

**JULIANA AUGUSTO**

**FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: CORRELAÇÃO ENTRE DIMENSÃO  
FRACTAL E TENACIDADE À FRATURA EM COMPÓSITOS FIBRA DE  
CARBONO/EPÓXI**

**Guaratinguetá**

**2012**

**JULIANA AUGUSTO**

**FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: CORRELAÇÃO ENTRE DIMENSÃO  
FRACTAL E TENACIDADE À FRATURA EM COMPÓSITOS FIBRA DE  
CARBONO/EPÓXI**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira

Co-orientadora: M. Eng. Kamila Amato de Campos

Guaratinguetá

2012

Augusto, Juliana  
A923f      Fractografia Quantitativa: Correlação entre Dimensão Fractal e  
Tenacidade à Fratura em Compósitos Fibra de Carbono/Epóxi / Juliana  
Augusto – Guaratinguetá : [s.n], 2012.  
133 f. : il.  
Bibliografia: f. 128-132

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade  
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012.  
Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein  
Co-orientadora: M. Eng. Kamila Amato de Campos

1. Fractografia 2. Compósitos poliméricos I. Título

CDU 620.184

**" FRACTOGRAFIA QUANTITATIVA: CORRELAÇÃO ENTRE  
DIMENSÃO FRACTAL E TENACIDADE À FRATURA EM COMPÓSITOS  
FIBRA DE CARBONO/EPÓXI"**


**JULIANA AUGUSTO**

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO  
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE  
"GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS"

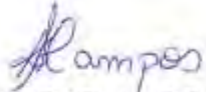
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE  
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro  
Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**

  
Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE O. HEIN  
Orientador/UNESP-FEG

  
Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO  
UNESP-FEG

  
Profa. M.Eng. KAMILA AMATO DE CAMPOS  
UNESP-FEG

## **DADOS CURRICULARES**

### **JULIANA AUGUSTO**

NASCIMENTO 27.09.1989 – JUNDIAÍ / SP

FILIAÇÃO Mauro Augusto  
Ivone de Oliveira Augusto

2008/2012 Curso de Graduação  
Engenharia de Materiais - Universidade Estadual Paulista Júlio  
de Mesquita Filho - UNESP

## AGRADECIMENTOS

Agradeço à Deus, por ter me concedido tamanha oportunidade e força para seguir por essa jornada.

aos meus pais, *Mauro e Ivone*, por sempre me darem apoio e confiança nos momentos mais difíceis.

ao *Prof<sup>o</sup>.Dr<sup>o</sup>. Luis Rogerio de Oliveira Hein* e à *M. Eng. Kamila Amato de Campos* pela orientação e apoio, sem o qual este trabalho aqui apresentado seria impossível.

à FAPESP pela ajuda financeira e concessão da bolsa de Iniciação Científica com vigência de 01/09/2009 a 31/04/2012, processo n° 2009/13654-3.

à empresa ALLTEC, de São José dos Campos, pela doação do material utilizado nesse trabalho e à Divisão de Materiais do IAE-CTA, de São José dos Campos, pela preparação do mesmo.

AUGUSTO, J. **Fractografia Quantitativa: Correlação entre Dimensão Fractal e Tenacidade à fratura em Compósitos Fibra de Carbono/Epóxi**. 2012. 133 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

## RESUMO

As superfícies de fratura expressam a sequência dos eventos de liberação de energia devido à propagação da trinca, relacionando o relevo da fratura com as tensões atuantes. Este trabalho visa avaliar as heterogeneidades da zona crítica para o avanço da trinca em toda sua extensão, em um compósito termorrígido de fibra de carbono e matriz epóxi condicionados no ultravioleta, higrotérmico, ciclos térmicos e natural, fraturados em ensaios DCB (Double Cantilever Beam) e ENF (End-Notched Flexure).

As investigações foram realizadas a partir de pilhas de imagens obtidas por microscopia óptica de reflexão para a reconstrução por extensão de foco. Foi utilizado o programa NIH Image J, para obter mapas de elevações e imagens completamente focadas da superfície de fratura, cujas topografias foram analisadas quantitativamente. O comportamento monofractal para as amostras submetidas aos ensaios DCB, foi avaliado como sendo heterogêneo ao longo da frente da trinca, e ao longo desta para todos os condicionamentos.

Para as amostras fraturadas em ensaio ENF, verificou-se que houve uma correlação fortemente positiva para a condição natural, considerando as fibras a  $0^\circ$ , para as dimensões monofractal e estrutural ( $D_f$  e  $D_s$ ). Para as fibras a  $90^\circ$  da propagação da trinca, houve uma correlação moderada positiva para a dimensão textural, ou seja, em escala macroscópica para a condição natural. Já para a condição ultravioleta e para as amostras submetidas a ciclos térmicos, não houve correlação entre a dimensão fractal e tenacidade à fratura em modo II.

**PALAVRAS-CHAVE** Compósito carbono/epóxi. Dimensão fractal. Processamento de imagem. Ensaio DCB. Ensaio ENF.

AUGUSTO, J. **Fractografia Quantitativa: Correlação entre Dimensão Fractal e Tenacidade à fratura em Compósitos Fibra de Carbono/Epóxi**. 2012. 133 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

### ABSTRACT

The fracture surfaces express the sequence of events of energy release due to crack propagation by linking the relief of the fracture to the loading stresses. This study aims to evaluate the heterogeneity of the critical zone for the advancement of the crack along its entire length in a thermoset composite carbon fiber and epoxy matrix, fractured in DCB testing (Double Cantilever Beam) and ENF (End-Notched Flexure).

Investigations were made from image stacks obtained by optical reflection of extended depth from focus reconstruction. The program NIH Image J was used to obtain elevation map and fully focused images of the fracture surface, whose topographies were quantitatively analyzed. The monofractal behavior for DCB samples was assessed as being heterogeneous along the crack front and along the crack for all the conditionings.

For the samples fractured in ENF test, there was a strong positive correlation to the natural condition, considering the fibers at  $0^\circ$  for the monofractal dimension and structural dimension ( $D_f$  and  $D_s$ ). For fibers at  $90^\circ$  to crack propagation, there was a moderate positive correlation for the textural dimension of natural condition. However, for the samples under ultraviolet condition and those subjected to thermal cycles, there was no correlation between the fractal dimension and fracture toughness in mode II.

**KEYWORDS:** Carbon/epoxy composites. Fractal dimension. Image processing. DCB testing. ENF testing.



## SUMÁRIO

1.	OBJETIVOS .....	11
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	11
2.1.	Compósitos .....	11
2.2.	Tipos de compósitos .....	12
2.2.1.	Tipos de matriz .....	12
2.2.2.	Tipos de reforço .....	13
2.3.	Compósitos pré-impregnados .....	16
2.4.	Tipos de condicionamento .....	17
2.5.	Fractografia.....	18
2.6.	Fractal .....	21
2.6.1.	Dimensão fractal.....	22
2.6.2.	Multifractais.....	23
2.7.	Modelo de Mecholsky .....	24
3.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	26
3.1.	Ensaio DCB .....	28
3.1.1.	Aquisição das imagens .....	34
3.2.	Cálculo da dimensão fractal.....	37
3.2.1.	Preparação da imagem para o cálculo da Df .....	37
3.2.2.	Método Box count .....	40
3.3.	Cálculo multifractal .....	42
3.4.	Ensaio ILSS .....	44
3.5.	Ensaio ENF.....	46
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	51
4.1.	Ensaio DCB.....	51

4.1.1. Condicionamento ultravioleta.....	51
4.1.2. Condicionamento higrotérmico .....	52
4.1.3. Ensaio mecânico .....	53
4.1.3.1. Condição natural.....	53
4.1.3.2. Condição higrotérmica .....	56
4.1.3.3. Condição ultravioleta.....	57
4.1.4. Análise fractográfica em microscópio óptico .....	60
4.1.5. Análise fractográfica em microscópio eletrônico de varredura.....	63
4.1.5.1. Natural .....	64
4.1.5.2. Higrotérmico.....	67
4.1.5.3. Ultravioleta.....	70
4.1.6. Análise fractográfica em microscópio de força atômica .....	74
4.1.6.1. Natural .....	74
4.1.7. Relação entre G e a dimensão fractal ao longo da fratura .....	76
4.1.7.1. Relação entre $G_{IC}$ e a dimensão fractal.....	76
4.1.7.2. Relação entre $G_I$ e dimensão fractal .....	82
4.1.8. Relação entre G e a dimensão fractal na frente de trinca.....	86
4.1.8.1. Relação entre $G_{IC}$ e a dimensão fractal.....	86
4.1.8.2. Relação entre $G_{IC}$ e a dimensão fractal na região de transição trama/Urdume .....	95
4.2. Ensaio ILSS .....	100
4.3. Ensaio ENF .....	102
4.3.1. Condicionamentos .....	102
4.3.2. Ensaio Mecânico.....	103
4.3.3. Análise fractográfica em microscópio óptico .....	108
4.3.4. Relação entre $G_{IIc}$ e a dimensão fractal .....	112
5. CONCLUSÕES .....	124

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	128
----------------------------------	-----

## 1. OBJETIVOS

Avaliar a relação entre a dimensão fractal e a tenacidade à fratura,  $G$ , de um compósito termorrígido fibra de carbono/epóxi, obtida por ensaios DCB (Double Cantilever Beam), sob condicionamento ultravioleta, higrotérmico e natural, e ENF (End-Notched Flexure), sob condicionamento ultravioleta, ciclo térmico e natural.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Compósitos

Os compósitos são materiais formados por dois ou mais materiais distintos. Possuem duas fases distintas: o reforço, o qual pode ser constituído de fibras (contínuas ou não); e a matriz (material de preenchimento, de resistência mecânica inferior à da fibra) a qual se agrega físico-quimicamente à fibra. Normalmente o reforço é formado por fibra de vidro, aramida ou de carbono dependendo da aplicação final. Esta pesquisa destina-se a aplicações aeroespaciais e aeronáuticas, por isso foi escolhida a fibra de carbono, pois esta possui uma boa resistência mecânica e uma elevada rigidez, requisitos inevitáveis para essas aplicações.

As matrizes devem transferir as solicitações mecânicas às fibras e protegê-las do ambiente externo. São contínuas e envolvem o outro constituinte. A polaridade da matriz influencia na absorção de água pelo compósito. Quanto maior for a polaridade da matriz maior será a sua capacidade de absorção de água.

Além da polaridade das moléculas, a configuração espacial da resina, usada como matriz polimérica, também interfere no processo de absorção de umidade pelo material. Dependendo das configurações geométricas da molécula, esta pode ou não absorver mais água, por exemplo, se esta molécula for muito aberta, a água se alojará nos interstícios da sua estrutura. Portanto, polímeros com fator de empacotamento maior são mais eficientes na resistência à umidade que aqueles com menor grau de empacotamento (MAYER, 2003).

Já o reforço é responsável pela resistência ao carregamento mecânico tendo maior influência sobre as propriedades mecânicas.

Os compósitos possuem propriedades muito importantes, o que facilita ou não seu uso. Uma das mais populares são: a leveza (devido ao peso específico das resinas e das fibras de reforço, os produtos fabricados a partir dos compósitos apresentam um baixo peso específico), resistência química, flexibilidade (moldes com formas complexas são facilmente adaptáveis aos processos em utilização), durabilidade, resistência mecânica (devido às suas características e à variedade de combinações que podem ser realizadas entre as resinas e os materiais de reforço), entre outras (CHAWLA, 1987).

O objetivo do desenvolvimento de um compósito é combinar diferentes materiais para produzir um único material, capaz de suprir todas as qualidades, com excelência, de cada material constituinte.

## **2.2. Tipos de compósitos**

Os tipos de compósitos dependem da natureza da sua matriz, as quais podem ser metálicas, poliméricas ou cerâmicas; e de seu reforço.

### **2.2.1. Tipos de matriz**

Matrizes metálicas são recomendadas para serem utilizadas em materiais que requerem uso contínuo sob temperaturas e propriedades mecânicas elevadas. Possuem alta rigidez e resistência, alta condutividade térmica, alta tenacidade à fratura e alta tolerância ao dano (ALMEIDA, 2005).

Já para as matrizes cerâmicas possuem baixa densidade, alta rigidez e dureza, processamento complexo, isolamento elétrico, fragilidade (baixa tenacidade à fratura) e baixa tolerância ao dano (ALMEIDA, 2005). Também são recomendadas para utilização sob altas temperaturas, assim como as matrizes metálicas.

As matrizes poliméricas consistem de uma resina polimérica como fase matriz e fibras como reforço. Um material polimérico pode ser considerado como constituído por muitas partes, ligadas quimicamente entre si de modo a formar um sólido (ALMEIDA, 2005). De

todos os tipos de compósitos, o polimérico é o mais fácil de ser processado, facilitando assim o desenvolvimento dos corpos de prova utilizados nesse trabalho.

A matriz polimérica, por sua vez, pode ser termorrígida ou termoplástica.

- a) A matriz termorrígida é bastante frágil, sendo muito estável a variações de temperatura. Uma vez pronta, não mais se funde. O aquecimento do polímero acabado a altas temperaturas promove decomposição do material antes de sua fusão.

Apesar de os polímeros termorrígidos terem uma boa processabilidade e um custo acessível, se comparado aos materiais metálicos e cerâmicos, são limitados em suas aplicações, pois além da fragilidade, têm pouca resistência à propagação de trincas.

A resina epóxi é uma das resinas termorrígidas de grande sucesso comercial, extensivamente usada como matrizes de compósitos, adesivos e materiais de revestimentos. Quando essa resina reage com um agente de cura transforma-se em um polímero termorrígido insolúvel. Sua cura é feita por meio de grupos hidroxilas e amínicos, assim, sua estrutura possui grupos fortemente polares que podem facilmente se ligar a moléculas de água por meio de ligações de hidrogênio (MAYER. S, 2003).

- b) A matriz termoplástica é moldável e reciclável com a variação de temperatura. Como as cadeias são ligadas apenas por forças de Van der Waals, estas ligações podem ser rompidas por ativação térmica. Isto permite o deslizamento das cadeias, torna o material macio e deformável, para ser moldado no formato desejado.

### **2.2.2. Tipos de reforço**

Em relação aos diferentes reforços, estes podem ser encontrados em varias configurações, as quais são escolhidas dependendo da configuração da peça final, dos esforços que vão estar associados e do método de produção do compósito.

Existem dois tipos básicos de reforços, as fibras contínuas e as descontínuas.

O reforço contínuo se estende de forma ininterrupta, segundo pelo menos uma direção, através de todo o compósito (ALMEIDA, 2005). Fibras contínuas são utilizadas em aplicações nas quais se requer alta rigidez e resistência. A disposição das fibras para esse tipo de reforço pode ser unidirecionais, bi-direcionais e multidirecionais, conforme mostrado na Figura 1.

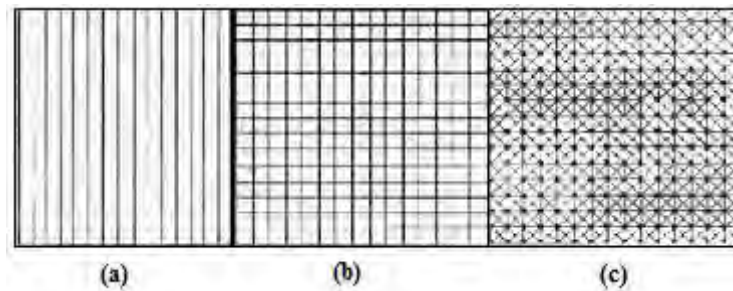


Figura 1: (a) - Arranjo de fibras unidirecionais; (b) - Bi-direcionais; (c) - Multidirecionais,

A distribuição da fibra influencia em boa parte na homogeneidade do material compósito. Quanto mais uniforme a distribuição do reforço, mais homogêneo é o material e menor a probabilidade de falha nas áreas mais frágeis (DANIEL; ISHAI, 1994). Assim, a intenção de utilizar a disposição de fibras em forma de tecido, foi de deixar os corpos de prova mais homogêneos, para que a fratura pudesse ocorrer de forma que não encontrasse empecílios durante a propagação da trinca.

Essas fibras dispostas em tecidos são encontradas mais frequentemente de três maneiras básicas, tecido tipo plano, tipo cetim e tipos laço diagonal. As direções das fibras são conhecidas como urdume, que ocorre na direção do comprimento do corpo de prova a ser utilizado, ou seja, na direção da propagação da trinca; e trama, perpendicular ao urdume (Figura 2) (PARDINI, 2006). Um desenho esquemático de cada tecido é mostrado na Figura 3, sendo que a seta indica a direção de propagação da trinca.

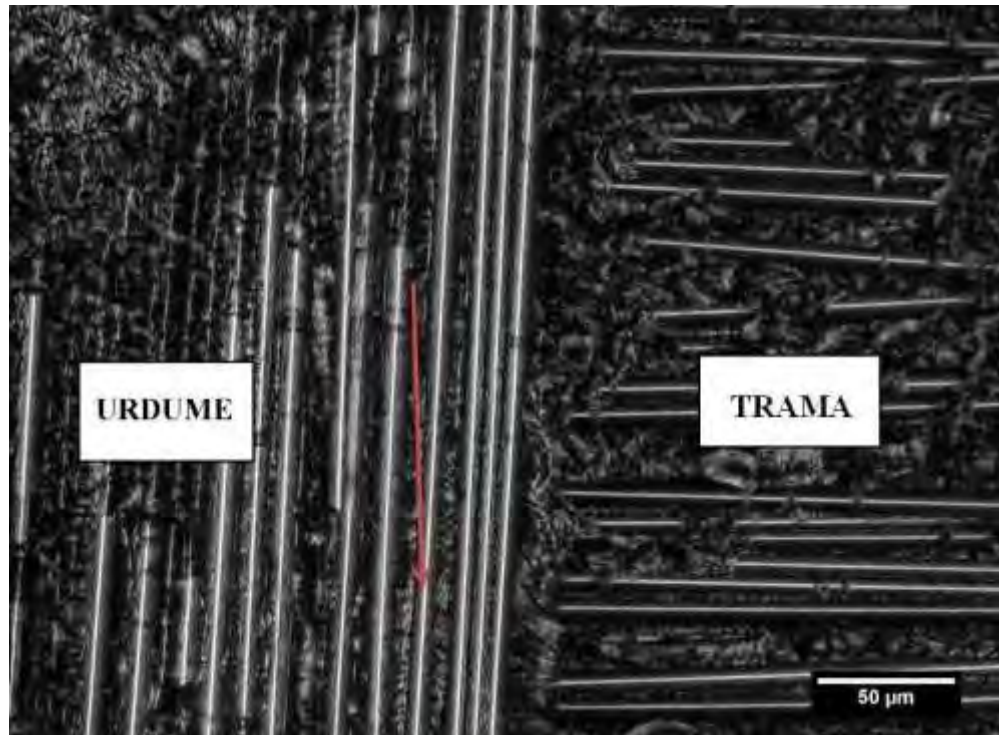


Figura 2: Representação da trama e do urdume no compósito utilizado

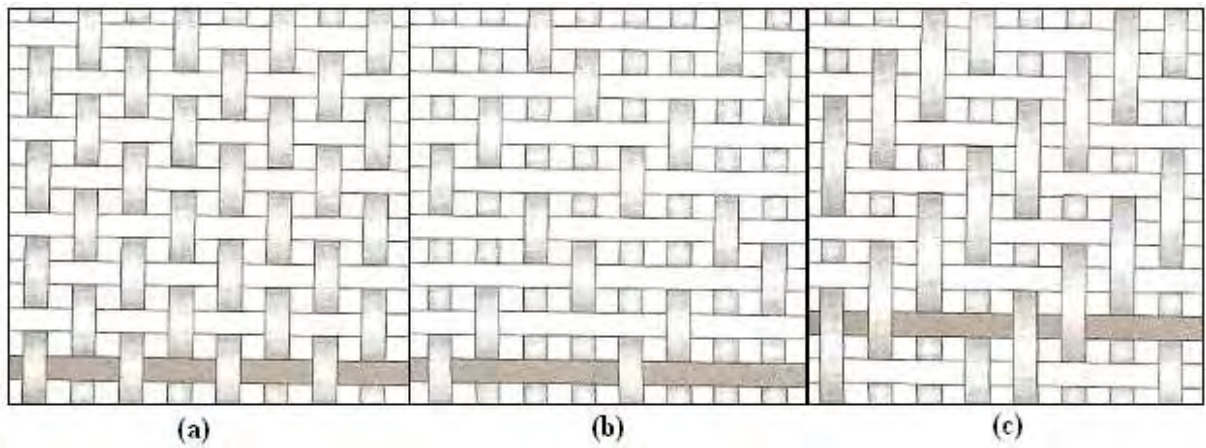


Figura 3 – (a) - Tecido tipo plano; (b) - Tecido tipo cetim; (c) – Tecido tipo laço diagonal.

Como se pode ver pela Figura 3, ao comparar cada esquema de cada tecido, concluí-se que o tecido tipo plano é o mais uniforme, sem muitas irregularidades ao longo de sua composição. Assim, utilizando essa distribuição no material de estudo, conseguiu-se um tipo de propagação de trinca mais uniforme, como já foi explicado.



Já o reforço descontínuo assume a forma de um conjunto de elementos discretos junto à matriz. Sua utilização é, em geral, em aplicações de baixa solicitação mecânica. Estes podem ser aleatórios ou unidirecionais, conforme a Figura 4 (ALMEIDA, 2005).

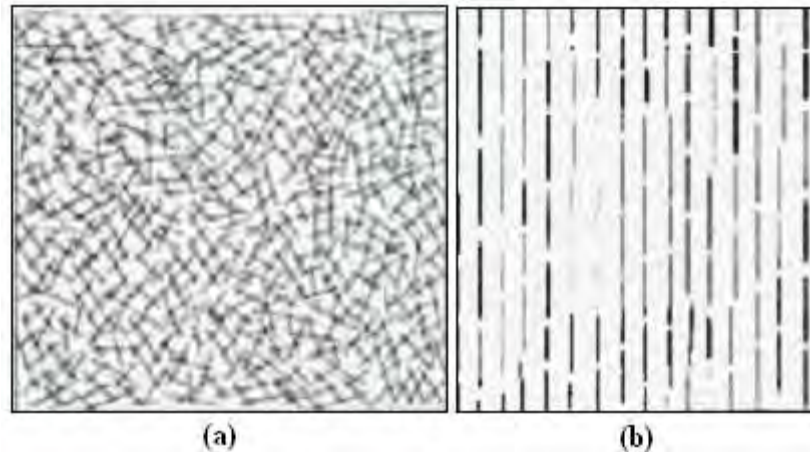


Figura 4: (a) - Disposição das fibras aleatórias; (b) - Disposição das fibras unidirecionais.

A fibra confere ao compósito suas características mecânicas (rigidez; resistência à ruptura). Algumas das fibras mais utilizadas são as fibras de vidro, de aramida, de boro e de carbono.

Os compósitos reforçados por fibras de carbono, por exemplo, de resina epóxi, são caracterizados pelo fato de apresentarem uma combinação de baixo peso, resistência mecânica muito elevada e elevada rigidez (módulo de elasticidade). São muito usadas para aumentar a rigidez e resistência de materiais compósitos avançados leves, por exemplo, as aeronaves.

Além da resistência e rigidez, as fibras de carbono possuem excelente resistência à fadiga, características de amortecimento de vibrações, resistência térmica e estabilidade dimensional (CALLISTER, 1997).

### **2.3. Compósitos pré-impregnados**

A vantagem de um compósito pré-impregnado é que as suas características, como a adesividade e a extensão de pré-cura, definem os parâmetros de processo, como a pressão,

tempo e temperatura de cura, entre outros. Isso facilita muito o manejo dos compósitos (PARDINI, 2006).

De uma forma geral, o pré-impregnado é um produto intermediário, moldável, e pode ser definido como sendo uma mistura de fibras de reforço, bidirecionais ou unidirecionais, com uma matriz, termorrígida ou termoplástica, em uma particular fração em peso (PARDINI, 2006).

Um compósito pré-impregnado é criado quando fornecemos uma temperatura abaixo da temperatura de cura para a resina, assim ela consegue se aderir á fibra, resultando em um compósito flexível.

O pré-impregnado deve ser mantido a baixas temperaturas para evitar que o processo de cura aconteça, tendo, portanto tempo e estocagem limitados.

#### **2.4. Tipos de condicionamento**

As condições ambientais utilizadas nessa pesquisa foram as condições ultravioleta, higrotérmica e ciclo térmico.

Em relação ao condicionamento higrotérmico em compósitos de fibras de carbono/epóxi, a umidade absorvida pode reduzir a resistência e a rigidez do laminado, com o enfraquecimento da interface fibra/resina. Essas reduções são muito mais significativas em temperaturas elevadas. Com isso, quando se deseja utilizar as propriedades do material por um longo período de tempo torna-se necessário considerar a ação desse mecanismo de degradação da matriz polimérica (MORGAN, 1991).

Quanto à radiação ultravioleta, quando esta atinge a estrutura do compósito, pode ocasionar na quebra das ligações carbono-carbono da cadeia polimérica. Além disso, moléculas de ozônio podem formar-se, aumentando a rigidez e a fragilidade do material.

Em geral, esse tipo de envelhecimento nas fibras não é considerado muito grave devido ao fato de que tal deterioração só ocorre nas fibras superficiais, ou seja, naquelas que estão expostas á radiação. Já na resina ocorrem alterações destrutivas, deixando-a também muito mais frágil (MORGAN, 1991).

Já a condição de ciclos térmicos é definida como um fenômeno produzido por uma variação de temperatura em um sólido, simulando uma fadiga térmica, cujo resultado é um estado de tensões térmicas, principalmente na superfície. Se essas tensões superarem a resistência à tração do material ocorrerá a fratura do mesmo.

## **2.5. Fractografia**

Esta ferramenta determina a sequência dos eventos ocorridos durante o processo de fratura e identifica como as tensões atuaram no material compósito no momento da falha. As condições ambientais, defeitos do material e outras anomalias podem contribuir para o início, crescimento e término da fratura e podem ser avaliados pelo uso da fractografia em compósitos (FRANCO, 2003).

Em relação aos danos dos materiais compósitos, estes são causados de diversas formas como: descontinuidades das fibras, porosidade, delaminações, bolhas, áreas pobres ou ricas em resina entre outros. Esses danos podem reduzir a resistência do componente significativamente e, quando componentes que possuem danos são expostos aos efeitos ambientais, pode haver um aumento significativo da degradação de suas propriedades físicas e mecânicas.

Quanto aos modos de falha, existem três diferentes tipos de carregamento que podem causar uma falha. O modo I é aquele em que a carga principal é normal à falha, tendendo a abri-la, fazendo com que a superfície da trinca se mova na direção da aplicação da força, como será mostrado adiante no ensaio DCB utilizado na pesquisa, permitindo assim, uma fratura interlaminar no material. O modo II corresponde a um carregamento cisalhante no plano e causa um "escorregamento" entre as superfícies da falha em direções opostas. O modo III refere-se a um cisalhamento fora do plano, ou seja, um rasgamento, em que as trincas se movem em direções opostas. A Figura 5 mostra esses modos de carregamento de falha (ALVES, 2002).

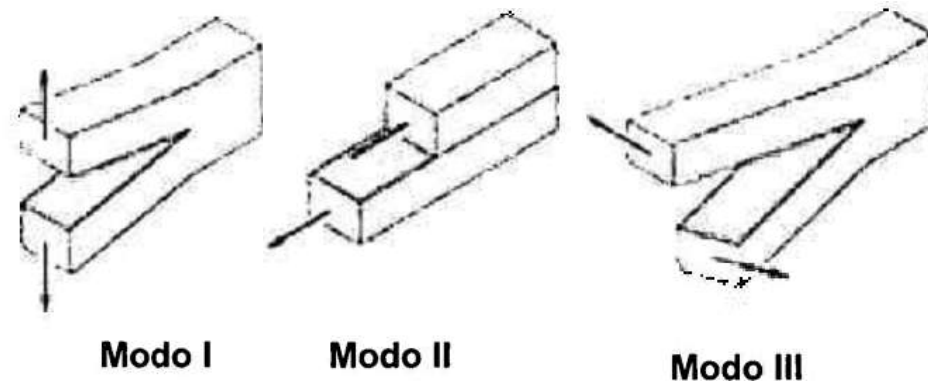


Figura 5: Esquema dos modos de carregamento de falha

Todos os tipos de alterações a que o material é submetido, assim como cada tipo de carregamento (tração, compressão, cisalhamento, etc.), gera um tipo diferente de superfície de fratura. Quando a resistência da matriz é excedida, o carregamento em tração (modo I de falha) pode ocasionar efeitos de arrancar as fibras devido à impossibilidade da trinca na matriz se propagar na fibra. Esse efeito é mais conhecido como “*pull-out*”, ocorrendo preferencialmente nos cabos da trama e pode ser demonstrado pelas Figuras 6 e 7 (DANIEL; ISJAI, 1994).

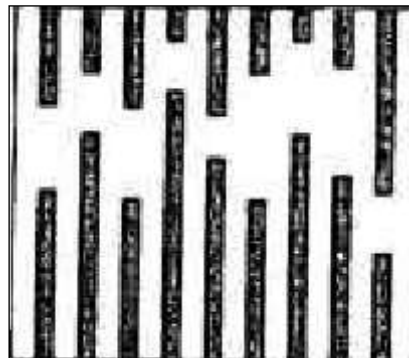


Figura 6: Efeito *Pull-out*

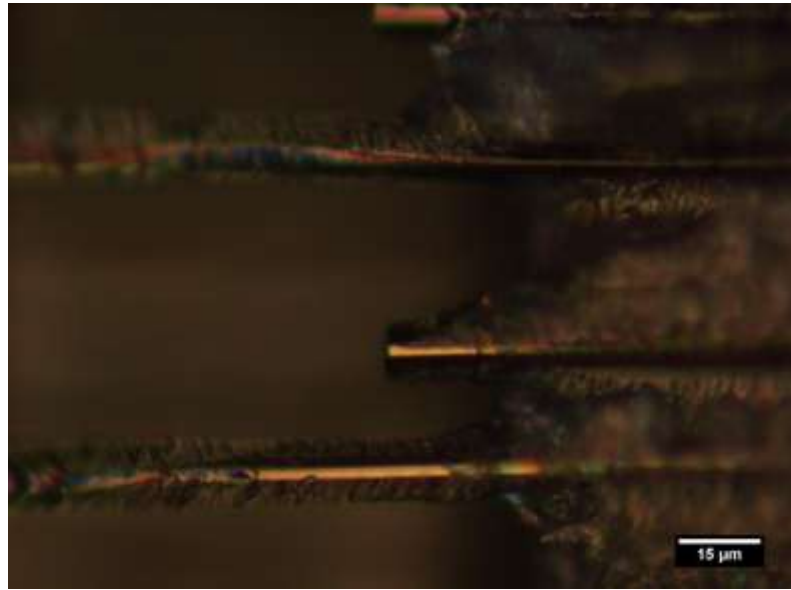


Figura 7: Efeito *Pull Out* no compósito polimérico (500x)

A classificação de cada tipo de falha segue três definições: as falhas interlaminares, as intralaminares e translaminares.

As fraturas interlaminares ou delaminações, são aquelas que ocorrem entre duas laminas do compósito, são melhores analisadas pela direção de propagação da trinca utilizando-se microscopia óptica e possui maior influência na matriz, enquanto que nas fraturas translaminares, ocorrem rupturas transversais às direções das fibras e são melhores analisadas por microscopia eletrônica de varredura, possuindo mais ênfase nas fibras. As fraturas intralaminares ocorrem internamente nas camadas dos laminados (SMITH, 1993). Todos esses tipos de fratura estão representados pela Figura 8.

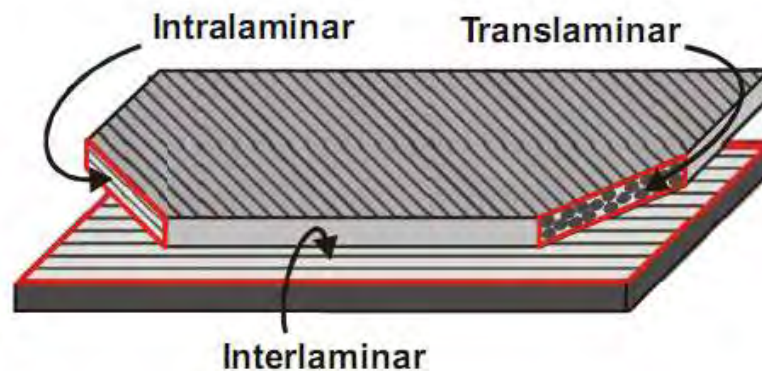


Figura 8: Classes do modo de fratura de compósitos laminados

A causa da falha é determinada pela superfície da fratura. Nela contém as evidências do tipo de carregamento, os efeitos envolvidos e a qualidade do material.

É importante notar que, os diferentes tipos de falhas estão relacionados com o tipo de matriz e fibras e com a relação de adesão e interface existente entre estes elementos.

A evolução dos danos e das falhas é determinada pelo exame da superfície fraturada a partir de técnicas de microscopia (PARDINI, 1990). Assim como será feito nesse trabalho, para relacionar as diferenças nas superfícies de fratura para cada tipo de condicionamento.

O domínio da fractografia de compósitos permite identificar os diferentes esforços que atuaram em um componente. Esta identificação concede informações sobre as condições e ferramentas que deverá ser usada para determinar a causa do dano e também definir medidas corretivas e preventivas no processamento, manutenção e reparo de compósitos.

A predição de uma falha subsequente requer o entendimento dos modos de falha e dos modos de propagação das falhas no laminado.

## 2.6. Fractal

Desde os primórdios, a humanidade tenta encaixar formas de diferentes objetos no estilo padrão criados, ou seja, na geometria euclidiana, como quadrados, círculos, triângulos, e outras formas. Porém, muitas das geometrias encontradas na natureza não podem ser explicadas pelos moldes convencionais (BACKES, 2006).

Um exemplo simples é o padrão caótico (sistema não linear) da formação de nuvens ou de folhas (Figura 9), que pode gerar estruturas de alta complexidade quando unidades simples de construção são repetidas indefinidamente (BACKES, 2006).



Figura 9: Padrão irregular da formação de uma folha de samambaia

Hoje essas estruturas complexas e diferentes são conhecidas como fractais (BACKES, 2006). O nome “fractal”, concedido pelo matemático Benoit Mandelbrot, veio do adjetivo latim fractus e do verbo frangere, que significa fragmentar (MANDELBROT, 1983).

Um fractal é uma forma geométrica que não se encaixa nos moldes da geometria euclidiana, representando os fenômenos caóticos (Figura 10) (COSTA; BIANCHI, 2002). Isso se deve principalmente a três características fundamentais: a auto semelhança em vários níveis de escala, ou seja, o conjunto total é constituído por partes que se repetem inúmeras vezes; dimensão fractal e sua complexidade infinita (BACKES, 2006).

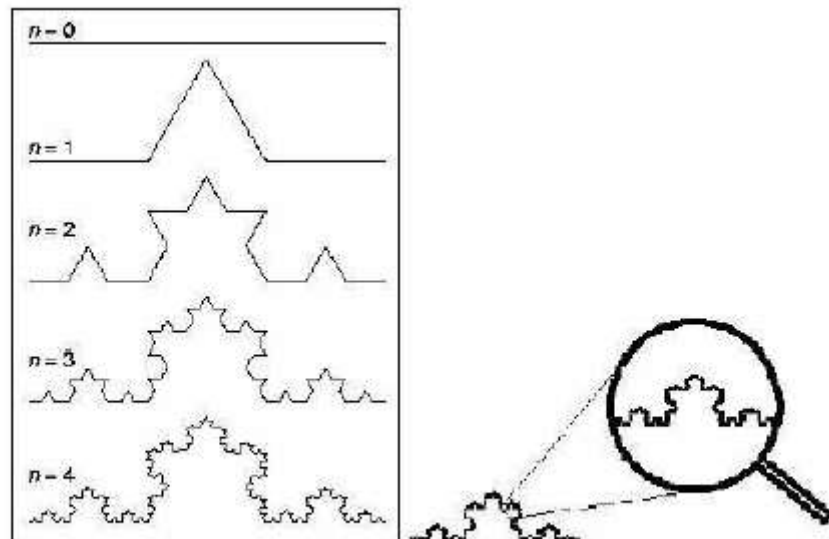


Figura 10: Exemplo de um Fractal (BACKES, 2006).

Dessas características, a mais importante é a dimensão fractal ( $D_f$ ).

### 2.6.1. Dimensão fractal

A dimensão fractal relaciona a suavidade versus a rugosidade de uma superfície. O valor desta representa o nível de ocupação do espaço euclidiano por um objeto fractal, podendo assumir valores não inteiros (BISOI, MISHRA, 2001). Sendo assim, uma curva fractal é representada por uma dimensão entre 1 e 2 (reta e plano), enquanto que uma

superfície fractal é representada por uma dimensão entre 2 e 3 (plano e volume) (BISOI, MISHRA, 2001).

Portanto, quanto mais irregular for a forma do fractal, maior será sua dimensão fractal. Por exemplo, uma dimensão fractal da ordem de 2,1 corresponde a uma superfície mais lisa, enquanto que uma de ordem 2,9 corresponde a uma superfície mais rugosa (BISOI, MISHRA, 2001).

Já na geometria euclidiana, cada valor da dimensão representa a dimensionalidade do espaço em que dado objeto está inserido e pode ser representada por números inteiros. Sendo assim, a dimensão um é representada por retas, dois por planos e três por volumes.

As formas encontradas na natureza são muito complexas e irregulares, e podem ser compostas por mais de um padrão fractal. Por isso, esses objetos não podem ser descritos como uma simples dimensão (monofractal), mas sim como um multifractal (PEREIRA; HEIN; CAMPOS, 2009). Contudo, o conceito de multifractal não será abordado nesse trabalho.

Para estimar o valor da dimensão fractal, existem muitos métodos, que podem ser classificados em três grandes grupos: o método de contagem de caixa (*Box counting*), os métodos de variância, e os métodos espectrais. Dentre esses, o mais utilizado é o *Box counting*, pois é o mais simples e automático (Li; DU; SUN, 2009).

Basicamente, para o método *box counting*, a determinação da  $D_f$ , relaciona o número de cubos ( $N$ ) necessários para recobrir o objeto de análise com o tamanho da aresta do cubo ( $r$ ). De forma mais simplificada, a dimensão fractal é definida como:

$$D_f = \frac{\log(N_r)}{\log(1/r)} \quad (1)$$

Essa metodologia é explicada detalhadamente no item 3.2.2.

### 2.6.2. Multifractais

Ao longo dos anos, muitos estudos têm sido feitos a respeito das formas reais, ou seja, não matemáticas, existentes na natureza. Esses estudos mostram que, devido à alta complexidade, essas formas não podem ser descritas com uma única dimensão fractal, mas



sim com diferentes dimensões fractais, caracterizando uma superfície multifractal (CAMPOS, 2010).

Os multifractais diferem dos fractais pelo fato de não possuírem apenas uma dimensão fracionária, mas um conjunto delas, sendo assim, uma estrutura multifractal pode ser considerada como sendo a superposição de estruturas monofractais homogêneas (LOPES; BETROUNI, 2009).

Fractais auto similares são aqueles que mantêm a mesma aparência quando observados em diferentes resoluções, obedecendo a uma regra de formação. Já os fractais auto afins não obedecem a uma regra de formação. Portanto, pode-se dizer que as superfícies de fratura são mais auto afins do que auto similares. Estas superfícies de fratura não podem ser descritas com uma única dimensão, mas sim com um número infinito de dimensões fractais (CAMPOS 2010).

Kaye (1984), em um dos seus trabalhos, identificou que a relação entre o número de elementos necessários para recobrir um objeto e o tamanho do elemento não apresenta uma linearidade, assim, um único valor de dimensão fractal não era suficiente para caracterizá-los. Com isso, ele constatou que essa relação pode ser representada por dois segmentos de retas com diferentes inclinações.

Estes segmentos foram classificados como “textural” e “estrutural”, de acordo com a posição em que estavam no gráfico. A dimensão “textural” ( $D_t$ ) corresponde ao coeficiente angular da reta de menor inclinação, ou seja, um menor valor de dimensão fractal, que permite descrever processos físicos que controlam a rugosidade na superfície a níveis macroscópicos. A dimensão “estrutural” ( $D_s$ ) é dada pela reta de maior inclinação, a níveis microscópicos e é relacionada com as características estruturais do material (CAMPOS 2010).

## **2.7. Modelo de Mecholsky**

O estudo sobre o comportamento fractal de uma superfície de fratura em diversos materiais vem sendo difundido pelos pesquisadores cada vez mais. Entre eles, Mecholsky (2006) atribui valores únicos para a dimensão fractal ( $D$ ) de fraturas em materiais frágeis. Sendo assim, essa dimensão é assumida como propriedade destes materiais e relacionada a valores de tenacidade à fratura, por exemplo (CAMPOS 2010).

O modelo proposto por Mecholsky baseia-se em experimentos realizados com o controle da velocidade de propagação da trinca, mantendo-a sempre estáveis.

Contudo, muitos pesquisadores, como Horovistiz e Hein (2005) não tiveram sucesso em relacionar a dimensão monofractal com as superfícies de fratura. Somente quando considerado o conceito multifractal os resultados foram considerados como sendo válidos.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados neste trabalho foram compósitos termorrígidos preparados na Divisão de Materiais do IAE-CTA, de São José dos Campos, a partir de pré-impregnados de tecidos de fibra de carbono/epóxi contendo cerca de 60% do volume em reforço doados pela empresa Alltec Ltda., de São José dos Campos.

Uma folha de 0,2 mm de espessura de alumínio foi introduzida entre a camada central do compósito para gerar uma pré-trinca no material, necessária para a realização do ensaio (Figura 11).

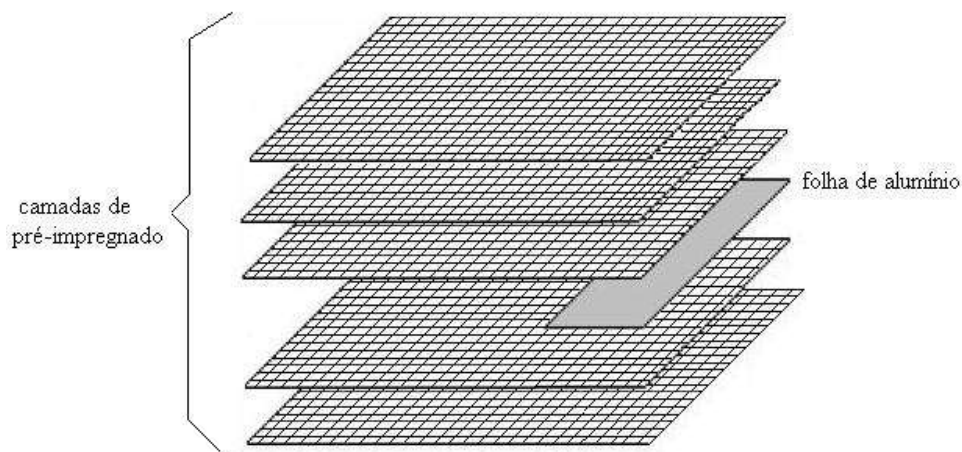


Figura 11- Esquema do compósito pré impregnado e a lâmina de alumínio

Para que seja possível avaliar o efeito ambiental nesse material, dez dos corpos de prova foram submetidos ao condicionamento ultravioleta, no interior de uma câmara UV Q-Lab QUV/Spray (Figura 12), com controle de temperatura e umidade, e exposição à luz UV-A durante 1200 horas, conforme especificado na norma ASTM D4329-05 (ASTM, 2005).

Outros dez corpos de prova passaram por condicionamento higrotérmico em câmara de climatização do Departamento de Materiais e Tecnologia (Figura 13), com a temperatura ajustada em 80°C e umidade relativa de 95%. Esses materiais permaneceram confinados no

interior da câmara durante nove semanas. Esta exposição higrotérmica em câmara de climatização foi baseada no procedimento B da norma ASTM D5529-04 (ASTM, 2004).



Figura 12 – Câmara Ultravioleta



Figura 13 – Câmara Higrotérmica

Para comparar as diferenças na fratura para os diferentes tipos de condicionamentos, onze corpos de prova não foram sujeitos a nenhum tipo de condicionamento.

Para que o estudo do comportamento da fratura e sua dimensão fractal fossem avaliados de modo completo nos compósitos, adicionou-se a mesma análise em relação à frente de trinca nos corpos de prova.

### 3.1. Ensaio DCB

Para tornar possível a realização do ensaio DCB (Double Cantilever Beam), foram colados dois blocos de alumínio, sendo um em cada face do corpo de prova com adesivo 3M (Adesivo Industrial EC-1099) (Figura 14), assim, os corpos de prova puderam se fixar às garras da máquina com sucesso.

Para conseguir que o adesivo 3M colasse satisfatoriamente no corpo de prova, um processo de colagem foi adotado: as superfícies, do material e dos blocos de alumínio, foram limpas com acetona. Em seguida, foi aplicada uma fina camada do adesivo nas superfícies de cada componente. Esperou-se um tempo equivalente a uma hora e meia para que a camada secasse. Feito isso, os blocos foram unidos aos corpos de prova e, posteriormente, colocados em uma morsa, possibilitando assim uma maior aderência do adesivo com as respectivas superfícies. O corpo de prova foi levado à estufa sob temperatura de 110°C, por um período de 4 horas e posterior resfriamento sob temperatura ambiente.

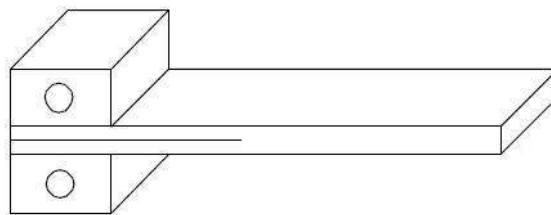
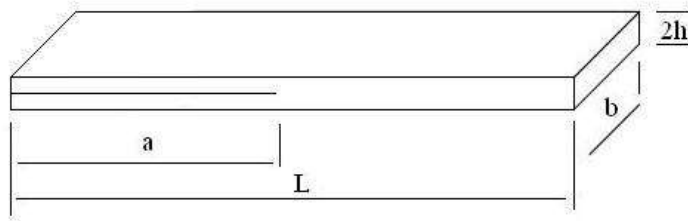


Figura 14- Esquema do corpo de prova



Sessão	Medida
a	60,000 mm
b	20,000 mm
L	190,00 mm
2h	3,3000 mm

Figura 15- Dimensões do corpo de prova para ensaio DCB

Os ensaios DCB foram realizados para se conhecer os valores de tenacidade à fratura. Este ensaio foi feito de acordo com a norma ASTM D5528-01 (ASTM, 2007), tal que a fratura ocorreu de modo interlaminar, isto é, entre as lâminas do compósito, sob carregamento de tração.

O ensaio DCB foi realizado na máquina Shimadzu AG-X 50 kN, usando célula de carga de 50 kN, conforme a Figura 16.



Figura 16 – Máquina utilizada para realização do ensaio DCB

As garras da máquina abriram a pré-trinca, com uma velocidade de 2mm/min., acumulando energia na extremidade desta. A propagação da trinca ocorreu a partir da liberação desta energia armazenada.

O ensaio foi filmado para facilitar a medição da propagação da trinca pelo programa Image J, pois as informações fornecidas pela máquina de ensaio relacionam apenas a Força VS. Deslocamento transversal.

As Figuras 17 e 18 representam os ensaios de um corpo de prova não condicionado antes e durante o ensaio DCB respectivamente.



Figura 17 – Corpo de prova antes de iniciar o ensaio DCB



Figura 18 – Corpo de prova durante o ensaio, representando a propagação da trinca

Para cada ensaio DCB, foi gerado um gráfico correspondente à força por deslocamento transversal. O gráfico apresentado na Figura 19 foi gerado pela máquina a partir de um ensaio de um corpo de prova em condições naturais.

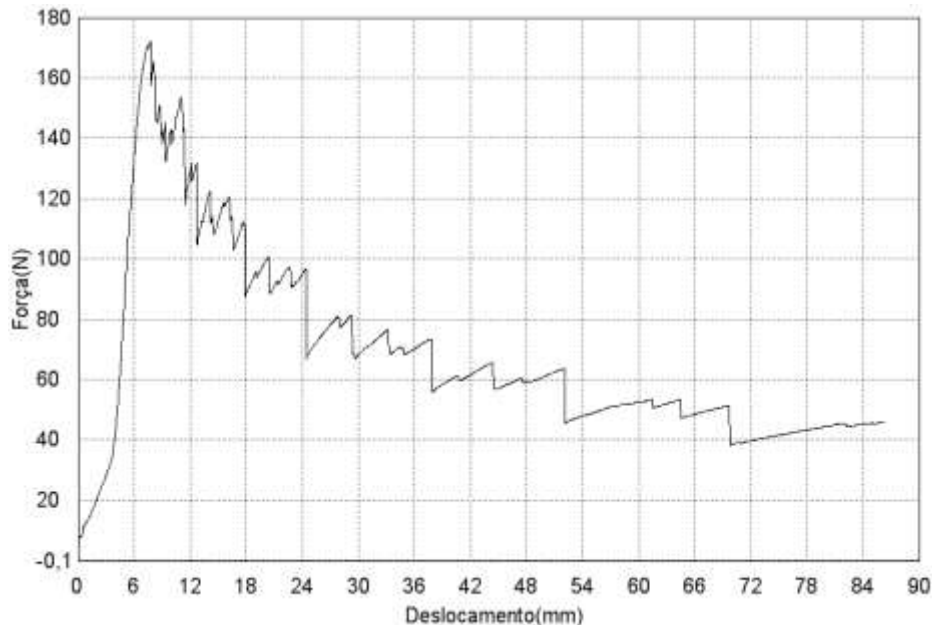


Figura 19 – Gráfico gerado durante o ensaio DCB

A subida inicial representa a abertura da pré-trinca do corpo de prova. O início da curva possui nitidamente duas inclinações diferentes. A primeira inclinação se deve à acomodação das garras da máquina aos blocos de alumínio presentes em cada face do corpo de prova quando o ensaio DCB tem início. Quando a acomodação inicial é estabilizada, a subida inicial tem sua inclinação alterada, seguindo, a partir de então, uma reta constante, representando a abertura da pré-trinca.

Ao final da abertura da pré-trinca pelas garras da máquina, há um acúmulo de energia em sua extremidade, devido à resistência fornecida pelo corpo de prova. Quando essa resistência é superada, ocorre fratura do material, promovendo dissipação de energia, ocasionando a propagação da trinca. Os picos representam o máximo de energia que o corpo de prova consegue aguentar antes de fraturar.

A partir do gráfico mostrado na Figura 19, foram selecionados 10 pontos que representam cada pico e a partir deles foi construído um segundo gráfico de  $G$  (tenacidade à fratura) por “ $a$ ” (propagação da trinca), conforme Figura 21. Através do novo gráfico foram efetuadas comparações entre os diferentes tipos de condicionamento.



A tenacidade à fratura ( $G$ ) foi calculada através da Equação 2, em que o  $\delta$  representa o deslocamento, o “ $P$ ” representa a força, e o  $\Delta$  é um fator de correção para a rotação que pode ocorrer no corpo de prova durante o ensaio.

$$G = \frac{3 \cdot P \cdot \delta}{2 \cdot b \cdot (a + \Delta)} \quad (2)$$

Para determinar o valor do  $\Delta$ , é preciso calcular primeiro os valores da “*compliance*”,  $C$ , através da Equação 3. A partir desses dados, calcula-se o valor da sua raiz cúbica, ou seja,  $C^{1/3}$ , para cada valor.

$$C = \frac{\delta}{P} \quad (3)$$

A propagação da trinca (“ $a$ ”) foi calculada conforme a Equação 4, na qual o  $a_0$  corresponde à dimensão da pré – trinca; a dimensão da trinca foi medida através do programa Image J, utilizando as gravações dos ensaios.

$$a = a_0 + \text{dimensão da trinca} \quad (4)$$

Assim, um gráfico de  $C^{1/3}$  por “ $a$ ” foi construído e uma linha de tendência é traçada ao longo do gráfico (Figura 20).

O  $\Delta$  é o valor no eixo das abscissas quando o eixo das ordenadas se torna nulo.

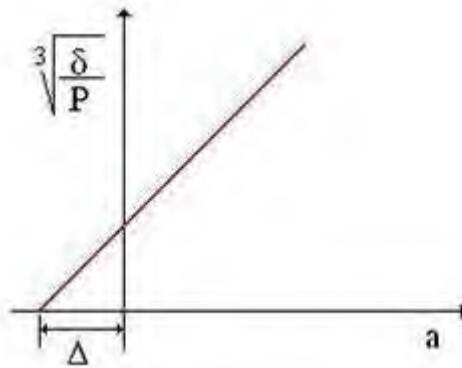


Figura 20: Gráfico representativo do  $C^{1/3}$  por "a"

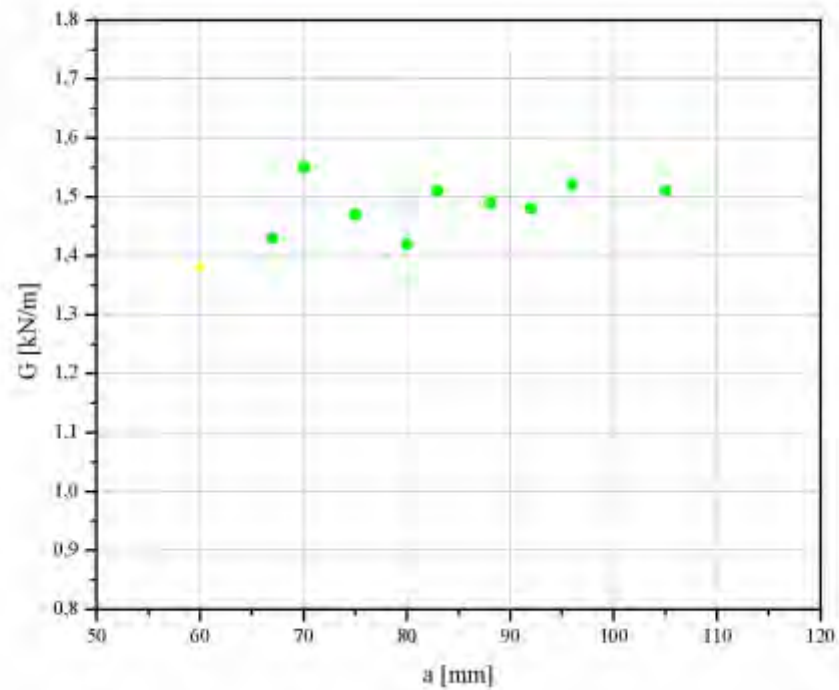


Figura 21 – Gráfico G x a

Para cada ponto do gráfico da Figura 21 as amostras, no estado natural e sob condicionamento ultravioleta e higrotérmico, foram fotografadas no microscópio óptico de reflexão Nikon Epiphot 200, formando-se pilhas de imagens com extensão de foco em intervalos de 1 micrômetro (Figura 22).



Figura 22: Pontos escolhidos ao longo da propagação da trinca de acordo com o gráfico da Figura 21.

Para cada posição, foram feitas pilhas de imagens para as fibras na posição  $0^\circ$  e  $90^\circ$ , em relação à direção de propagação da trinca.

Para a segunda linha de análise, os pontos escolhidos para a aquisição das imagens foram os pontos equivalentes à frente de trinca, ou seja, foi feita uma varredura em toda a direção horizontal dos corpos de prova correspondente à linha de ação do primeiro pico do gráfico da Figura 19, para que pudesse ser feita uma comparação entre os valores de  $G$  máximos e suas dimensões fractais (Figura 23).

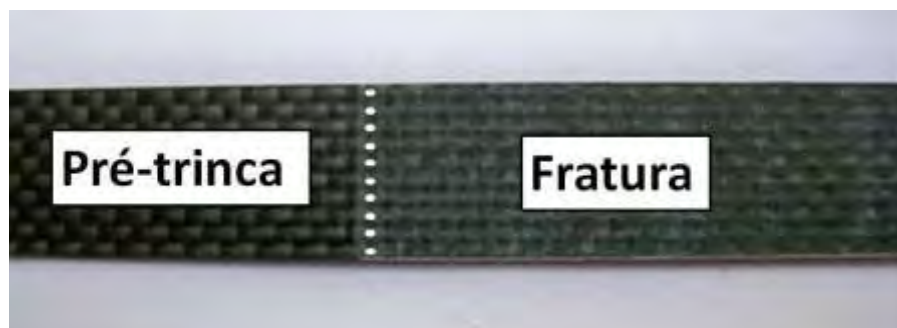


Figura 23: Pontos selecionados na frente de trinca.

### 3.1.1. Aquisição das imagens

Terminados os ensaios, os corpos de prova do ensaio DCB foram sujeitos a análises no microscópio óptico de reflexão Nikon Epiphot 200, com ampliação de 200 vezes, formando pilhas de imagens em intervalos de 1 micrômetro (Figura 24). Em seguida foi feita a reconstrução por extensão de foco.

Para a reconstrução das imagens adquiridas, utilizou-se o programa NIH Image J. Ao abrir a pilha de imagens neste programa, foi usado o filtro “*subtract background*”, para que todo o brilho indesejado das imagens pudesse ser neutralizado. A seguir utilizou-se o plugin “*stack focuser*” para identificação das regiões com melhor índice de nitidez, obtendo uma imagem completamente focada (Figura 25) e um mapa de elevações (Figura 26).

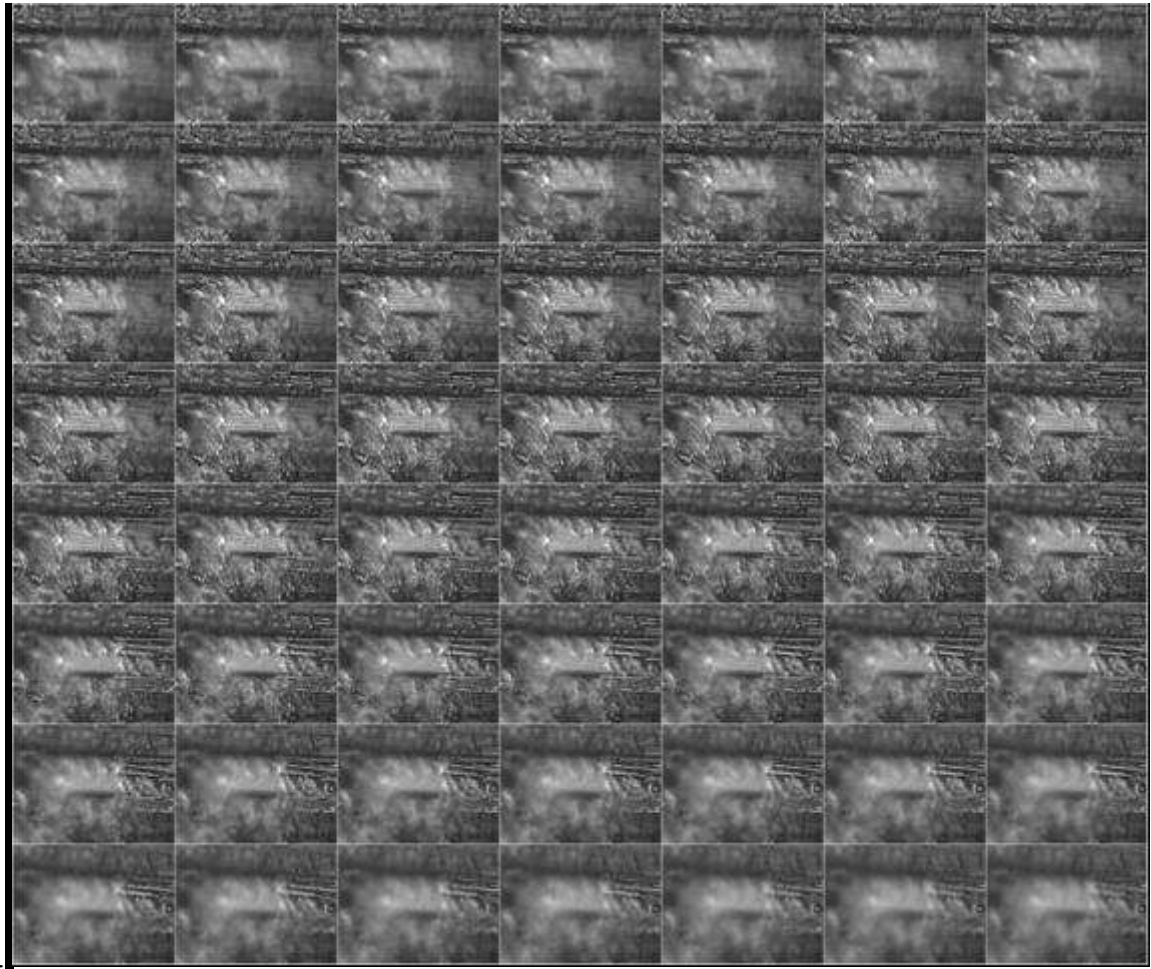


Figura 24 – Pilha de Imagens

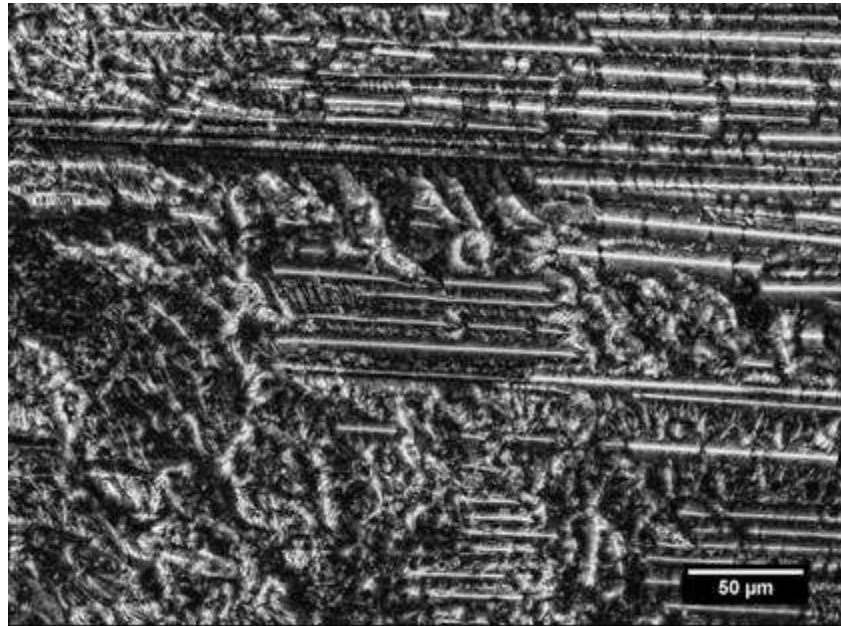


Figura 25 – Imagem totalmente focada

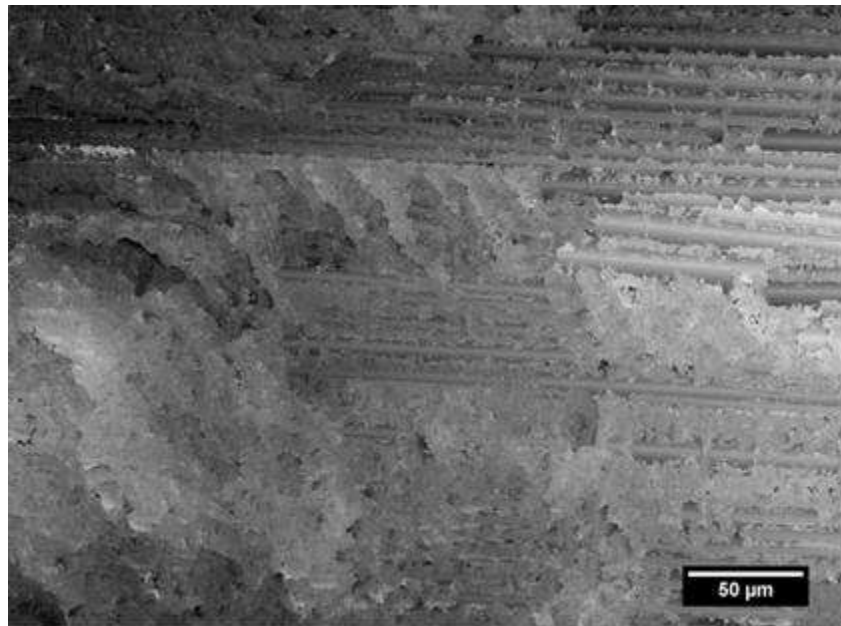


Figura 26 – Mapa de elevações

Os mapas obtidos foram analisados para determinação dos valores de dimensão fractal ao longo das superfícies reconstruídas, associando tal mapeamento com a distribuição dos micromecanismos de fratura envolvidos.

### 3.2. Cálculo da dimensão fractal

Para o cálculo da Dimensão Fractal dos corpos de prova, utilizou-se o mapa de elevação topográfico da fratura adquirido na rotina de reconstrução de imagens.

Para o da dimensão monofractal ( $D_f$ ), utilizou-se a rotina MapFractalCount, que se baseia no método *box count*.

#### 3.2.1. Preparação da imagem para o cálculo da $D_f$

Utilizando o programa NIH Image J, para cada mapa topográfico foi gerado seu histograma. Este fornece a quantidade uniforme de níveis de cinza presentes na imagem que varia desde zero até 255.

Contudo, o *plugin* “*Stack Focuser*” usado para reconstruir a pilha de imagens, apresenta a imagem final com o máximo de distribuição de níveis de cinza possíveis, de acordo com o número de imagem de cada pilha, assim, a sistemática do *plugin* é multiplicar a quantidade de imagens da pilha por um número inteiro, tal que o resultado seja o mais próximo possível de 255. Isso gera um histograma como o representado na Figura 27 e uma imagem mais clara e harmoniosa (Figura 28).

Devido a isso, foi preciso dividir a imagem pelo valor mínimo apresentado no histograma, obtendo assim, uma imagem que represente as dimensões da topografia em sua altura real. Nesse caso, como a aquisição das imagens foi feita tirando fotos sucessivas com a variação de um micrômetro na posição da objetiva, o número máximo real de níveis de cinza coincide com o número de imagens da pilha.

No caso da Figura 27, o nível mínimo apresentado é 4, assim, dividiu-se o mapa por esse número, para que a dimensão fractal não relacionasse falsas alturas nos cálculos.

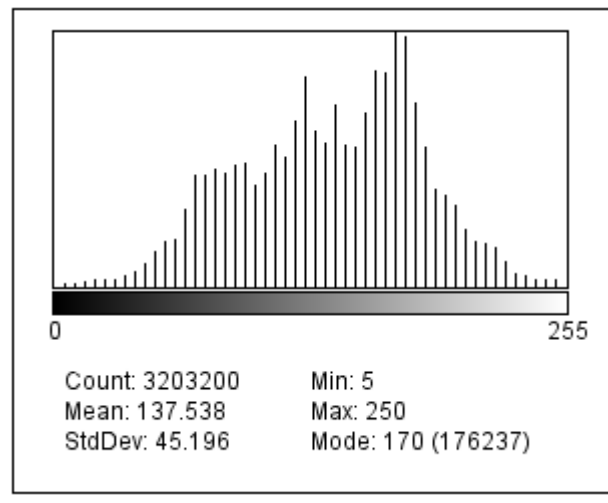


Figura 27: Histograma

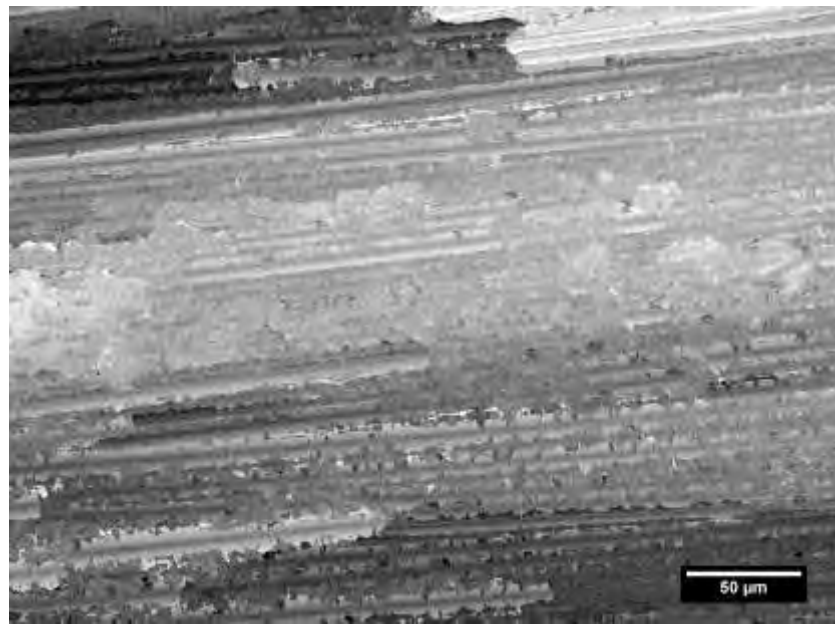


Figura 28: Imagem sem divisão do histograma

A divisão foi feita utilizando a ferramenta “*Math*”, e em seguida, a operação “*Divide*”. Após esse procedimento, o histograma ficou como representado na Figura 29, e a imagem conforme Figura 30.

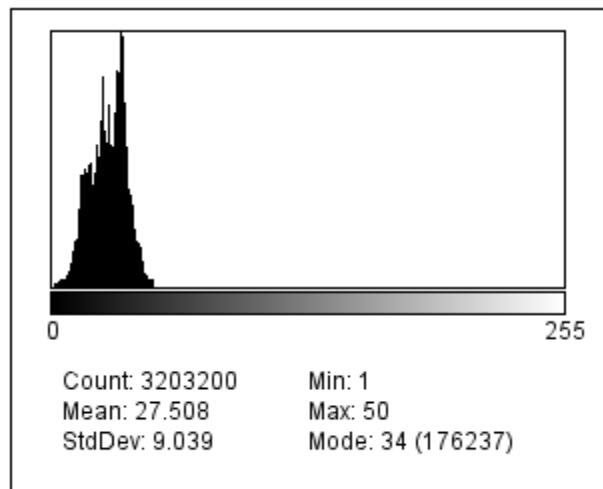


Figura 29: Histograma após divisão da imagem

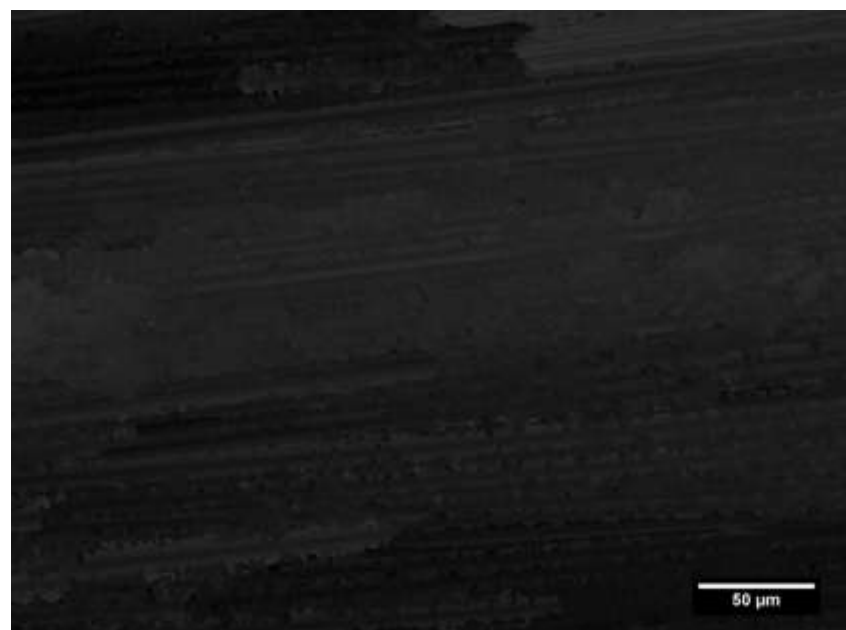


Figura 30: Imagem após a divisão

Feito isso, utilizou-se o plugin “*MapFractalCount*” para posterior cálculo da dimensão fractal. Este segue o método *Box count*.



### 3.2.2. Método Box count

Neste método, cada imagem é coberta por uma sequência de cubos de tamanhos fixos e, para cada ciclo, o plugin incrementa um tamanho diferente na aresta destes (Figura 31). Assim, dois parâmetros são gerados: o número de cubos necessários para recobrir a imagem (Box count) e o tamanho da aresta “r” dos cubos utilizados (Box size).

De uma forma mais simplificada, a dimensão fractal obtida por esse método é calculada pela relação:

$$D = -\lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log(\text{box count})}{\log(\text{box size})} \quad (5)$$

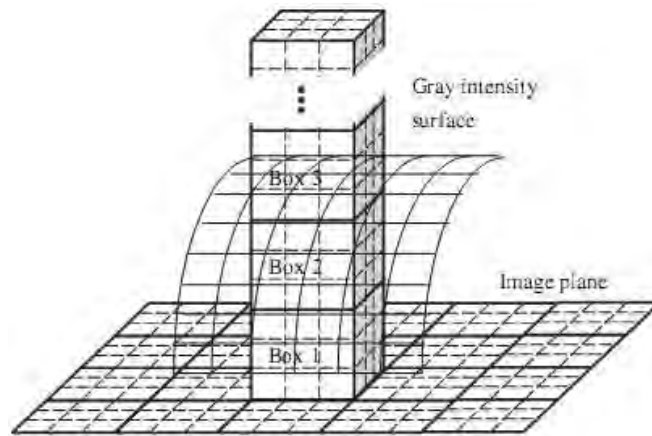


Figura 31: Cubos do método *Box Count* no plano x, y, z (LI; DU; SUN, 2009).

Considerando uma imagem tridimensional, a base da superfície (x, y) corresponde à posição dos pixels e o nível de cinza representa a coordenada (z). Portanto a imagem é dividida em caixas, com dimensão  $r \times r \times r'$ , onde “r” corresponde à altura de cada caixa, e é limitado pelos níveis de cinza de cada imagem; e “r” pode variar de  $1 < r \leq r'_{\text{máx}}$ . (LI; DU; SUN, 2009).

Para cubos com  $r > r'_{\text{máx}}$ , a imagem passa a ser interpretada como um plano e não como um relevo. Consequentemente o valor da dimensão fractal não será correto.

Com isso, para a construção do gráfico, foram descartados os valores de Box size que ultrapassaram o número máximo de níveis de cinza. O gráfico Log (Box count) x -Log (Box size) é representado pela Figura 32.

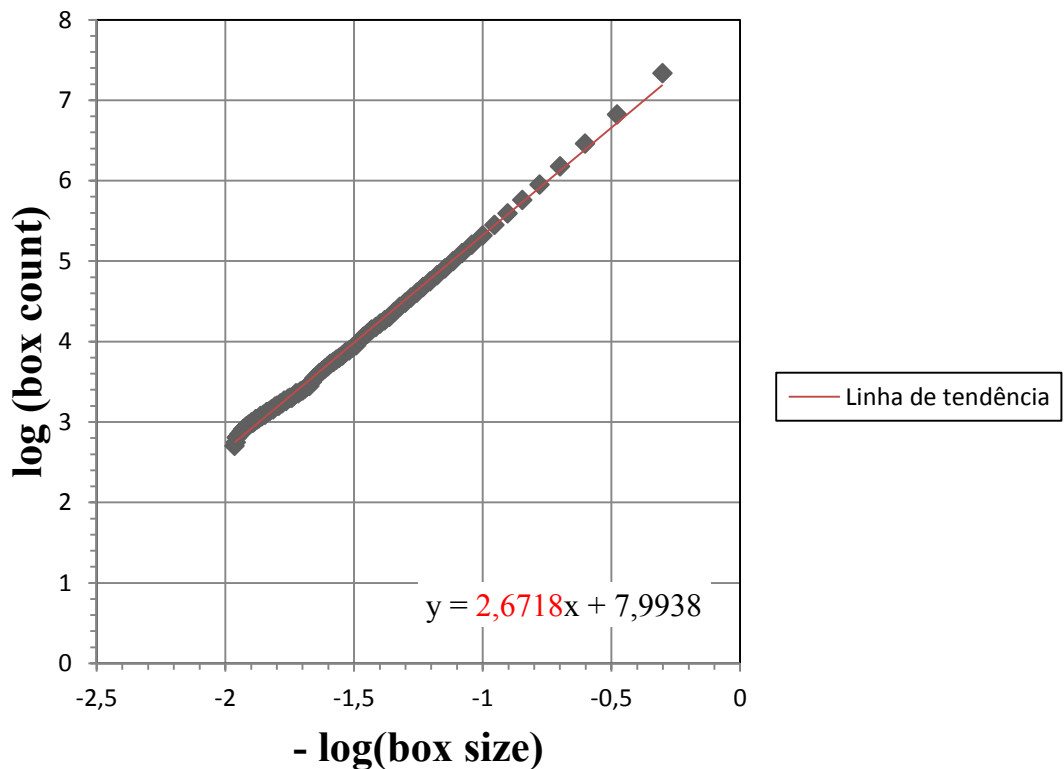


Figura 32 – Gráfico gerado para cálculo da Dimensão Fractal

Como os fractais são formas complexas que não podem ser medidas apenas por dimensão topológica, a dimensão fractal é uma alternativa, já que pode assumir valores não inteiros, obtendo assim o grau de complexidade de uma forma.

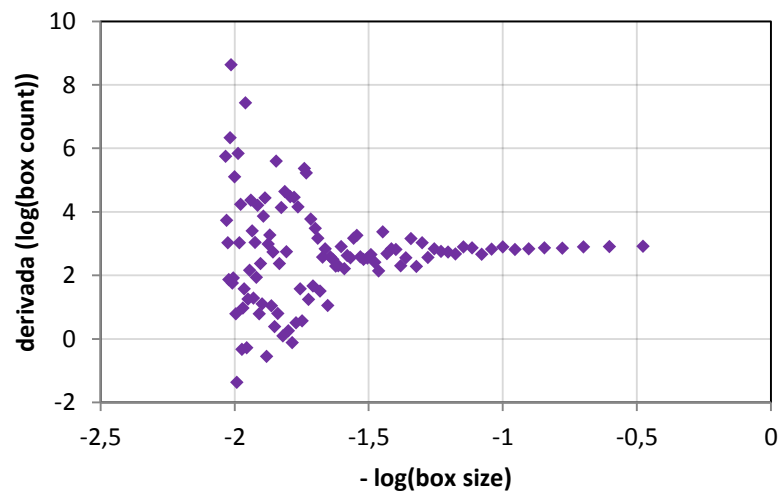
A dimensão fractal foi obtida a partir do coeficiente angular da linha de tendência do gráfico do tipo da Figura 32 para cada corpo de prova.

Assim, a partir desses valores, foi feita uma análise entre os valores da dimensão para os pontos na propagação da trinca, e na frente de trinca, bem como a relação da dimensão fractal com os valores de tenacidade à fratura (G).

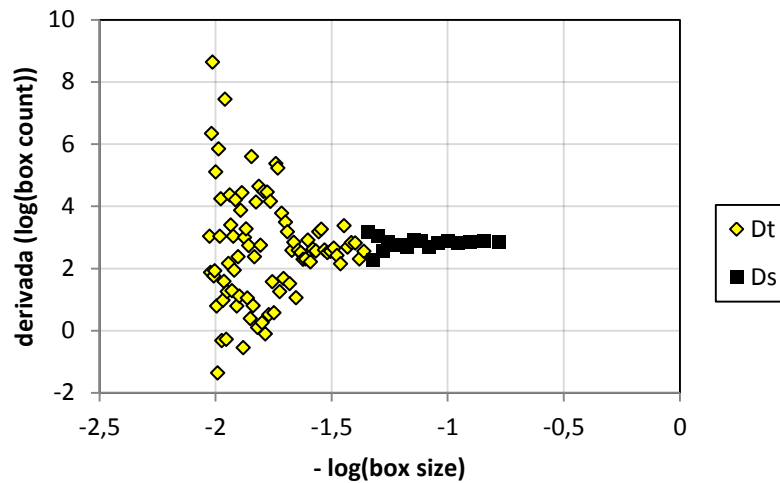
### 3.3. Cálculo multifractal

Para dividir o gráfico monofractal, como representado na Figura 32, foi utilizada uma metodologia que consistiu em calcular a derivada primeira de todos os dados de log (box count), com o intuito de encontrar os pontos de inflexão, posteriormente, calculou-se a mediana desses pontos para suavizar a dispersão dos dados originais (CAMPOS, 2010).

A Figura 33 representa o comportamento dos pontos após o cálculo da derivada e do filtro da mediana. Foi observado neste gráfico duas regiões distintas, sendo uma com grande dispersão dos pontos, e a outra com os pontos tendendo a uma reta.



(a)



(b)

Figura 33: (a) gráfico do espalhamento dos pontos do método *box counting* com o uso da derivada; (b) limite entre os pontos relacionados à Dt e Ds

Para determinar exatamente qual o ponto que divide as duas regiões da Figura 32, foi calculado o desvio padrão destes dados.

Os valores referentes à Ds foram padronizados em valores menores que 10% do desvio-padrão. Depois de encontrado qual o ponto que dividia as duas regiões, construiu-se o gráfico do método *box counting*, com as regiões separadas e suas respectivas linhas de tendências, sendo que, a que possui o maior coeficiente angular é referente a Ds e a outra é referente a Dt (Figura 34) (CAMPOS, 2010).

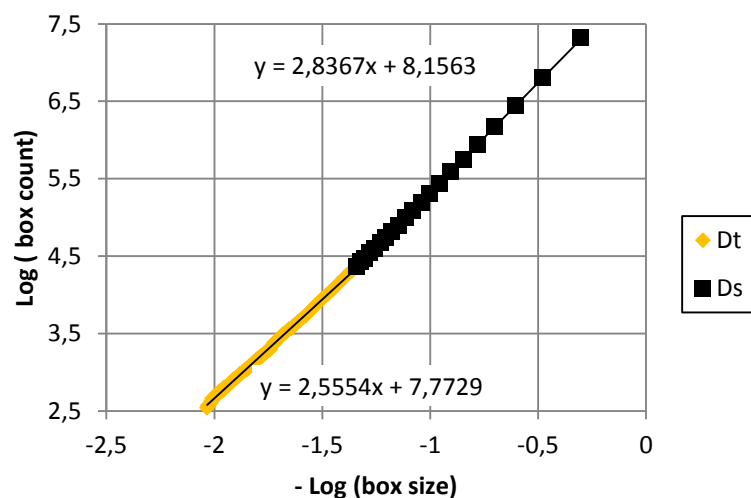
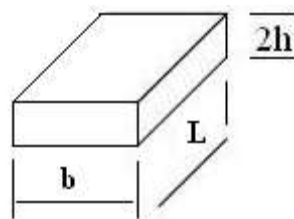


Figura 34: Cálculo da dimensão textural (Dt) e dimensão estrutural (Ds) através do coeficiente angular da reta.

### 3.4. Ensaio ILSS

Os ensaios de ILSS foram realizados para avaliar a máxima resistência à adesão interfacial fibra/resina dos laminados e a influência dos vazios em sua resistência mecânica. Para esse ensaio, foram cortados e lixados corpos de prova com as medidas conforme apresentado na Figura 35, sendo que o comprimento deve ser 6 vezes a espessura e a largura, 2 vezes a espessura do corpo de prova.



Sessão	Medida
L	19,8 mm
b	6,60 mm
h	3,30 mm

Figura 35- Dimensões do corpo de prova para ensaio ILSS

Antes dos ensaios, os corpos de prova foram fotografados utilizando a Lupa Zeiss STMI 2000 com ampliação de 1 e 2 vezes, para comparar o efeito do ensaio nas fibras antes e depois deste.

Neste ensaio, a máquina utilizada foi a mesma do ensaio DCB, porém a célula de carga utilizada foi a de 10 kN. O corpo de prova foi posicionado de forma que a carga fosse aplicada no centro do mesmo, com uma velocidade de 1 mm/min., definida pela norma ASTM D2344-00 (ASTM, 2006).

A disposição do corpo de prova foi feita conforme as Figuras 36 e 37, a fim de testar a resistência dos corpos de prova para cada condicionamento. Este ensaio é conhecido como ensaio de três pontos, pois o corpo é apoiado em duas partes, nas extremidades, mais o carregamento ao meio.

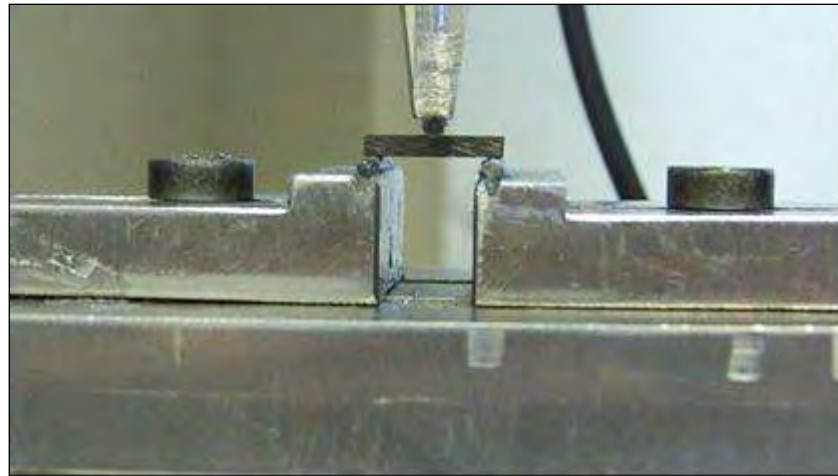


Figura 36 – Corpo de prova antes de iniciar o ensaio ILSS

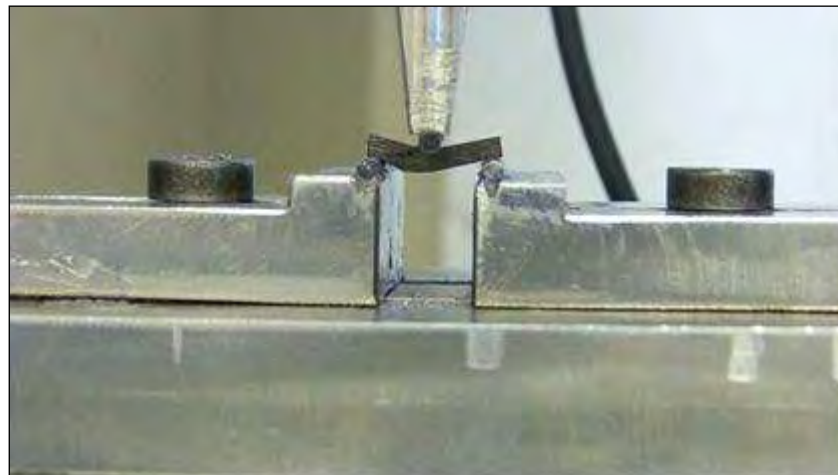


Figura 37 – Corpo de prova durante o ensaio ILSS

Os dados fornecidos pela máquina relacionam a força máxima ( $P_{m\acute{a}x}$ ), que cada corpo de prova conseguiu resistir antes de fraturar, pelo deslocamento. As tensões de cisalhamento foram calculadas através da Equação 6.

$$\tau = 0,75 * \frac{P_{m\acute{a}x}}{b * h} \quad (6)$$

Após os ensaios, os corpos de prova foram fotografados utilizando a LUPA com ampliação de 1, 2 e 4 vezes, para comparar com as imagens feitas antes do ensaio.

### 3.5. Ensaio ENF

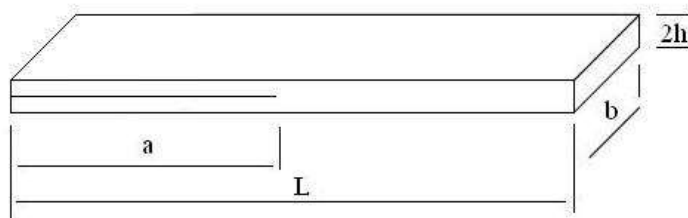
Os ensaios ENF (End-Notched Flexure) foram realizados visando à obtenção da tenacidade à fratura  $G_{IIC}$  (taxa de liberação crítica de energia de deformação no modo II) conforme a norma DIN-EN 6034 (DIN, 1996), tal que a fratura ocorreu pelo deslocamento relativo entre as superfícies da falha em direções opostas, ou seja, por cisalhamento no plano.

Para avaliar simular diferentes condições ambientais, nove dos corpos de prova foram submetidos ao condicionamento ultravioleta, no interior de uma câmara UV Q-Lab UV/Spray (Figura 12), com controle de temperatura e umidade, e exposição à luz UV-A durante 1200 horas, conforme especificado na norma ASTM D4329-05 (ASTM, 2005).

Outros nove corpos de prova passaram pelo condicionamento de ciclo térmico em câmara específica, afim da tentativa de simulação de fadiga térmica no material, com 1800 ciclos.

Os nove corpos de prova restantes permaneceram na condição natural, para efeito de comparação.

Os corpos de prova (Figura 38) têm a mesma configuração daqueles utilizados para os ensaios DCB, porém suas dimensões são menores ou próximas aos do DCB e os blocos de alumínio não foram necessários.



Sessão	Medida Média
a	40,000 mm
b	20,000 mm
L	110,00 mm
2h	3,300 mm

Figura 38: Esquema do corpo de prova para ensaio ENF

Para realizar o ensaio, o dispositivo utilizado era constituído por dois apoios cilíndricos, assim como no ensaio ILSS. A carga foi aplicada na região central do comprimento da amostra (Figura 39) gerando assim uma distribuição de tensões que promoveu a propagação da pré-trinca, neste caso, em modo II, flexionando o compósito até sua ruptura (BOTELHO, REZENDE, 2002). A disposição do corpo de prova foi feita conforme a Figuras 40. As Figuras 41 e 42 ilustram durante e após o ensaio ENF.

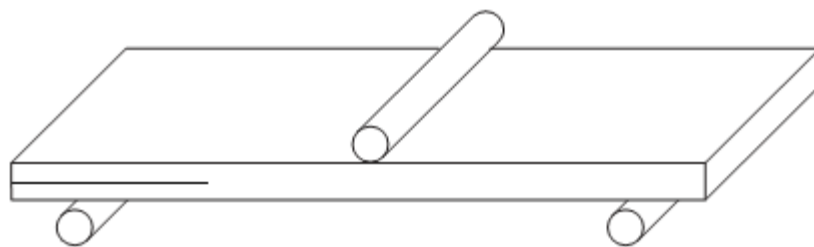


Figura 39: Esquema do corpo de prova e dos apoios cilíndricos para o ensaio ENF

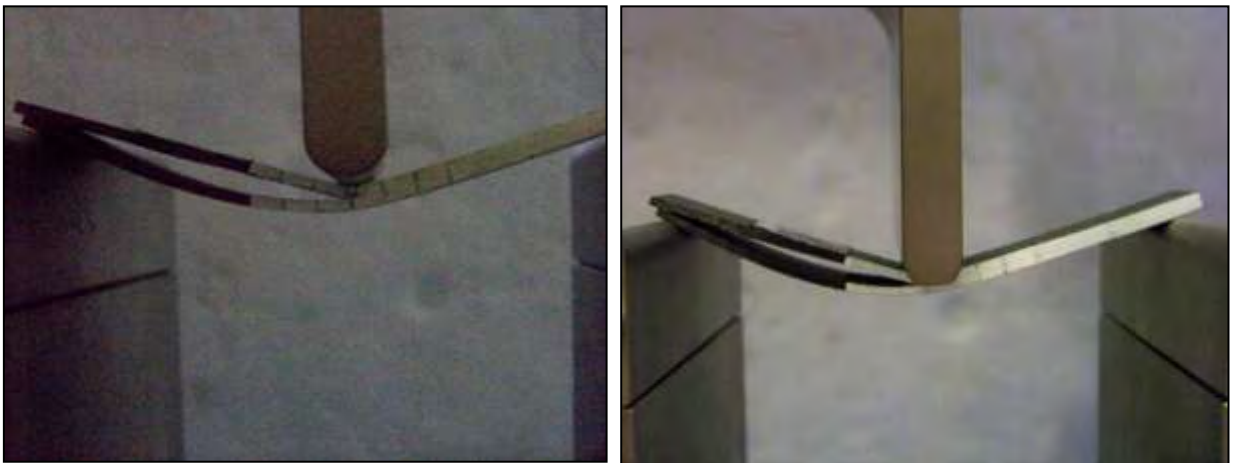


Figura 40: Disposição do corpo de prova para o ensaio ENF





Figura 41: Amostra durante o ensaio ENF



(a)

(b)

Figura 42: Amostra fraturada, após ensaio ENF.

Durante o ensaio, é gerada uma curva de Carga (N) por Deslocamento da garra (mm) (Figura 43).

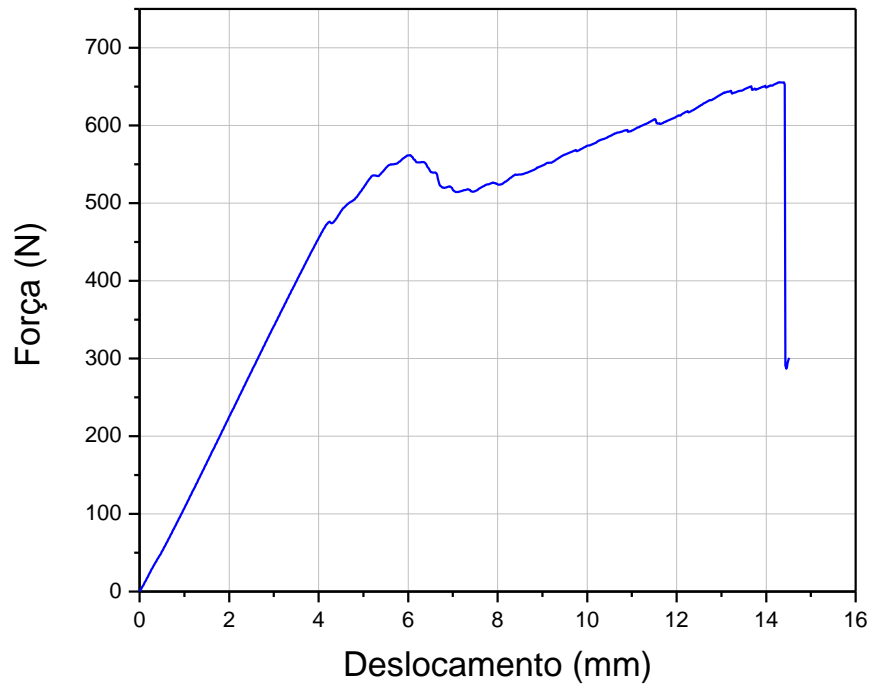


Figura 43: Gráfico gerado no ensaio ENF

A subida inicial representada na Figura 43 mostra uma relação quase constante entre a força exercida pela garra e seu deslocamento. Isso se deve à presença da pré-trinca, que, inicialmente, não apresenta cisalhamento, ou seja, ainda não ocorreu o deslizamento de seus planos. À medida que a força aumenta e o corpo de prova começa a ser flexionado mais severamente, ocorrendo um acúmulo de energia na região final da pré-trinca. Quando essa energia é liberada, ocorre a fratura por cisalhamento, o que justifica, respectivamente, o pico inicial da curva e a queda imediatamente após esse pico. Isso ocorre até que o corpo de prova seja fraturado, ocorrendo o término do ensaio, tendo assim uma queda brusca ao final da curva da Figura 43.

A partir da análise do gráfico da Figura 43, o valor da tenacidade à fratura em modo II foi calculada utilizando a Equação 7.

$$G_{IIc} = \frac{9 * a^2 * P * \delta * 1000}{2 * b(1/4L^3 + 3a^2)} \quad (7)$$

Onde “a” é a medida da pré-trinca, “P” a força máxima exercida pela garra antes de ocorrer a propagação inicial da trinca, correspondente ao primeiro pico do gráfico da Figura 43, “ $\delta$ ” é o deslocamento da garra máximo antes de ocorrer a propagação da trinca, “b” é a largura do corpo de prova e “L” representa o comprimento do vão (*Span length*), ou seja, a distância entre os apoios.

Em cada corpo de prova fraturado foram feitas pilhas de imagens com extensão de foco em intervalos de 1 em 1 micrômetro (Figura 43) no microscópio óptico de reflexão Nikon Epiphot 200.



Figura 44: Pontos escolhidos ao longo da propagação da trinca

Para cada posição, foram feitas pilhas de imagens para as fibras na posição  $0^\circ$  e  $90^\circ$ , em relação à direção de propagação da trinca. Em seguida foi feita a reconstrução por extensão de foco.

Os mapas obtidos foram analisados para determinação dos valores de dimensão fractal ao longo das superfícies reconstruídas, utilizando a rotina apresentada no item 3.2.2.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1. Ensaio DCB

Para facilitar a identificação dos corpos de prova, utilizou-se a nomenclatura “N” para os corpos de prova natural, “UV” para ultravioleta e “H” para o higrotérmico.

#### 4.1.1. Condicionamento ultravioleta

A partir dos corpos de prova sujeitos a diferentes condicionamentos, verificou-se que para o condicionamento ultravioleta houve uma perda efetiva de massa, já que a resina é parcialmente degradada para esse tipo de exposição, conforme a Tabela 1.

Porém a perda registrada foi menor do que o esperado pois o condicionamento utilizado combina ciclos alternados de radiação ultravioleta e condesação.

A Equação 8 foi utilizada para o cálculo da perda de massa.

$$\% \text{ perda de massa} = \frac{(\text{massa após o condicionamento} - \text{massa inicial}) \times 100}{\text{massa inicial}} \quad (8)$$

Tabela 1 – Resultados para o condicionamento ultravioleta

<b>Amostra</b>	<b>Início (13/10/2009)</b>	<b>1200 horas (12/1/2010)</b>	<b>Perda</b>
UV1	18,265	18,227	-0,21%
UV2	18,714	18,680	-0,18%
UV3	18,085	18,041	-0,24%
UV4	18,437	18,405	-0,17%
UV5	19,006	18,971	-0,18%
UV6	18,567	18,525	-0,23%
UV7	18,115	18,083	-0,18%
UV8	18,875	18,841	-0,18%
UV9	18,664	18,632	-0,17%
UV10	18,271	18,233	-0,21%

#### 4.1.2. Condicionamento higrotérmico

Para este condicionamento, houve um ganho efetivo de massa, já que o corpo de prova é feito de resina epóxi, que possui alta polaridade, por isso absorve a umidade a qual é submetido por processo de difusão, como mostrado na Tabela 2.

O cálculo do ganho de umidade é definido pela Equação 9.

$$\% \text{ ganho de umidade} = \frac{| \text{massa úmida} - \text{massa seca} | \times 100}{\text{massa seca}} \quad (9)$$

Tabela 2 - Resultados para o condicionamento higrotérmico

<b>Amostra</b>	<b>1º dia (02/11/2009)</b>	<b>62º dia (04/01/2010)</b>	<b>Ganho</b>
<b>H1</b>	17,935	18,082	0,82%
<b>H2</b>	17,810	17,944	0,75%
<b>H3</b>	17,652	17,784	0,75%
<b>H4</b>	17,936	18,101	0,92%
<b>H5</b>	16,782	16,878	0,57%
<b>H6</b>	17,213	17,327	0,66%
<b>H7</b>	17,552	17,689	0,78%
<b>H8</b>	17,428	17,576	0,85%
<b>H9</b>	17,204	17,345	0,82%
<b>H10</b>	17,946	18,127	1,01%

#### **4.1.3. Ensaio mecânico**

Para obter superfícies de fratura diferentes, foram realizados os ensaios DCB em corpos de prova sob condicionamento ultravioleta, higrotérmico e no estado natural (como fornecido).

##### **4.1.3.1. Condição natural**

No total, foram ensaiados 11 corpos de prova, porém o terceiro foi descartado, pois durante o ensaio, este se desprende dos blocos de apoio da máquina, prejudicando os resultados.

Como mencionado no item 2.4, a fractografia permite obter informações sobre a fratura, como por exemplo, os micromecanismos envolvidos, a direção de propagação da trinca, entre outros. A partir da Figura 45, pode-se perceber a direção de propagação da trinca. As fibras, quando vistas no microscópio óptico, são muito brilhantes, por isso, as regiões de maior brilho correspondem a uma porção de fibras a mostra, mas com certa descontinuidade,

o que significa que a propagação da trinca ocorreu paralelamente a esta região, sendo que essa propagação ocorre sempre da região mais escura para a mais brilhante (CAMPOS, 2010).

A direção da trama e do urdume estão indicados na Figura 45, bem como os vazios, indicados pela seta. Esses vazios devem-se ao processamento manual do corpo de prova, ocorrendo retenção de ar, formando bolhas. Um processamento deficiente pode ocasionar descontinuidades das fibras, porosidade, delaminações, bolhas, áreas pobres ou ricas em resina entre outros.



Figura 45: Superfície de fratura de um corpo de prova em condição natural

A partir dos 10 primeiros picos selecionados do gráfico apresentado na Figura 46, os valores de  $G_{IC}$  (ponto crítico) e  $G_I$  (demais nove pontos subsequentes ao longo da fratura) foram calculados utilizando a Equação 2. Os valores de  $G_{IC}$  estão apresentados na Tabela 3.

De acordo com os valores apresentados na Tabela 3, têm-se certa divergência entre os valores de tenacidade à fratura  $G_{Ic}$ , o que pode ser confirmado pelo coeficiente de variação calculado de 7,74%. Essa variação dos valores de  $G_{Ic}$  se deve à grande quantidade de bolhas presentes nos corpos de prova, e que estão representadas na Figura 46, atuando como concentradores de tensões em cada amostra em uma intensidade diferente.

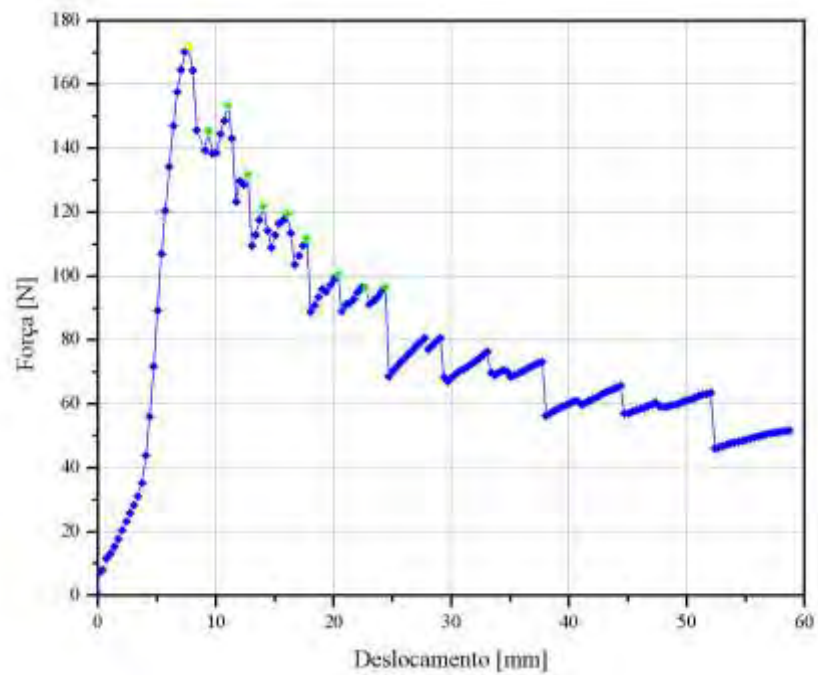


Figura 46: Gráfico gerado no ensaio DCB para um corpo de prova na condição natural

Tabela 3: Valores de  $G_{IC}$  calculados para a condição natural

<b>Amostra</b>	<b><math>G_{IC}</math> [kJ/m]</b>
<b>N1</b>	1,30
<b>N2</b>	1,19
<b>N4</b>	1,40
<b>N5</b>	1,29
<b>N6</b>	1,44
<b>N7</b>	1,37
<b>N8</b>	1,31
<b>N9</b>	1,40
<b>N10</b>	1,22
<b>N11</b>	1,13
<b>Média</b>	1,305
<b>Mediana</b>	1,305
<b>Desvio Padrão</b>	0,1010
<b>Coefficiente de variação (%)</b>	7,7412



#### 4.1.3.2. Condição higrotérmica

No total, foram ensaiados 10 corpos de prova. A umidade absorvida por difusão pode reduzir a resistência e a rigidez do laminado, com o enfraquecimento da interface fibra/resina e plasticização da resina, deixando-a mais dúctil. Essas reduções são muito mais significativas em temperaturas elevadas (MORGAN, 1991).

Contudo, não houve esse aumento na tenacidade à fratura,  $G_{IC}$  (Tabela 4), quando comparado com a condição natural, pois quando os blocos de apoio para a máquina de ensaio foram colados na superfície do corpo de prova, a cola utilizada necessitou de secagem em estufa a 110°C por 4 horas, para aperfeiçoar a aderência ao corpo de prova; com isso, a umidade absorvida durante o condicionamento higrotérmico foi removida, e conseqüentemente, sua plasticização.

Tabela 4: Valores de  $G_{IC}$  calculados para a condição higrotérmica

<b>Amostra</b>	<b><math>G_{IC}</math> [kN/m]</b>
<b>H1</b>	1,07
<b>H2</b>	1,05
<b>H3</b>	1,06
<b>H4</b>	1,15
<b>H5</b>	0,88
<b>H6</b>	1,22
<b>H7</b>	1,29
<b>H8</b>	1,19
<b>H9</b>	1,08
<b>H10</b>	1,22
<b>Média</b>	1,121
<b>Mediana</b>	1,115
<b>Desvio Padrão</b>	0,1178
<b>Coefficiente de variação (%)</b>	10,508

De maneira análoga à condição natural, os valores encontrados para a tenacidade à fratura tiveram uma variação de 10,5% em relação à média. Essa variação também se deve à presença notória de bolhas ocasionadas pelo processamento manual dos corpos de prova, conforme Figura 47.

Ao analisar a superfície de fratura, percebe-se um aumento na quantidade de vazios, indicados pela seta na Figura 46, razão da diminuição do valor da tenacidade à fratura. Esses vazios ocorreram preferencialmente nos sítios intersticiais, pois há maior concentração de resina nessas regiões.

Pode-se perceber também que, somente pela superfície da fratura, não é possível identificar a direção da propagação da trinca, devido às alterações sofridas pelo condicionamento higrotérmico. Contudo, a seta verde indica a direção dessa propagação.

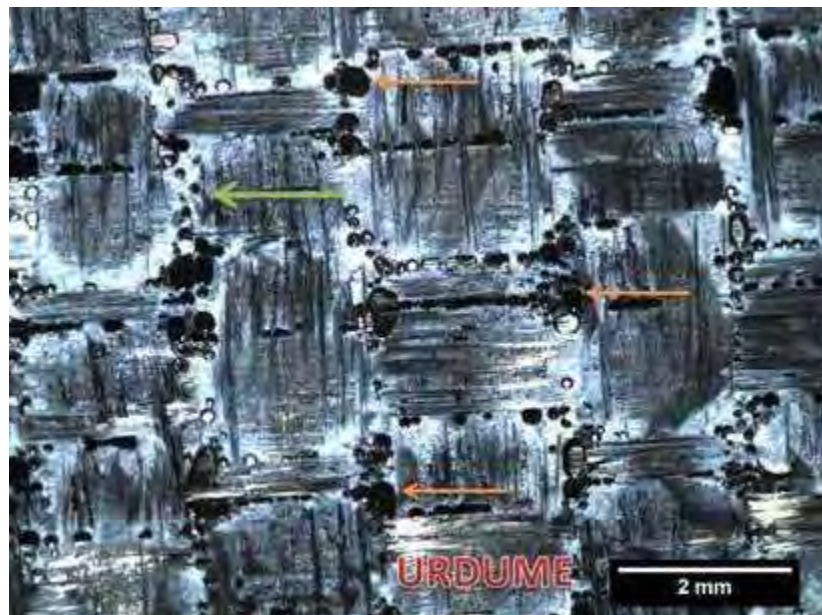


Figura 47: Superfície da fratura de um corpo de prova sob condicionamento higrotérmico

#### 4.1.3.3. Condição ultravioleta

A radiação ultravioleta provoca um envelhecimento nas fibras, mas não é considerado muito grave devido ao fato de que tal deterioração só ocorre nas fibras superficiais, ou seja, naquelas que estão expostas à radiação. Já na resina ocorrem alterações destrutivas, deixando-

a também muito mais frágil e rígida, diminuindo a resistência do laminado (MORGAN, 1991).

Ao analisarmos a superfície da fratura através da Figura 48, observa-se menor quantidade de vazios em relação ao higrotérmico e também a geometria destes são diferentes dos vazios encontrados na Figura 45. Isso se deve ao fato de que, na condição natural, os vazios são devido às bolhas de ar aprisionadas, enquanto que no ultravioleta, se deve à degradação da matriz. Porém, devido ao processamento do compósito ser manual, não há como saber quantos vazios são devidos à degradação, e quantos são devidos ao processamento.

A direção da propagação da trinca também não pode ser identificada, por isso, esta está indicada pela seta.

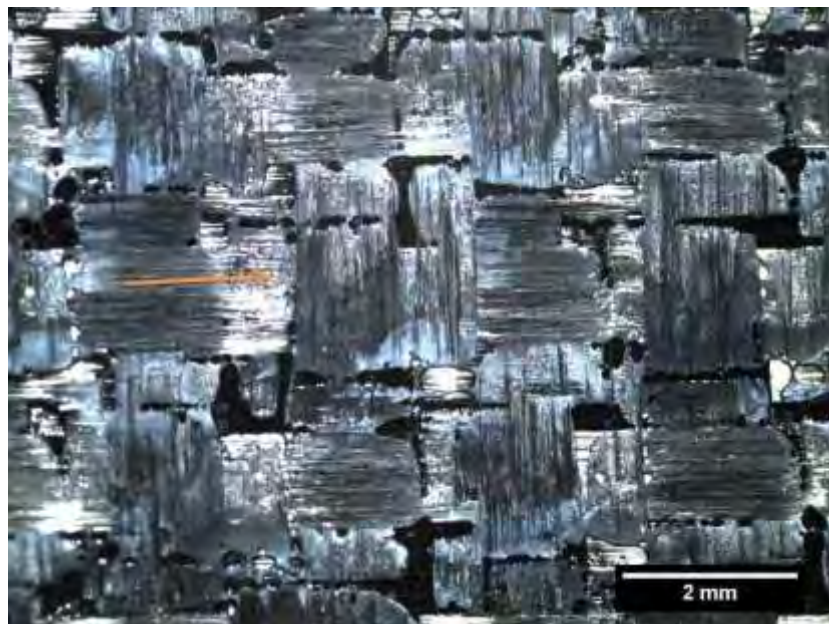


Figura 48: Superfície da fratura de um corpo de prova ultravioleta

Os valores calculados da tenacidade à fratura para os corpos de prova ultravioleta estão apresentados na Tabela 5. A diminuição destes em relação aos valores encontrados para a condição natural deve-se à degradação da resina, o que deixou o laminado mais frágil e à presença dos vazios advindos do processamento.

Verificou-se uma dispersão menor dos valores calculados para  $G_{Ic}$  na condição ultravioleta, quando comparado com a condição higrotérmica, sendo que o coeficiente de

variação foi de 8,68%. Dessa forma, temos que mais uma vez a análise das amostras foi prejudicada pela presença de bolhas advindas do processamento do material.

Tabela 5: Valores de  $G_{IC}$  calculados para a condição ultravioleta

<b>Amostra</b>	<b><math>G_{IC}</math> [kN/m]</b>
UV1	1,12
UV2	1,22
UV3	1,33
UV4	1,43
UV5	1,24
UV6	1,13
UV7	1,31
UV8	1,23
UV9	1,45
UV10	1,28
<b>Média</b>	1,274
<b>Mediana</b>	1,26
<b>Desvio Padrão</b>	0,1106
<b>Coefficiente de variação (%)</b>	8,687

Para simplificar a comparação, calculou-se a média das tensões e o gráfico da Figura 49 foi construído.

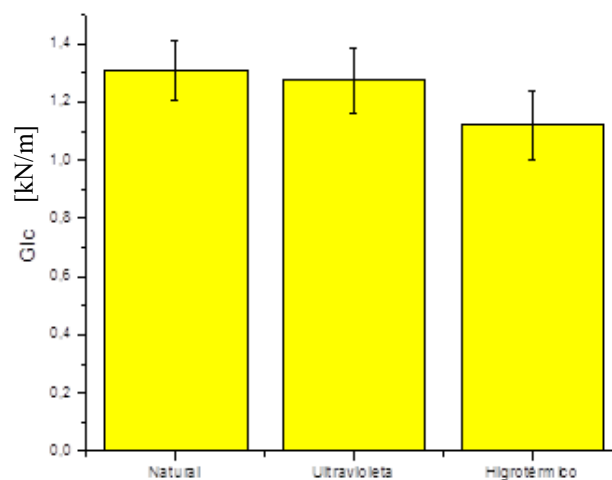


Figura 49: Resultados do ensaio DCB

#### 4.1.4. Análise fractográfica em microscópio óptico

A Figura 50 representa um corpo de prova em estado natural fraturado no ensaio DCB e cortado para análise no microscópio óptico.



Figura 50 – Corpo de prova fraturado

A partir da Figura 50, pode-se diferenciar a região da pré-trinca, escura, e a região fraturada, clara e rugosa, indicadas na figura.

Na superfície da fratura, podem-se diferenciar outras duas regiões: uma mais escura e brilhante e outra clara e opaca. Essa diferença se deve ao tipo de fratura, interlaminar no caso. As regiões escuras são caracterizadas pela propagação rápida da trinca, diferente das regiões claras, que possui grande deformação da matriz e propagação estável da trinca (CAMPOS, 2010).

Na região fraturada, a rugosidade é mais acentuada nos cabos da trama, pois há grande quantidade de resina entre as fibras e, em algumas regiões, sobre estas (Figura 51). Isso se deve ao fato de as fibras serem um obstáculo para a propagação da trinca, fazendo-a se arrastar sobre a trama.

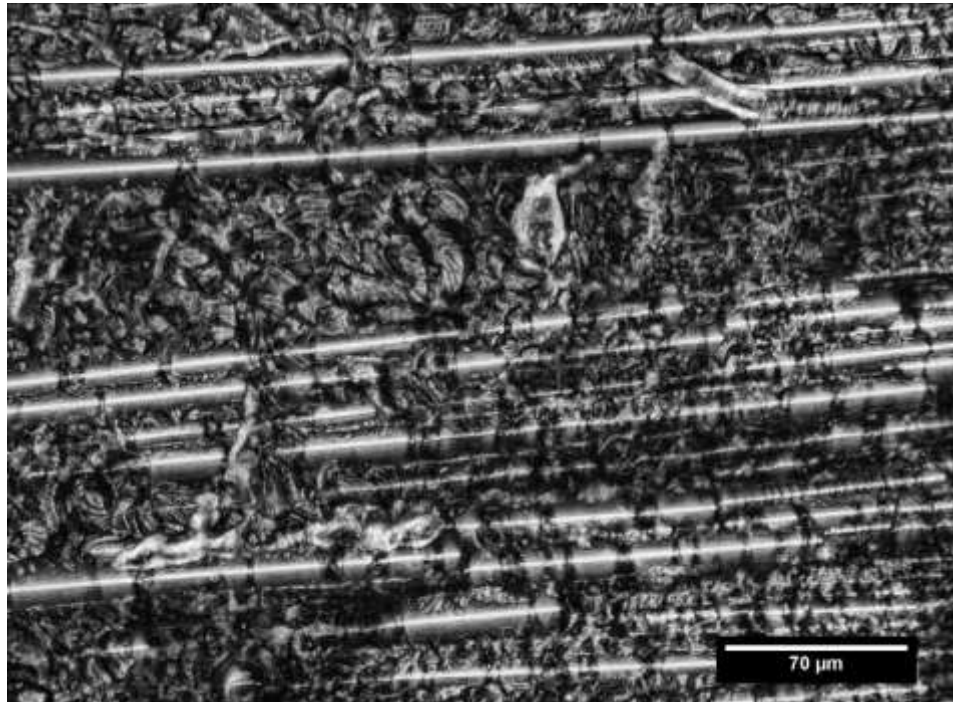


Figura 51: Cabos da trama na fratura

Para os cabos do urdume, a fratura tem aparência mais lisa, pois a propagação da trinca ocorre nessa direção, ou seja, paralela às fibras, deixando-as à mostra, não encontrando obstáculos ao seu crescimento (Figura 52).

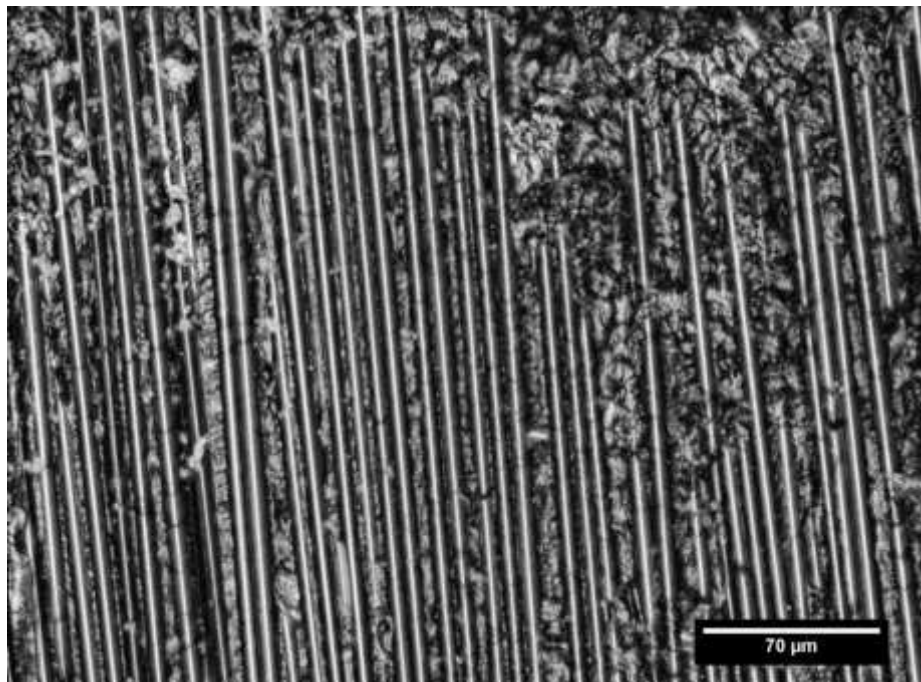


Figura 52: Cabos do urdume na fratura



Porém, na região da frente de trinca, essa regra não é observada ao longo de toda a sua extensão. Em alguns pontos, observa-se grande quantidade de resina nos cabos do urdume (Figura 53) e pouca quantidade desta nos cabos da trama (Figura 54).

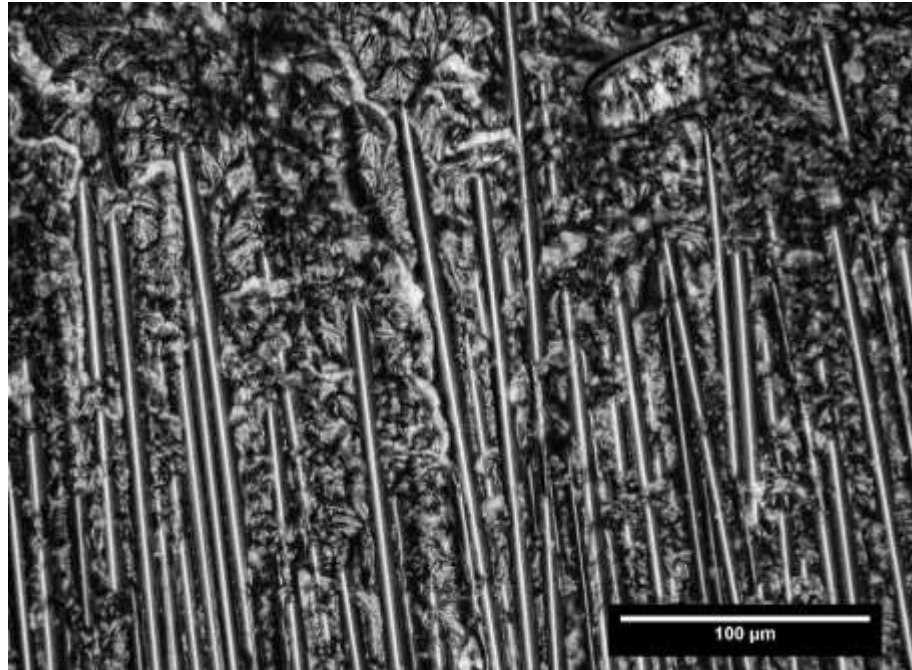


Figura 53: Cabos do urdume na região da frente de trinca

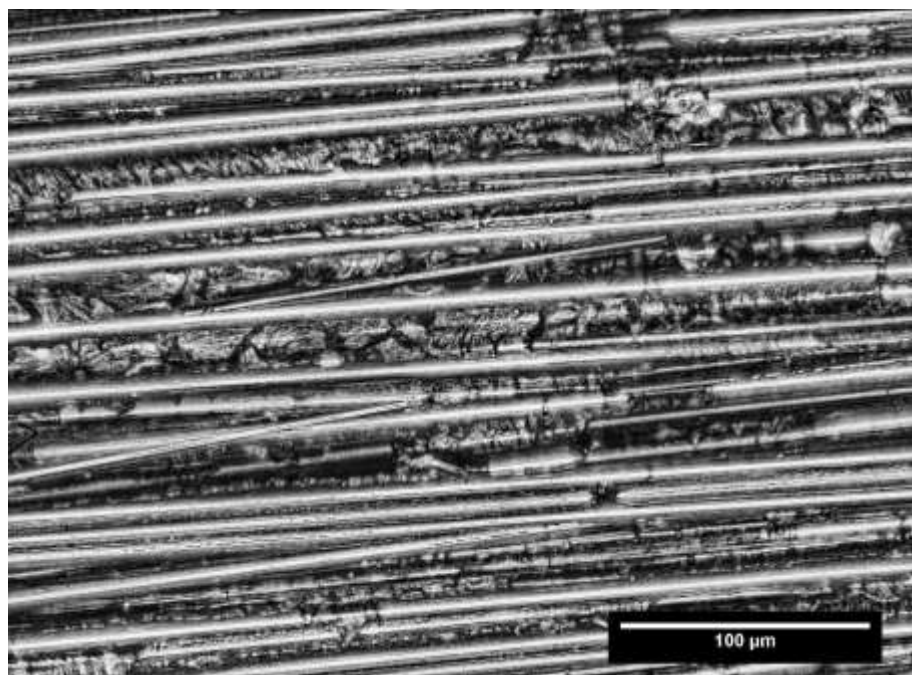


Figura 54: Cabos da trama na região da frente de trinca

Essa inversão acontece devido ao fato de a frente de trinca ser uma região crítica, ou seja, é representada pelo ponto imediatamente após o primeiro pico do gráfico Força x Deslocamento, gerado pela máquina de ensaio durante o ensaio DCB, portanto, o comportamento é diferente, podendo existir aglomerados de resina por toda a região, ou não.

Da mesma forma, a região de transição trama/urdume (Figura 55) analisada também apresentou um excesso de resina nos cabos do urdume e fibras livres nos cabos da trama.

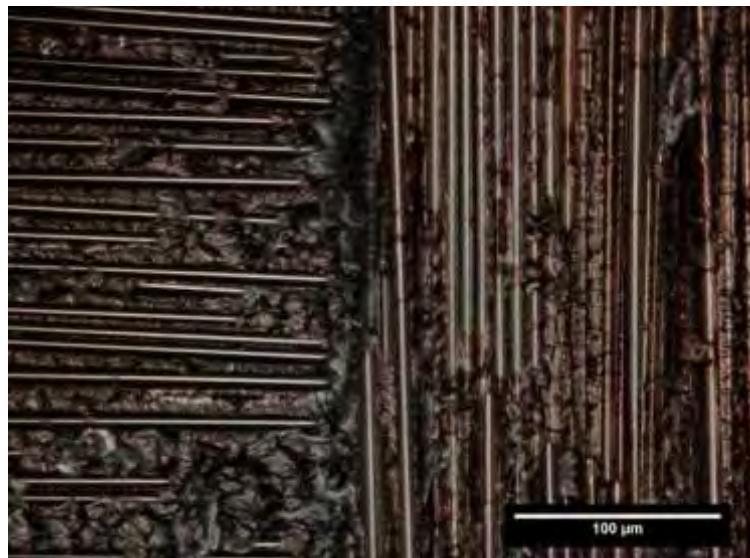


Figura 55: Região de transição trama/urdume na frente da trinca

Isso se deve ao fato de essa região também ser uma região crítica, e ainda de transição de duas direções de fibras, apresentando um acúmulo de resina na região que divide as duas direções, trama e urdume, por conta do processamento, podendo também apresentar muitos vazios.

#### **4.1.5. Análise fractográfica em microscópio eletrônico de varredura**

Para a obtenção das imagens, utilizou-se o Microscópio Eletrônico de Varredura Digital modelo EVO® LS-15, disponível no laboratório de Análise de Imagens, localizado no Departamento de Engenharia de Materiais, da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP.



As imagens foram separadas por condicionamento, sendo que para cada condição foram feitas imagens tanto da fratura quanto do verso desta, caracterizando assim a diferença nas superfícies causadas pela radiação ultravioleta e pelo condicionamento higrotérmico em relação ao natural.

#### **4.1.5.1. Natural**

A Figura 56 representa o verso da fratura de uma amostra sem condicionamento, ou seja, natural. Em um microscópio eletrônico de varredura, as fibras não brilham tanto quanto em um microscópio óptico, porém ainda assim pode-se identificar a direção de propagação da trinca, a qual ocorre da região mais escura para a mais brilhante, como indicado pela seta preta, uma vez que as regiões de maior brilho indicam a presença de fibras à mostra, o que significa que a propagação da trinca ocorreu paralelamente a esta região.

Dessa forma, podem-se identificar os cabos do urdume (cabos em que a propagação da trinca ocorreu) e os cabos da trama (cabos perpendiculares à propagação da trinca), indicados na Figura 55.

Através da Figura 56, pode-se verificar que houve um grande acúmulo de resina nas regiões em que houve encontro de trama e urdume, indicado pela seta laranja, região esta propícia para a presença de vazios, como os indicados pela seta vermelha, e fragilização pelos condicionamentos.

A Figura 56 representa os cabos da trama na região de fratura de uma amostra natural. Através da imagem, verifica-se que houve grande acúmulo de resina entre e por sobre as fibras, uma vez que estas agem como obstáculo à propagação da trinca, por conta de estarem na direção perpendicular à essa propagação.

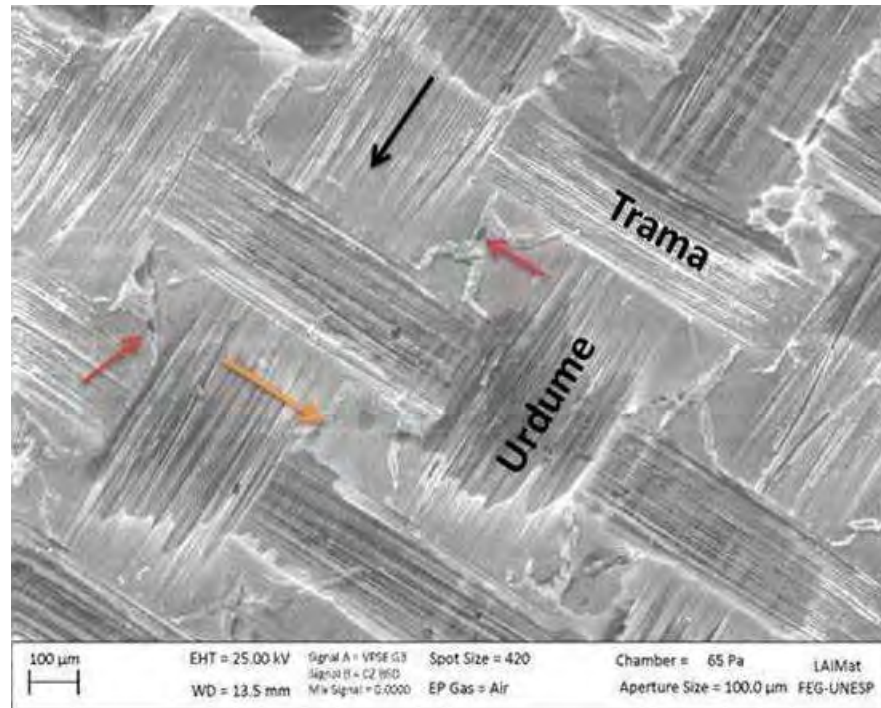


Figura 56: Verso da fratura da amostra natural

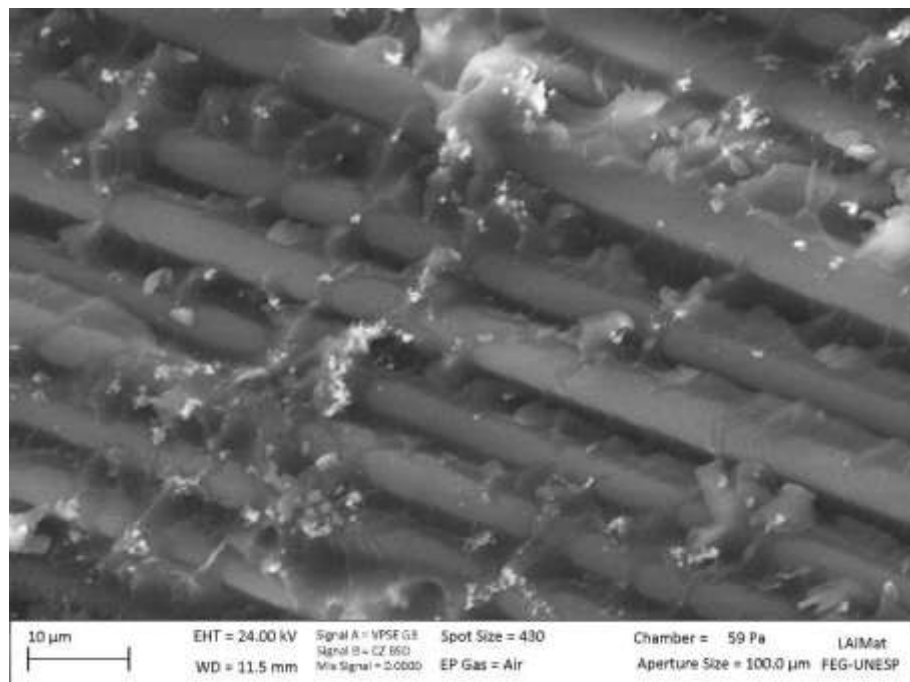


Figura 57: Cabos da trama da fratura da amostra natural

A Figura 58 também representa os cabos da trama de uma fratura, porém em uma ampliação menor, podendo assim ter uma visão geral dessa região. Nessa figura, verifica-se o acúmulo de resina já mencionado anteriormente e também percebe-se a presença de fibras

rompidas, indicadas pela seta, que se depositaram nessa região devido ao arrancamento de fibras, ou efeito *pull-out*, ocorridos durante o processo de fratura.

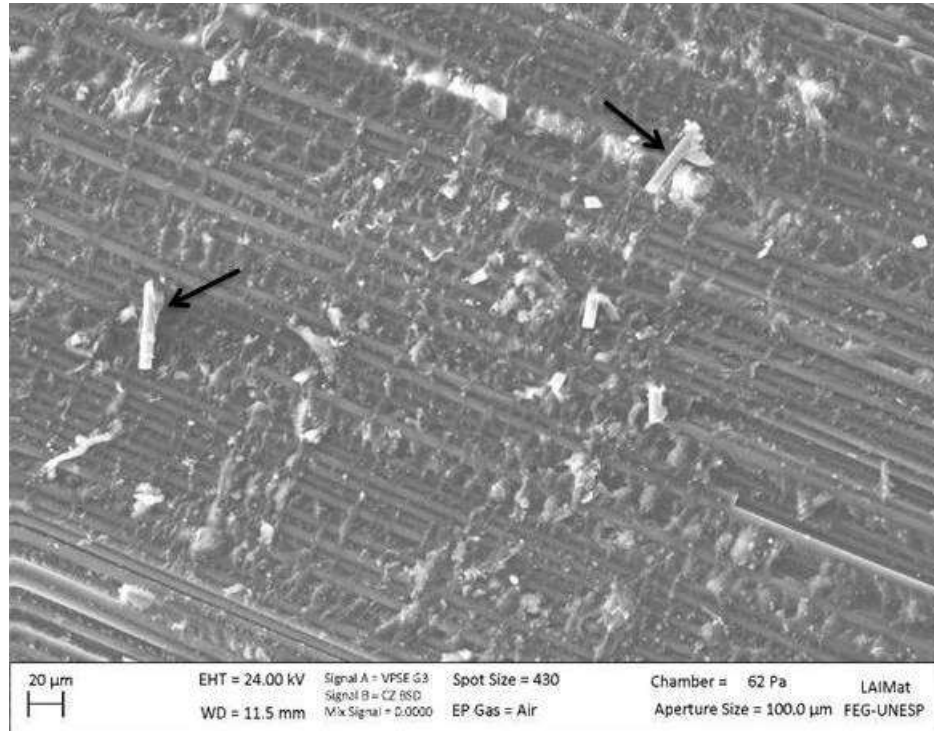


Figura 58: Cabos da trama de uma fratura em uma amostra natural

A Figura 59 representa a região do urdume da fratura. Durante o ensaio DCB, a fratura é gerada pela abertura da pré-trinca, promovendo a propagação desta. Sendo assim, a amostra possui dois lados de fratura: o lado de cima, nomeado como lado B, e lado de baixo, nomeado como lado A. Para a obtenção das imagens, tanto no microscópio óptico, quanto no microscópio eletrônico de varredura, utilizou-se o lado A.

Nessas circunstâncias, quando a garra da máquina exerce força para a abertura da trinca, e conseqüente propagação desta, as fibras do urdume podem ser descoladas totalmente de um lado da fratura, permanecendo assim somente seu leito, ou impressão das fibras na resina. A Figura 59 mostra as fibras quase totalmente à mostra, sem presença de muita resina, o que indica que a imagem correspondente a esta no lado B seria de uma imagem com o leito das fibras impressas na resina.

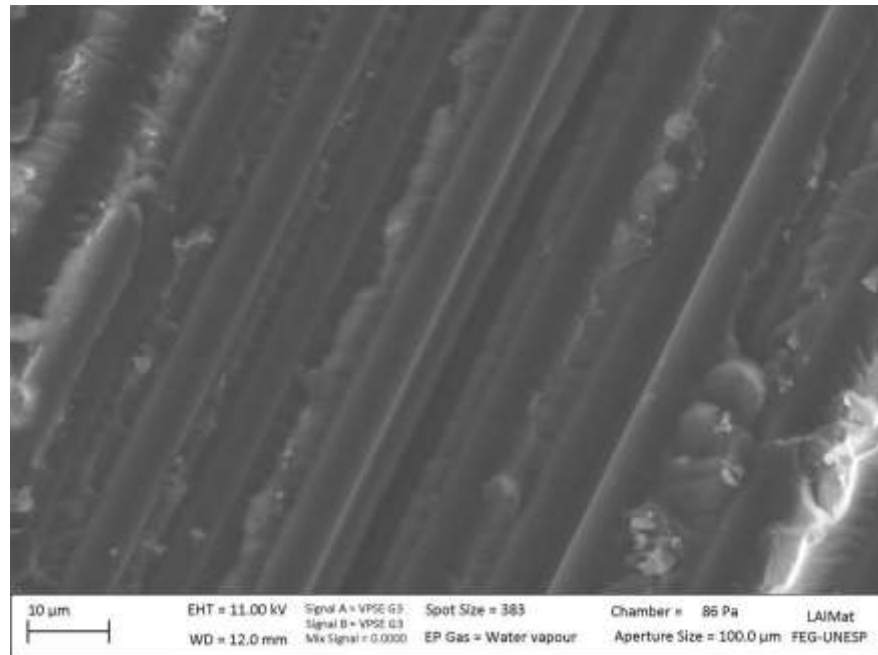


Figura 59: Cabos do urdume da fratura em uma amostra natural

Dessa forma, tem-se que os cabos da trama se mostraram mais rugosos e houve presença de pedaços de fibras promovidas do fenômeno de pull-out. Já nos cabos do urdume, as fibras se mostraram mais expostas, com pouca resina entre estas.

#### 4.1.5.2. Higrotérmico

A Figura 60 representa o verso da fratura em uma amostra sob condicionamento higrotérmico. A partir da análise desta, percebe-se uma maior quantidade de vazios, indicados pela seta preta, principalmente na região intersticial, onde ocorre o encontro de trama e urdume. Isso ocorreu devido à maior concentração de resina nessa região, a qual sofreu degradação durante o condicionamento.

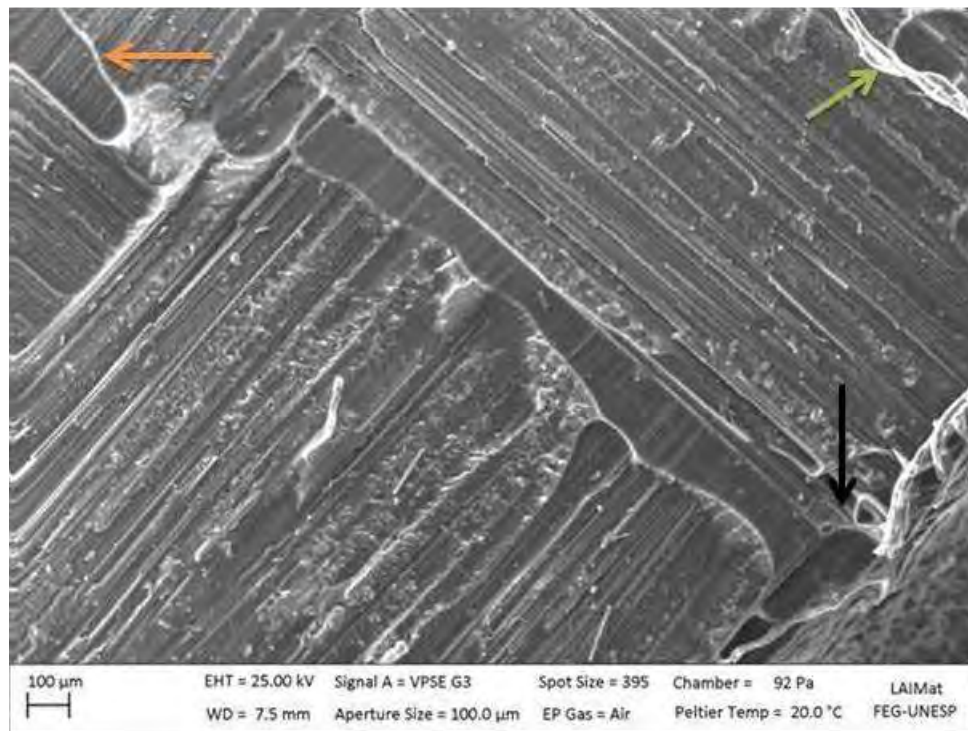


Figura 60: Verso da fratura em uma amostra higrotérmica

Verifica-se também a presença de bolhas, como aquela indicada pela seta laranja, situada também na região intersticial. As bolhas são devido à preparação das placas, ou seja, devido ao processamento do material, em que pode ocorrer o aprisionamento de ar. Essas regiões podem agir como concentradoras de tensão durante o processo de fratura do material.

A Figura 60 mostra também a presença de fibras fora do tecido, indicadas pela seta verde, que podem ter sido soltas quando a matriz foi degradada.

Através da Figura 61, podem-se analisar os cabos da trama da fratura. Verifica-se a presença de grande quantidade de vazios, como aqueles indicados pelas setas, na região de acúmulo de resina por sobre ou entre as fibras. Esses vazios são provenientes da degradação da resina em certas regiões devido ao condicionamento higrotérmico.

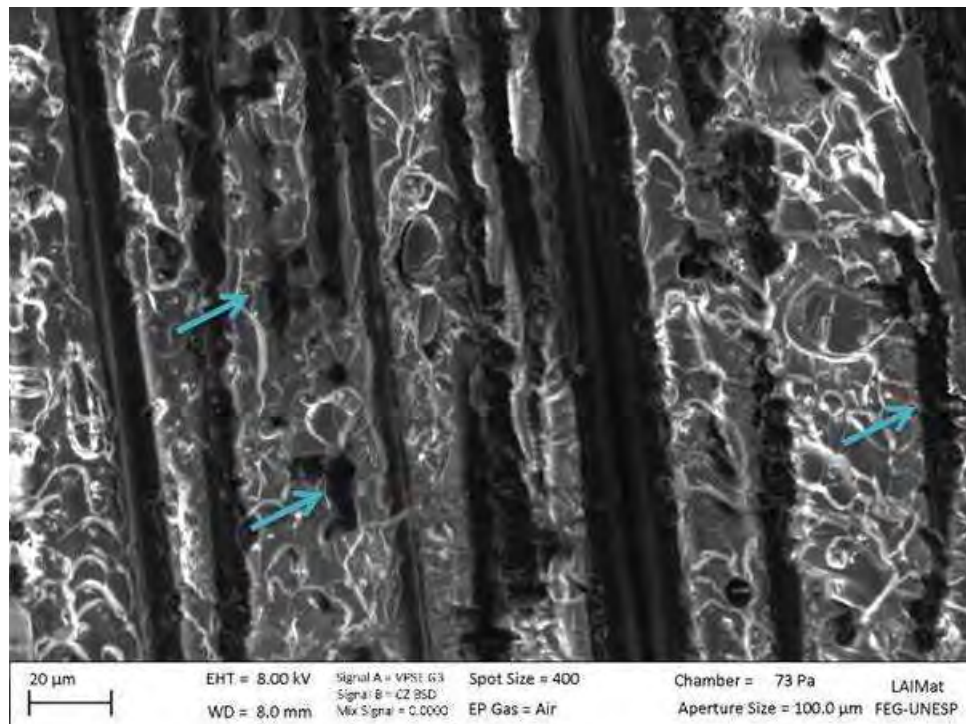


Figura 61: Cabos da trama da fratura em uma amostra higtotérmica

Os cabos do urdume estão representados pela Figura 62. A seta preta indica uma fibra rompida, ou seja, provavelmente a região de interface dessa fibra estava bastante boa, assim, esta não conseguiu se descolar do lado B da fratura, ocorrendo seu rompimento.

Ocorreu também a presença de pedaços de fibras, como aquele indicado pela seta verde provenientes do processo de fratura com efeito *pull-out*. Este pedaço pode ser proveniente da fibra rompida indicada pela seta preta, como também pode ter sido depositada nessa região por conta de outras fibras que devem ter se rompido ao longo da fratura.



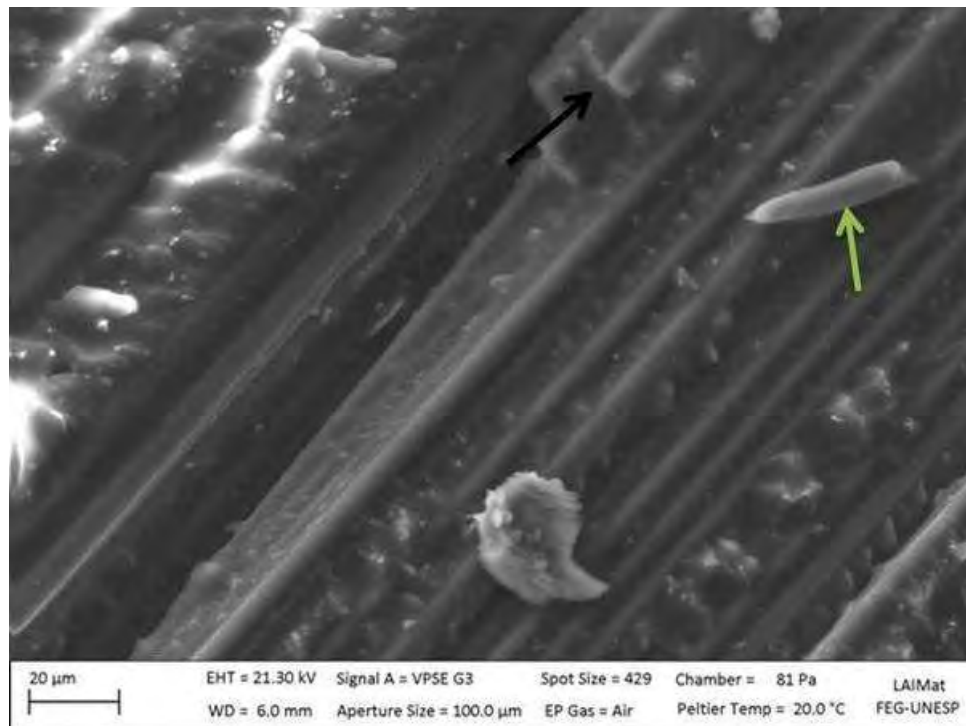


Figura 62: Cabos do urdume da fratura em uma amostra higrotérmica

#### 4.1.5.3. Ultravioleta

O verso da fratura sob condicionamento ultravioleta está representado pela Figura 63.

Verifica-se a presença de muitos vazios, indicados pelas setas verdes, nas regiões com maior concentração de resina. As setas pretas indicam as bolhas formadas durante o processamento do material, pois são mais arredondadas.

Durante a exposição das amostras a ciclos alternados de radiação ultravioleta e condensação, a resina foi se deteriorando parcialmente, deixando as fibras mais expostas e fragilizando o material.

Devido ao processamento do material por prensagem, identificaram-se regiões com fibras rompidas e estilhaçadas (Figura 64). Porém esse efeito não é considerado o grave devido ao fato de que tal rompimento só ocorre nas fibras superficiais.

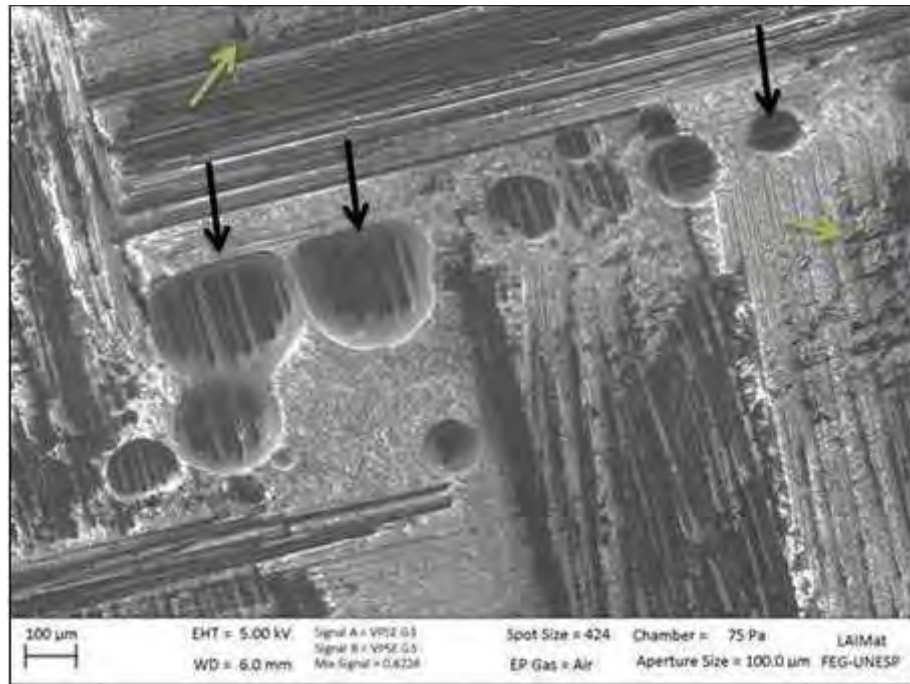


Figura 63: Verso da fratura em uma amostra condicionada no ultravioleta

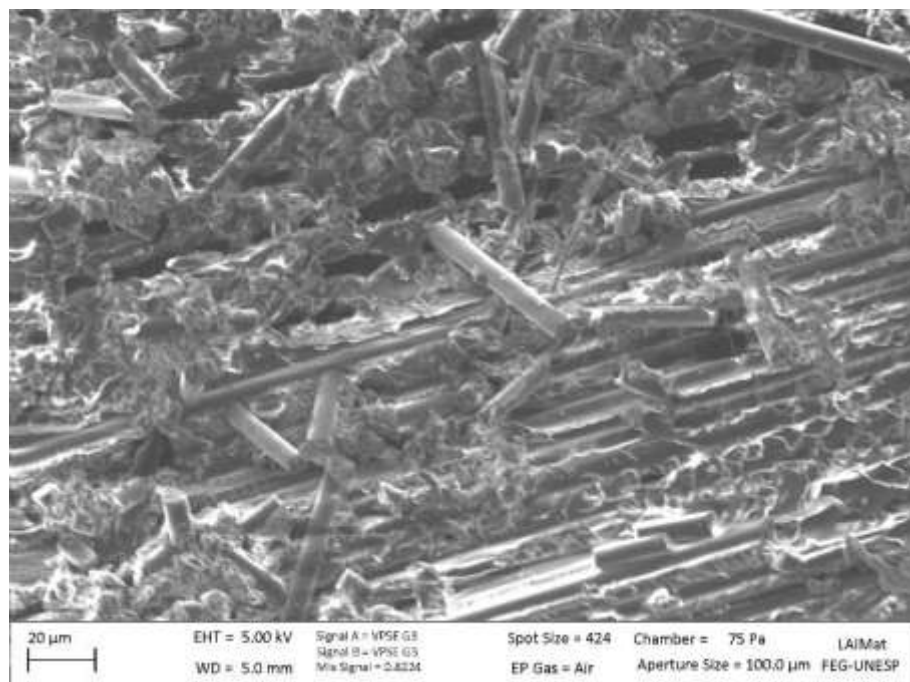


Figura 64: Verso da fratura em uma amostra condicionada no ultravioleta

Na região de fratura, a Figura 65 mostra uma grande quantidade de bolhas. Algumas muito grandes e outras nem tanto, como aquelas indicadas pelas setas azuis; já os vazios



possuem um formato mais retangular, indicados pelas setas laranja, o que permite diferenciar as bolhas de ar aprisionadas durante o processamento do material, da degradação da matriz.

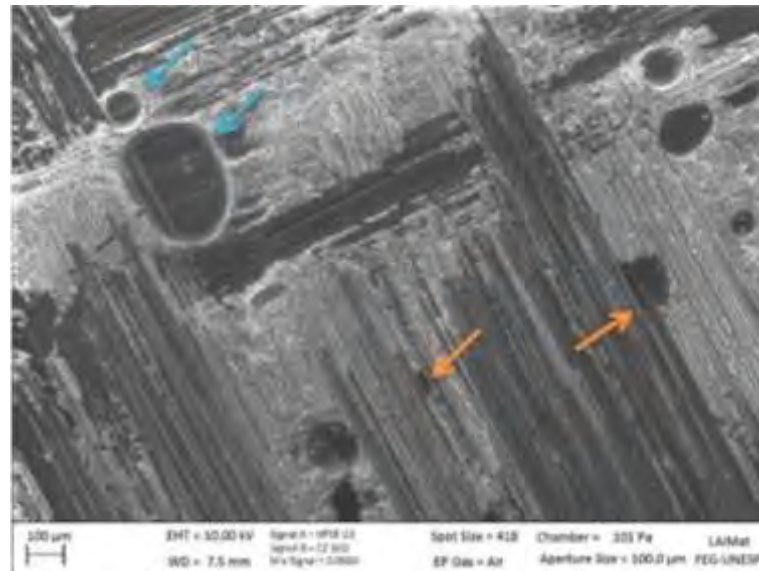


Figura 65: Visão geral da fratura em uma amostra condicionada no ultravioleta

Nos cabos da trama da fratura (Figura 66), verifica-se uma grande quantidade de vazios mais retangulares, indicados pelas setas laranja, devido à degradação parcial da matriz, e regiões com bolhas, como aquela indicada pela seta preta, comprometendo a qualidade e comportamento do material em sua vida útil.

Se compararmos a quantidade de vazios encontrados na Figura 61, sob condicionamento higrotérmico, com aquela encontrada na Figura 65, têm-se que houve maior concentração de vazios para o condicionamento higrotérmico.

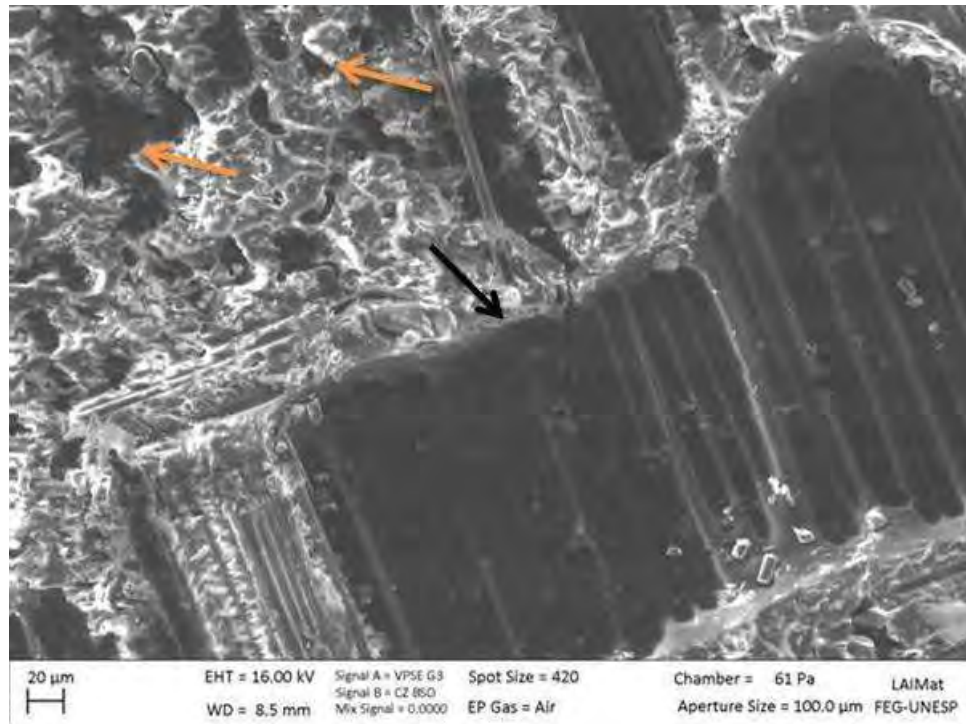


Figura 66: Cabos da trama da fratura de uma amostra condicionada no ultravioleta

Já nos cabos do urdume na região de fratura, a rugosidade é bem menor, e consequentemente a quantidade de vazios, como aquele indicado pela seta, é menor.

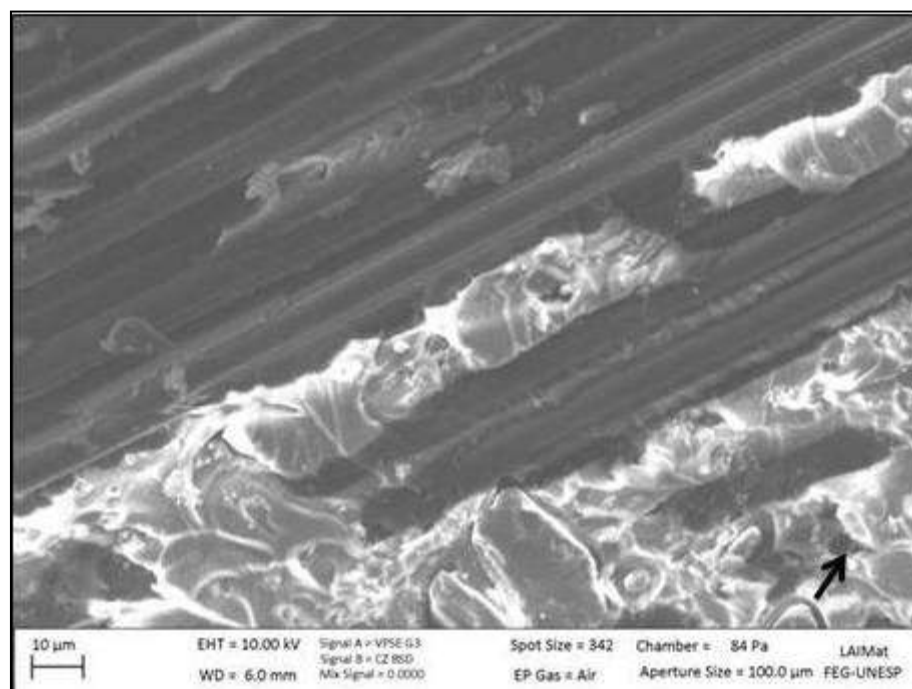


Figura 67: Cabos do urdume da fratura de uma amostra condicionada no ultravioleta

Dessa forma, através das imagens obtidas para as amostras sob condicionamento higrotérmico, verifica-se que os vazios e bolhas estão presentes de maneira mais intensa respectivamente nos cabos da trama da fratura e regiões de maior concentração de resina, e nas regiões intersticiais.

Verifica-se também que as fibras superficiais no verso da fratura sofreram rompimento devido ao processamento do material por prensagem, porém esse efeito se deu somente superficialmente, não tendo, portanto, atingido as fibras internas ao material.

#### **4.1.6. Análise fractográfica em microscópio de força atômica**

A análise fractográfica no microscópio de força atômica foi realizada apenas para as amostras na condição natural, uma vez que o perfil das fraturas das amostras condicionadas no ultravioleta e no higrotérmico eram muito acidentadas, dificultando a aquisição das imagens.

##### **4.1.6.1. Natural**

No microscópio de força atômica, a detecção da superfície realiza-se visando à criação de sua imagem.

A partir das amostras ensaiadas, as fraturas geradas pelos ensaios DCB foram analisadas no microscópio de força atômica. Algumas das imagens adquiridas estão apresentadas nas Figuras 68 e 69.

Como dito anteriormente, o ensaio DCB promove uma propagação da trinca, em que as fibras do urdume podem ser descoladas totalmente de um lado da fratura, permanecendo assim somente seu leito, ou impressão das fibras na resina. A Figura 68 mostra exatamente o leito da fibra retirada pela propagação da trinca. Provavelmente, a interface fibra resina na mesma região, porém na fratura oposta, estava bastante boa.

Na Figura 68 podemos observar a imagem feita em 2D e sua perspectiva em 3D.

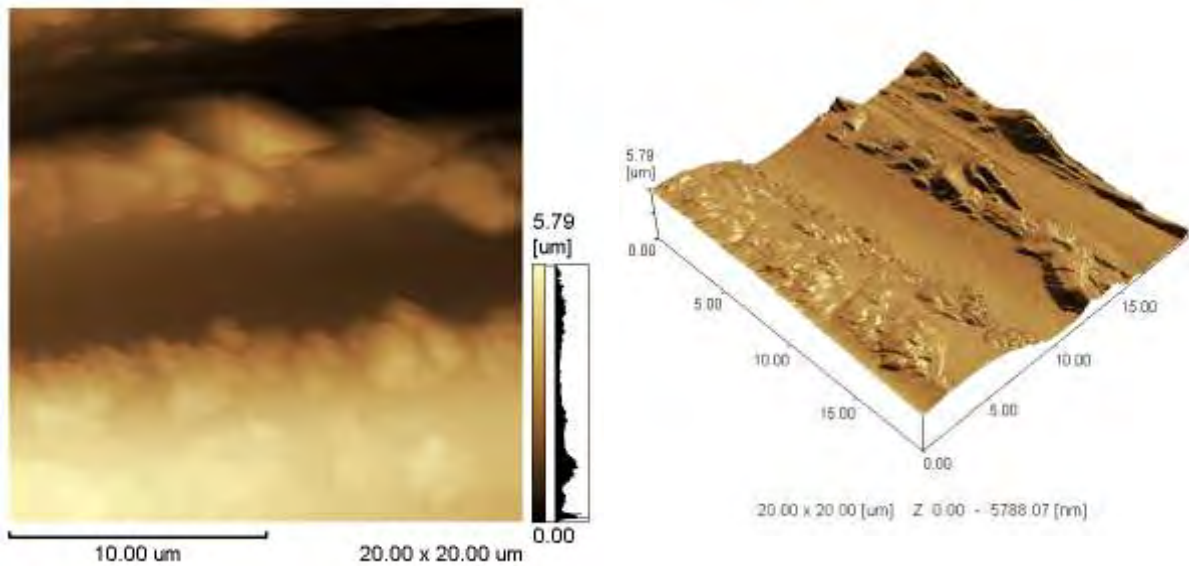


Figura 68: Amostra na condição natural em 2D e 3D com leito da fibra e fratura da resina.

Analisando a fratura da resina na Figura 67, percebe-se nitidamente o efeito do deslizamento da propagação da trinca nos cabos do urdume, provocando uma superfície de fratura na região da resina um pouco mais lisa, com pouca rugosidade, por conta do paralelismo dessa região com a propagação da trinca.

Na Figura 68, verifica-se um escalonamento da resina, o que identifica a região da trama.

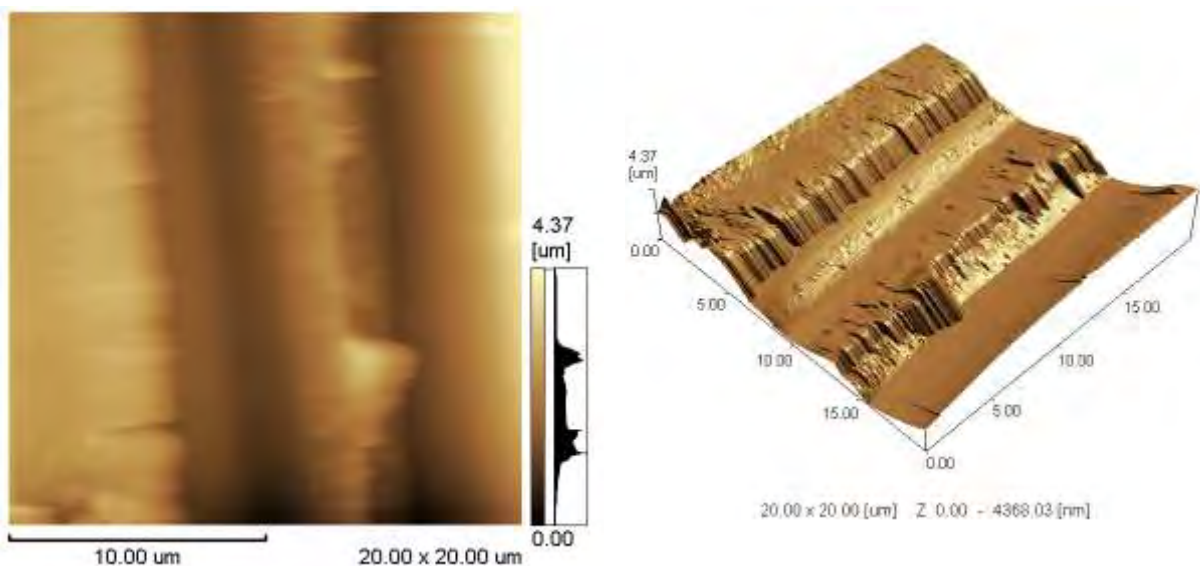


Figura 69: Amostra na condição natural com fratura na resina em 2D e 3D.

Na imagem em 3D, os degraus do escalonamento são devido ao arrastamento da propagação da trinca nessa região, seguida por fratura da resina. As fibras atuam como

empecilho à propagação da trinca, ocorrendo, geralmente, a fratura das fibras nesses cabos. Dessa forma, a rugosidade, ou a quantidade de resina encontrada nessa região é muito maior do que nos cabos do urdume.

#### 4.1.7. Relação entre G e a dimensão fractal ao longo da fratura

##### 4.1.7.1. Relação entre $G_{IC}$ e a dimensão fractal

Para testar a relação entre os valores calculados de  $G_{IC}$  e da dimensão fractal,  $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$ , para cada condição (ultravioleta, higrotérmico e natural) tanto na direção da fibra a  $0^\circ$  quanto a  $90^\circ$ , foram construídos dois gráficos para cada condição, sendo um para cada direção, para estabelecer a relação entre as variáveis utilizando o coeficiente de correlação R (Figuras 70, 71 e 72).

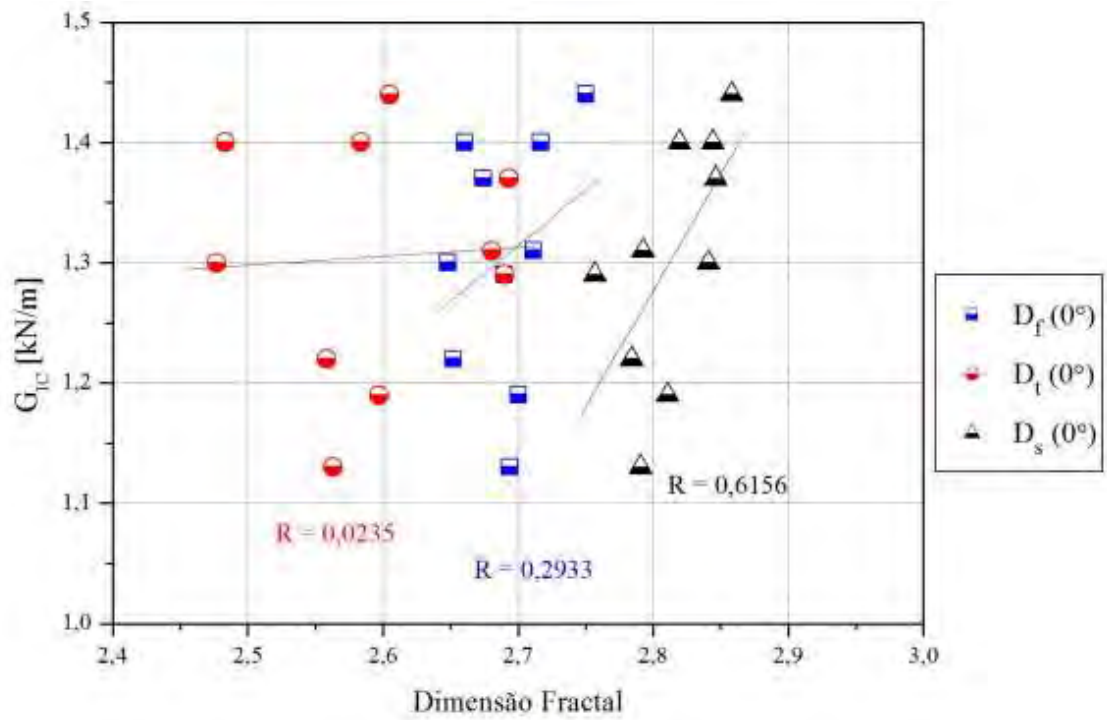
O coeficiente de correlação mede em que grau e sentido (crescente/decrescente) verificam-se a relação linear entre duas grandezas. Quando R é igual a +1 ou -1, a correlação é dita perfeita (JÚNIOR, 2007).

O sinal indica o sentido da correlação: se positivo, indica que uma cresce quando a outra também cresce; se negativo, indica que uma decresce quando a outra cresce.

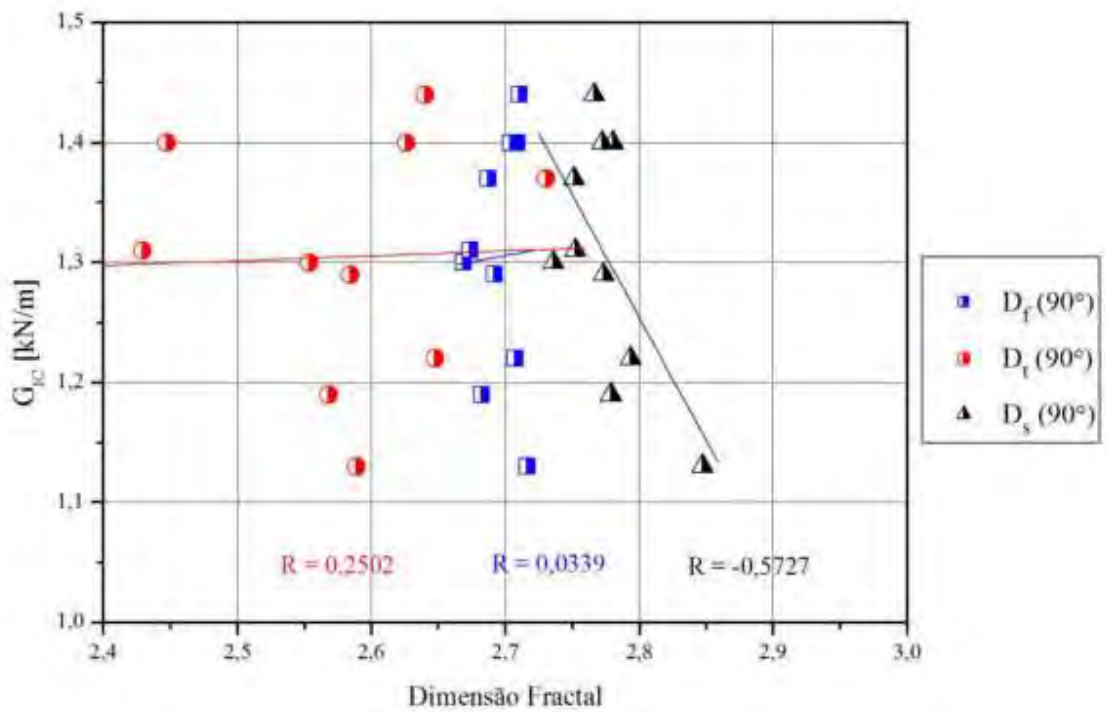
Quanto mais próxima de zero for o valor do coeficiente de correlação menor será a indicação de que as variáveis estejam correlacionadas linearmente. Assim, se o valor de R for nulo, as variáveis são independentes uma da outra (JÚNIOR, 2007). A Tabela 6 indica os níveis de classificação do coeficiente de correlação.

Tabela 6: Classificação do coeficiente de correlação.

Valores de R	Correlação
R = 1	Perfeita positiva
$0,8 \leq R < 1$	Forte positiva
$0,5 \leq R < 0,8$	Moderada positiva
$0,1 \leq R < 0,5$	Fraca positiva
$0 < R < 0,1$	Ínfima positiva
R = 0	Nula
$-0,1 < R < 0$	Ínfima negativa
$-0,5 < R \leq -0,1$	Fraca negativa
$-0,8 < R \leq -0,5$	Moderada negativa
$-1 < R \leq -0,8$	Forte negativa
R = -1	Perfeita negativa



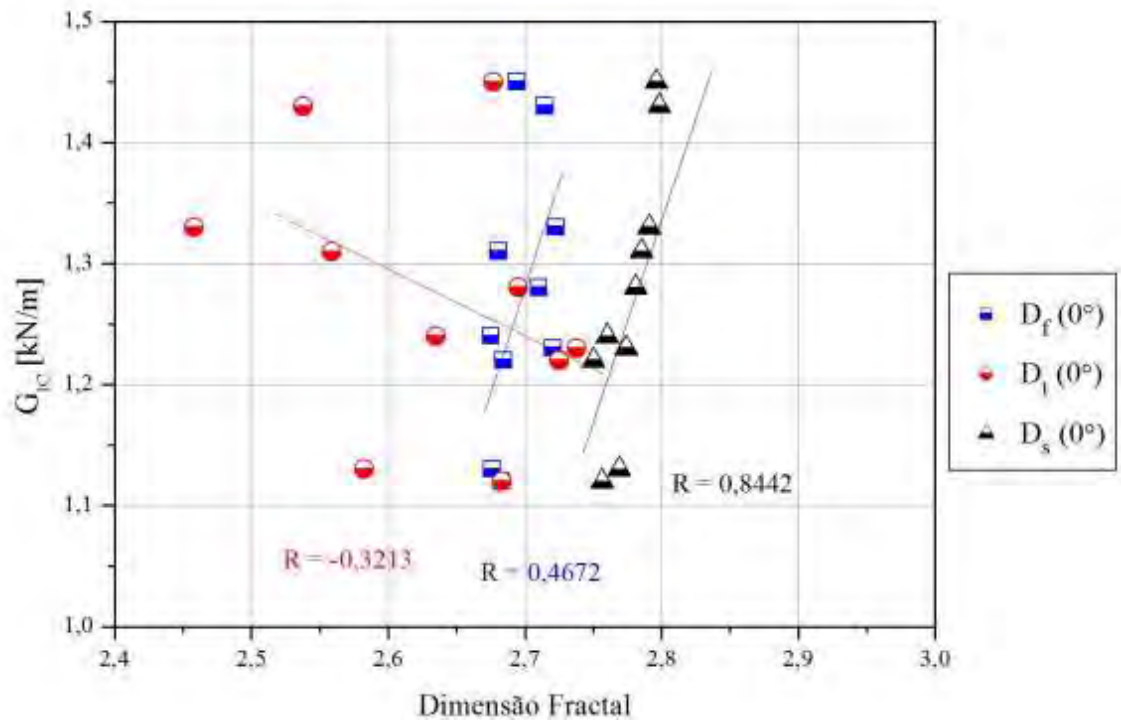
(a)



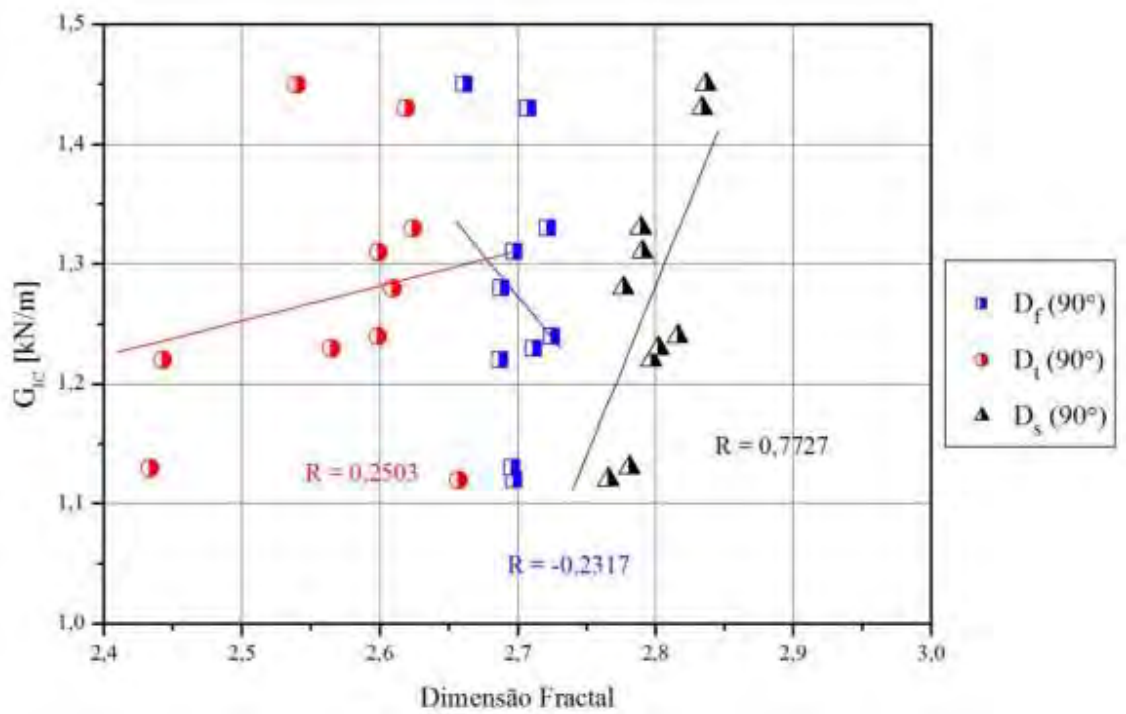
(b)

Figura 70: Gráfico representando a relação entre  $G_{IC}$  e Dimensão Fractal, para a condição **natural**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .



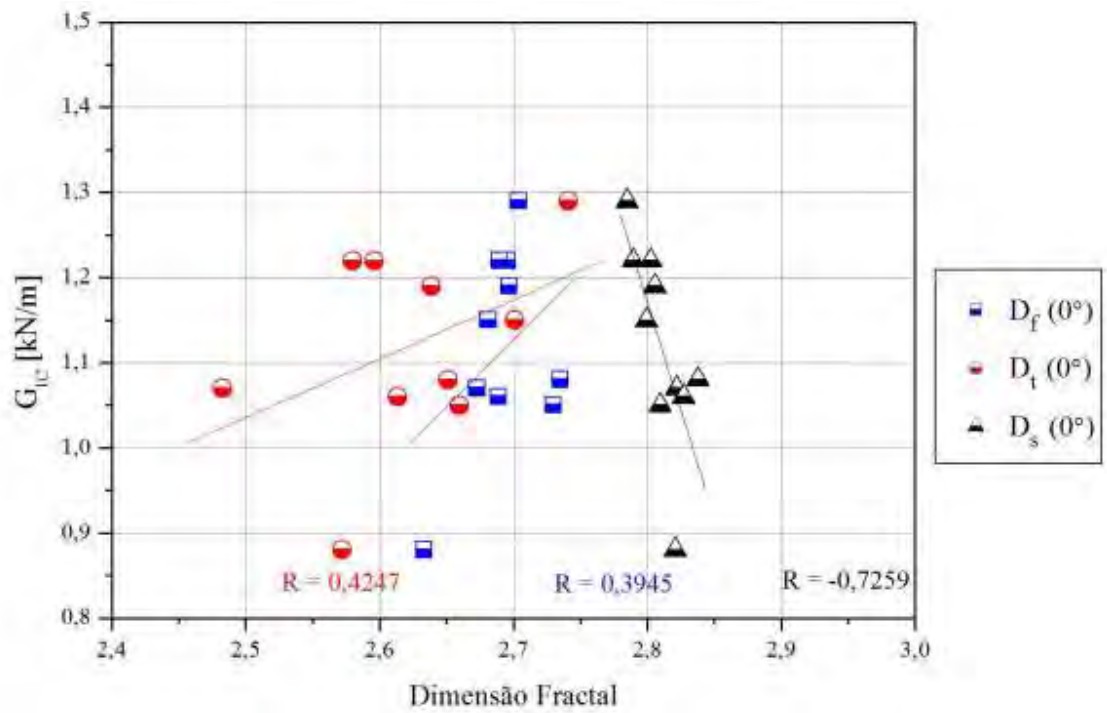


(a)

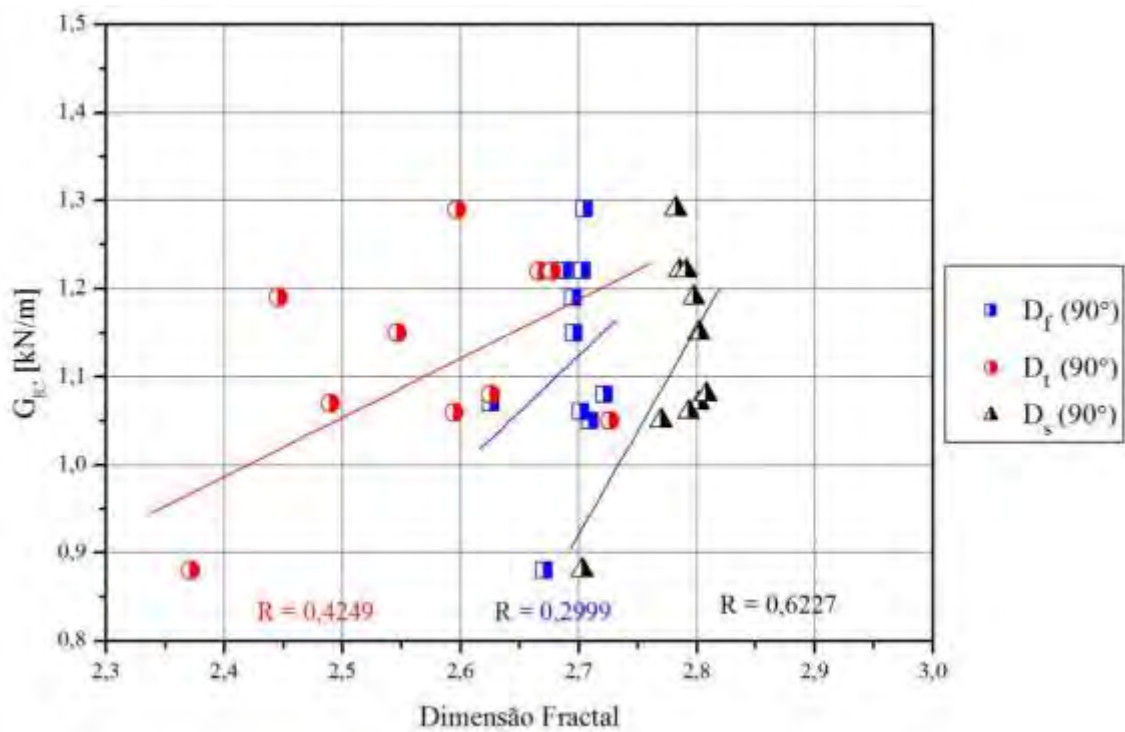


(b)

Figura 71: Gráfico representando a relação entre GIC e Dimensão fractal para a condição **ultravioleta**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .



(a)



(b)

Figura 72: Gráfico representando a relação entre GIC e Dimensão fractal, para a condição **higrotérmica**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .



Analisando os gráficos apresentados nas Figuras 70, 71 e 72, considerando somente Df percebe-se que os valores do coeficiente de correlação não são satisfatórios para nenhuma condição. Porém, a maior correlação encontrada para as fibras a 0° está na condição ultravioleta, com  $R = 0,4672$ , sendo classificada como uma correlação fraca positiva. Para as outras condições, apesar de os valores de R serem menores do que o encontrado no ultravioleta, ainda são maiores que 0,1, por isso também são classificados como uma correlação fraca positiva.

Já para as fibras em 90°, a maior correlação encontrada está na condição higrotérmica, com  $R = 0,2999$ , sendo também classificada como uma correlação fraca positiva. Já para a condição natural, o coeficiente de correlação é 0,0339, o que induz a uma correlação ínfima positiva.

Contudo, o coeficiente de correlação R é apenas uma estimativa do coeficiente de correlação populacional “ $\rho$ ” e este é calculado com base em “n” dados constituindo amostras aleatórias. Muitas vezes os pontos da amostra podem apresentar uma correlação e, no entanto a população não (SOUZA, 2009).

Portanto aplicou-se um teste de hipótese t de Student com n-2 graus de liberdade, para verificar se o valor de R é coerente com o tamanho da amostra n, a um nível de significância  $\alpha = 5\%$ . Esse teste foi feito aplicando-se a Equação 10.

$$t_c = R \frac{\sqrt{n-2}}{\sqrt{1-R^2}} \quad (10)$$

Para o cálculo de  $t_c$ , utilizou-se o tamanho da amostra  $n = 10$  para cada condição. Se o valor calculado ultrapassar o valor tabelado de  $t_{(n-2), 5\%}$ , significa que há ao menos 95% de probabilidade de haver correlação significativa entre as variáveis dimensão fractal e tenacidade à fratura.

Sendo assim, os resultados estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7: Resultados do teste de hipótese t de Student

Condição	Relação $G_{IC} \times$	$t_{8,5\%}$	$t_{cal}$
Natural	$D_f(0^\circ)$	1,86	0,8676
	$D_f(0^\circ)$	1,86	0,0664
	<b><math>D_s(0^\circ)</math></b>	1,86	<b>2,2095</b>
	$D_f(90^\circ)$	1,86	0,0959
	$D_f(90^\circ)$	1,86	0,7309
	<b><math>D_s(90^\circ)</math></b>	-1,86	<b>-1,9758</b>
Higrotérmica	$D_f(0^\circ)$	1,86	1,1235
	$D_f(0^\circ)$	1,86	1,2229
	<b><math>D_s(0^\circ)</math></b>	-1,86	<b>-3,0664</b>
	$D_f(90^\circ)$	1,86	0,8212
	$D_f(90^\circ)$	1,86	1,8275
	<b><math>D_s(90^\circ)</math></b>	1,86	<b>2,0378</b>
Ultravioleta	$D_f(0^\circ)$	1,86	1,4946
	$D_f(0^\circ)$	-1,86	-0,9596
	<b><math>D_s(0^\circ)</math></b>	1,86	<b>4,4542</b>
	$D_f(90^\circ)$	-1,86	-0,6738
	$D_f(90^\circ)$	1,86	0,7313
	<b><math>D_s(90^\circ)</math></b>	1,86	<b>3,4425</b>

Assim, com os dados apresentados verificou-se que não foi possível estabelecer uma correlação entre a tenacidade à fratura (GIC) e a dimensão fractal, quando esta é considerada como monofractal ( $D_f$ ). Então, a dimensão monofractal não pode ser considerada como uma propriedade do material.

Quando considerada a superfície de fratura como multifractal, com a divisão em dimensão textural ( $D_t$ ) e dimensão estrutural ( $D_s$ ), a relação entre dimensão fractal e a tenacidade à fratura só se verifica em escala microscópica ( $D_s$ ). Já em um contexto macroscópico, como é o caso da dimensão textural ( $D_t$ ), não foi encontrada correlação entre a dimensão fractal e GIC, considerando a amostragem utilizada, pois com o aumento da velocidade de propagação da trinca, o avanço desta se tornou cada vez mais heterogêneo, devido à velocidade de propagação que não era constante.

#### 4.1.7.2. Relação entre $G_I$ e dimensão fractal

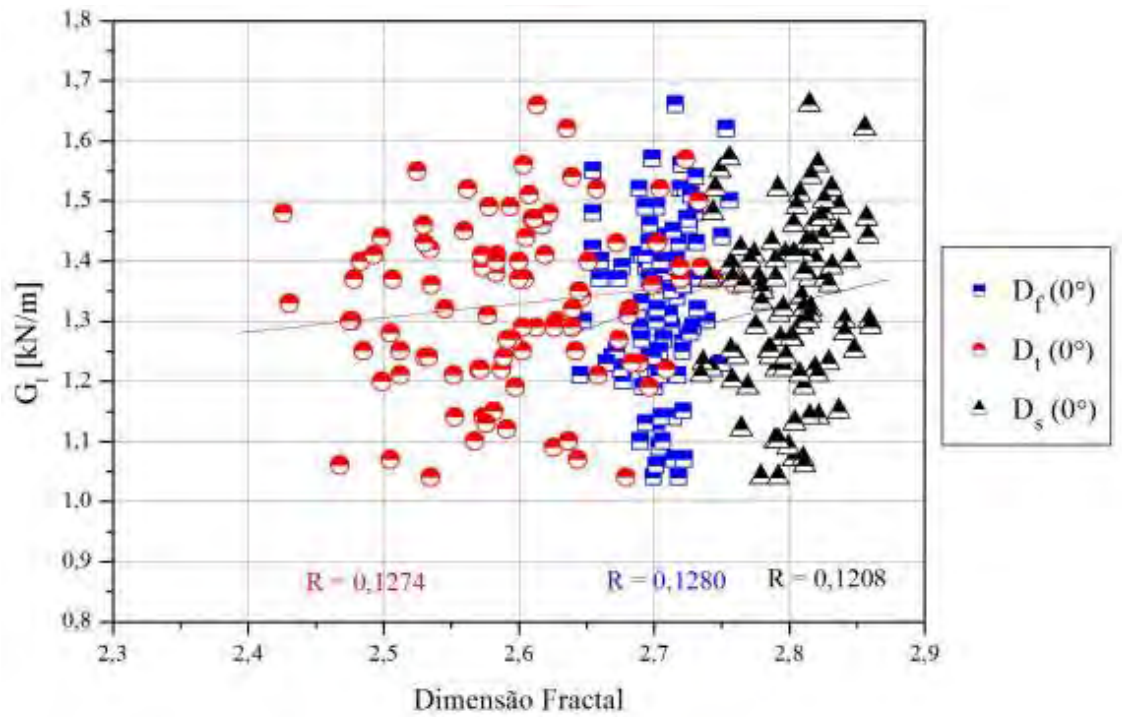
Baseando-se nos valores de R calculados e apresentados nos gráficos das Figuras 73, 74 e 75, não foi possível estabelecer uma correlação satisfatória entre as diferentes condições, com diferentes direções das fibras.

Para a hipótese t de Student, os valores de “n” utilizados foram: 100 para a condição natural e ultravioleta, e 90 para a condição higrotérmica. Os valores de  $t_c$  estão apresentados na Tabela 8.

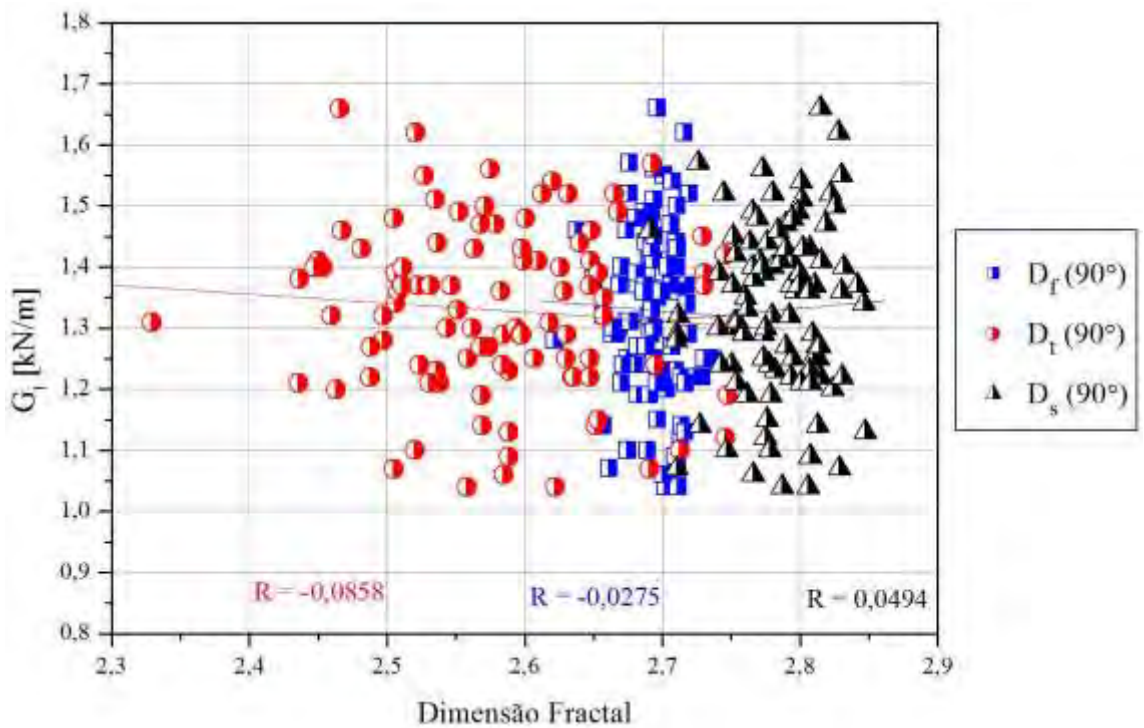
Tabela 8: Resultados do teste de hipótese t de Student para correlação entre  $G_I$  x Dimensão Fractal.

Condição	Relação $G_I$ x	$t_{(n-2),5\%}$	$t_{cal}$
Natural (n = 100)	$D_r (0^\circ)$	1,66	1,2640
	$D_i (0^\circ)$	1,66	1,2588
	$D_s (0^\circ)$	1,66	1,1925
	$D_r (90^\circ)$	-1,66	-0,2694
	$D_i (90^\circ)$	-1,66	-0,8442
	$D_s (90^\circ)$	1,66	0,4850
Higrotérmica (n = 90)	$D_r (0^\circ)$	1,64	1,5102
	$D_i (0^\circ)$	1,64	1,3193
	$D_s (0^\circ)$	1,64	0,5655
	$D_r (90^\circ)$	1,64	0,3497
	$D_i (90^\circ)$	1,64	0,3788
	$D_s (90^\circ)$	1,64	1,2808
Ultravioleta (n = 100)	$D_r (0^\circ)$	1,66	1,4633
	$D_i (0^\circ)$	-1,66	-0,0927
	$D_s (0^\circ)$	1,66	1,5627
	$D_r (90^\circ)$	-1,66	-1,1727
	$D_i (90^\circ)$	-1,66	-0,5442
	$D_s (90^\circ)$	1,66	0,6540

De acordo com os resultados apresentados na Tabela 8, verificou-se que não houve correlação entre a tenacidade à fratura e a Dimensão Fractal, considerando  $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$  para a amostragem utilizada, tanto nas fibras a  $0^\circ$  quanto a  $90^\circ$ .

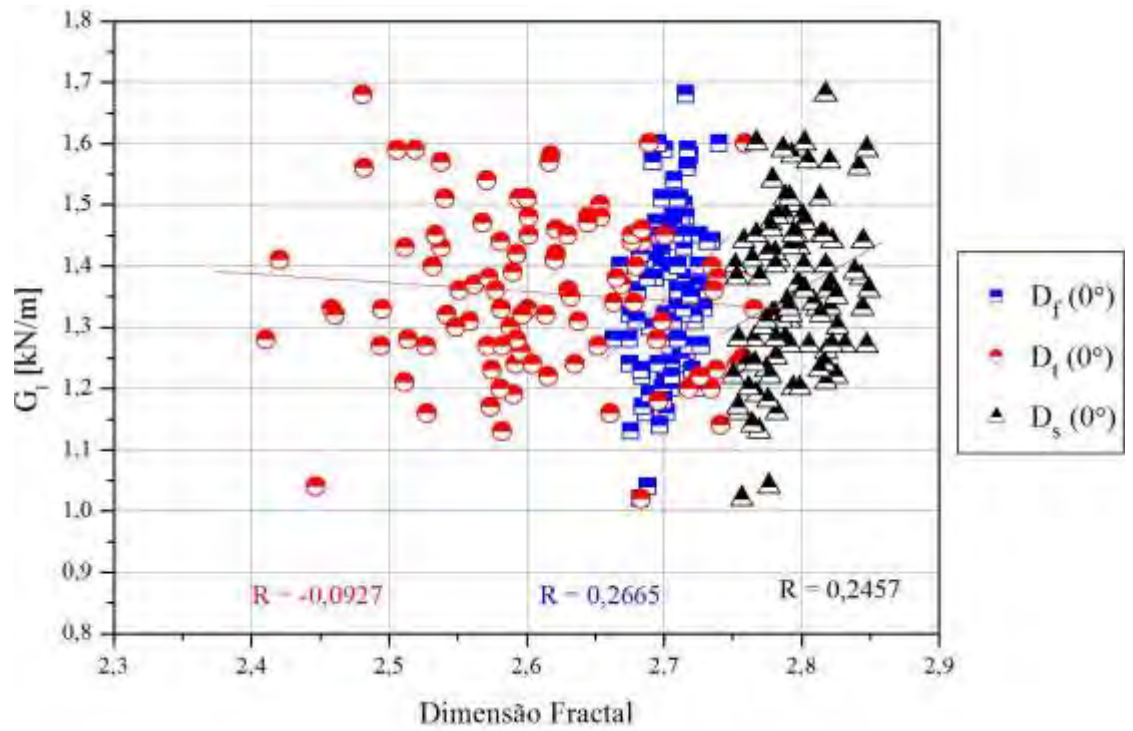


(a)

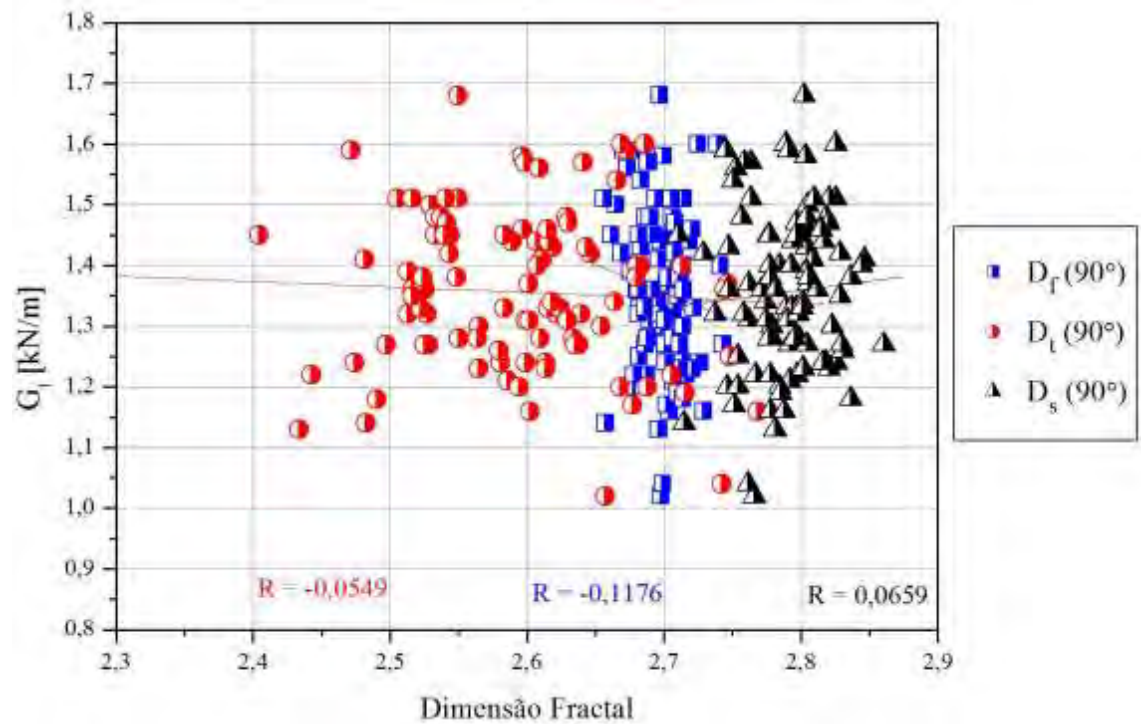


(b)

Figura 73: Gráfico representando a relação entre  $G_I$  e Dimensão fractal, para a condição **natural**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .



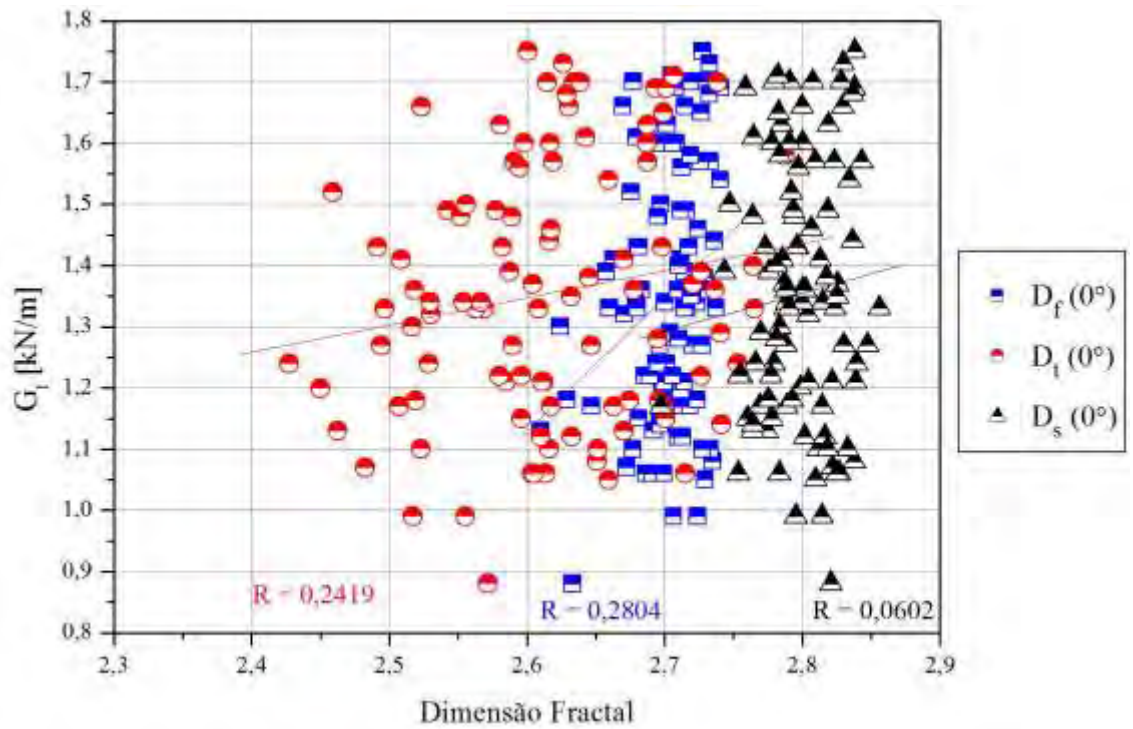
(a)



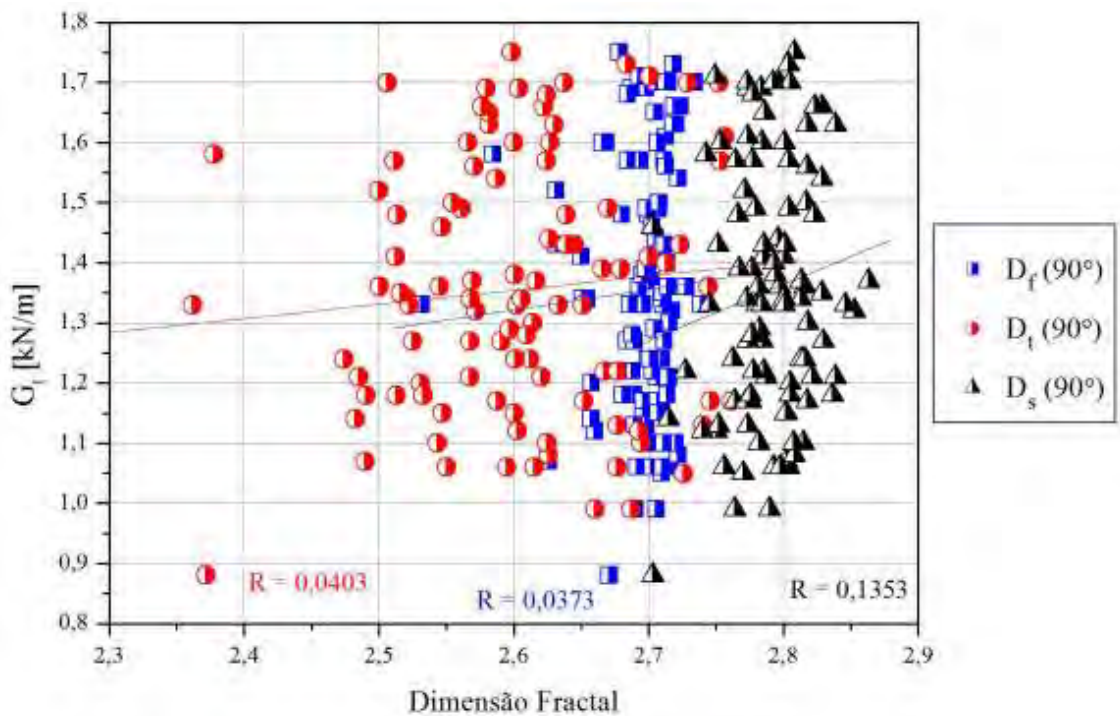
(b)

Figura 74: Gráfico representando a relação entre  $G_I$  e Dimensão fractal, para a condição **ultravioleta**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .





(a)



(b)

Figura 75: Gráfico representando a relação entre GI e Dimensão fractal, para a condição **higrotérmica**, com as fibras na direção (a) 0° e (b) 90°.

#### 4.1.8. Relação entre $G$ e a dimensão fractal na frente de trinca

##### 4.1.8.1. Relação entre $G_{IC}$ e a dimensão fractal

Para relacionar os valores de  $G_{IC}$  com a dimensão fractal de cada fratura gerada pelos ensaios DCB nos corpos de prova para cada condição (natural, ultravioleta e higrotérmica) de modo completo, analisou-se também o comportamento dessas variáveis ao longo da frente de trinca.

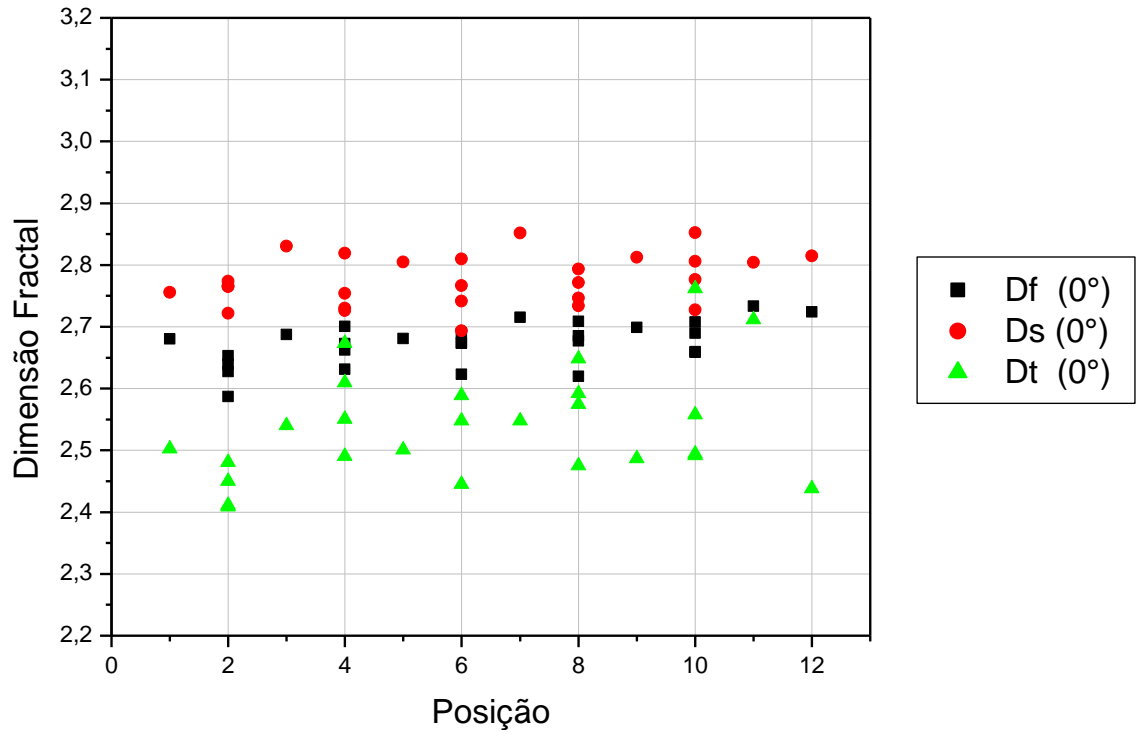
Os gráficos apresentados nas figuras 76, 77, 78 representam o comportamento da dimensão fractal em relação à posição analisada na frente da trinca.

Considerando os gráficos apresentados, verifica-se que não existe relação entre a variável dimensão fractal e as posições selecionadas de maneira global, na frente de trinca, para os corpos de prova em diferentes condições (natural, higrotérmico e ultravioleta), quando esta dimensão foi considerada como  $D_f$ ,  $D_s$  ou  $D_t$ , pois os dados se encontraram muito dispersos e nenhum tipo de “desenho” foi revelado pelos pontos.

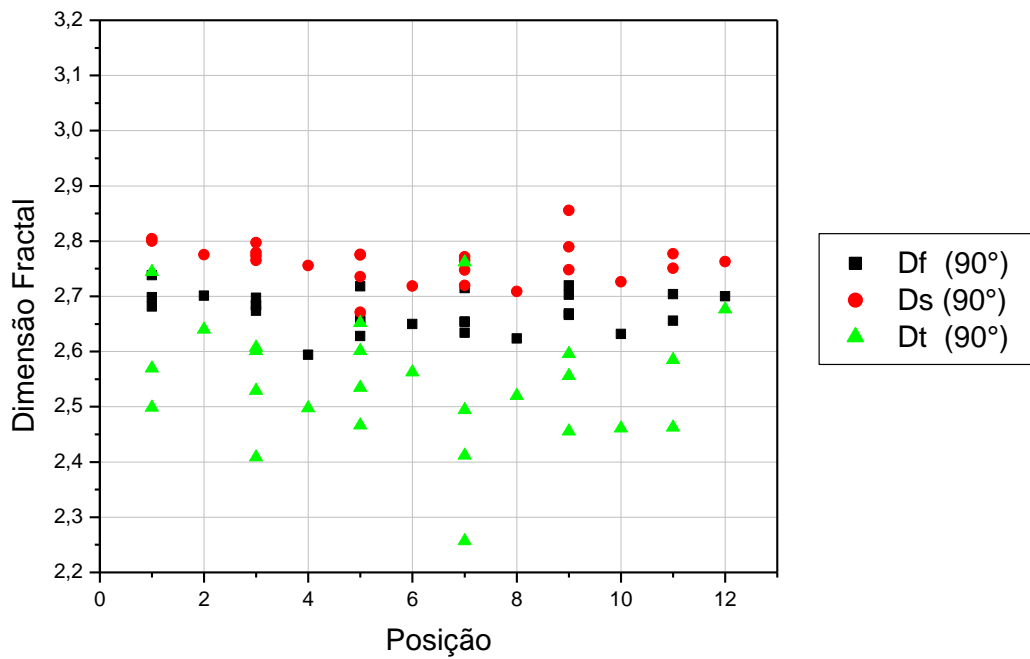
Para melhor compreensão dos gráficos apresentados, calculou-se o coeficiente de variação para as variáveis em questão. Estes estão apresentados na Tabela 9.

Tabela 9: Valores para o coeficiente de variação

<b>Coeficiente de variação em % para:</b>						
	<b><math>D_f (0^\circ)</math></b>	<b><math>D_f (90^\circ)</math></b>	<b><math>D_s (0^\circ)</math></b>	<b><math>D_s (90^\circ)</math></b>	<b><math>D_t (0^\circ)</math></b>	<b><math>D_t (90^\circ)</math></b>
<b>Natural</b>	1,304	1,292	1,498	1,336	3,536	4,271
<b>Higrotérmico</b>	1,928	1,973	1,850	1,831	3,615	3,898
<b>Ultravioleta</b>	1,912	1,430	1,680	1,676	4,091	3,026



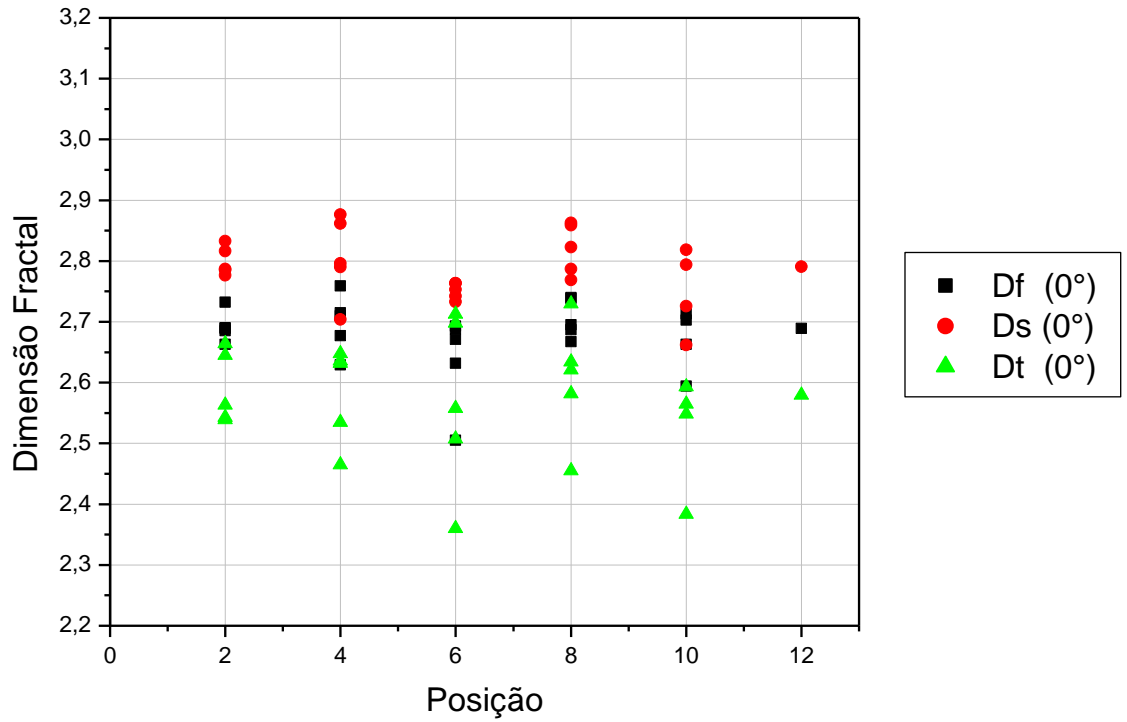
(a)



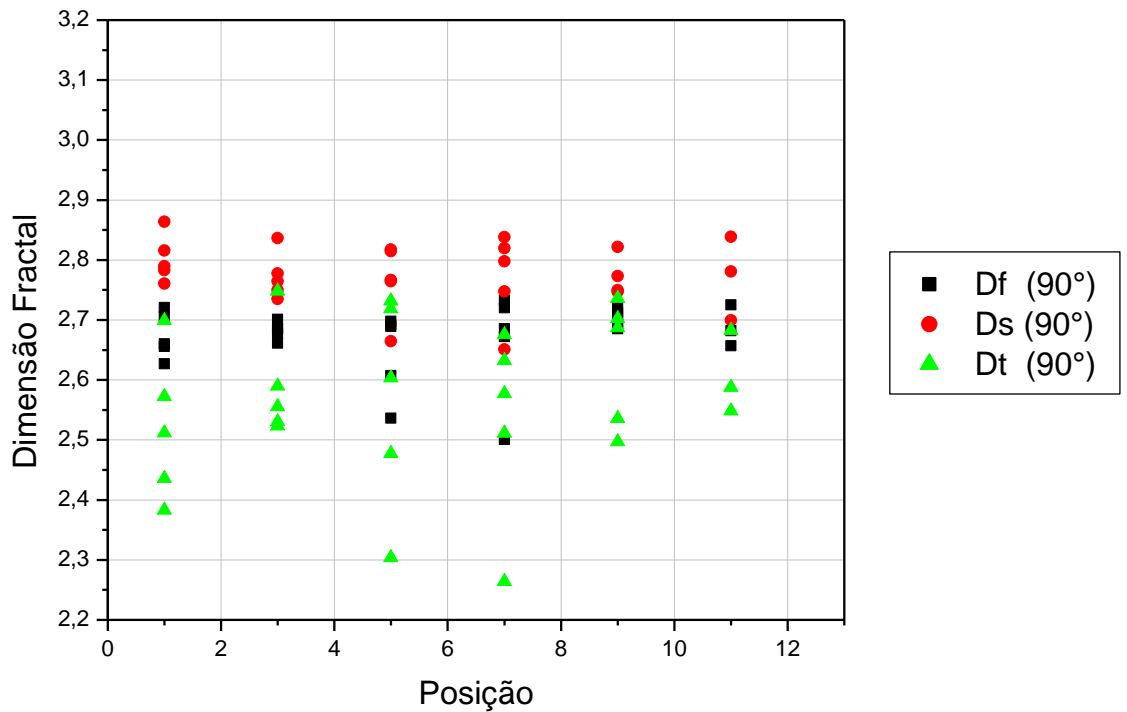
(b)

Figura 76: Gráfico representando a relação entre  $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$  e a posição na frente de trinca, para a condição **natural**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .



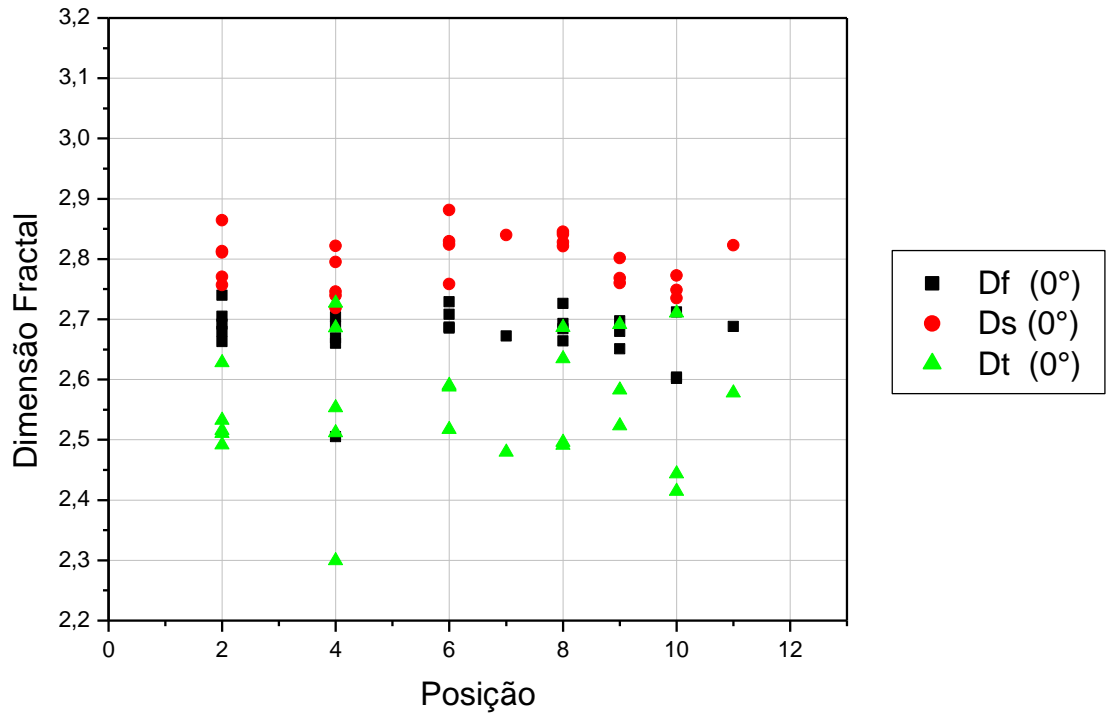


(a)

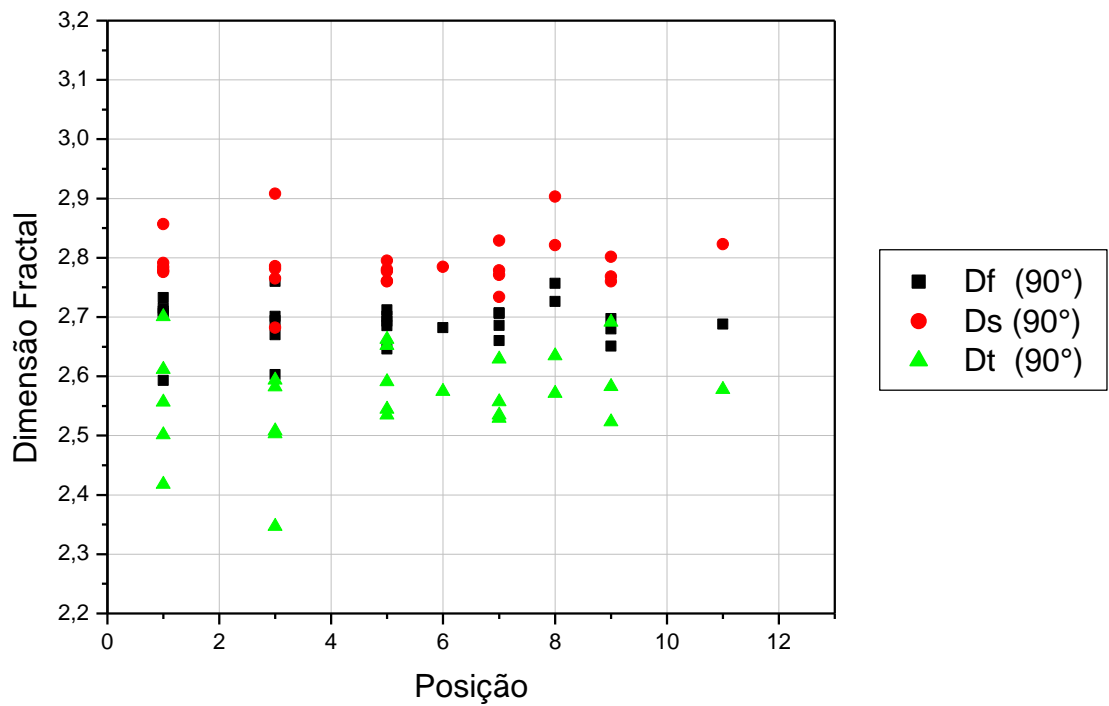


(b)

Figura 77: Gráfico representando a relação entre  $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$  e a posição na frente de trinca, para a condição **higrotérmica**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .



(a)



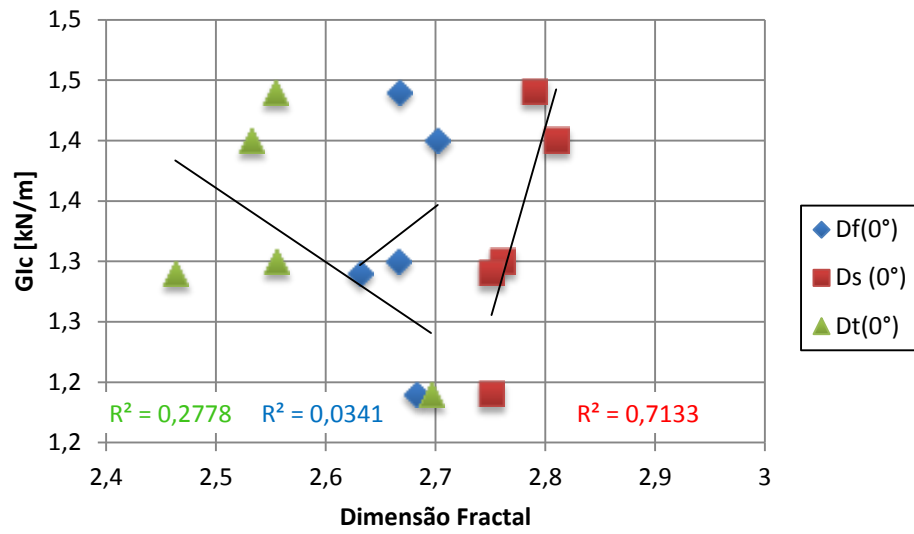
(b)

Figura 78: Gráfico representando a relação entre  $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$  e a posição na frente de trinca, para a condição **ultravioleta**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .

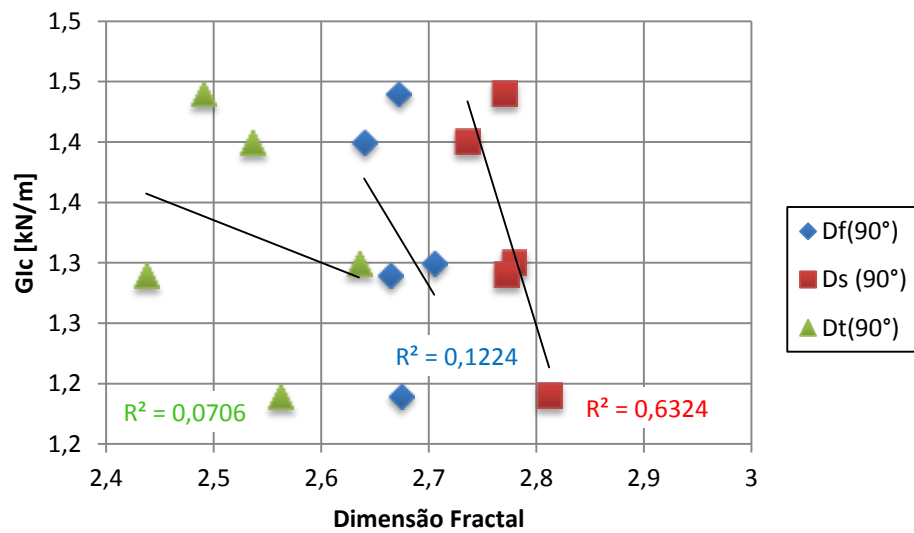
De acordo com os resultados apresentados na Tabela 9, percebe-se que na condição natural, a menor variação se aplica para a dimensão monofractal quando as fibras se encontram na posição de  $90^\circ$  em relação à propagação da trinca, ou seja, na trama. Para a condição higrotérmica, a menor variação se deu para a dimensão estrutural, com as fibras a  $90^\circ$ . Por fim, para a condição ultravioleta, assim como na condição natural, a menor dispersão se deu quando considerado dimensão monofractal, com fibras a  $90^\circ$ .

Dessa forma, através dos dados apresentados na Tabela 9, pode-se perceber que dimensão monofractal com as fibras a  $0^\circ$ , por exemplo, não é sensível o bastante para diferenciar nitidamente as condições ultravioleta e higrotérmica, pois a diferença entre seus respectivos coeficientes de variação é muito pequena. A dimensão fractal capaz de diferenciar os condicionamentos com as fibras a  $0^\circ$  é a dimensão estrutural ( $D_s$ ). Já para as fibras a  $90^\circ$ , aquela que possui uma diferença maior entre os coeficientes de variação é a dimensão textural ( $D_t$ ).

O coeficiente de variação, nesse caso, indica que a dimensão fractal pode estar relacionado com os micromecanismos de fratura localmente, já que esta é uma medida pontual, e não global. Para tanto, os gráficos apresentados nas Figuras 79, 80 e 81 podem verificar essa informação.

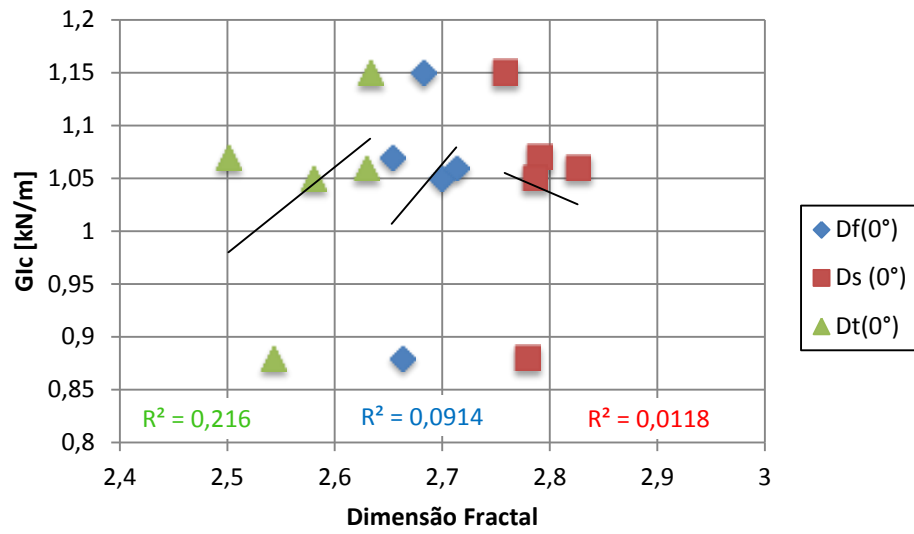


(a)

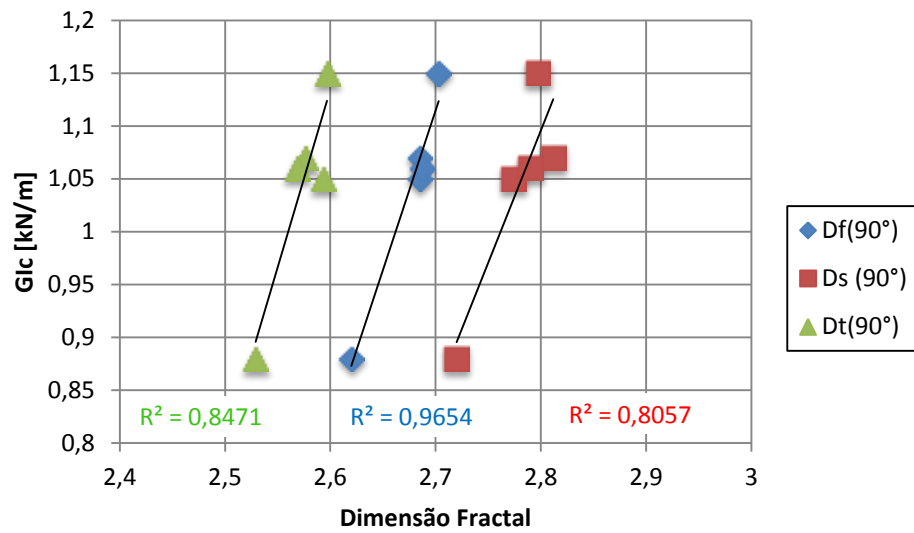


(b)

Figura 79: Relação entre GIC e dimensão fractal, para as fibras a 0° (a) e 90° (b), na condição **Natural**.

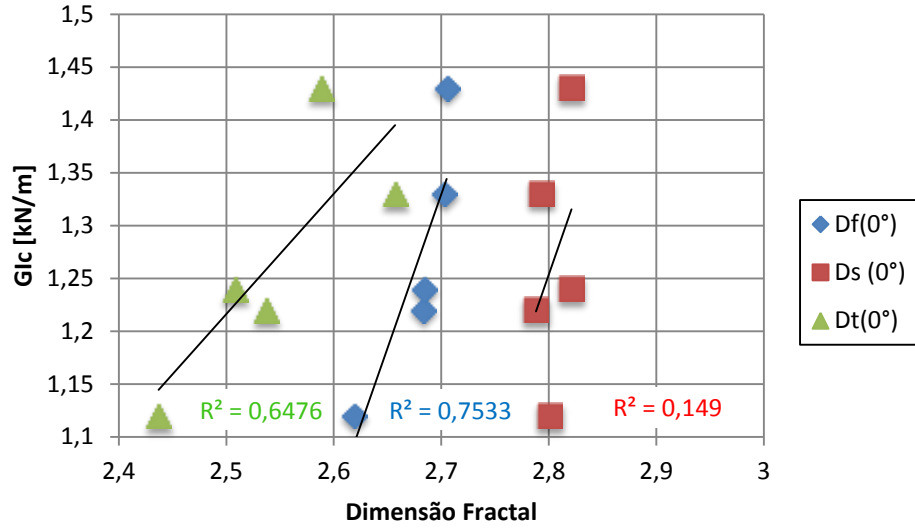


(a)

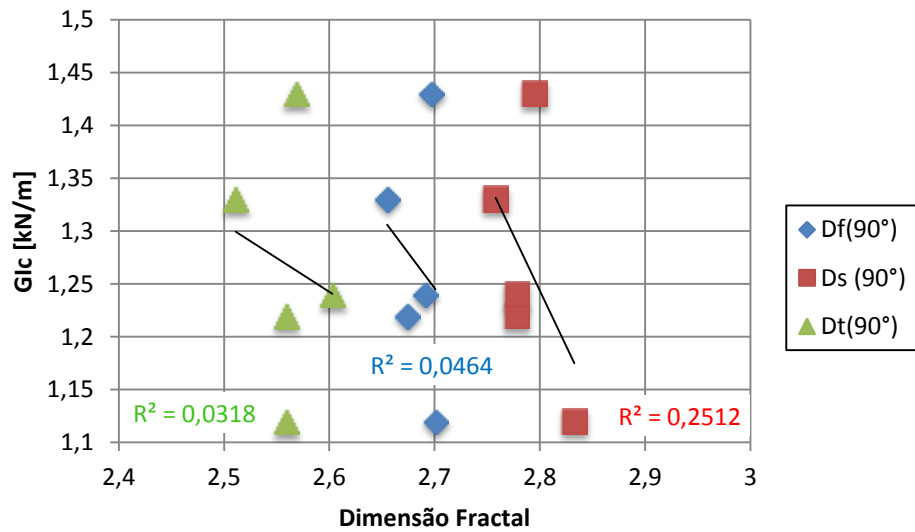


(b)

Figura 80: Relação entre GIC e dimensão fractal, para as fibras a 0° (a) e 90° (b), na condição Higrotérmica.



(a)



(b)

Figura 81: Relação entre GIC e dimensão fractal, para as fibras a 0° (a) e 90° (b), na condição Ultravioleta.

Os valores para o coeficiente de correlação estão reunidos na Tabela 10, para melhor visualização.

Tabela 10: Valores calculados para o coeficiente de correlação

	<b>Df (0°)</b>	<b>Df (90°)</b>	<b>Ds (0°)</b>	<b>Ds (90°)</b>	<b>Dt (0°)</b>	<b>Dt (90°)</b>
<b>Natural</b>	0,1846	0,3498	0,8445	0,7952	0,5206	0,2657
<b>Higrotérmico</b>	0,3023	0,9825	0,1086	0,8976	0,4647	0,9203
<b>Ultravioleta</b>	0,8679	0,2154	0,386	0,5011	0,8047	0,1783

A partir dos valores apresentados na Tabela 10, verifica-se que houve uma correlação forte positiva para a condição natural, em escala microscópica, ou seja, na dimensão estrutural (Ds). Já para a condição higrotérmica, houve correlação forte positiva para as três dimensões analisadas (Df, Ds e Dt), porém apenas para as fibras a 90°, ou seja, na trama. Por fim, para a condição ultravioleta, a correlação forte positiva se deu para a dimensão monofractal (Df) e dimensão textural (Dt), ambas com fibras a 0°, no urdume.

Isso indica que, na frente da trinca, a propagação da pré-trinca não ocorreu de maneira totalmente homogênea, porém, para a condição higrotérmica, as dimensões monofractal, estrutural e textural podem estar relacionados com os micromecanismos de fratura, já que possuem uma correlação alta com a tenacidade à fratura em modo I, para as fibras a 90° da propagação da trinca.

O mesmo conceito pode ser considerado para o condicionamento ultravioleta, que obteve uma correlação alta entre a dimensão monofractal e textural para as fibras a 0° da propagação da trinca, podendo então, estar relacionadas com os micromecanismos de fratura.

Sendo assim, a dimensão fractal não pode ser relacionada com a tenacidade à fratura na frente da trinca de maneira global, não sendo, portanto, uma propriedade do material, porém, as dimensões que apresentaram correlação com a tenacidade à fratura podem estar relacionadas com os micromecanismos da fratura, considerando as amostras utilizadas.

#### 4.1.8.2. Relação entre $G_{IC}$ e a dimensão fractal na região de transição trama/Urdu-me

A fim de caracterizar ainda mais a região da frente de trinca, analisou-se também a faixa de transição trama/urdume. Assim, relacionaram-se os valores de  $G_{IC}$  com a dimensão fractal das fraturas geradas pelos ensaios DCB nos corpos de prova na condição natural, ultravioleta e higratérmica na região mencionada.

Os gráficos apresentados nas Figuras 82, 83, 84 representam o comportamento da dimensão fractal em cada posição analisada na frente da trinca, na região de transição.

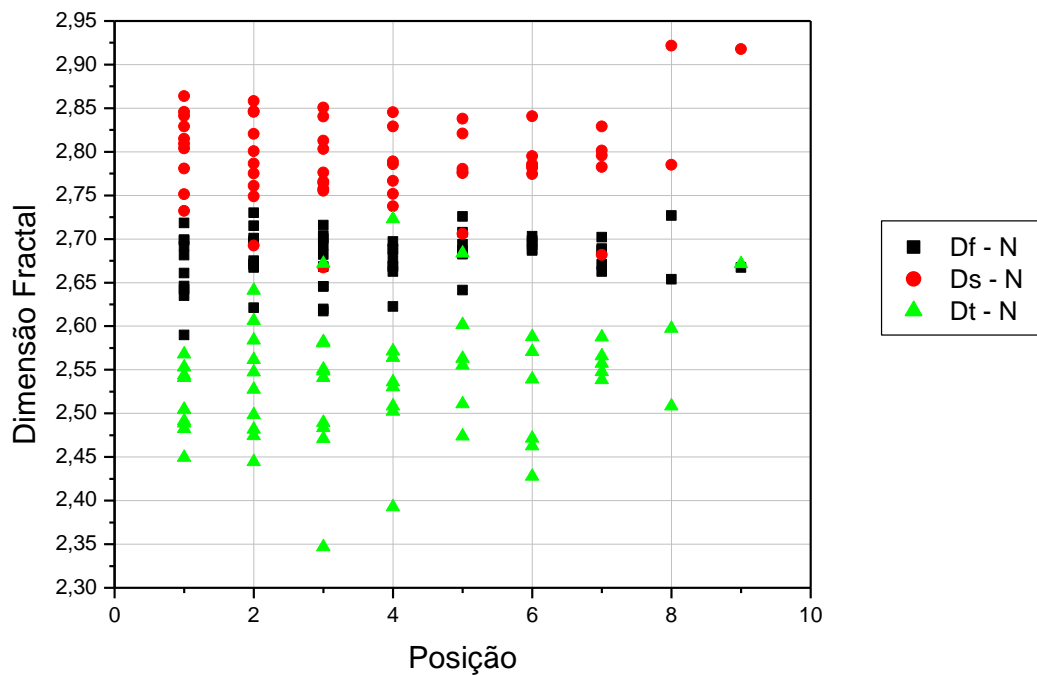


Figura 82: Gráfico representando a relação entre Df, Ds e Dt e a posição na frente de trinca na região de transição trama/urdume, para a condição **natural**.





De acordo com os gráficos apresentados nas Figuras 82, 83 e 84, tem-se que, entre as dimensões fractais calculadas Df, Ds e Dt, a dimensão monofractal (Df) foi aquela que se mostrou com menor dispersão de dados. Os valores calculados para o coeficiente de variação (Tabela 11) confirmam essa informação.

Tabela 11: Valores do coeficiente de variação para as diferentes condições

<b>Coeficiente de variação em % para:</b>			
	<b>Df</b>	<b>Ds</b>	<b>Dt</b>
<b>Natural</b>	1,115	1,76	2,688
<b>Higrotérmico</b>	1,275	1,358	2,45
<b>Ultravioleta</b>	1,113	1,425	2,544

Portanto, de acordo com os valores apresentados na Tabela 11, os dados para a dimensão monofractal são os que apresentam menor dispersão nas três condições, sendo que na condição ultravioleta, essa dispersão é a menor, com 1,113%. A dimensão textural (Dt) é aquela que apresentou a maior variação nos dados, sendo que na condição natural, essa dispersão foi a maior, com 2,688%. Porém, verifica-se que a dimensão monofractal não é a dimensão mais sensível para diferenciar os diferentes tipos de condicionamentos. Para isso, a dimensão textural (Dt), também por ser uma dimensão macroscópica, é aquela que melhor consegue diferenciar os condicionamentos.

Sendo assim, constatou-se que também não existiu relação entre a variável dimensão fractal e as posições analisadas na frente de trinca na região de transição trama/urdume, para os corpos de prova em condições natural, higrotérmico e ultravioleta, quando esta dimensão foi considerada como Df, Ds ou Dt, pois os dados se encontraram muito dispersos e nenhum tipo de “desenho” foi revelado pelos pontos. Assim, o comportamento da dimensão fractal é diferenciado ao longo da frente de trinca.

Essa dispersão de dados se deve também ao fato de a região de transição ser uma região crítica, que contém diversos vazios e regiões com acúmulo de resina, dificultando a aquisição de imagens e conseqüentemente, a análise.

Como, nesse caso, o coeficiente de variação é uma estimativa da relação entre o fractal e os micromecanismos de fratura localmente os gráficos apresentados nas Figuras 85, 86 e 87 demonstram a relação entre  $G_{IC}$  e as diferentes dimensões fractais analisadas.

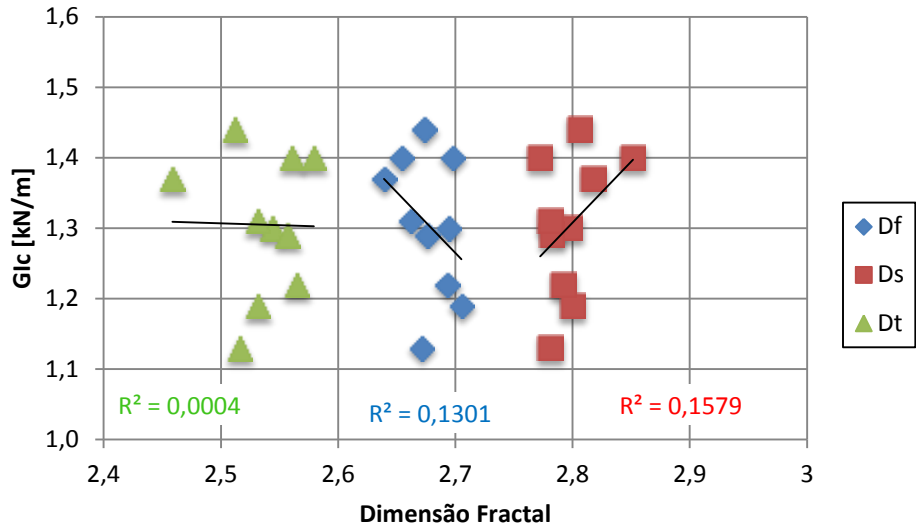


Figura 85: Relação entre GIC e dimensão fractal na condição **Natural**.

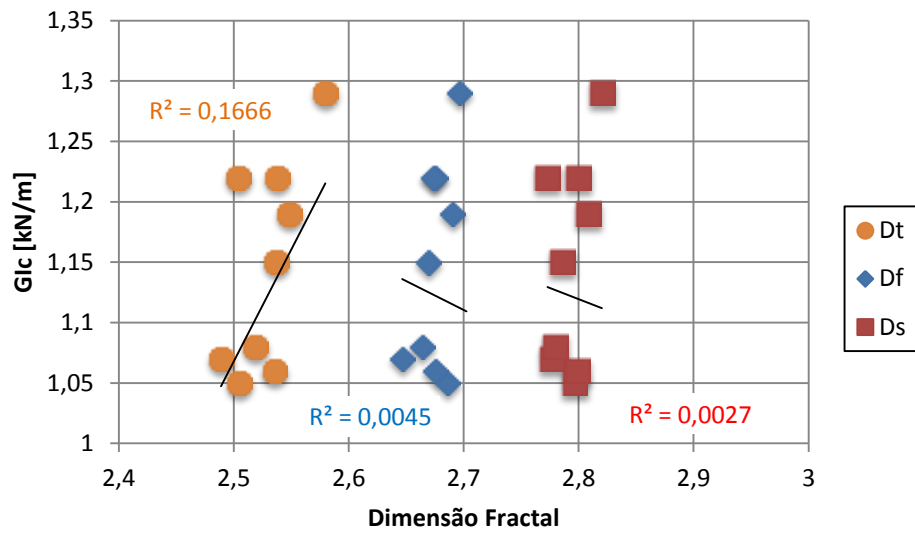


Figura 86: Relação entre GIC e dimensão fractal na condição **Higrotérmico**.

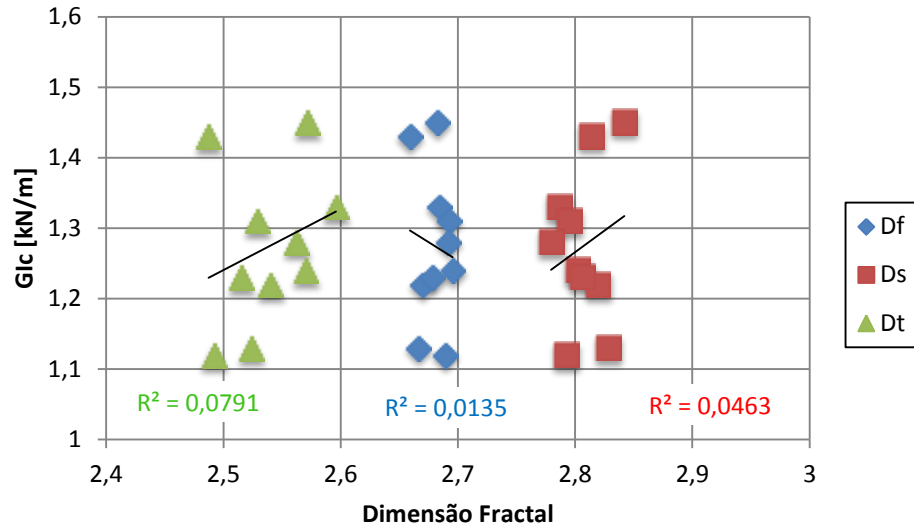


Figura 87: Relação entre GIC e dimensão fractal na condição **Ultravioleta**.

Para facilitar a visualização dos valores do coeficiente de correlação ( $R$ ), estes foram expostos na Tabela 12.

Tabela 12: Valores calculados para o coeficiente de correlação

	<b>Df</b>	<b>Ds</b>	<b>Dt</b>
<b>Natural</b>	0,3606	0,3973	0,02
<b>Higrotérmico</b>	0,1161	0,2151	0,2812
<b>Ultravioleta</b>	0,067	0,0519	0,4081

De acordo com as dados apresentados, têm-se que a correlação encontrada para as condições analisadas foram de fracamente positiva ou ínfima positiva, o que não acarreta uma correlação efetiva entre as variáveis.

Portanto, a dimensão fractal não é relacionada com a tenacidade à fratura na transição analisada, não sendo, portanto, uma propriedade do material, nem, contudo está relacionada com os micromecanismos de fratura.

## 4.2. Ensaio ILSS

Os ensaios ILSS foram feitos para trinta corpos de prova, sendo dez para cada condicionamento e dez naturais. Com o intuito de avaliar a máxima resistência à adesão interfacial fibra/resina dos laminados e a influência dos vazios em sua resistência mecânica. A força máxima para cada corpo de prova está ilustrada na Tabela 13, com as respectivas tensões calculadas pela Equação 6.

Para simplificar a comparação, calculou-se a média das tensões e o gráfico da Figura 88 foi construído.

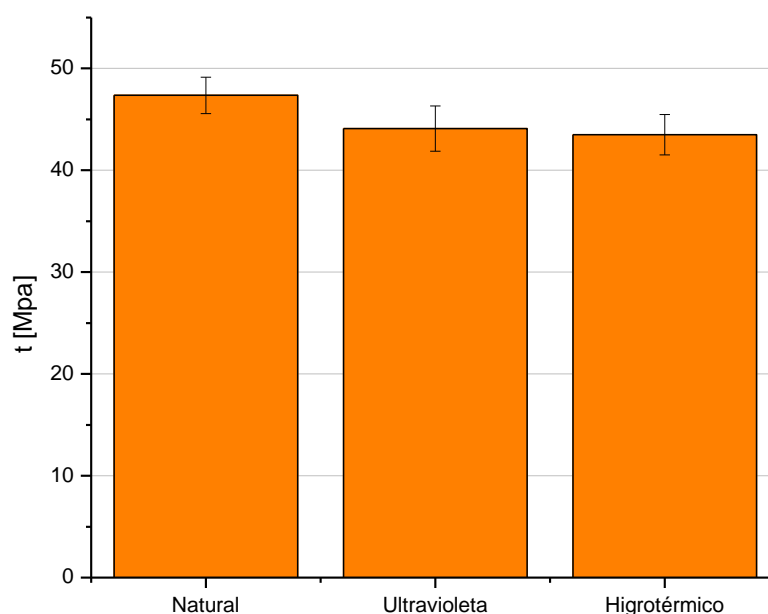


Figura 88: Resultados do ensaio ILSS

Através da Figura 88, percebe-se que a maior variação foi para os corpos de prova higrotérmico, com uma redução de 8,15% contra 6,8% do ultravioleta, todos em relação à condição natural. Isso se deve à maior concentração de vazios e degradação da matriz, prejudicando a resistência mecânica do laminado.

A Figura 89 mostra detalhadamente as fraturas ocorridas durante o ensaio ILSS em um corpo de prova. Estas ocorreram na interface fibra/matriz, característica da fratura interlaminar.

Tabela 13 - Relação da Força Máxima e Tensão para os ensaios ILSS

<b>Corpo de prova</b>	<b><math>P_{m\acute{a}x}</math> [N]</b>	<b><math>\tau</math> [MPa]</b>
<b>N2</b>	1233,90	48,49
<b>N3</b>	1265,71	47,16
<b>N4</b>	1086,34	43,33
<b>N5</b>	1139,67	46,56
<b>N6</b>	1189,78	47,34
<b>N7</b>	1239,10	48,82
<b>N8</b>	1213,19	46,46
<b>N9</b>	1317,00	50,04
<b>N10</b>	1188,72	47,78
<b>N11</b>	1191,13	47,63
<hr/>		
<b>UV1</b>	1214,44	47,26
<b>UV2</b>	1005,45	40,88
<b>UV3</b>	950,381	40,70
<b>UV4</b>	1192,93	46,81
<b>UV5</b>	1139,39	45,42
<b>UV6</b>	1097,92	45,61
<b>UV7</b>	1083,4	43,77
<b>UV8</b>	1010,14	43,36
<b>UV9</b>	1076	43,17
<b>UV10</b>	1076,47	43,97
<hr/>		
<b>H1</b>	1103,05	42,86
<b>H2</b>	1063,53	41,88
<b>H3</b>	1095,04	42,39
<b>H4</b>	1103,52	44,72
<b>H5</b>	981,82	40,84
<b>H6</b>	1152,58	45,64
<b>H7</b>	994,477	43,68
<b>H8</b>	1158,41	46,17
<b>H9</b>	996,625	41,05
<b>H10</b>	1128,66	45,73

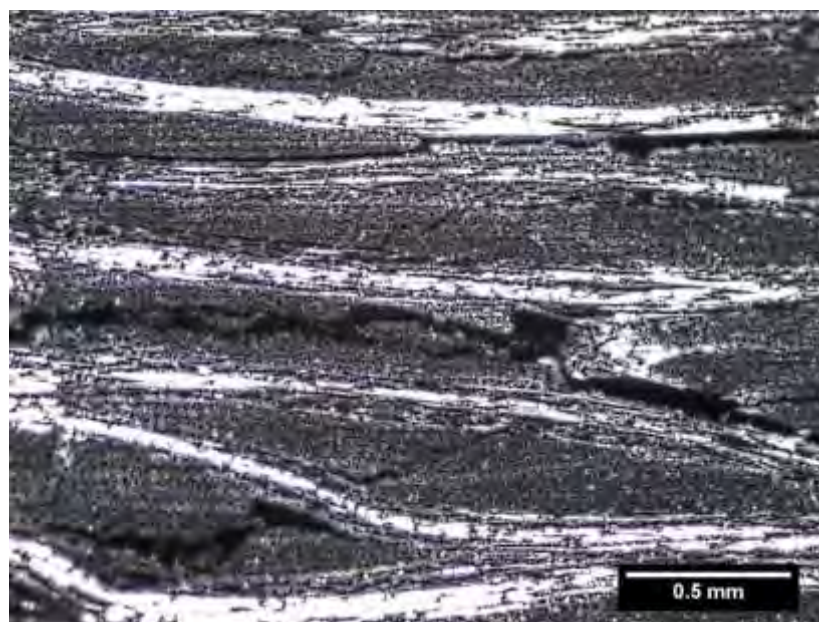


Figura 89: Fratura causada pelo ensaio ILSS

### 4.3. Ensaio ENF

#### 4.3.1. Condicionamentos

Para avaliar a perda de massa ocasionada pelo condicionamento ultravioleta, foram selecionados três corpos de prova, nomeados como corpos de prova Controle 1, 2 e 3, respectivamente. Estes foram colocados na câmara UV junto aos corpos de prova utilizados nos ensaios ENF.

Os valores para as massas iniciais e finais para cada corpo de prova controle estão relacionados na Tabela 14, sendo que a variação de massa foi calculada conforme a Equação 8.

Tabela 14: Valores para a variação de massa dos corpos de prova controle.

	Início	Final	Varição de massa
<b>Controle 1</b>	6,873	6,869	-0,058198749
<b>Controle 2</b>	7,209	7,215	0,083229297
<b>Controle 3</b>	7,563	7,576	0,171889462

A partir dos corpos de prova controle, verificou-se que houve uma leve perda de massa para o Controle 1. Porém, devido à perda ser muito pequena, cerca de 0,84% de perda, podemos desconsiderá-la, assumindo então que não houve degradação para esse controle.

Já para os demais controles, verificou-se um pequeno aumento de massa, já que o condicionamento ultravioleta combina ciclos de radiação ultravioleta e de condensação, podendo ocorrer a absorção de umidade pelo material sem que esta seja eliminada completamente pela radiação. Esse aumento pode ser desconsiderado, visto que se trata de uma variação muito pequena de massa.

Portanto, para análise dos resultados, considerou-se que os corpos de prova não sofreram degradação quando condicionados na câmara ultravioleta.

Os corpos de prova sujeitos ao ciclo térmico não obtiveram variação de massa, visto que este tipo de condicionamento submete as amostras a uma variação de temperatura cíclica, cujo resultado é um estado de tensões térmicas, principalmente na superfície.

#### **4.3.2. Ensaio Mecânico**

Após os ensaios mecânicos ENF, calcularam-se os valores de  $G_{IIC}$  para as amostras, conforme apresentado nas tabelas 15, 16 e 17, de acordo com a Equação 7.



Tabela 15: Valores calculados para  $G_{IIc}$  na condição natural

<b>Amostra</b>	<b>l [mm]</b>	<b>w [mm]</b>	<b>t [mm]</b>	<b>d [mm]</b>	<b>P [N]</b>	<b><math>G_{IIc}</math> [kN/m]</b>
<b>N1</b>	100,14	20,02	3,46	6,049438	561,8223	2,71
<b>N2</b>	99,82	19,86	3,41	6,316125	576,6725	2,85
<b>N3</b>	100	19,36	3,52	5,882771	544,3843	2,60
<b>N4</b>	99,68	19,58	3,5	6,049459	542,3991	2,63
<b>N5</b>	99,46	19,58	3,46	5,932792	547,3296	2,66
<b>N6</b>	100,86	21,13	3,48	6,449458	643,3916	3,04
<b>N7</b>	102,03	19,24	3,42	6,432812	574,0452	3,03
<b>N8</b>	100,23	20,34	3,51	6,266125	595,9749	2,95
<b>N9</b>	100,44	19,57	3,48	6,666146	550,1795	3,08
<b>Média</b>						2,84
<b>Mediana</b>						2,85
<b>Desvio Padrão</b>						0,194
<b>Coefficiente de variação (%)</b>						6,84

---

Tabela 16: Valores calculados para  $G_{IIc}$  na condição ultravioleta

<b>Amostra</b>	<b>l [mm]</b>	<b>w [mm]</b>	<b>t [mm]</b>	<b>d [mm]</b>	<b>P [N]</b>	<b><math>G_{IIc}</math> [kN/m]</b>
<b>UV1</b>	100,19	19,38	3,54	5,649437	482,3844	2,24
<b>UV2</b>	99,54	20,8	3,45	6,032792	502,909	2,28
<b>UV3</b>	100	19,58	3,51	6,682792	544,5004	2,92
<b>UV4</b>	99,78	18,25	3,46	6,549458	469,3159	2,64
<b>UV5</b>	99,53	19,13	3,51	6,666125	529,259	2,95
<b>UV6</b>	100,21	19,94	3,42	6,649458	580,8958	3,04
<b>UV7</b>	98,64	19,64	3,4	7,032792	549,7837	3,29
<b>UV8</b>	99,96	19,65	3,46	6,916104	604,4483	3,44
<b>UV9</b>	100,75	19,12	3,51	7,132813	531,5812	3,24
<b>Média</b>						2,892
<b>Mediana</b>						2,950
<b>Desvio Padrão</b>						0,428
<b>Coefficiente de variação (%)</b>						14,8

---

Tabela 17: Valores calculados para  $G_{IIc}$  para os corpos de prova submetidos ao ciclo térmico

<b>Amostra</b>	<b>l [mm]</b>	<b>w [mm]</b>	<b>t [mm]</b>	<b>d [mm]</b>	<b>P [N]</b>	<b><math>G_{IIc}</math> [kN/m]</b>
<b>CT1</b>	99,66	20,02	3,55	5,932792	276,6514	1,32
<b>CT2</b>	100,32	19,52	3,57	5,599437	232,9318	1,03
<b>CT3</b>	99,97	19,79	3,52	6,866125	298,6447	1,63
<b>CT4</b>	99,98	19,97	3,58	6,182812	253,0432	1,22
<b>CT5</b>	99,87	19,41	3,46	6,216104	247,6104	1,26
<b>CT6</b>	100,14	19,69	3,56	6,266146	285,9044	1,43
<b>CT7</b>	100,49	20,41	3,46	5,566104	519,646	<b>2,30</b>
<b>CT8</b>	99,76	19,1	3,53	6,582792	566,508	<b>3,16</b>
<b>CT9</b>	100,2	19,42	3,48	6,466125	512,6651	<b>2,82</b>
<b>Média</b>						1,31
<b>Mediana</b>						1,29
<b>Desvio Padrão</b>						0,2019
<b>Coefficiente de variação (%)</b>						15,36

Os valores encontrados para a tenacidade à fratura em modo II tiveram uma variação de 6,84%, 14,8% e 15,36% em relação à média para os corpos de prova Natural, Ultravioleta e Ciclo térmico respectivamente.

Devido ao processamento das placas do compósito termorrígido ser manual, a mesma qualidade em todas as regiões das placas não pode ser assegurada. Dessa maneira, os corpos

de prova extraídos destas podem conter ou não bolhas/ vazios em determinadas regiões, o que explica a dispersão de dados.

Os corpos de prova CT7, CT8 e CT9 apresentaram um comportamento diferenciado, similar às amostras naturais, conforme apresentado nas Tabelas 15 e 18. Tais amostras permaneceram posicionadas no canto da câmara de ciclo térmico, não recebendo, portanto, o mesmo condicionamento que as outras amostras receberam. Dessa forma, os valores calculados para  $G_{IIc}$  para estes corpos de prova não foram considerados na análise.

Para simplificar a comparação, calculou-se a média das tensões e o gráfico da Figura 90 foi construído.

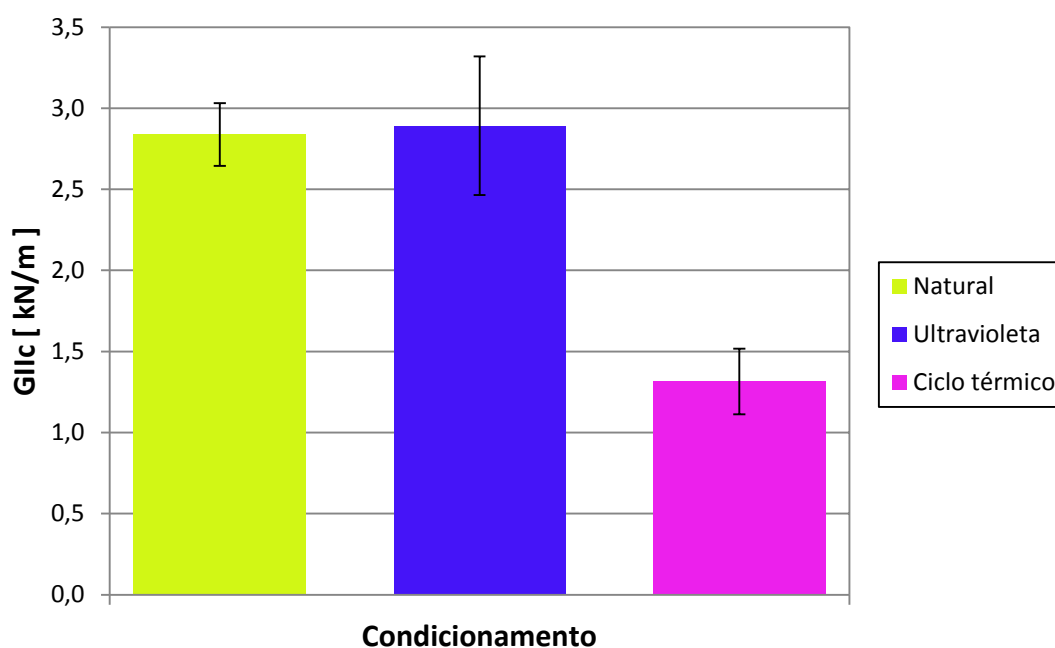


Figura 90: Resultados do ensaio ENF

Através da Figura 90, percebe-se que a maior fragilização do material ocorreu na condição de ciclo térmico. Verificou-se que não ocorreu a fadiga térmica, já que os corpos de prova não romperam, porém a fragilização pelo surgimento de tensões superficiais se confirmou ao realizar os ensaios ENF, a fim de analisar a tenacidade à fratura em modo II. Quando comparados com a condição natural, a redução do valor de  $G_{IIc}$  foi da ordem de

53,68%, ou seja, sua tenacidade à fratura reduziu mais que a metade. Essa fragilização se deve ao surgimento de tensões térmicas, ou seja, tensões de tração, principalmente na superfície.

O leve aumento da tenacidade à fratura para a condição ultravioleta pode ser desconsiderado, já que esse aumento foi da ordem de 1,90% em relação ao natural, portanto, não houve fragilização significativa das amostras condicionadas na câmara ultravioleta, quando considerada sua resistência em modo II de fratura, o que confirma que os corpos de prova não foram fragilizados pelo condicionamento ultravioleta, dado a redução ínfima de massa. Dessa forma, não existem diferenças entre as amostras UV e Natural, já que a degradação UV foi apenas superficial, não comprometendo a integridade da estrutura.

#### **4.3.3. Análise fractográfica em microscópio óptico**

Após a realização dos ensaios, analisou-se a superfície de fratura no microscópio óptico Nikon Epiphot 200.

Os ensaios ENF foram realizados tal que a fratura ocorreu pelo deslocamento relativo entre as superfícies da falha em direções opostas, ou seja, por cisalhamento no plano.

Em relação à superfície de fratura dos ensaios ENF, os cabos do urdume possuem uma aparência similar àqueles dos ensaios DCB. As Figuras 91, 92 e 93 representam as fraturas para as amostras nas diferentes condições (natural, ultravioleta e ciclo térmico) para os cabos a 0° da propagação da trinca.

A partir das figuras apresentadas, tem-se que as fibras no urdume ficam mais expostas, com pouco acúmulo de resina, devido ao deslizamento da trinca por sobre esses cabos. A propagação da trinca ocorre preferencialmente na interface.

Assim, verifica-se a presença de maior quantidade de resina por entre as fibras, do que por sobre estas.

Tal comportamento não ocorre nos cabos da trama, que são perpendiculares à propagação da trinca. Devido à fratura ocorrer pelo deslocamento relativo entre as superfícies da falha, para que a trinca se propague, esta deve vencer a resistência que estes cabos oferecem. Para tanto, a trinca se arrasta pela resina presente nessa região, o que provoca maior acúmulo de resina por sobre as fibras, conforme apresentados nas Figuras 94, 95 e 96,

promovendo uma superfície com maior rugosidade em relação à superfície dos cabos do urdume.

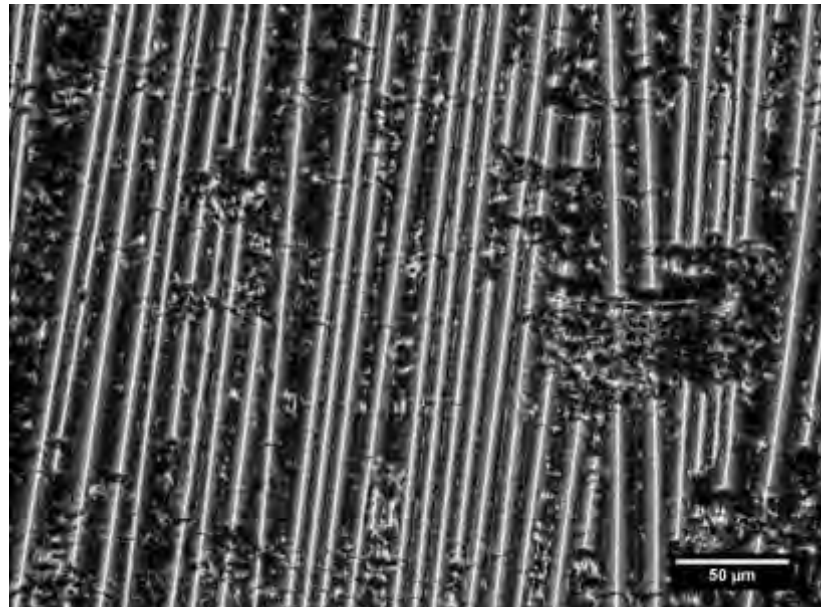


Figura 91: Urdume amostra Natural

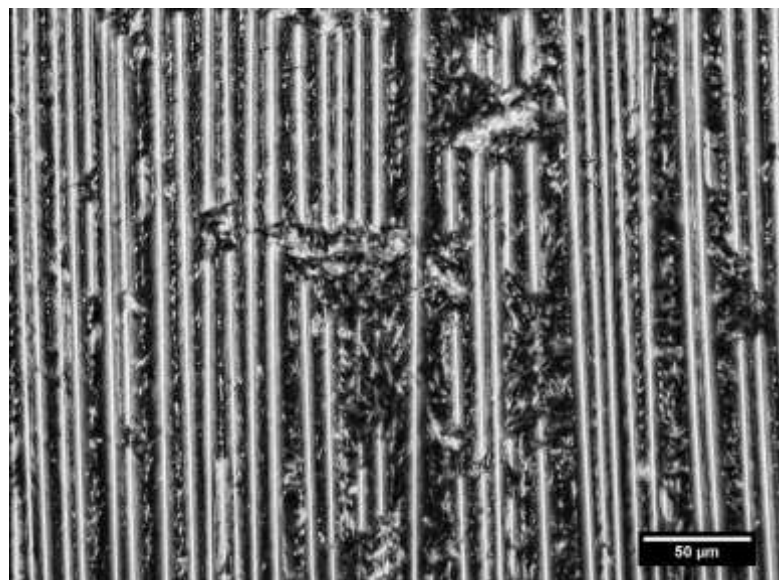


Figura 92: Urdume amostra Ultravioleta

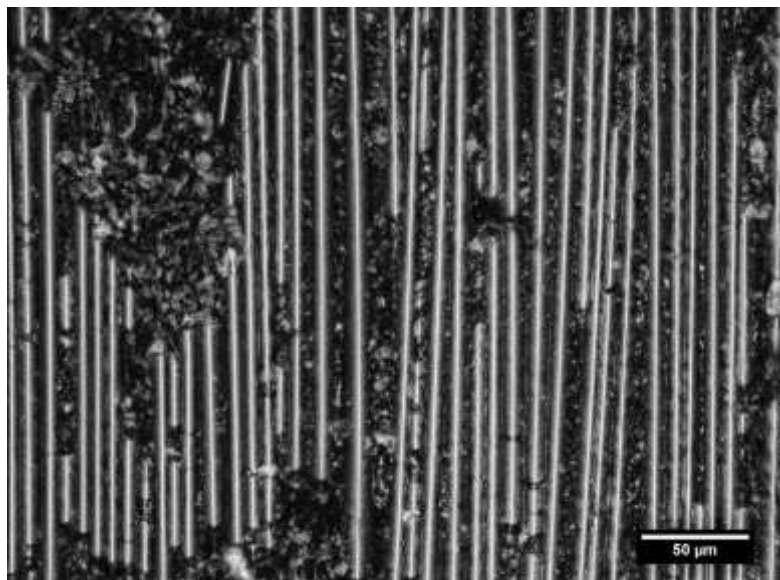


Figura 93: Urdume amostra Ciclo Térmico

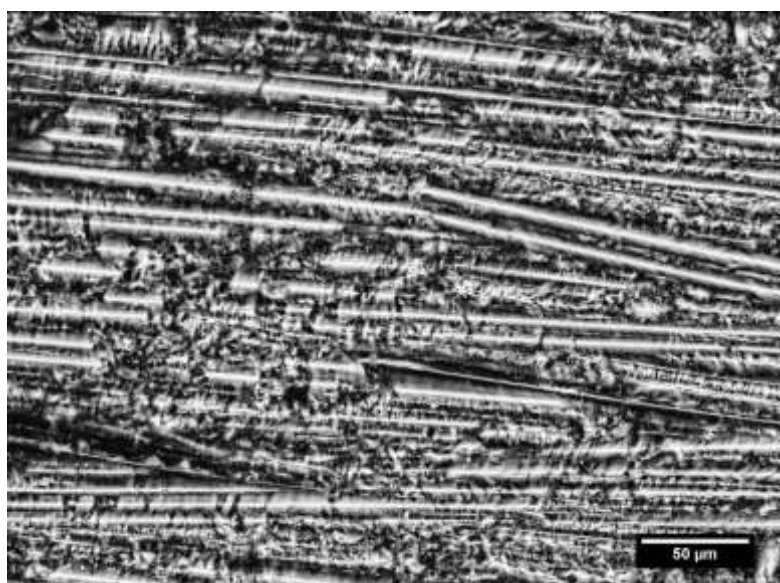


Figura 94: Trama amostra Natural

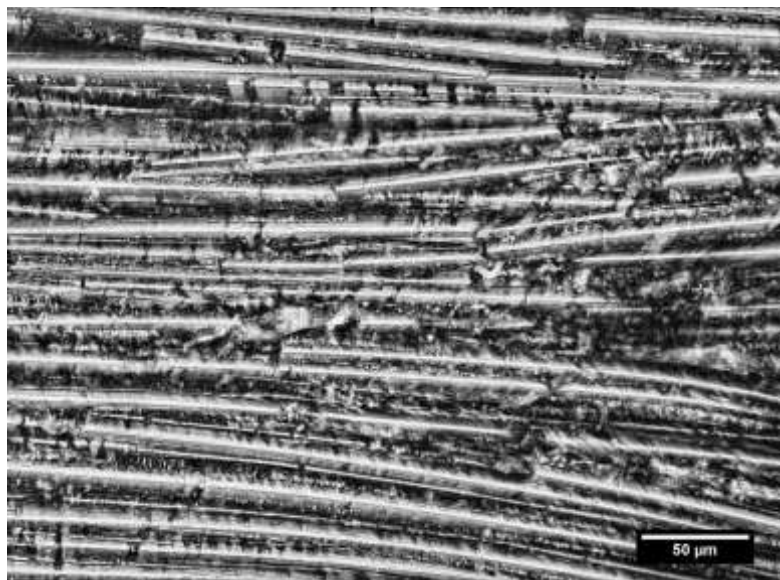


Figura 95: Trama amostra Ultravioleta

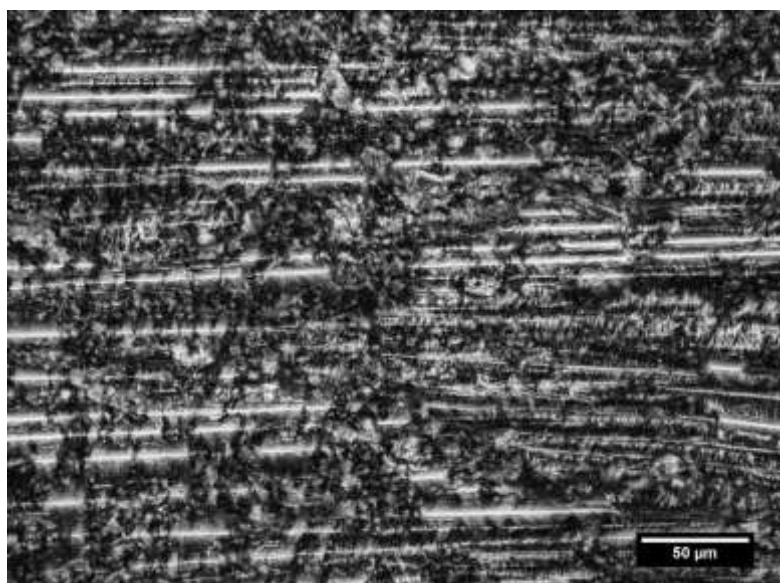


Figura 96: Trama amostra Ciclo Térmico

Nas Figuras 95 e 96 percebe-se certa inclinação das fibras ao final da imagem. Tal inclinação se deve à flexão que as amostras sofrem durante o ensaio, como mostrado na Figura 41a, ocorrendo, portanto, uma divergência na orientação das fibras.

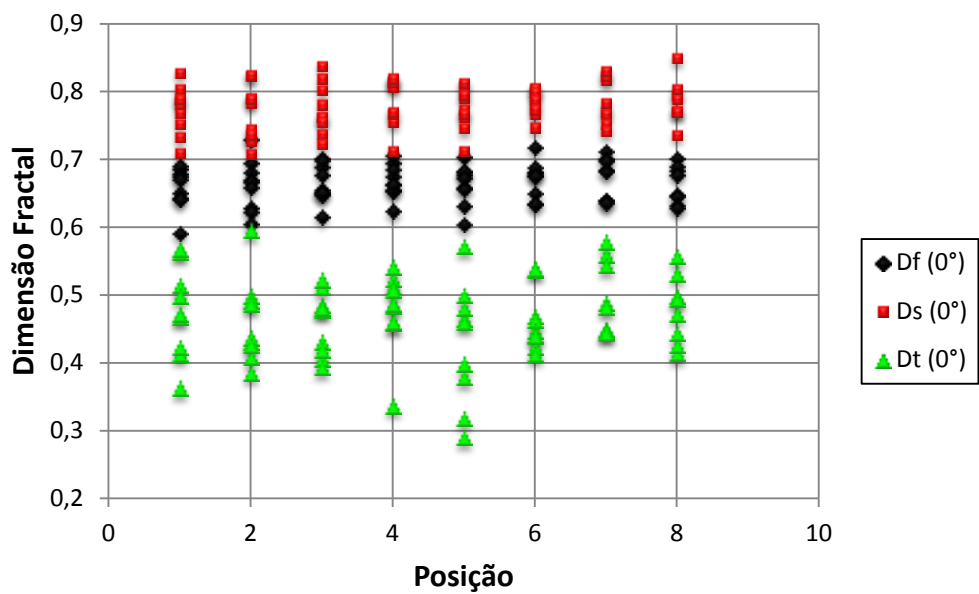


#### **4.3.4. Relação entre $G_{IIc}$ e a dimensão fractal**

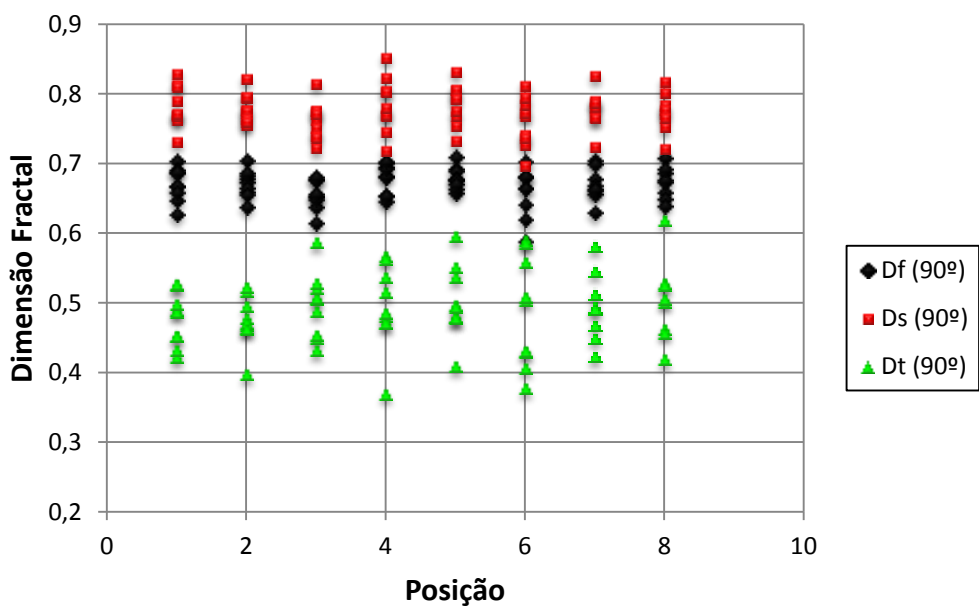
Os gráficos apresentados nas Figuras 97, 98, 99 representam o comportamento da dimensão fractal em relação à posição analisada na frente da trinca.

Considerando os gráficos apresentados, verifica-se que não existe relação entre a variável dimensão fractal e as posições selecionadas de maneira global, ao longo da fratura para os corpos de prova em diferentes condições (natural, ultravioleta e ciclo térmico), quando esta dimensão foi considerada como  $D_f$ ,  $D_s$  ou  $D_t$ , pois os dados se encontraram muito dispersos e nenhum tipo de “desenho” foi revelado pelos pontos, evidenciando que o comportamento fractal é diferenciado ao longo dos corpos de prova.

A correlação entre a dimensão fractal e a posição somente é evidente para os corpos de prova isoladamente, como mostram as Figuras 100, 101 e 102.

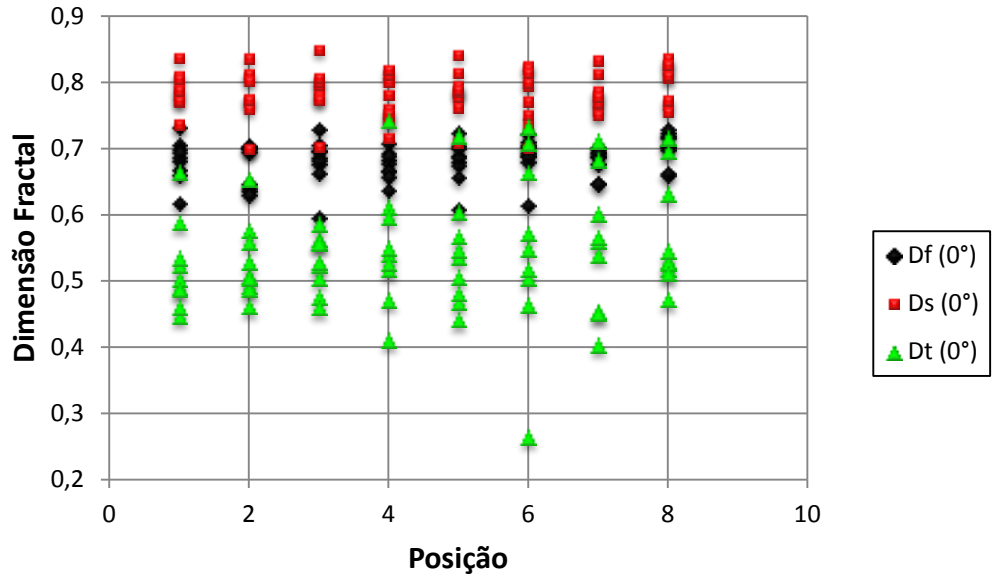


(a)

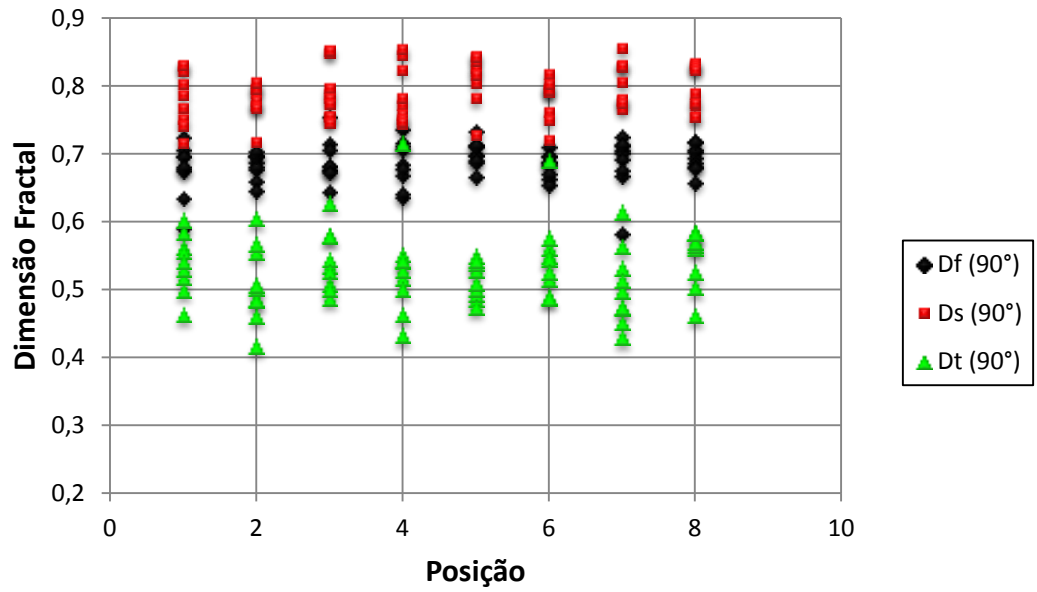


(b)

Figura 97: Gráfico representando a relação entre Df, Ds e Dt e a posição, para a condição **natural**, com as fibras na direção (a) 0° e (b) 90°.

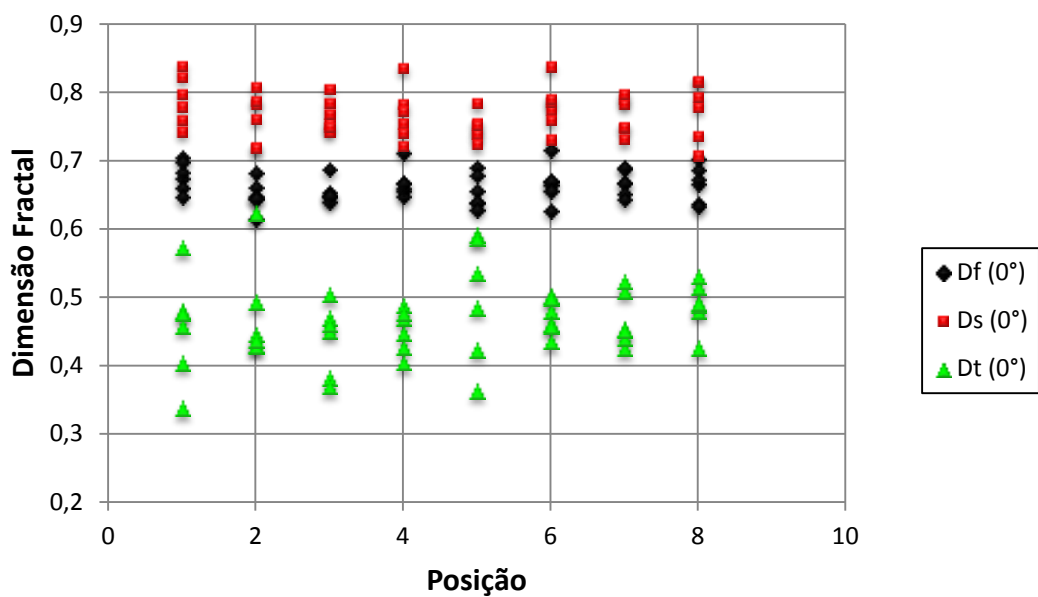


(a)

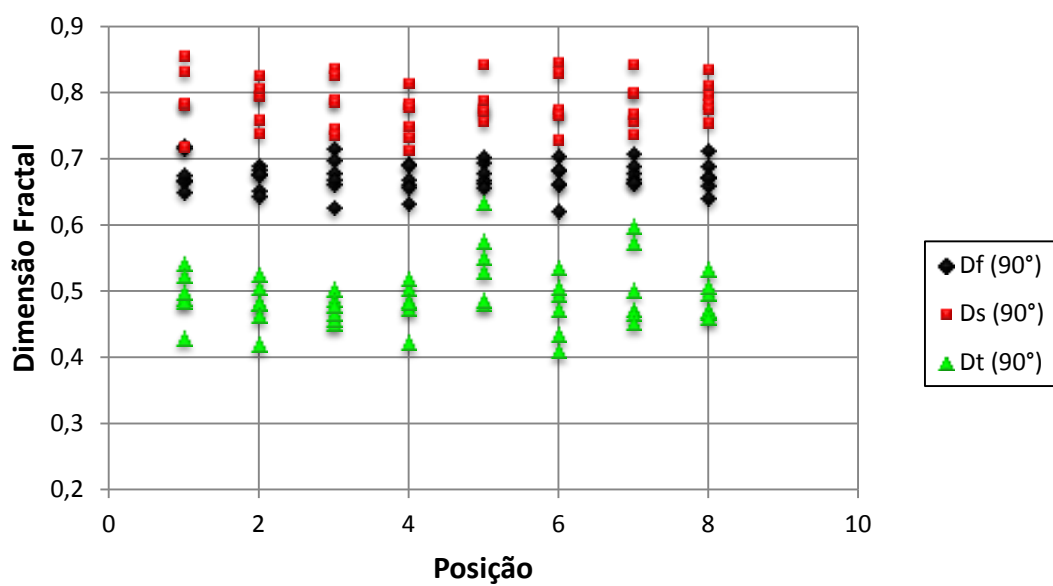


(b)

Figura 98: Gráfico representando a relação entre Df, Ds e Dt e a posição na frente de trinca, para a condição **ultravioleta**, com as fibras na direção (a) 0° e (b) 90°.



(a)



(b)

Figura 99: Gráfico representando a relação entre  $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$  e a posição na frente de trinca, para a condição de **ciclo térmico**, com as fibras na direção (a)  $0^\circ$  e (b)  $90^\circ$ .

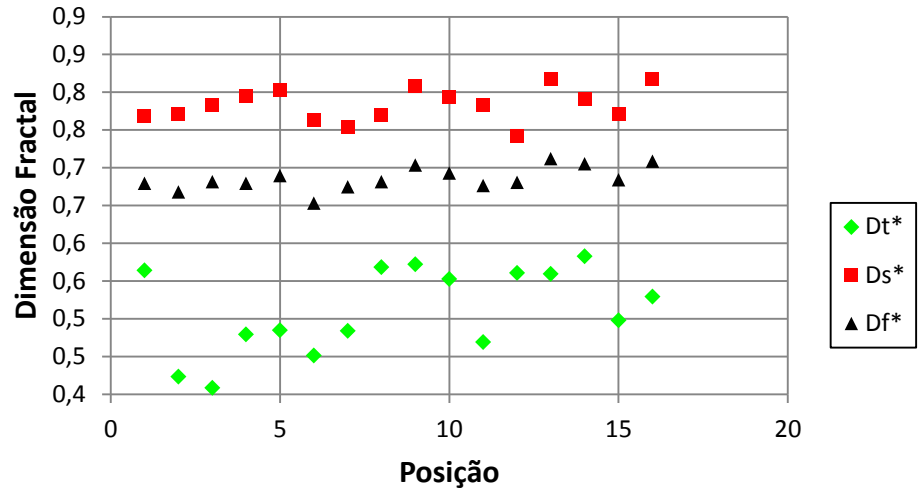


Figura 100: Dimensão Fractal Vs. Posição para a amostra N1.

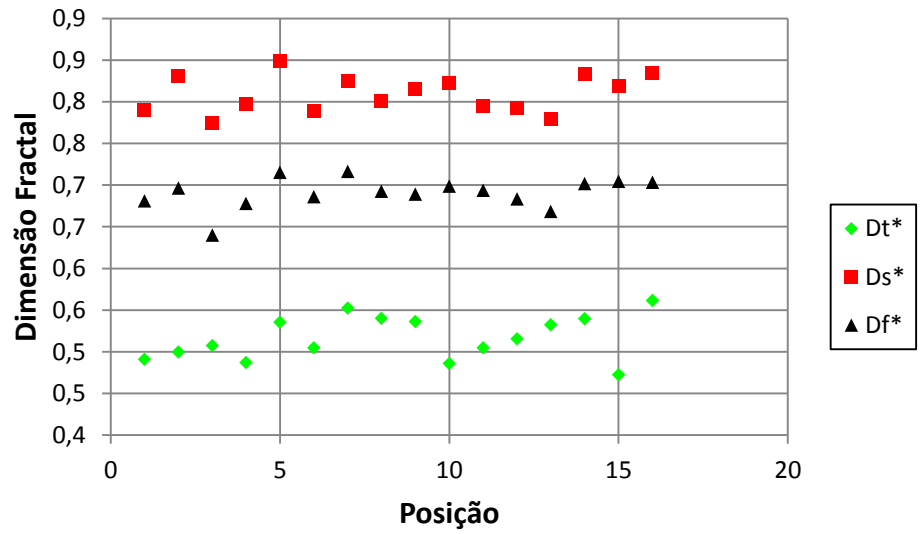


Figura 101: Dimensão Fractal Vs. Posição para a amostra UV1.

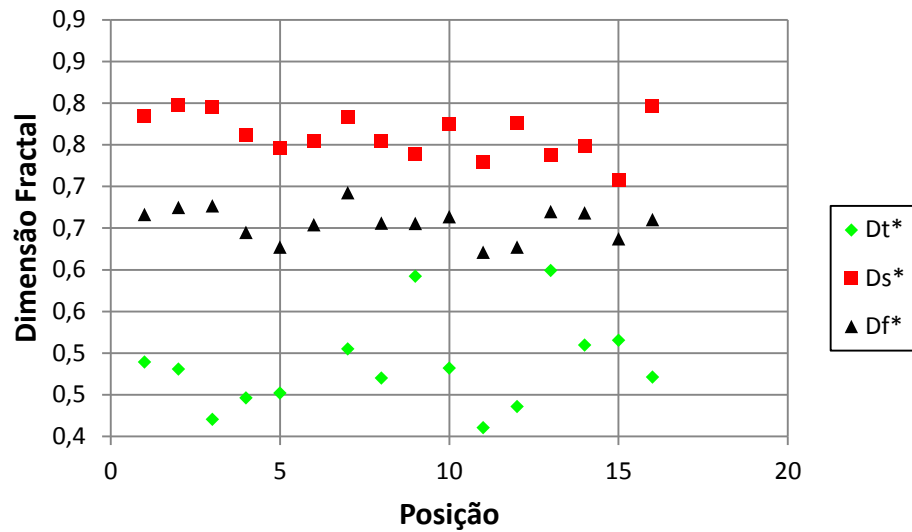


Figura 102: Dimensão Fractal Vs. Posição para a amostra CT1.

Dessa forma, verifica-se a formação de um desenho pelos pontos, no formato de uma senóide. Essa relação é mais evidente para a dimensão fractal em escala microscópica, ou seja, para Ds.

Portanto, a correlação entre a dimensão fractal e a posição de análise (fibras a 0° e 90° ao longo da fratura) é apenas pontual.

De acordo com os gráficos apresentados nas Figuras 97, 98 e 99, tem-se que, entre as dimensões fractais calculadas Df, Ds e Dt, a dimensão monofractal (Df) foi aquela que se mostrou com menor dispersão de dados. Os valores calculados para o coeficiente de variação (Tabela 18) confirmam essa informação.

Tabela 18: Valores para o coeficiente de variação

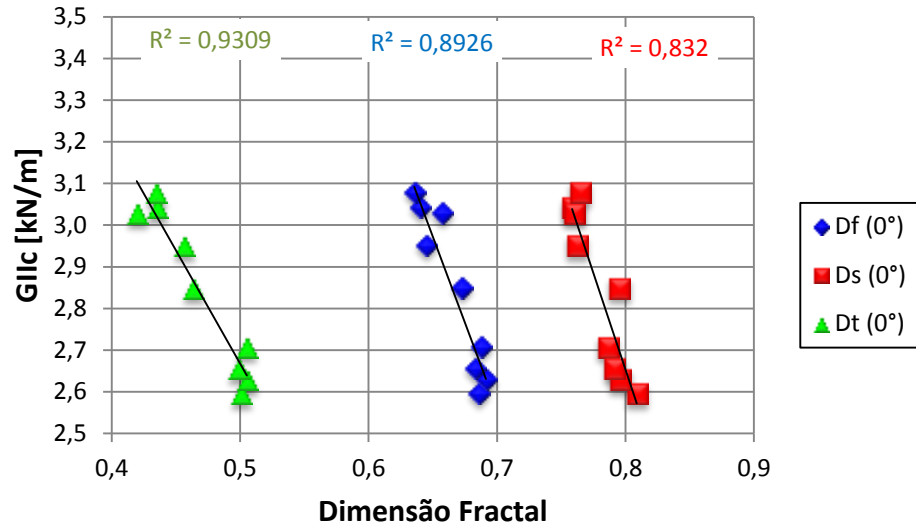
Coeficiente de variação em % para:						
	Df (0°)	Df (90°)	Ds (0°)	Ds (90°)	Dt (0°)	Dt (90°)
<b>Natural</b>	4,35%	3,59%	4,29%	4,01%	13,17%	10,78%
<b>Ciclo Térmico</b>	3,5%	3,38%	4,34%	4,59%	12,23%	9,07%
<b>Ultravioleta</b>	4,32%	4,25%	4,37%	4,53%	15,94%	10,13%

De acordo com os resultados apresentados na Tabela 18, percebe-se que, para as três condições, a menor variação se aplica para a dimensão monofractal quando as fibras se encontram na posição de 90° em relação à propagação da trinca, ou seja, na trama.

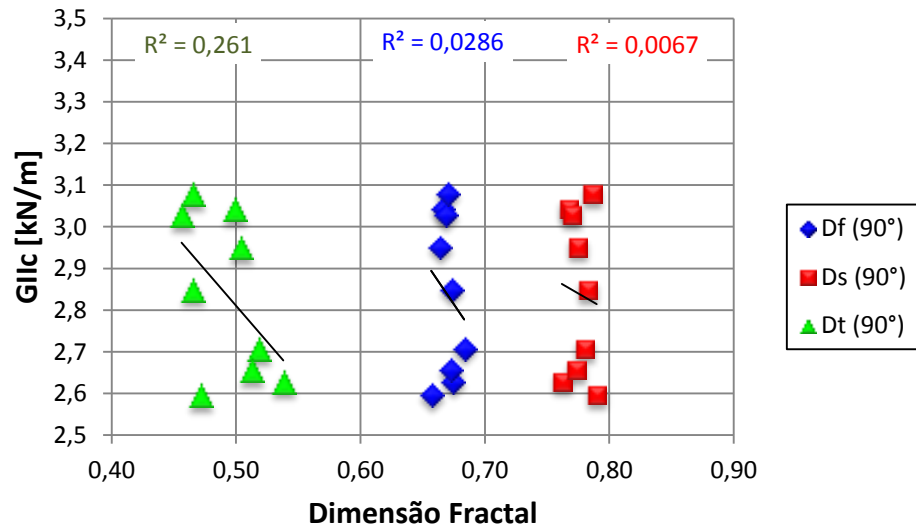
Dessa forma, através dos dados apresentados na Tabela 18, pode-se perceber que a dimensão fractal capaz de diferenciar mais nitidamente os condicionamentos, para as fibras a 0° é a dimensão textural (Dt). O mesmo ocorre para as fibras a 90°, pois aquela que possui uma diferença maior entre os coeficientes de variação também é a dimensão textural (Dt).

Portanto, de acordo com os valores apresentados na Tabela 18, os dados para a dimensão monofractal são os que apresentam menor dispersão nas três condições, sendo que na condição de ciclo térmico, essa dispersão é a menor, com 3,38%. A dimensão textural (Dt) é aquela que apresentou a maior variação entre os dados, sendo que na condição ultravioleta, essa dispersão foi a maior, com 15,94%. Porém, verifica-se que a dimensão monofractal não é a dimensão mais sensível para diferenciar os diferentes tipos de condicionamentos. Para isso, a dimensão textural (Dt), também por ser uma dimensão macroscópica, é aquela que melhor consegue diferenciar os condicionamentos.

Como, nesse caso, o coeficiente de variação é uma estimativa da relação entre o fractal e os micromecanismos de fratura localmente os gráficos apresentados nas Figuras 103 104 e 105 demonstram a relação entre  $G_{IIC}$  e as diferentes dimensões fractais analisadas.



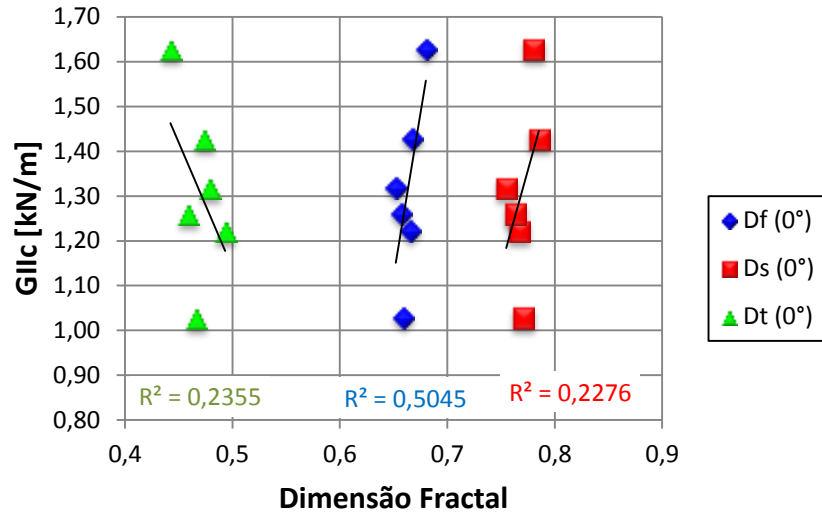
(a)



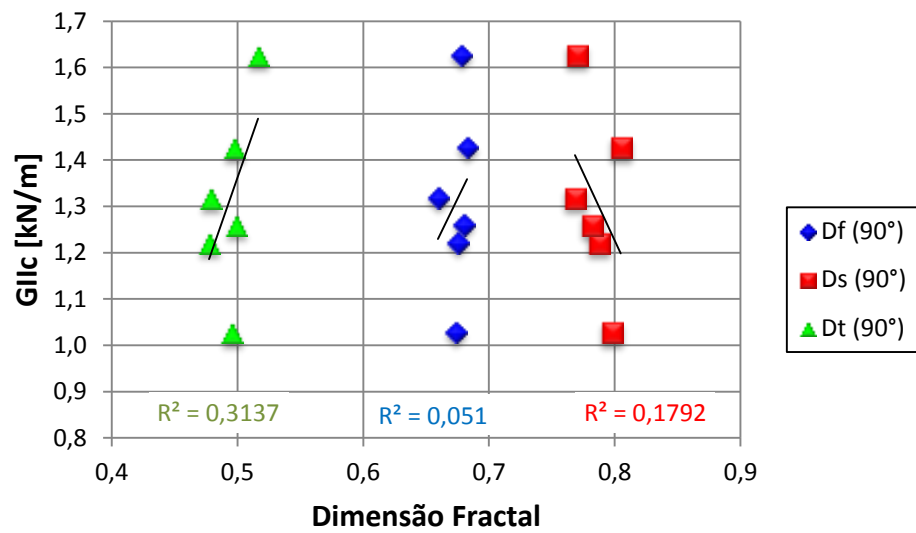
(b)

Figura 103: Relação entre GIIc e dimensão fractal, para as fibras a 0° (a) e 90° (b), na condição Natural.



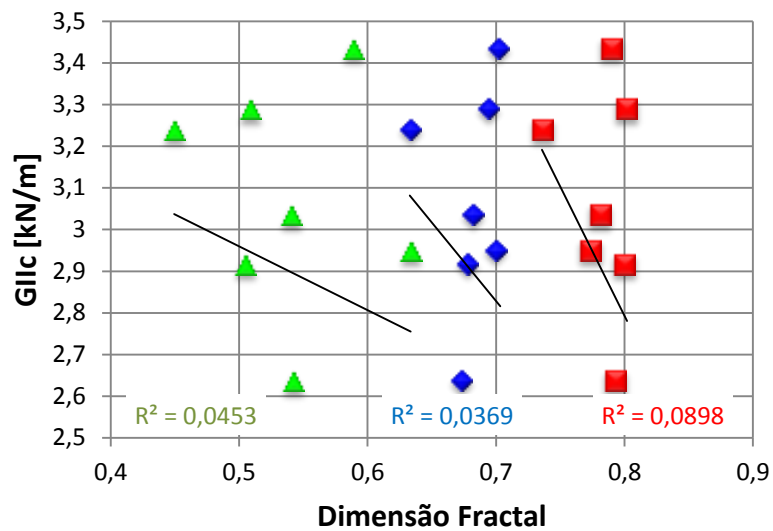


(a)

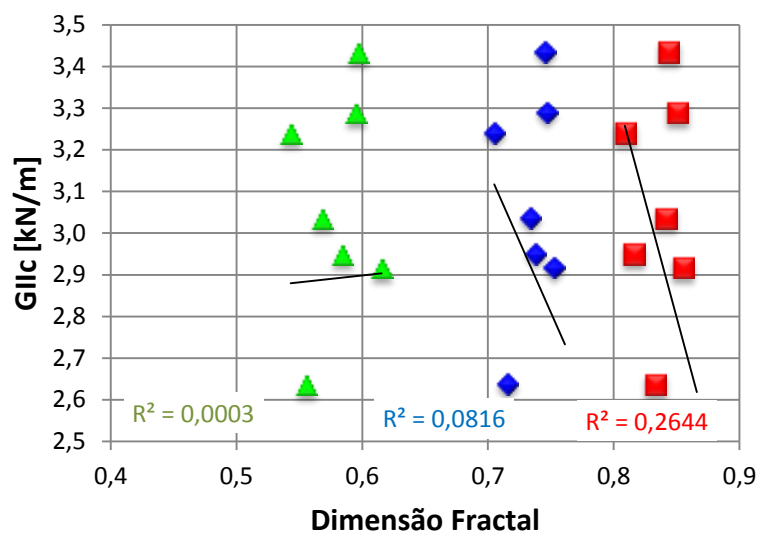


(b)

Figura 104: Relação entre  $G_{IIc}$  e dimensão fractal, para as fibras a  $0^\circ$  (a) e  $90^\circ$  (b), na condição **Ciclo Térmico**.



(a)



(b)

Figura 105: Relação entre GIIc e dimensão fractal, para as fibras a 0° (a) e 90° (b), na condição Ultravioleta.

Os valores para o coeficiente de correlação estão reunidos na Tabela 19, para melhor visualização.

Tabela 19: Valores calculados para o coeficiente de correlação

	Df (0°)	Df (90°)	Ds (0°)	Ds (90°)	Dt (0°)	Dt (90°)
<b>Natural</b>	0,9447	0,1691	0,9121	0,08185	0,7102	0,5108
<b>Ciclo Térmico</b>	0,7102	0,2225	0,477	0,4233	0,4852	0,56
<b>Ultravioleta</b>	0,192	0,2856	0,2996	0,5141	0,2128	0,01732

A partir dos valores apresentados na Tabela 19, verifica-se que houve uma correlação fortemente positiva para a condição natural, considerando as fibras a 0°, para as dimensões monofractal e estrutural (em escala microscópica, Ds) e moderada positiva para a dimensão textural (em escala macroscópica, Dt).

Portanto, a dimensão monofractal, quando a fratura é descrita por um único valor, e a dimensão estrutural, que descreve o relevo em escala microscópica e está associada às forças envolvidas na ruptura das ligações atômicas, estão fortemente correlacionadas com a tenacidade à fratura em modo II quando as fibras estão a 0°, podendo estar relacionadas com os micromecanismos da fratura.

Para as fibras a 90° da propagação da trinca, a correlação moderada positiva se deu para a dimensão textural, ou seja, em escala macroscópica para a condição natural.

Dessa forma, tem-se que a dimensão textural, Dt, está moderadamente correlacionada com a tenacidade à fratura em modo II para ambas as posições das fibras em relação à propagação da trinca.

Já para as amostras submetidas ao ciclo térmico, houve correlação moderada positiva para a dimensão monofractal, com as fibras dispostas a 0° (urdume), e para a dimensão textural, para as fibras dispostas a 90° (trama).

Considerando a condição ultravioleta, a correlação entre dimensão fractal (Df, Ds e Dt) e GIIC na posição a 0° da propagação da trinca foi fracamente positiva, o que não justifica efetivamente uma correlação entre os dados.

Apenas para a dimensão estrutural, a correlação foi moderada positiva, para as fibras a 90°. Sendo assim, não foi identificada efetivamente uma correlação significativa entre a dimensão fractal e a tenacidade à fratura em modo II para os corpos de prova condicionados no ultravioleta.

Portanto, apesar de não ocorrer fragilização significativa nos corpos de prova condicionados no ultravioleta, em relação ao natural, a exposição destes na câmara foi o suficiente para gerar fraturas diferentes daquelas geradas nas amostras naturais pelo ensaio ENF, ou seja, mesmo que a diferença entre os valores de  $G_{IIc}$  entre as amostras naturais e ultravioletas sejam mínimas, a dimensão fractal foi diferenciada para ambas.

Portanto, a dimensão fractal não pode ser relacionada com a tenacidade à fratura de maneira global, não sendo, portanto, uma propriedade do material. Porém aquelas dimensões que apresentaram uma correlação fortemente positiva com a tenacidade à fratura podem estar relacionadas com os micromecanismos da fratura, considerando a amostragem utilizada.

## 5. CONCLUSÕES

Analisando-se os resultados obtidos no presente trabalho pode-se concluir que:

### 1) Ensaio DCB

- Em relação aos condicionamentos e suas influências na fratura do laminado:

De fato, os diferentes condicionamentos influenciaram na estrutura do material. Para o condicionamento higrotérmico, houve um aumento na quantidade de vazios, razão da diminuição do valor da tenacidade à fratura, sendo estes localizados preferencialmente nos sítios intersticiais, onde há maior concentração de resina. Para o condicionamento ultravioleta, observou-se menor quantidade de vazios em relação ao higrotérmico, porém maior em relação ao natural.

A diminuição dos valores de tenacidade à fratura em relação aos valores encontrados para a condição natural deve-se à degradação da resina, o que deixou o laminado mais frágil.

- Em relação à dimensão fractal ao longo da fratura:

Verificou-se que não foi possível estabelecer uma correlação entre a tenacidade à fratura (GIC) e a dimensão fractal, quando esta é considerada como monofractal (Df). Então, a dimensão monofractal não pode ser considerada como uma propriedade do material, como proposto por Mecholsky. Quando considerada a superfície de fratura como multifractal, a relação entre dimensão fractal e a tenacidade à fratura só se verifica em escala microscópica (Ds). Já em um contexto macroscópico (Dt), não foi encontrada correlação entre a dimensão fractal e GIC, pois com o aumento da velocidade de propagação da trinca, o avanço desta se tornou cada vez mais heterogêneo, devido à velocidade de propagação que não era constante.

O mesmo verificou-se para os pontos ao longo da fratura, não sendo possível encontrar uma relação entre a variável dimensão fractal e  $G_I$ , considerando Df, Ds e Dt para a amostragem utilizada, tanto nas fibras a  $0^\circ$  quanto a  $90^\circ$ .

O processamento manual dos corpos de prova também limitou a análise meticulosa dos dados, já que houve presença de bolhas e vazios advindos do

processamento. Assim, essa ausência de material fez com que a velocidade de propagação da trinca não fosse controlada, o que diverge do conceito proposto por Mecholsky.

- Em relação à dimensão fractal ao longo da frente de trinca:

Verificou-se que houve uma correlação forte positiva para a condição natural, em escala microscópica, ou seja, para  $D_s$ . Já para a condição higrotérmica, houve correlação forte positiva para as três dimensões analisadas ( $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$ ), porém apenas para as fibras a  $90^\circ$ , ou seja, na trama. Por fim, para a condição ultravioleta, a correlação moderada positiva se deu para a dimensão monofractal ( $D_f$ ) e dimensão textural ( $D_t$ ), ambas com fibras a  $0^\circ$ , no urdume. Isso indica que, na frente da trinca, a propagação da pré-trinca não ocorreu de maneira totalmente homogênea.

Sendo assim, a dimensão fractal não pode ser relacionada com a tenacidade à fratura na frente da trinca de maneira global, não sendo, portanto, uma propriedade do material, porém, as dimensões que apresentaram correlação com a tenacidade à fratura podem estar relacionadas com os micromecanismos da fratura, considerando as amostras utilizadas.

- Em relação à dimensão fractal ao longo da frente de trinca na transição trama/urdume:

Verificou-se que não existiu relação entre a variável dimensão fractal e  $G_{IC}$  na região de transição trama/urdume na frente de trinca para os corpos de prova em diferentes condições (natural, higrotérmico e ultravioleta), quando esta dimensão foi considerada como  $D_f$ ,  $D_s$  ou  $D_t$ , isso se deve também ao fato de essa região ser muito crítica, pois contém muitos vazios, com áreas de muito acúmulo de resina, dificultando a análise.

## 2) Ensaio ILSS

Houve uma diminuição nos valores da tensão máxima para os dois condicionamentos, sendo que a maior variação foi para os corpos de prova higrotérmico, com uma redução de 8,15% contra 6,8% do ultravioleta, todos em relação à condição natural. Isso se deu por conta da maior concentração de vazios e degradação da matriz, prejudicando a resistência mecânica do laminado.

## 3) Ensaio ENF

- Em relação aos condicionamentos e suas influências na fratura do laminado:

O controle da perda de massa para o condicionamento ultravioleta foi feito pelo condicionamento de três amostras denominadas Controle 1, 2 e 3. Verificou-se que houve uma leve perda de massa para o Controle 1, cerca de 0,84% , podendo, portanto, desconsiderá-la, assumindo então que não houve degradação para esse controle.

Já para os demais controles, verificou-se um pequeno aumento de massa, já que o condicionamento ultravioleta combina ciclos de radiação ultravioleta e de condensação, podendo ocorrer a absorção de umidade pelo material sem que esta seja eliminada completamente pela radiação. Esse aumento pode ser desconsiderado, visto que se trata de uma variação muito pequena de massa.

Mesmo ocorrendo degradação apenas na superfície das amostras, não atingindo a região fraturada, constatou-se que o condicionamento foi suficiente para gerar superfície de fraturas diferentes do natural.

Os corpos de prova sujeitos ao ciclo térmico foram fragilizados pelo surgimento de um estado de tensões térmicas na superfície, promovendo superfícies de fraturas também diferenciadas do natural.

- Em relação à correlação entre dimensão fractal e  $G_{IIc}$  ao longo da fratura:

Verificou-se que houve uma correlação fortemente positiva para a condição natural, considerando as fibras a  $0^\circ$ , para as dimensões monofractal e estrutural ( $D_f$  e

Dt. Para as fibras a  $90^\circ$  da propagação da trinca, houve uma correlação moderada positiva para a dimensão textural, ou seja, em escala macroscópica para a condição natural.

Já para as amostras submetidas ao ciclo térmico, houve correlação moderada positiva para a dimensão monofractal, com as fibras dispostas a  $0^\circ$  (urdume), e para a dimensão textural, para as fibras dispostas a  $90^\circ$  (trama).

Considerando a condição ultravioleta, a correlação entre dimensão fractal ( $D_f$ ,  $D_s$  e  $D_t$ ) e  $GIIc$  na posição a  $0^\circ$  da propagação da trinca foi fracamente positiva, o que não justifica efetivamente uma correlação entre os dados. Apenas para a dimensão estrutural,  $D_s$ , a correlação foi moderada positiva, para as fibras a  $90^\circ$ .

Sendo assim, não foi identificada efetivamente uma correlação significativa entre a dimensão fractal e a tenacidade à fratura em modo II para os corpos de prova condicionados no ultravioleta e ciclo térmico.

Portanto, a dimensão fractal não pode ser relacionada com a tenacidade à fratura de maneira global, não sendo, portanto, uma propriedade do material. Porém aquelas dimensões que apresentaram uma correlação fortemente positiva com a tenacidade à fratura podem estar relacionadas com os micromecanismos da fratura, considerando a amostragem utilizada.



## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Almeida, S.F.; **Mecânica dos Materiais Compósitos (disciplina de nível de pós-graduação - CTA)**, notas de aula, 2005.

Alves, A.; **Elementos Finitos**, 2º ed.. Editora Erica, 2002.

ASTM International, **Moisture Absorption Properties and Equilibrium Conditioning of Polymer Matrix Composite Materials** - ASTM D5529-04 (2004), vol. 15.03, ASTM, West Conshohocken, PA, EUA, 2004.

ASTM International, **Standard Practice for Fluorescent UV Exposure of Plastics** - ASTM D4329-05 e1 (2005), vol. 15.03, ASTM, West Conshohocken, PA, EUA, 2005.

ASTM International, **Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites** - ASTM D5528-01(2007)e1, vol. 15.03, ASTM, West Conshohocken, PA, EUA, 2007.

ASTM International, **Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composites Materials and Their Laminates** - ASTM D2344-00(2006), vol. 15.03, ASTM, West Conshohocken, PA, EUA, 2006.

Backes, R.A.; **Implementação e comparação de métodos de estimativa da dimensão Fractal e sua aplicação à análise e processamento de imagens**, Dissertação ICMC USP – 2006.

Bisoi, K.A., Mishra.J.; On Calculation of fractal dimension of images, **Pattern Recognition Letters**, v.22, p. 631- 637, 2001.

Botelho, E.C., Rezende, M.C.; Caracterização Mecânica de Compósitos de Poliamida/Fibra de Carbono Via Ensaio de Cisalhamento Interlaminar e de Mecânica da Fratura, **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, vol. 12, nº 3, p. 153-163, 2002.

Callister, W. D.; **Materials Science and Engineering**. Nova York: Ed. John Wiley & Sons. Inc., 1997.

Campos, K.A.; **Fractografia Quantitativa: Análise do Comportamento Fractal de Fratura em Compósitos Carbono/Epóxi, por Processamento Digital de Imagens**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP, Guaratinguetá, 2010.

Chawla. K.K.; **Composite material: science and engineering**. London: Springer-Verlag, 1987. 540p.

Costa, F.L., Bianchi, C.G.A.; **Dimensão Fractal**, Instituto de Física de São Carlos, Revista Ciência Hoje – Vol.31, nº 183 – 2002.

Daniel, I.M., Ishai , O.; **Engineering Mechanics of Composite Materials**, Oxford University Press , 1994 .

DIN - Deutsches Institute fur Normung, **Carbon fiber reinforced plastic materials determination of interlaminar fracture toughness energy Mode II - GIIC – Test – DIN EN 6034**, 1996

Franco, L.A.L.; **Análise fractográfica de compósitos poliméricos estruturais**, Dissertação de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (2003).

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

Júnior, J.L.M.; **Correlação e Regressão nas Calculadoras - HP 12C e Casio fx 82 TL/ML**, Universidade Salgado de Oliveira, 2007.

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

Li, J., Du, Q., Sun,C.; An improved box-countingmethod for image fractal dimension estimation, **Pattern Recognition**, v.42,p. 2460 – 2469, 2009.

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

Mandelbrot, B.B.;**The Fractal Geometry of nature**, W.H. Freeman & Company, 1983. 468p.

Mayer, S.; **Influência do condicionamento ambiental na resistência à tração de laminados de compósitos poliméricos reparados**", Dissertação de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (2003).

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

Morgan, R.J.; **Agin of Polymer Matrix Fibrous Composites**. In : Lee SM, editor. International Encyclopedia of Composites, VCH Publishers, 1991.

Neto, L.F., Pardini, L.C.; **Compósitos estruturais: ciência e tecnologia** - São Paulo: Edgard Blucher, 2006, 313p.: Il.

Pardini, L.C.; **Comportamento Dinâmico Mecânico e a Fratura de Materiais Compostos Epóxi/Elastômero/Fibra de Carbono** - Tese de Mestrado, UFSCar, (1990).

Pereira, T.A., Hein, L.R.O., Campos, K.A.; **Estudo do comportamento topográfico da fratura em compósitos poliméricos sob modo I de carregamento**, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2009.

Smith, B.W., GROVE, R.A.; **Fractography for Continuous Fiber Composites**, Engineered Materials Handbook – Vol. 1- Composites, 4a Edição, ASM International, p. 786-793, 1993.

Souza, A.M., **Correlação Linear Simples**, Universidade Federal de Santa Maria -  
Centro de Ciências Naturais e Exatas -  
Departamento de Estatística – 2009.