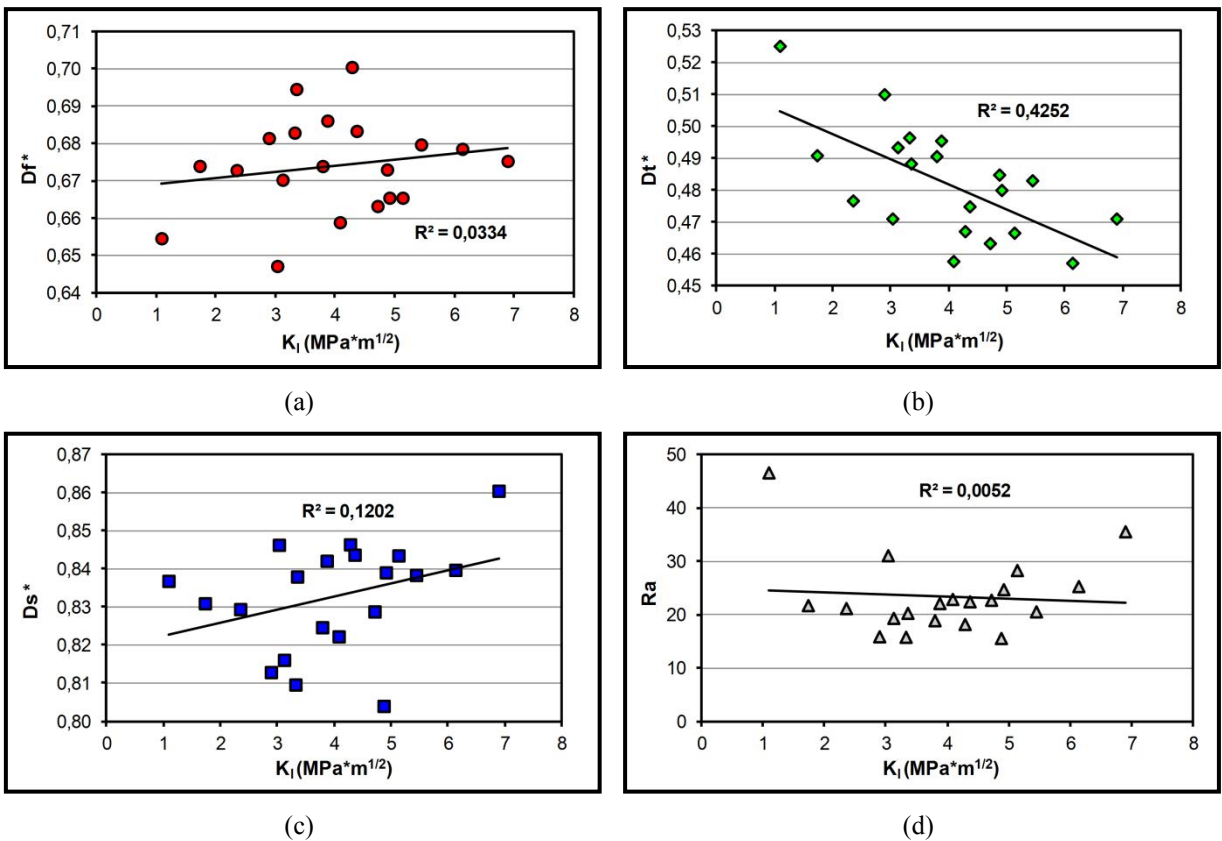


Figura 78 - Comparação da tenacidade à fratura da cerâmica, com a dimensão fractal e a rugosidade: (a) D_f^* ; (b) D_t^* ; (c) D_s^* ; e, (d) R_a .

O resultado dos coeficientes de correlação da Figura 78 indica que não há uma correlação entre a tenacidade e os parâmetros analisados, tanto a dimensão fractal como a rugosidade, pois apresentam valores muito baixos.

Seguindo a metodologia aplicada nos materiais anteriormente citados, a próxima análise realizada foi a verificação da existência de uma correlação entre a rugosidade (Ra) e a dimensão fractal (Df, Dt e Ds). De acordo com os resultados apresentados na Figura 79, a correlação é fraca ou praticamente nula, entre os parâmetros analisados, tanto na condição sem como com choque térmico.

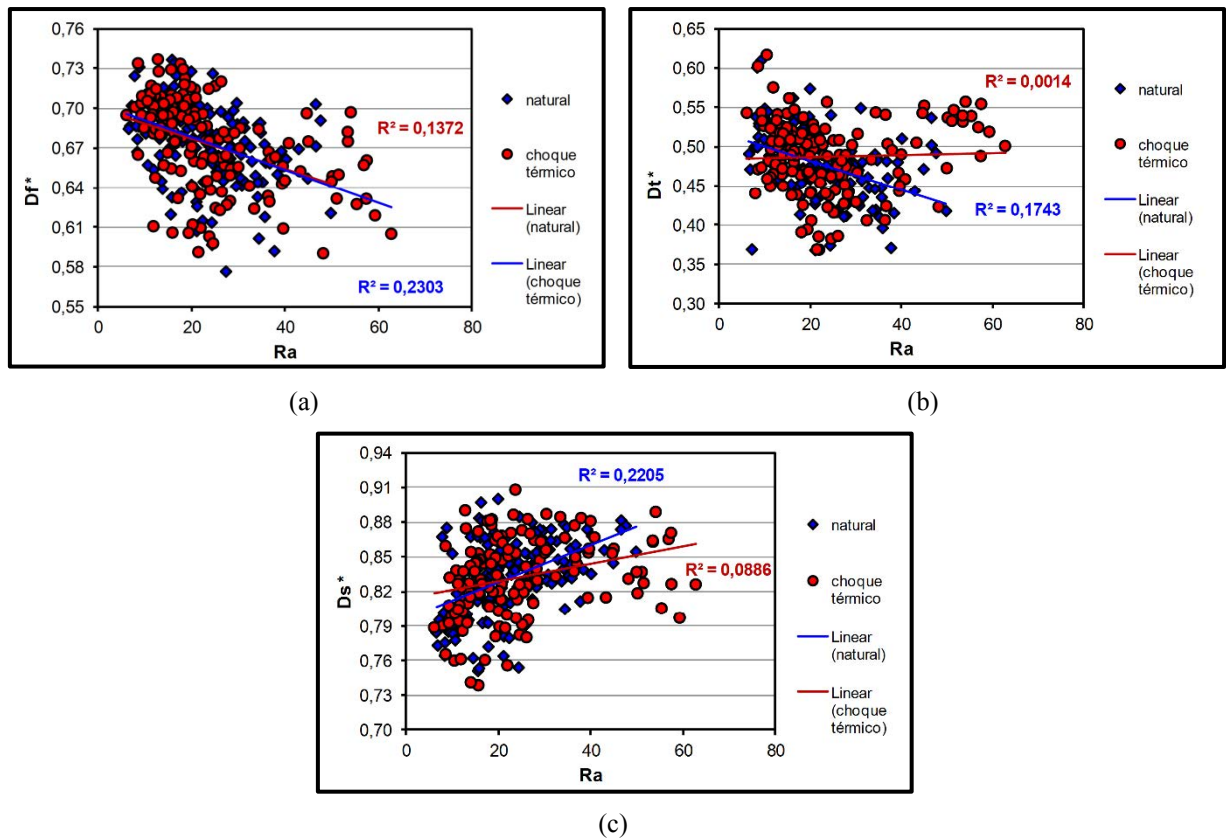
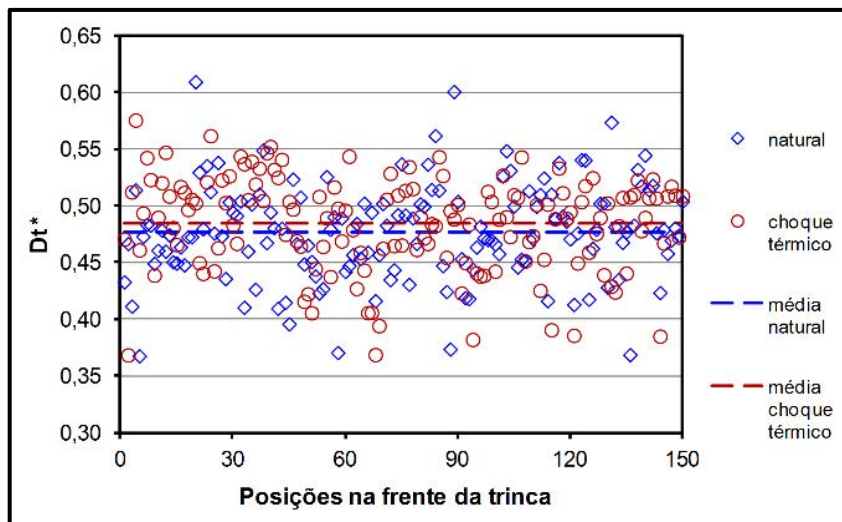
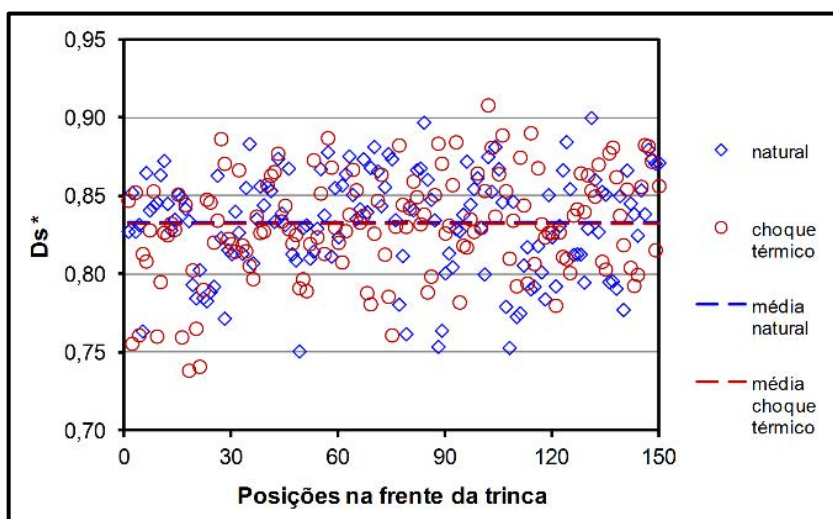


Figura 79 – Comparação da rugosidade (Ra) com a dimensão fractal para o material cerâmico: (a) Df*; (b) Dt*; e, (c) Ds*.

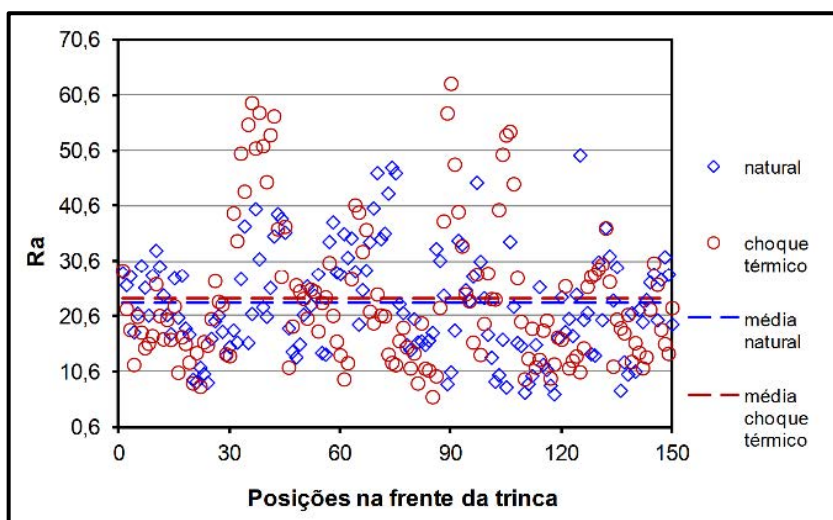
A Figura 80 apresenta os gráficos para análise sobre o comportamento da dimensão fractal (Dt e Ds) e da rugosidade em relação às condições do material cerâmico, sem e com choque térmico. Foram feitas medidas em algumas posições na frente da trinca, na região crítica.



(a)



(b)



(c)

Figura 80 – Comparação entre as condições, com e sem choque térmico, e as dimensões fractais e a rugosidade:

(a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra .

Analisando os gráficos apresentados anteriormente, é possível observar que nenhum dos parâmetros analisados (Dt , Ds e Ra) apresentou uma diferença entre os dados de cada condição. Os dados estão todos espalhados, misturados, não sendo possível separá-los em faixas ou patamares, para as condições sem e com choque térmico.

A Tabela 11 apresenta os resultados do teste *t-student*, que confirma a análise gráfica, com o uso dos parâmetros: $t_{teórico} = 1,9600$ (bicaudal), para confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 149. Em todas as condições apresentadas, não houve um valor calculado que fosse maior que o teórico, confirmando a hipótese de que não há diferença entre os valores analisados. Ou seja, nenhum dos parâmetros utilizados (Dt^* , Ds^* e Ra) foram sensíveis às condições sem e com choque térmico.

Tabela 11 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação entre as condições da titânia, sem e com choque térmico.

Medida	Comparação	t_{calc}
Dt	Natural e Choque Térmico	1,5423
Ds	Natural e Choque Térmico	0,2778
Ra	Natural e Choque Térmico	0,6807

A análise da derivada de segunda ordem está apresentada na Figura 81, onde é confirmada a hipótese de que nenhum parâmetro apresentou uniformidade de comportamento em relação às condições propostas (sem e com choque térmico). Sendo que esta conclusão é proveniente das curvas apresentarem diferentes formatos.

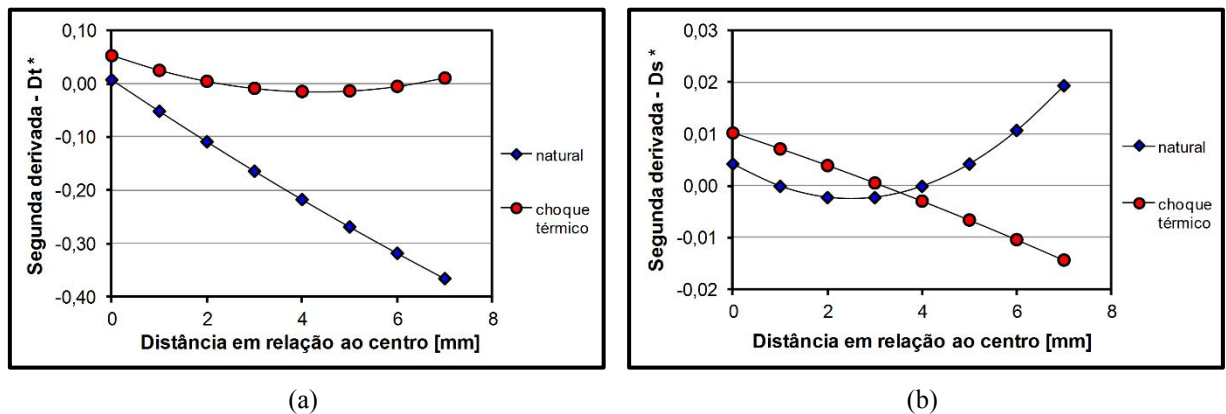
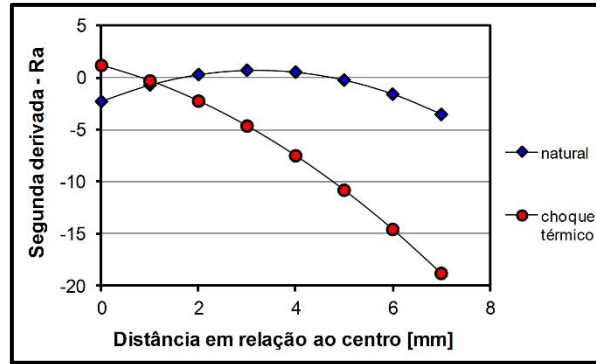


Figura 81 – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do material cerâmico: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra .



(c)

Figura 81 (continuação) – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do material cerâmico: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra .

5.4 MATERIAL METÁLICO

O aço 15-5PH, material metálico utilizado neste trabalho, foi ensaiado em modo I de carregamento, porém os valores críticos de tenacidade (K_{Ic}) obtidos não foram validados como K_{Ic} , devido às espessuras dos corpos de prova serem menores do que as estabelecidas na norma ASTM 399 (2008).

A Figura 82 apresenta os resultados da tenacidade para as quatro condições de ensaios utilizadas, 23°C, -50°C, -100°C e -150°C, sendo que, o valor de K_{Ic} diminuiu significativamente com a redução da temperatura, sendo que a Tabela 12 apresenta os dados estatísticos utilizados no gráfico.

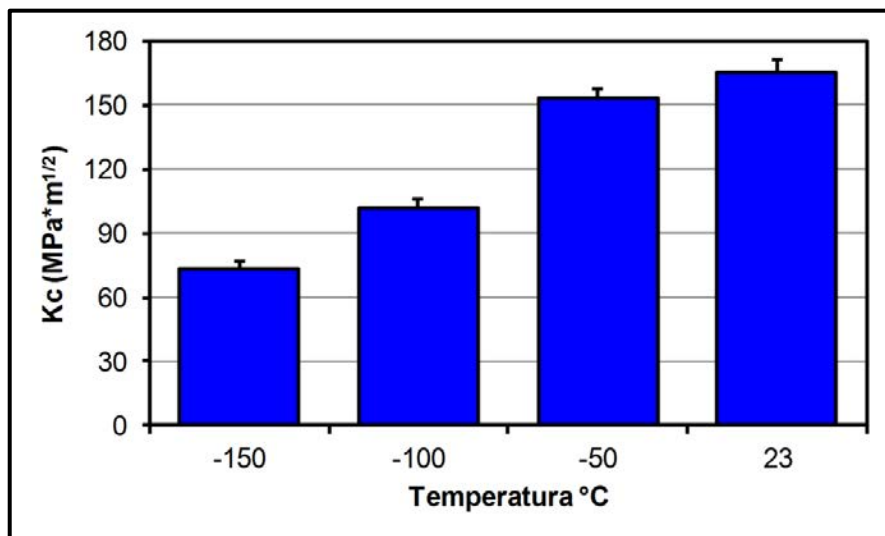


Figura 82 - Tenacidade à fratura do material 15-5PH obtida no ensaio K_{Ic} .

Tabela 12 – Dados estatísticos do material 15-5PH obtidos no ensaio K_{IC} , para diferentes condições de temperatura.

Temperatura	Média [MPa*m ^{1/2}]	Desvio-padrão [MPa*m ^{1/2}]	Coefficiente de Variação
-150 °C	72,91	3,64	5,0%
-100 °C	101,72	4,26	4,2%
-50 °C	152,93	4,26	2,8%
23 °C	165,47	5,93	3,6%

A Figura 83 apresenta as superfícies de fratura de cada uma das condições de ensaio, sendo possível observar, macroscopicamente, uma grande diferença no aspecto da fratura em função da redução da temperatura. As fraturas em temperatura ambiente (23°C) (Figura 82a) e a -50°C (Figura 82b) apresentam aspecto dúctil, com a presença de lábios de cisalhamento. Já as fraturas nas demais temperaturas, -100°C e -150°C (Figura 82c e 82d), o aspecto predominante é o frágil.

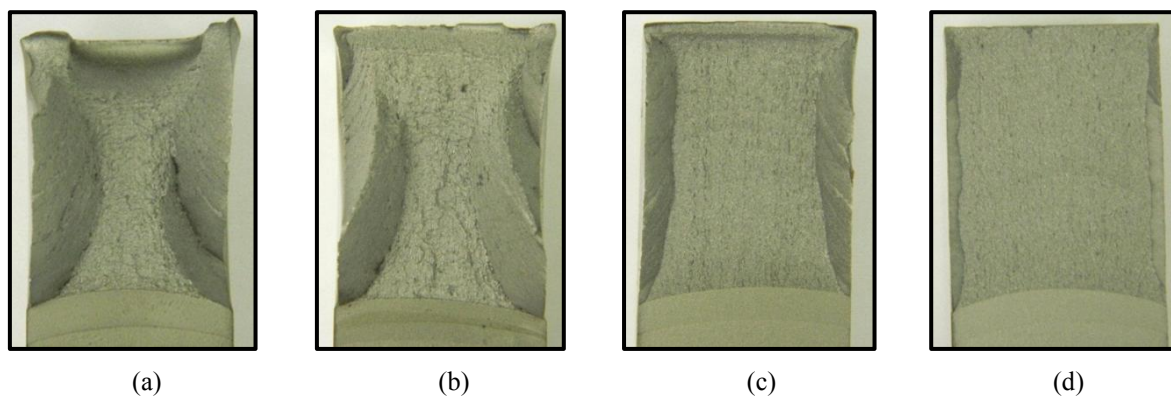


Figura 83 – Imagens macroscópicas da superfície de fratura do aço 15-5PH, nas diferentes condições de ensaio: (a) 23 °C, (b) -50 °C, (c) -100 °C e (d) -150 °C.

A mudança no aspecto da fratura, de dúctil para frágil, ocorre de forma expressiva entre as condições de temperatura -50°C e -100°C. Na Figura 84, com a visão do perfil dos corpos de prova, é fácil perceber que os lábios de cisalhamento, característicos da fratura dúctil, vão diminuindo progressivamente conforme a temperatura vai se reduzindo.

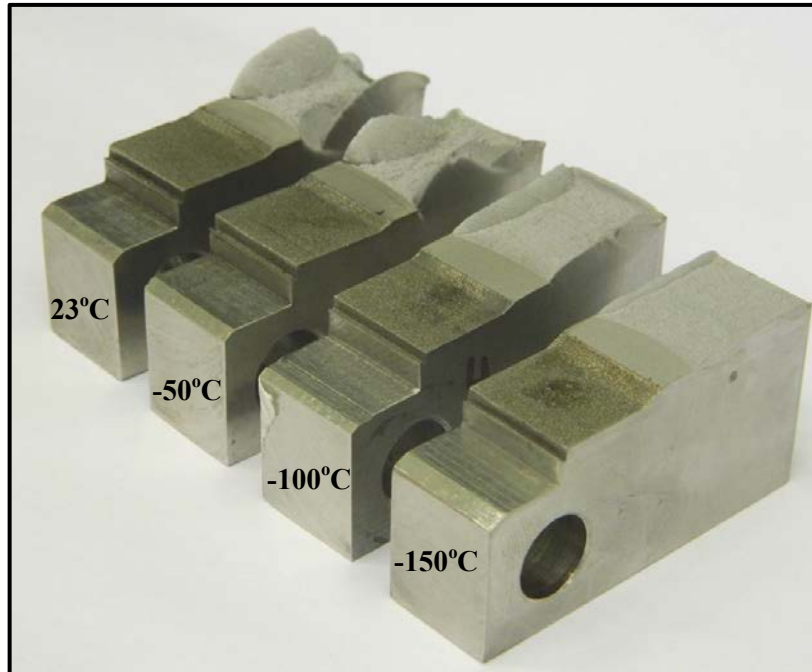


Figura 84 - Corpos de prova do aço 15-5PH fraturados em ensaio K_C em diferentes condições de ensaio.

As superfícies de fratura de cada condição de ensaio foram analisadas microscopicamente no MEV, com detector de elétrons secundários e tensão de 10 kV. As Figuras 85, 86, 87 e 88, apresentam as micrografias das condições de temperatura 23°C, -50°C, -100°C e -150°C, respectivamente, em posições de deformação plana e tensão plana, em ampliações de 500x e 1000x, sendo que nas ampliações de 1000x está sinalizada a zona de estiramento.

A Figura 85, apresenta a micrografia da superfície de fratura na condição de ensaio à temperatura ambiente (23°C), onde é possível observar a presença de cavidades, que possuem regiões de aspecto liso, com bordas formadas por grande quantidade de *dimples*. Já a superfície de fratura na condição extrema de -150°C (Figura 87), apresenta a clivagem como micromecanismo de fratura predominante, devido ao aumento do estado de deformação plana.

Conforme a temperatura foi diminuída, a zona de estiramento, presente no início da propagação da trinca, teve sua largura também reduzida. A zona de estiramento é caracterizada como a região de transição entre a propagação estável e instável da trinca durante o processo de fratura em materiais com certo grau de ductilidade, como é o caso do 15-5PH (CAMPOS; YOSHINO; HEIN, 2009).

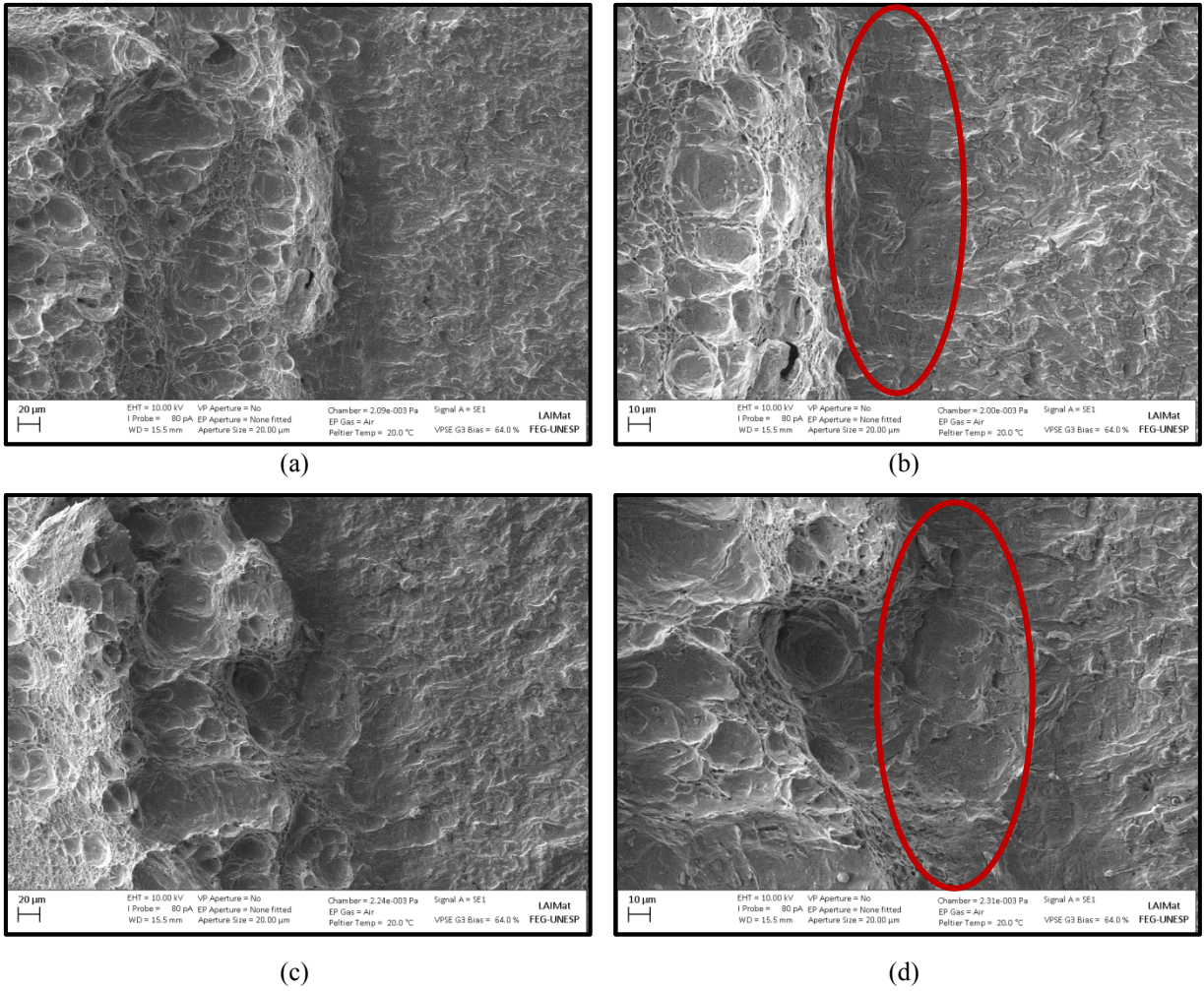


Figura 85 - Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de 23°C: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana.

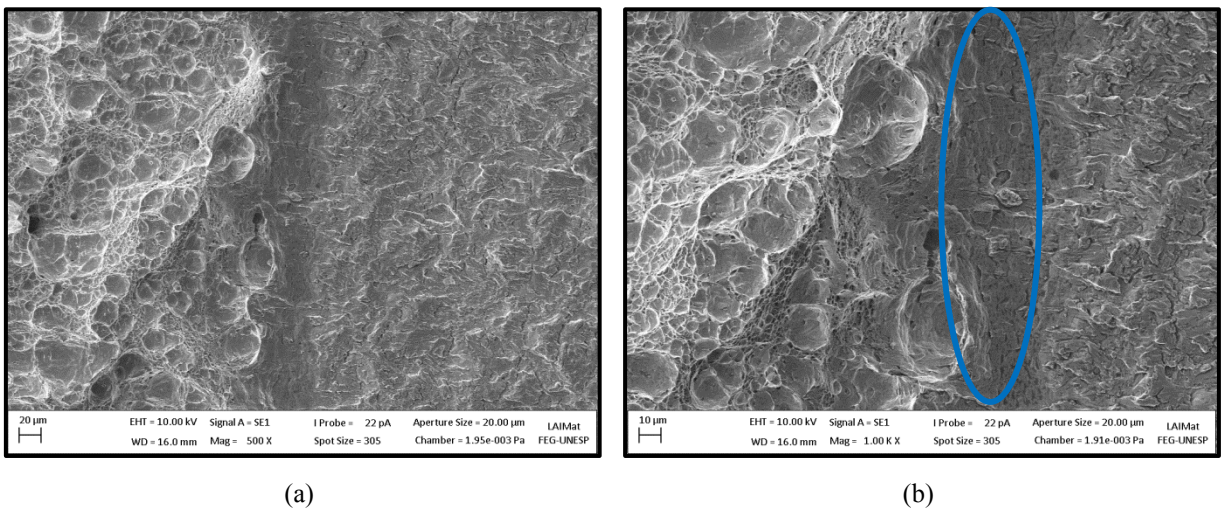


Figura 86 - Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -50°C: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana.

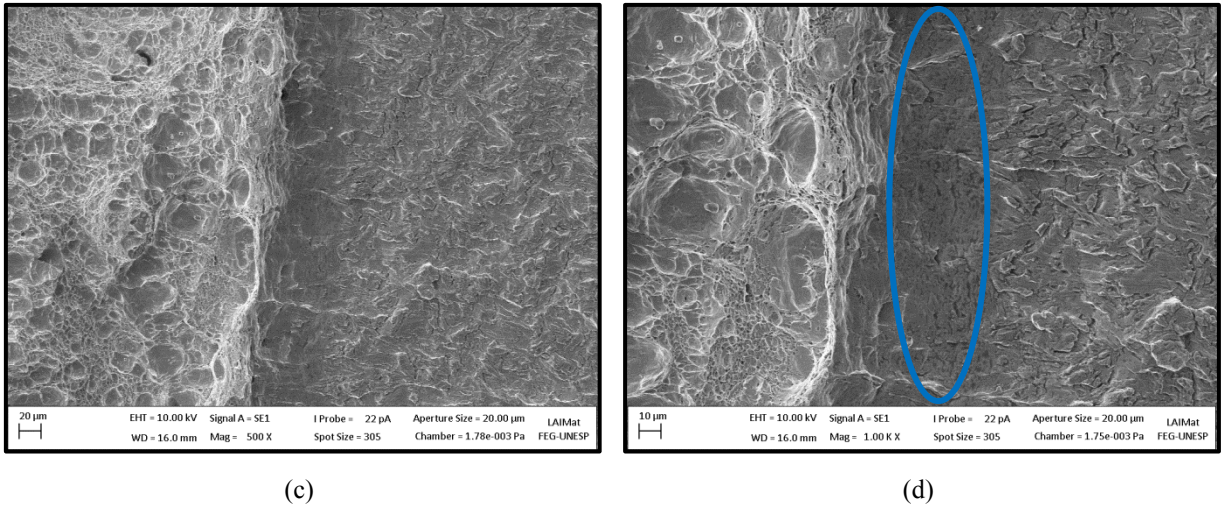


Figura 86 (continuação) - Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -50°C : (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana.

Também foi possível observar que, conforme a temperatura do ensaio foi diminuindo, a fratura do material saiu de um estado de tensões onde havia tensão e deformação plana (23°C), para uma situação onde houve a predominância de deformação plana (-150°C). Sendo assim, as imagens da região de tensão plana nas condições -100°C (Figura 87c e 87d) e -150°C (Figura 88c e 88d), foram feitas próximas às bordas.

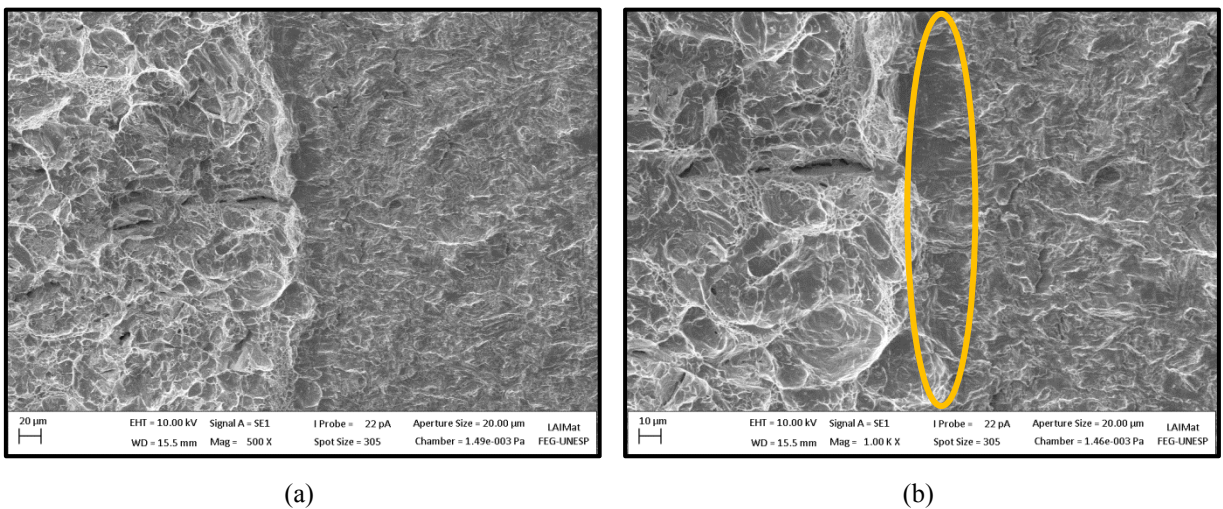


Figura 87 - Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -100°C : (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana.

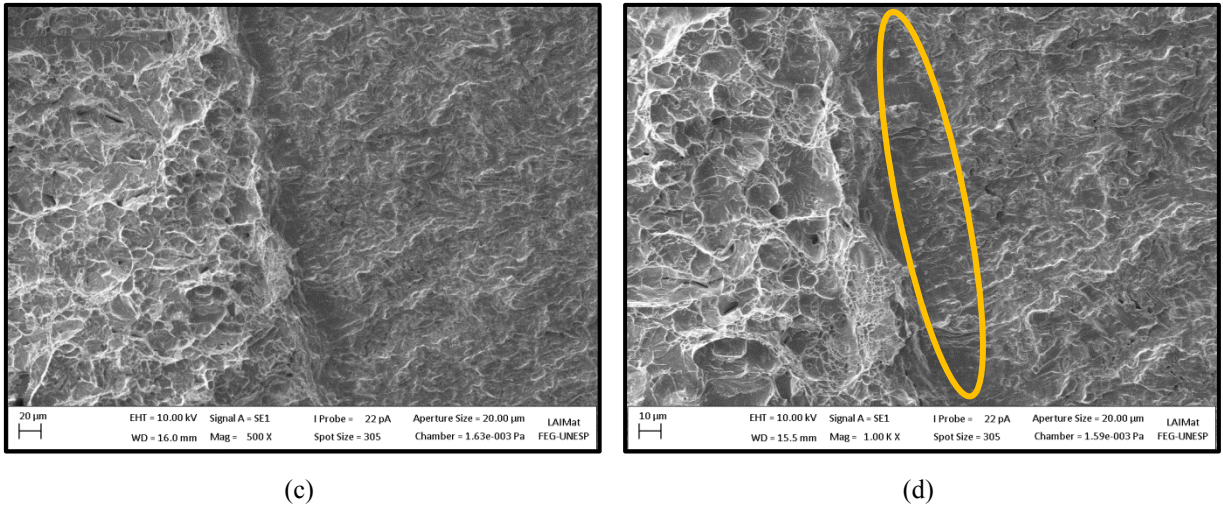


Figura 87 (continuação) - Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -100°C: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana.

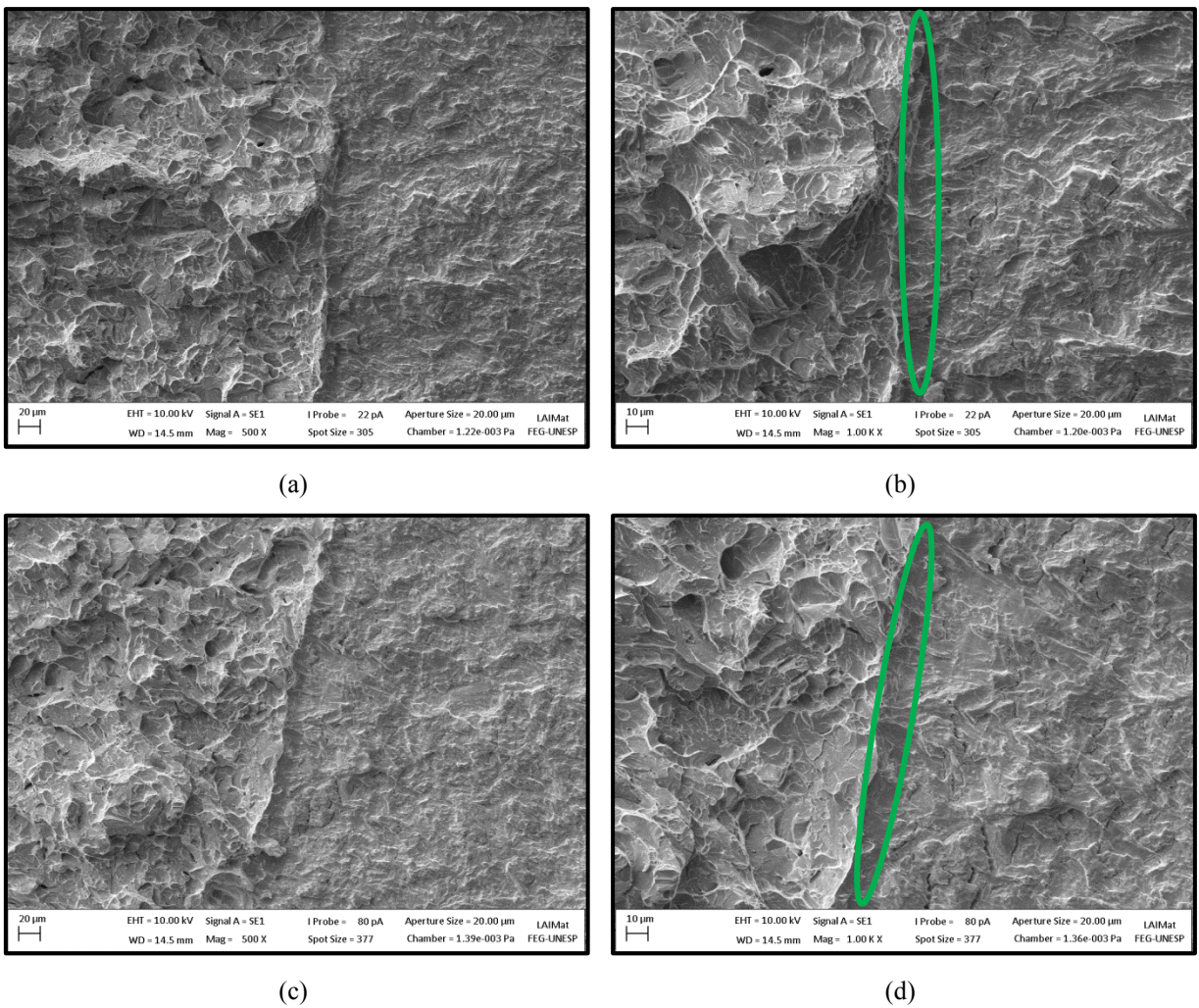


Figura 88 - Imagens feitas no MEV do aço 15-5PH na condição de ensaio de -150°C: (a) e (b) condição de deformação plana; e, (c) e (d) condição de tensão plana.

A Figura 89 apresenta os mapas de elevações referentes às superfícies de fratura do aço 15-5PH, em cada uma das condições de ensaio. A diferença entre os relevos é bem visível, principalmente quando se compara a condição de temperatura ambiente (Figura 89a) com a temperatura -150°C (Figura 89d), confirmando a mudança de comportamento do material no momento do ensaio, assim como os micromecanismos atuantes em cada caso.

Dando continuidade às análises, a primeira verificação foi a relação entre a tenacidade à fratura (K_{Ic}) com a dimensão fractal (D_f , D_t e D_s) e a rugosidade (R_a) (Figura 90). O coeficiente de correlação linear (R^2), apresentado nos gráficos, indica que somente a dimensão textural (D_t) (Figura 90b) e a rugosidade (R_a) (Figura 90d) apresentam uma correlação considerada como forte com a tenacidade (K_{Ic}).

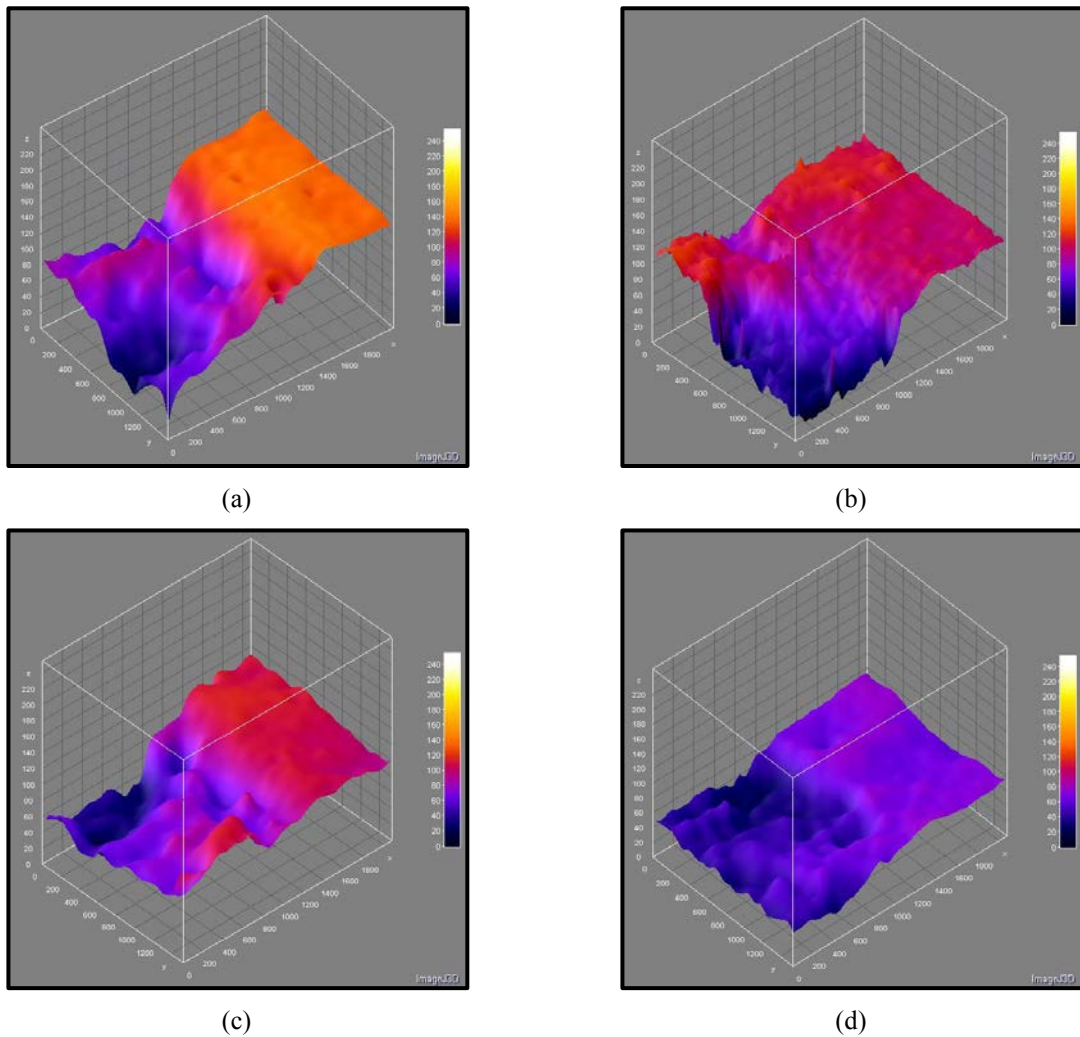


Figura 89 - Mapas de elevações das superfícies de fratura do material metálico, nas condições: (a) 23°C , (b) -50°C , (c) -100°C , (d) -150°C .

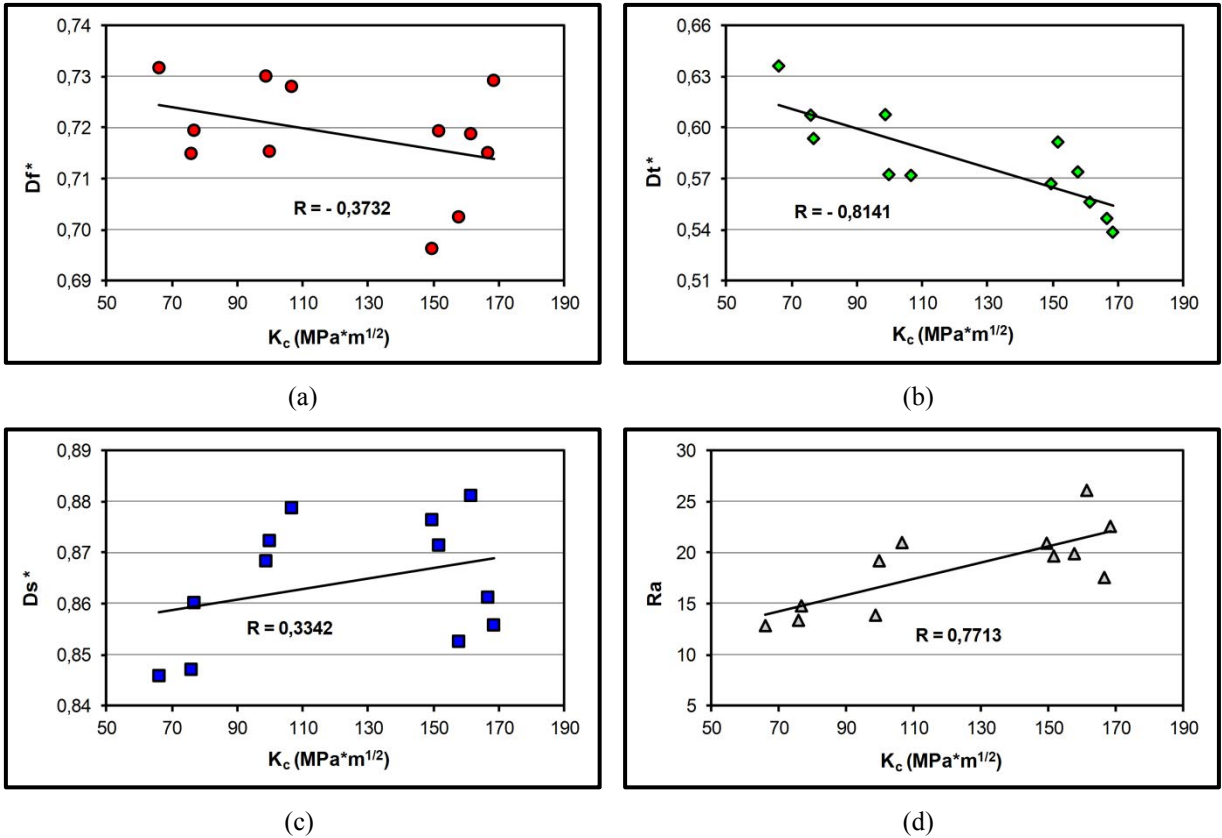


Figura 90 - Comparação da tenacidade à fratura do aço 15-5PH, com a dimensão fractal e a rugosidade: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; (c) Ds^* ; e, (d) Ra .

O objetivo da Figura 91 foi verificar se, para o material metálico usado neste trabalho, houve uma relação entre a dimensão fractal (Df , Dt e Ds) e a rugosidade (Ra) da superfície de fratura. Contudo, a relação apresentada pode ser considerada fraca ou praticamente nula, para todos os casos, devido ao baixo valor do coeficiente de correlação (R^2). Sendo assim, pode-se afirmar que a rugosidade não está relacionada a nenhuma das dimensões fractais analisadas.

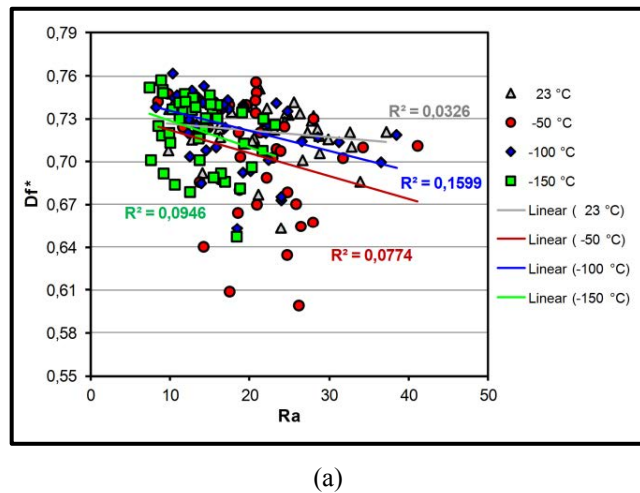
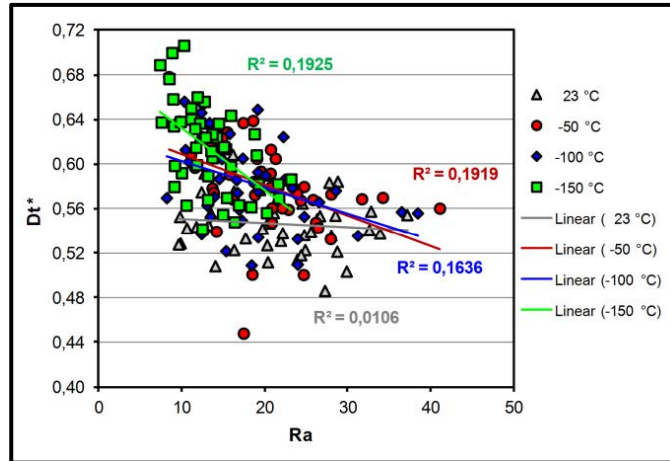
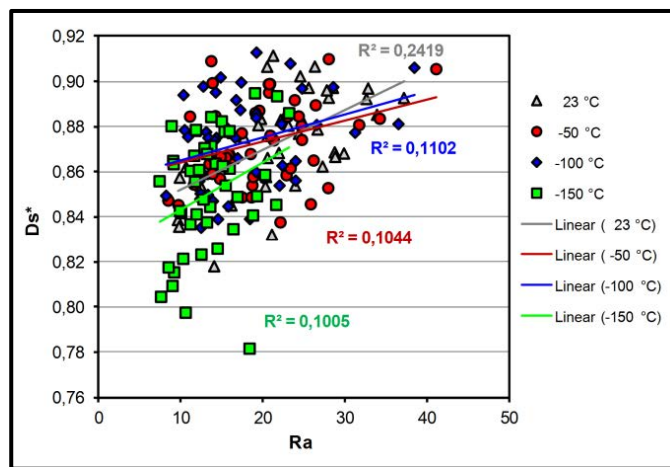


Figura 91 – Comparação da rugosidade com a dimensão fractal para o aço 15-5PH: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; e, (c) Ds^* .



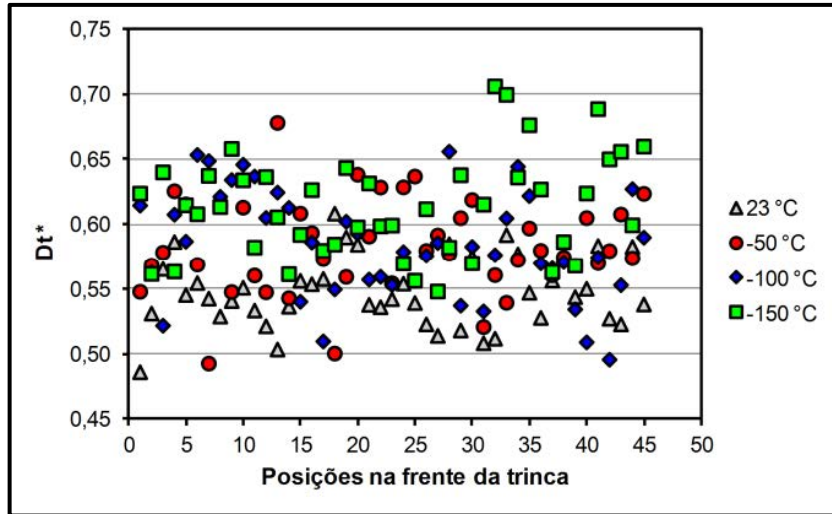
(b)



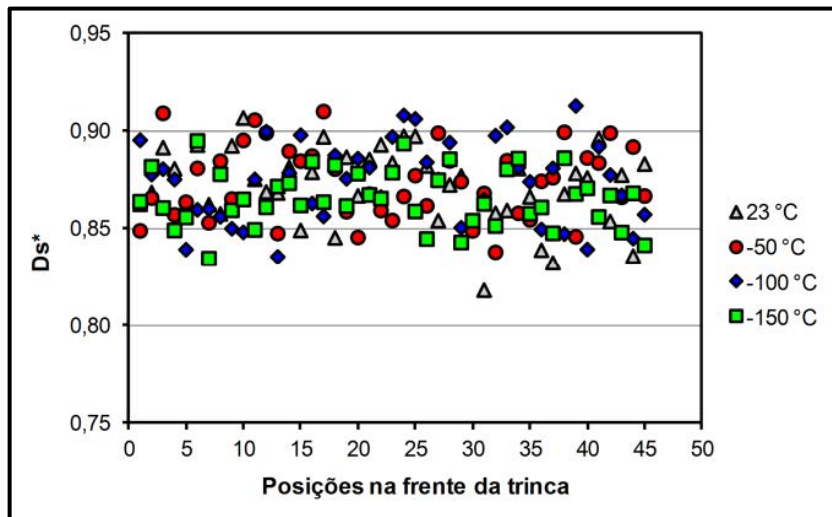
(c)

Figura 91 (continuação) – Comparação da rugosidade com a dimensão fractal para o aço 15-5PH: (a) Df^* ; (b) Dt^* ; e, (c) Ds^* .

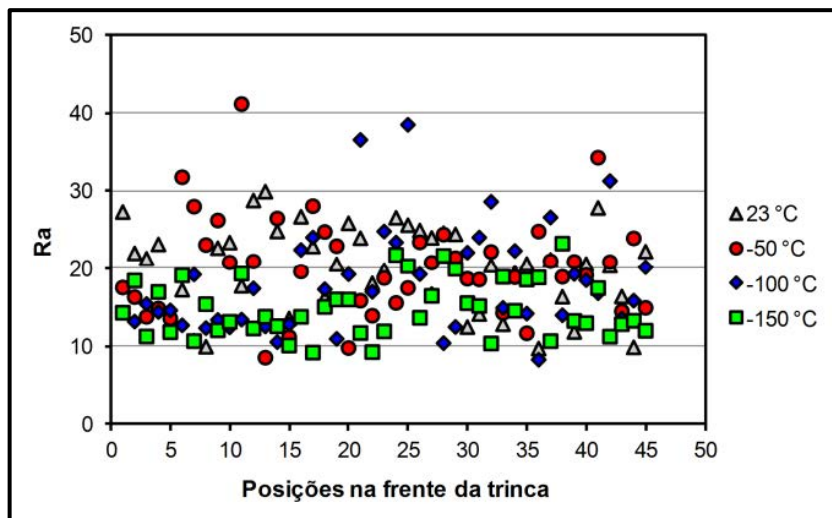
A próxima análise realizada foi verificar a sensibilidade dos parâmetros (Dt , Ds e Ra) em relação às diferentes condições de ensaio. A Figura 92 apresenta os gráficos com todas as condições analisadas, onde se percebe que em nenhum deles há uma clara separação dos dados, ou seja, os parâmetros não seriam sensíveis à mudança no comportamento da fratura causada pela mudança na temperatura. Porém, quando analisadas somente as condições extremas (23°C e -150°C), apresentadas na Figura 93, observa-se que há uma separação dos dados para estas duas condições nos parâmetros Dt (dimensão textural) e Ra (rugosidade), indicando a sensibilidade destes em relação à diferença do comportamento da fratura.



(a)

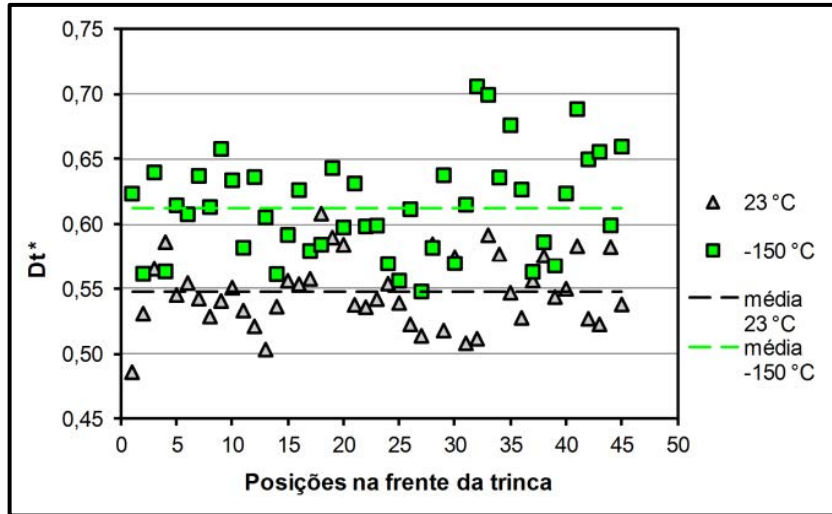


(b)

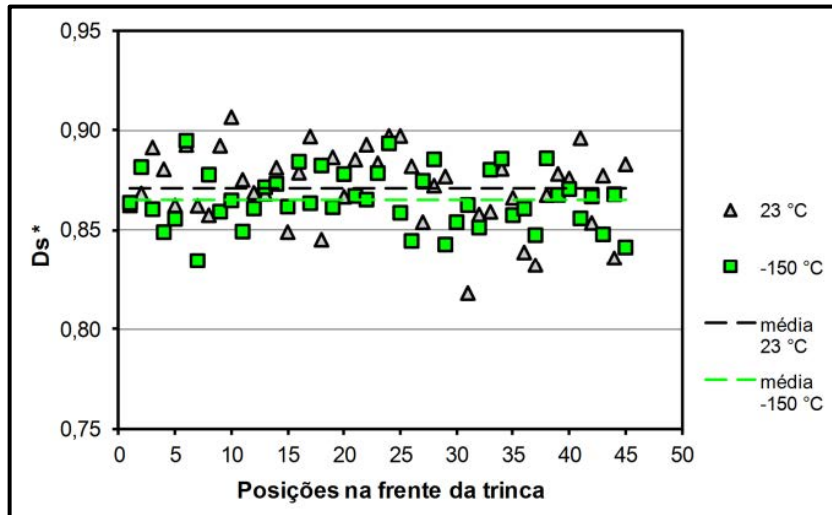


(c)

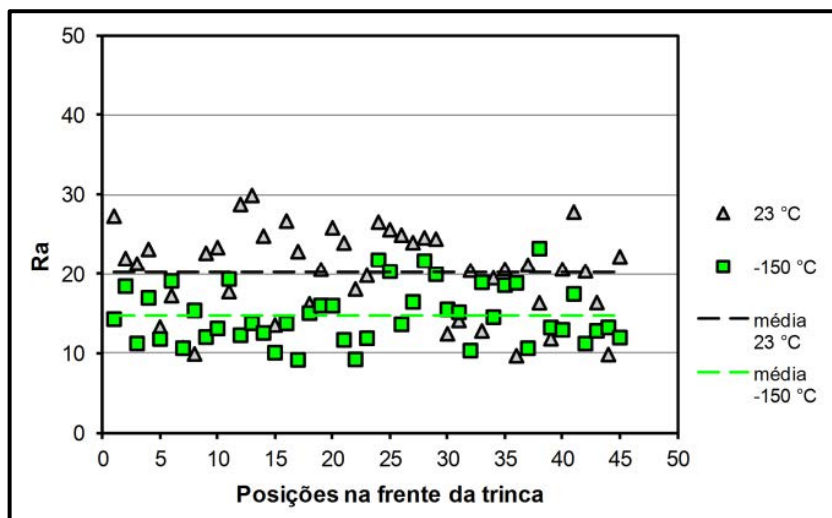
Figura 92 – Comparação entre as condições de ensaio e as dimensões fractais e a rugosidade: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra .



(a)



(b)



(c)

Figura 93 – Comparação entre as condições extremas de ensaio (23°C e -150°C) e as dimensões fractais e a rugosidade: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra .

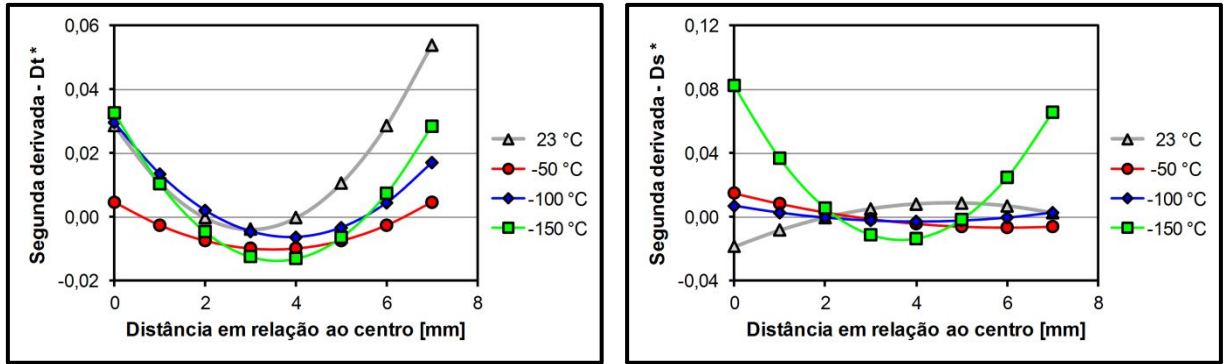
A Tabela 13 apresenta os resultados do teste *t-student*, que confirma a análise gráfica apresentada na Figura 93, com o uso dos parâmetros: $t_{teórico} = 2,0141$ (bicaudal), para confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 45. Ou seja, as únicas comparações que apresentaram resultados válidos ($t_{calc} > t_{teórico}$) foram as condições extremas (23°C e -150°C) para a dimensão textural e a rugosidade, onde é possível afirmar que há uma diferença entre os dados analisados.

O resultado desta análise indica que a dimensão textural, que é relacionada aos macromecanismos atuantes na fratura, é sensível à mudança causada pelas temperaturas no momento do ensaio. Ou seja, Dt é sensível à mudança no aspecto da fratura, sendo formada por ruptura dúctil e com aspecto misto de deformação e tensão plana na condição de 23°C e frágil, com um estado de deformação plana em quase toda a extensão, na condição de -150°C, com predomínio de clivagem.

Tabela 13 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação entre as condições de temperatura do aço 15-5PH.

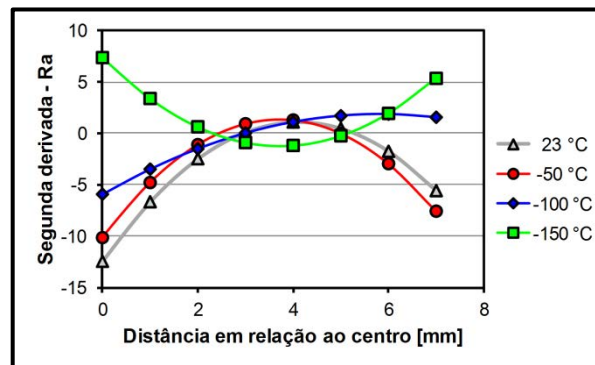
Medida	Comparação	t_{calc}
Dt	23°C e -50°C	0,1385
	-50°C e -100°C	0,0041
	-100°C e -150°C	0,1061
	23°C e -150°C	9,3175
Ds	23°C e -50°C	0,0118
	-50°C e -100°C	0,0017
	-100°C e -150°C	0,0421
	23°C e -150°C	1,4357
Ra	23°C e -50°C	0,0120
	-50°C e -100°C	0,5915
	-100°C e -150°C	1,0082
	23°C e -150°C	5,3801

A Figura 94 apresenta a análise da derivada de segunda ordem da função encontrada com os dados tanto da dimensão textural (Dt), como da estrutural (Ds) e da rugosidade (Ra), em relação à distância do centro da amostra, na região de início da trinca. Conforme havia sido sinalizado na análise anterior, a dimensão textural (Dt) apresentou uma uniformidade de comportamento em relação às curvas da segunda derivada.



(a)

(b)



(c)

Figura 94 – Comparação entre a distância em relação ao centro e a segunda derivada da dimensão fractal e a rugosidade do aço 15-5PH: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra.

A partir do gráfico da derivada, analisou-se que a dimensão textural (Dt) apresentou, para todas as condições, um mesmo ponto de inflexão, distante 4 mm do centro da amostra, sugerindo uma mudança de comportamento do material (Figura 94a). Como já foi observado, que as superfícies de fratura analisadas apresentam tanto estado de deformação plana como tensão plana; assim, decidiu-se refazer as análises dos parâmetros, porém considerando somente os pontos situados na região central do corpo de prova, onde provavelmente exista o estado de deformação plana puro (Figura 95).

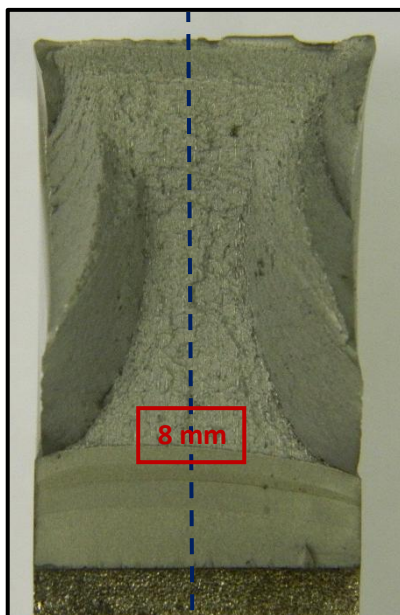
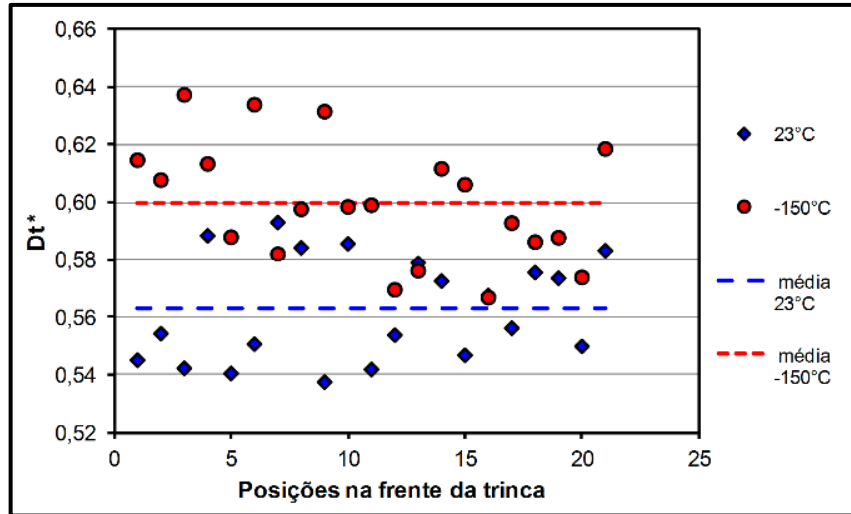


Figura 95 – Representação da região analisada, no centro do corpo de prova, na zona de estiramento, com distância total de 8 mm.

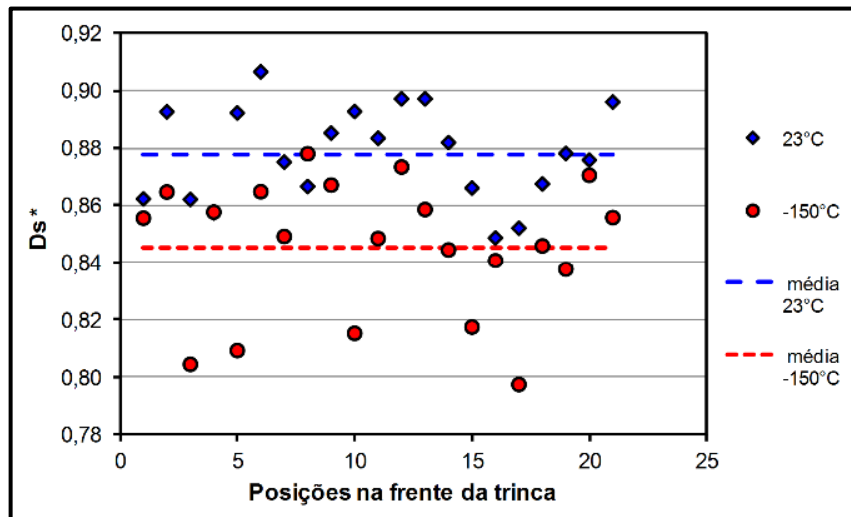
A Figura 96 apresenta os gráficos que comparam as temperaturas de 23°C e -150°C, em relação às dimensões textural, estrutural e a rugosidade. Visualmente é possível observar que todos os parâmetros são sensíveis à temperatura do ensaio, já que os pontos de cada condição se encontram em patamares, ou faixas, bem distintas no gráfico.

Os resultados do teste *t-student* para a análise da comparação entre as condições de ensaio, na região de deformação plana, estão apresentados na Tabela 14, que confirma a análise gráfica apresentada na Figura 95, com o uso dos parâmetros: $t_{teórico} = 2,086$ (bicaudal), para confiança $\alpha = 95\%$ e grau de liberdade (gl) = 20. Ou seja, as comparações que apresentaram resultados válidos ($t_{calc} > t_{teórico}$) foram as condições extremas (23°C e -150°C), em todos os parâmetros analisados, onde é possível afirmar que há uma diferença entre os dados, mostrando a sensibilidade dos parâmetros.

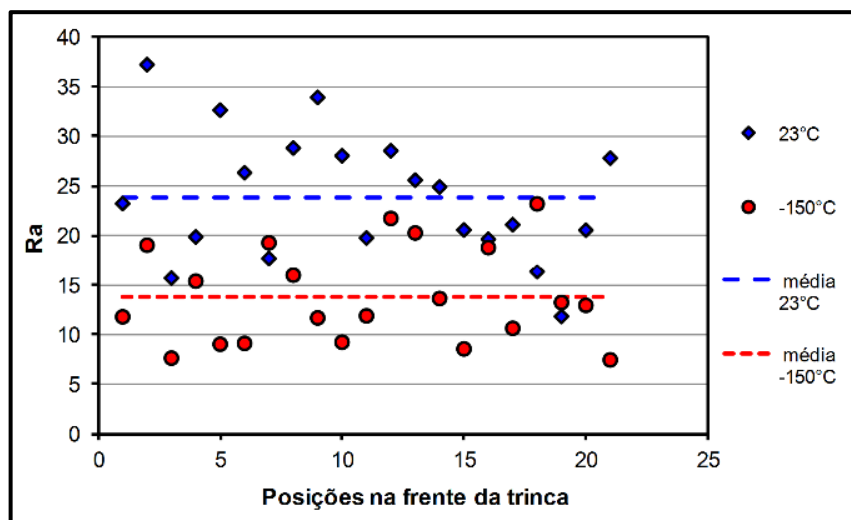
A sensibilidade de Dt é justificável pois os macromecanismos continuam atuantes mesmo na região central, no estado de deformação plana. Enquanto que a dimensão estrutural (Ds), não havia apresentado sensibilidade anteriormente, se mostra sensível às diferenças dos micromecanismos atuantes na fratura, como os *dimples* na condição de 23°C e a clivagem em -150°C. Já a rugosidade (Ra), também se mantém sensível, visto que os relevos das superfícies de fratura, em ambos os casos, são bem diferentes.



(a)



(b)



(c)

Figura 96 – Comparação entre as condições extremas de ensaio (23°C e -150°C) e as dimensões fractais e a rugosidade, na região de deformação plana: (a) Dt^* ; (b) Ds^* ; e, (c) Ra .

Tabela 14 – Resultado do *t-student*, calculado para a comparação entre as condições de temperatura do aço 15-5PH, na região de deformação plana.

Medida	Comparação	t_{calc}
Dt	23°C e -50°C	1,626
	-50°C e -100°C	1,687
	-100°C e -150°C	1,169
	23°C e -150°C	5,930
Ds	23°C e -50°C	1,625
	-50°C e -100°C	1,912
	-100°C e -150°C	1,970
	23°C e -150°C	5,003
Ra	23°C e -50°C	1,981
	-50°C e -100°C	1,899
	-100°C e -150°C	1,958
	23°C e -150°C	5,517

6 CONCLUSÃO

Analisando-se os resultados obtidos neste trabalho pode-se concluir que:

✓ Sobre o ensaio de tenacidade:

Para cada material utilizado (compósito carbono/epóxi; resina fenol-formaldeído; titânia; e, aço 15-5PH) foi feito um ensaio de tenacidade característico, em modo I ou II de carregamento, em condições distintas. Foi observado que no caso do material polimérico e do cerâmico, que não houve uma diferença de comportamento dos valores de tenacidade em relação às condições estabelecidas, que no caso do polímero foi a diferença de espessura e na cerâmica foi o tratamento com choque térmico. Esta conclusão foi feita levando em consideração o alto valor do desvio-padrão em cada uma das amostras. Já no caso do compósito, houveram duas situações a serem analisadas: a primeira foi em relação aos condicionamentos propostos (ultravioleta, higrotérmico e ciclo térmico) onde não houve uma diferença significativa dos resultados; e, a outra foi quando se comparou o comportamento da tenacidade no ensaio DCB com o do ensaio ENF e se observou uma grande diferença do comportamento do material nestes dois casos. Uma diferença, também significativa, foi percebida no aço 15-5PH, onde cada condição de temperatura resultou em um valor diferente de tenacidade.

✓ Sobre a relação entre tenacidade à fratura e os parâmetros D_f , D_t , D_s e R_a :

Quando comparados os valores de tenacidade à fratura, nos modos I ou II de carregamento, com as dimensões fractais, observou-se que somente a dimensão textural (D_t) apresentou uma correlação classificada como moderada, no caso do material compósito e do aço 15-5PH. Como neste dois materiais a variação de tenacidade entre as condições estabelecidas foram válidas, DCB e ENF para o compósito e diferença de temperatura para o material metálico, é coerente esta relação com D_t , já que este parâmetro está relacionado com o macro-relevo da fratura. Enquanto que para os demais materiais analisados não houve correlação.

✓ Sobre a relação entre a rugosidade e as dimensões fractais (D_f , D_t e D_s):

As correlações identificadas entre a rugosidade e as dimensões fractais foram fracas ou, praticamente, nulas, ou seja, uma não pode ser descrita pela outra. A rugosidade é um parâmetro que mede a intensidade do relevo da superfície da fratura, enquanto que a dimensão

fractal mede sua formação, com todos os detalhes e características próprias, derivadas do contexto amplo oferecido pelo arranjo entre campos de tensões e microestrutura.

✓ Sobre as dimensões texturais (Dt) e estruturais (Ds):

A dimensão textural (Dt) está relacionada ao processo mecânico da fratura e à evolução irregular do campo de tensões na frente da trinca, descrevendo um contexto macroscópico. Quando analisados os resultados, percebeu-se que Dt foi sensível à diferenciação dos ensaios DCB e ENF, para o material compósito, e também no caso do aço 15-5PH, percebeu a mudança entre os ensaios realizados à 23°C e -150°C. Isto se mostra coerente, já que nestas duas situações o relevo da fratura apresentou grande diferença. O parâmetro Dt foi sensível à diferença que os modos de carregamento (I e II), aplicados ao compósito carbono/epóxi, causaram em suas superfícies da fratura. Enquanto que no material metálico a alteração se deu no aspecto da fratura que foi de dúctil (aspecto fosco e formação de extensos lábios de cisalhamento), na temperatura ambiente, para frágil (fratura mais brilhante e com restrição à formação de lábios de cisalhamento), na temperatura de -150°C.

Já a dimensão estrutural (Ds) descreve o micro-relevo da fratura, estando associada aos micromecanismos e microestrutura atuantes no material. Os resultados mostraram que Ds foi sensível às mudanças da direção da fibra (0° e 90°), no caso do compósito, e também no caso do aço 15-5PH, quando analisadas áreas das regiões centrais dos corpos de prova, em estado de deformação plana, diferenciando os micromecanismos, *dimples* na temperatura de 23°C e clivagem na temperatura de -150°C.

É evidente que tanto a microestrutura restringirá o macro-relevo quanto padrões de carregamento terão influência sobre os micromecanismos que definem o micro-relevo de superfícies de fratura, mas a principal conclusão deste trabalho é que estas influências são percebidas com intensidades diferentes de acordo com a escala de investigação. Análises de fraturas são conduzidas em instrumentos bem diversos, como estereomicroscópios e microscópios eletrônicos de varredura, que produzem informações distintas quanto à resolução e, conseqüentemente, à ampliação, ou à escala do problema. Embora não definam correlações diretas com propriedades mecânicas, como a tenacidade à fratura, fractais mistos descrevem o comportamento de processos de fratura, delimitando quantitativamente as influências do carregamento e da microestrutura dentro do contexto da escala de investigação. Este trabalho demonstra que superfícies de fratura revelam o comportamento do processo termodinâmico da propagação de trincas e, justamente por isso, não definem um estado termodinâmico como propõem tantos autores que encontram relações diretas entre

propriedades mecânicas e valores fractais. Assim, finalmente, a análise por fractais mistos ao longo de uma superfície de fratura permitirá avaliar processos de crescimento de trincas, e não propriedades mecânicas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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: 01 mar. 2013.

ALIF, N., CARLSSON, L.A., BOOGH, L., The effect of weave pattern and crack propagation direction on mode I delamination resistance of woven glass and carbon composites, **Composites Part B**, v.29B, p.603-611, 1998.

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

ANDREWS, E.H., **Fracture in Polymers**, London: Oliver & Boyd, 1968. 204p.

ARGÜELLES, A., VIÑA, J., CANTELI, A.F., CASTRILLO, M.A., BONHOMME, J., Interlaminar crack initiation and growth rate in a carbon-fibre epoxy composite under mode-I fatigue loading, **Composites Science and Technology**, v.68, p. 2325-2331, 2007.

ASTM Internacional, **ASTM C1525 (2004)**: Standard test method for determination of thermal shock resistance for advanced ceramics and water quenching. West Conshohocken, PA, EUA, 2004.

ASTM Internacional, **ASTM D5229 M(2004)**: Standard test method for moisture absorption properties and equilibrium conditioning of polymer matrix composite materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2004.

ASTM Internacional, **ASTM D4329(2005)**: Standard practice for fluorescent UV exposure of plastics. West Conshohocken, PA, EUA, 2005.

ASTM Internacional, **ASTM D5528(2007)**: Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites. West Conshohocken, PA, EUA, 2007.

ASTM Internacional, **ASTM E399(2008)**: Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture K_{IC} of metallic materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

ATKINSON, K.E., KIELY, C., The influence of fibre surface properties on the mode of failure in carbon-fibre/epoxy composites, **Composites Science and Technology**, v.58, p.1917-1922, 1998.

AYATOLLAHI, M.R., ALIHA, M.R.M., On determination of mode II fracture toughness using semi-circular bend specimen, **International Journal of Solids and Structures**, v. 43, p. 5217 – 5227, 2006.

AYATOLLAHI, M.R., ALIHA, M.R.M., HASSANI, M.M., Mixed mode brittle fracture in PMMA – an experimental study using SCB specimens, **Materials Science and Engineering A**, v. 417, p. 348 – 356, 2006.

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

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

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

BOTELHO, E.C., **Estudo reológico de resinas fenólicas e furfurílica na obtenção de materiais carbonosos**. 1998. 160f. Dissertação (Mestrado em Ciência) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 1998.

BOTELHO, E.C., **Compósitos aeronáuticos processados a partir de fibras de carbono impregnadas com poliamida 6/6 via processo de polimerização interfacial**. 2002. 272f. Tese (Doutorado em Ciência) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2002.

BRADT, R.C., MUNZ, D., SAKAI, M., WHITE, K.W., **Fracture Mechanics of Ceramics: Active Materials, Nanoscale Materials, Composites, Glass, and Fundamentals**, New York: Springer, 2005. 638p.

CALLISTER, W.D., **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**, LTC, 2011. 705p.

CALTABIANO, P. C.R.O., **Fractografia Quantitativa: relação entre tenacidade e o comportamento fractal de fraturas em ligas metálicas**. 2011. 140f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

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.

CAMPOS, K.A., **Fractografia Quantitativa: análise do comportamento fractal em compósitos carbono/epóxi, por processamento digital de imagens**. 2010. 133f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

CAMPOS, K.A., AUGUSTO, J., PEREIRA, T.A., HEIN, L.R.O., 3-D reconstruction by extended depth-of-field in failure analysis – Case study II: Fractal analysis of interlaminar fracture in carbon/epoxy composites, **Engineering Failure Analysis**, v.25, p. 271-279, 2012.

CANEVAROLO Jr, S.V., **Ciência dos polímeros: um texto básico para tecnólogos e engenheiros**, São Paulo: Artliber Editora, 2002. 280p.

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

CHIANG, Y.M., BIRNIE, D.P., KINGERY, W.D., **Physical ceramics: principles for ceramic science and engineering**, John Wiley, 1997. 522p.

CHINGA, G., JOHNSEN, P.O., DOUGHERTY, R., LUNDEN-BERLI, E., WALTER, J., Quantification of the 3D microstructure of SC surfaces, **Journal of Microscopy**, v.227, p. 254-265, 2007.

CHONG, K.P.; KURUPPU, M.D., Mixed mode fracture analysis using new semi-circular specimens, **Computers & Structures**, v. 30, p. 905 – 908, 1988.

CHUNG, D.D.L., **Carbon fiber composites**, Butterworth-Heinemann, 1994. 215p.

COSTA, L., MONTELEIRA, R., CAMINO, G., WEIL, E.D., PEARCE, E.M., Structure-charring relationship in phenol-formaldehyde type resins, **Polymer Degradation and Stability**, v.56, p. 23 – 35, 1997.

COSTA, D.J., **Caracterização térmica e mecânica de cerâmicas porosas com camadas de TiO_2 e Al_2O_3** . 2006. 87f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

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

COURANT, R., ROBBINS, H., **O que é matemática? Uma abordagem elementar de métodos e conceitos**, Ciência Moderna, 2000. 662p.

CROSS, S.S., The application of fractal geometric analysis to microscopic images, **Micron**, v.25, p. 101 – 113, 1994.

CUNHA, J.A.P., **Estudo do comportamento mecânico de compósitos poliméricos termorrígidos em atmosfera salina e condicionamento higrotérmico**. 2004. 116f. Dissertação (Mestrado em Ciência) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2004.

CYBO, J., Developments of methods of stereometric/fractal description of materials' microstructure and surfaces, University of Silesia, Polônia. Disponível em: <http://english.us.edu.pl/?q=node/912>, 2009.

CWAJNA, J., ROSKOSZ, S., Application of confocal laser scanning microscopy, atomic force microscopy, and the profilometric method in quantitative fractography. **Materials Characterization**, v.46, p. 183-187, 2001.

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.

DIERICH, F., NIKRITYUK, P.A., A numerical study of the impact of surface roughness on heat and fluid flow past a cylindrical particle, **International Journal of Thermal Sciences**, v.65, p. 92-103, 2013.

DIN EN6034 (1996): Determination of interlaminar fracture toughness energy – mode II. Einsprüche, Germany, 1996.

DONADON, M.V., FALZON, B.G., IANNUCCI, L., HODGKINSON, J.M., Intralaminar toughness characterisation of unbalanced hybrid plain weave laminates, **Composites: Part A**, v.38, p.1597-1611, 2007.

FALCONER, K., **Techniques in fractal geometry**, John Wiley & Sons, 1997. 256p.

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.

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

FORSTER, B., VILLE, D.V., BERENT, J., SAGE, D., UNSER, M., 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.

FRANCO, L.A.L., **Análise fractográfica de compósitos poliméricos estruturais**. 2003. 168f. Dissertação (Mestrado em Físico-Química de Materiais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2003.

GERE, J.M., **Mechanics of materials**, Pacific Grove, CA: Brooks/Cole, 2001. 926p.

GREENHALGH, E.S., **Failure analysis and fractography of polymer composites**, Woodhead Publishing in Materials, 2009. 595p.

HEIN, L.R.O, CAMPOS, K.A., CALTABIANO, P.C.R.O., Low voltage and variable-pressure scanning electron microscopy of fractured composites, **Micron**, v.43, p.1039-1049, 2012.

HEIN, L.R.O, CAMPOS, K.A., CALTABIANO, P.C.R.O., KOSTOV, K.G., A Brief Discussion About Image Quality and SEM Methods for Quantitative Fractography of Polymer Composites, **Scanning**, v.35, p.196-204, 2013.

HIPÓLITO, F.G.V., **Efeito da radiação gama no comportamento na fratura de materiais compósitos de matriz epoxídica reforçada por fibra de vidro**, 2005. 259f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2005.

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

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

HULL, D., CLYNE, T.W., **An introduction to composite materials**, Cambridge University Press, 1996. 326p.

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

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

KAYE, B.H., The Description of Two-Dimensional Rugged Boundaries in Fineparticle Science by Means of Fractal Dimensions, **Powder Technology**, v. 46, p. 245-254, 1986.

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

KAYE, B.H., Applied Fractal Geometry and Powder Technology, **Chaos, Solitons & Fractals**, v.6, p. 245-253, 1995.

KELLY, G., HALLSTRÖM, S., Strength and failure mechanisms of composite laminates subject to localized transverse loading, **Composite Structures**, v.69, p. 301-314, 2005.

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

KHAFRI, M. A.; ADHAMI, F., Hot deformation of 15-5 PH stainless steel, **Materials Science & Engineering: A**, v.527, p. 1052 - 1057, 2010.

KHAFRI, M. A.; ZARGARAN, A., High temperature tensile behavior of PH stainless steel, **Materials Science & Engineering: A**, v.527, p. 4727 - 4732, 2010.

KUMAR, B.G., SINGH, R.P., NAKAMURA, T., Degradation of carbon fiber-reinforced epoxy composites by ultraviolet radiation and condensation, **Journal of Composite Materials**, v.36, n.24, p.2713-2733, 2002.

LAMPMAN, S., Intergranular Fracture. In: __. **ASM Handbook - Failure Analysis and Prevention**. ASM International Handbook Committee, v.11, p. 1349-1367, 2002.

LANDINI, G., Fractals in microscopy, **Journal of Microscopy**, p. 1 – 8, 2010.

LAUSCHMANN, H., BEDNARIK, P., SEKERESOVA, Z., BENES, M., Fractal image feature vectors with applications in fractography, **Image Anal Stereol**, v.27, p. 63-71, 2008.

LEE, Y.L.; PAN, J.; HATHAWAY, R.B.; BARKEY, M.E. **Fatigue testing and analysis: theory and practice**. Oxford. Elsevier, 2005. 402p.

LEVY NETO, F., PARDINI, L.C., **Compósitos estruturais**, Edgard Blucher, 2006. 309p.

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

LIM, L., JOHNSTON, I.W., CHOI, S.K., BOLAND, J.N., Fracture Testing of a soft rock with semi-circular specimens under three-point bending – Part I: Mode I, **International Journal Rock Mech. Min. Science & Geomech.**, v. 31, p. 185 – 197, 1994.

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

LUND, R.A.; SHEYBANY, S., Fatigue Fracture Appearances. In: __. **ASM Handbook - Failure Analysis and Prevention**. ASM International Handbook Committee, v.11, p. 1349-1367, 2002.

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

MANDELBROT, B.B., **Fractals and chaos: the Mandelbrot set and beyond**, Springer, 2004. 308p.

MANO, E.B., **Polímeros – como materiais de engenharia**, Editora Edgard Blücher Ltda., 1991. 197p.

MANO, E.B., MENDES, L.C., **Introdução a polímeros**, Editora Edgard Blücher Ltda., 1999. 191p.

MASTERS, J.E., Basic failure modes of continuous fiber composites, **In: American Society for Metals International. Composites**, p. 781-785, 1987.

MATHEWS, M.J., SWANSON, S.R., Characterization of the interlaminar fracture toughness of a laminated carbon/epoxy composite, **Composites Science and Technology**, v.67, p. 1489-1498, 2007.

MAY, C.A., Introduction to epoxy resins, In: _____. **Epoxy resins chemistry and technology**, Marcel Decker, p. 1-8, 1988.

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

MIRACLE, D.B., DONALDSON, S.L., Introduction to composites, In: _____. **ASM Handbook - Composites**, ASM International Handbook Committee, v. 21, p. 39-67, 2001.

MOET, A., Failure analysis of polymer, In: _____. **ASM Handbook – Failure analysis and prevention**, ASM International Handbook Committee, v. 11, p. 758-765, 2002.

MOHAMMADI, H., MOHAMMADI, N., Fracture of polymer blends: Effect of characteristic number of interfacial entanglements and matrix toughness, **Polymer**, v.53, p. 2769-2776, 2012.

MOORE, D.R., PAVAN, A., WILLIAMS, J.G., **Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers Adhesives and Composites**, New York: Elsevier, 2001. 375p.

MORAIS, A.B., MOURA, M.F., MARQUES, A.T., CASTRO, P.T., Mode-I interlaminar fracture of carbon/epoxy cross-ply composites, **Composites Science and Technology**, v.62, p.679 – 686, 2002.

MORAIS, A.B., MOURA, M.F., Evaluation of initiation criteria used in interlaminar fracture tests, **Engineering Fracture Mechanics**, v.73, p.2264 – 2276, 2006.

MUNZ, D., **Ceramics: mechanical properties, failure behaviour, materials selection**, Berlin: Springer, 1999. 298p.

NIELSEN, L.E., LANDEL, R.F., **Mechanical Properties of Polymers and Composites**, New York: Taylor & Francis Group, 1994. 557p.

O'BRIEN, T.K., Fracture mechanics of composite delamination, In: MIRACLE, D.B., DONALDSON, S.L.. **ASM Handbook - Composites**, ASM International Handbook Committee, v. 21, p. 589-604, 2001.

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

PASCAULT, J.P., SAUTEREAU, H., VERDU, J., WILLIAMS, R.J.J., **Thermosetting polymers**, Marcel Decker AG, 2002. 478p.

PASSOS, L., **Contribuição ao estudo das propriedades físicas e mecânicas dos polímeros reforçados com fibras de carbono**, 2002. 94f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Faculdade de Engenharia Civil, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2002.

PEITGEN, H.O., JÜRGENS, H., SAUPE, D., **Chaos and fractals: new frontiers of science**, Springer, 2004. 864p.

PEREIRA, A.B., MORAIS, A.B., Mixed mode I + II interlaminar fracture of carbono/epoxy laminates, **Composites: Part A**, v.39, p. 322-333, 2008.

PICKOVER, C.A., **El libro de lãs matemáticas**, Editora Librero, 2011. 527p.

PURSLOW, D., Some fundamental aspects of composites fractography, **Composites**, v.12, n.4, p. 241-247, 1981.

PURSLOW, D., Matrix fractography of fibre-reinforced epoxy composites, **Composites**, v.17, n.4, p. 289-303, 1986.

QUINN, G.D., **Fractography of ceramics and glasses**, National Institute of Standards and Technology, 2007. 537p.

RANGAYYAN, R.M., NGUYEN, T.M., Fractal Analysis of Contours of Breast Masses in Mammograms, **Journal of Digital Imaging**, v. 20, p. 223-237, 2007.

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

REIS, J.M.L., CARVALHO, A.R., MATTOS, H.S.C., Effects of displacement rate and temperature on the fracture properties of polymer mortars, **Construction and Building Materials**, v.55, p. 1-4, 2014.

RISOVIC, D., PAVLOVIC, Z., Performance Assessment of Methods for Estimation of Fractal Dimension From Scanning Electron Microscope Images, **Scanning**, v.9999, p. 1 - 10, 2013.

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.

SANKAR, D., THOMAS, T., Fractal Features based on Differential Box Counting Method for the Categorization of Digital Mammograms, **International Journal of Computer Information Systems and Industrial Management Applications**, v.2, p. 011-019, 2010.

SANTANA, J.G.A., **Estudo e desenvolvimento de cerâmicas porosas de dióxido de titânio aditivadas com proteínas de soja**. 2005. 145f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

SHACKELFORD, J.F., VIEIRA, D., CRUZ, N.C., **Ciência dos Materiais**, São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008. 556p.

SIQUEIRA, R., **Introdução aos fractais**. Disponível em: <<http://www.insite.com.br/fractarte/artigos.php>> Acesso em 10 out. 2013.

SKUBALSKA-RAFAJLOWICZ, E., A new method of estimation of the box-counting dimension of multivariate objects using space-filling curves, **Nonlinear Analysis**, v.63, p. 1281-1287, 2005.

SLEIGHT, D.W., **Progressive failure analysis methodology for laminated composites structures**, Hampton: Langley Research Center, 1999.

SMITH, B.W., Fractography for continuous fiber composites, **In: American Society for Metals International, Composites**, p. 786-793, 1987.

SPIEGEL, M.R., COSENTINO, P., **Estatística**, 3. ed., São Paulo: Makron Books, 1994. 643p.

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

STACH, S., ROSKOSZ, S., CYBO, J., CWAJNA, J., Multifractal description of fracture morphology: investigation of the fractures of sintered carbides, **Materials Characterization**, v. 51, p. 87-93, 2003.

UNDERWOOD, E.E., BANERJI, K., Fractal analysis of fracture surface, In: ____. **ASM Handbook - Fractography**, ASM International Handbook Committee, v. 12, p. 403-419, 1987.

VARNER, J.R., Fracture Modes and Appearances in Ceramics, In: ____. **ASM Handbook – Failure analysis and prevention**, ASM International Handbook Committee, v. 11, p. 1390-1413, 2002.

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

WANG, W.X., NAKATA, M., TAKAO, Y., MATSUBARA, T., Experimental investigation on test methods for mode II interlaminar fracture testing of carbon fiber reinforced composites, **Composites: Part A**, v. 40, p. 1447 – 1455, 2009.