

**ROBERTO FERREIRA MOTTA JUNIOR**

Dependência da delaminação com a fração volumétrica de fibra em materiais compósitos laminados: análise por emissão acústica

**ROBERTO FERREIRA MOTTA JUNIOR**

Dependência da delaminação com a fração volumétrica de fibra em materiais compósitos laminados: análise por emissão acústica

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

Orientador (a): Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino  
Coorientador (a): Prof.<sup>a</sup> Dra. Maria Odila Hilário Cioffi

Guaratinguetá - SP  
2018

M921d Motta Júnior, Roberto Ferreira  
Dependência da delaminação com a fração volumétrica de fibra em materiais compósitos laminados: análise por emissão acústica / Roberto Ferreira Motta Júnior – Guaratinguetá, 2018.  
55 f : il.  
Bibliografia: f. 53-55

Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2018.  
Orientador: Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino  
Co-Orientadora: Prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Maria Odila Hilário Cioffi

1. Emissão acústica. 2. Materiais compostos. 3. Polímeros – Fratura.  
I. Título.

CDU 620.1

Luciana Máximo

Bibliotecária CRB-8/3595

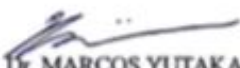
**ROBERTO FERREIRA MOTTA JUNIOR**

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

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE  
GRADUAÇÃO EM NOME DO CURSO

Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO  
Coordenador


**BANCA EXAMINADORA:**

  
Prof. Dr. MARCOS YUTAKA SHIINO

Orientador/UNESP-FEG

  
Prof.ª Dra. MARIA ODILA HILARIO CIOFFI

Coorientador/UNESP-EEG

  
Msc. FRANCISCO MACIEL MONTICELI

UNESP-FEG

  
Eng. MAISA MILANEZ ÁVILA DIAS MACIEL

UNESP-FEG

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos;

ao meu orientador e coorientadora, *Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino e Prof.<sup>a</sup> Dra. Maria Odila Hilário Cioffi* que jamais deixaram de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível;

aos meus pais *Ana Rosa Sales da Costa Motta e Roberto Ferreira Motta Junior*, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivaram meus estudos;

aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campos de Guaratinguetá pela dedicação e alegria no atendimento.

à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo pelo apoio financeiro que viabilizou o desenvolvimento do projeto de pesquisa através dos processos FAPESP 2017/03698-0 e FAPESP 2015/15288-5.

à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES).

## RESUMO

Delaminação é um tipo de dano que limita o uso de polímeros reforçados com fibras como um material estrutural, uma vez que modelos atuais de predição de dano são amplamente baseados em relações empíricas. O entendimento de micro mecanismos de dano, desenvolvidos durante a propagação da trinca, pode ser necessários para o desenvolvimento de modelos de propagação de trinca baseados em conceitos físicos. Portanto, este projeto de pesquisa foca na investigação dos mecanismos de fratura interlaminar no modo I, utilizando como meio de detecção a técnica de emissão acústica (EA), e o comportamento acústico característico de acordo com a variação da fração volumétrica de fibra (FVF). O estudo foi baseado em um compósito de matriz polimérica reforçado com um tecido biaxial de fibra de carbono o qual foram confeccionadas amostras do tipo *double cantileaver beam* (DCB) com diferentes valores de FVF. Foi observado que a ocorrência de mecanismos de dano tem seu início antes do observado por técnicas normalizadas (não linearidade entre a carga e o deslocamento – NL, e o primeiro incremento no comprimento da delaminação – VIS). A influência da FVF na propagação da trinca foi evidenciada com uma correlação entre a detecção da taxa dos sinais de EA e o comportamento de propagação da trinca. A microscopia eletrônica por varredura (MEV) das superfícies de fratura revelou que uma superfície regular (lisa) associada a uma baixa densidade de EA.

**PALAVRAS-CHAVE:** Delaminação. Emissão acústica. Fração volumétrica de fibra. Compósitos.

## **ABSTRACT**

Delamination is a type of damage that limits the use of fiber reinforced plastics (FRP) as a structural material. Since current damage prediction models are widely based on empirical relations. The understanding of the micro-mechanisms of damage, developed during crack propagation, might be required to develop crack propagation models based on physical concepts. Thus, this research focuses on an investigation of mode I interlaminar fracture mechanisms using acoustic emission technique (AE), and the characteristic feature of AE associated with varying fiber volume fraction. The study was based on a biaxial carbon fiber reinforced polymer (CFRP) composite that was tested in double cantilever beam (DCB) configuration with different values of fiber volume fraction (FVF). It was found that the occurrence of damage mechanisms starts in earlier phases as compared to standard techniques (Non-linearity between load and displacement - NL, and the first increment in delamination length - VIS). The influence of the FVF on the crack propagation was evidenced with a correlation between the AE signals rate detection and the crack propagation behaviour. The Scanning electron microscopy (SEM) of the fracture surfaces revealed that a smooth surface yields a low density of acoustic emission signal.

**KEYWORDS:** Delamination. Acoustic emission. Fiber volume fraction. Composites.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama esquemático de manufatura de compósitos processados via RTM.....	15
Figura 2 - Exemplo de um sinal acústico isolado (“burst” ou transiente) na Figura 2a e um segmento de um sinal acústico “contínuo” na Figura 2b.....	17
Figura 3 - Esquema com os fenômenos responsáveis pela atenuação do sinal acústico. ....	18
Figura 4 – Esquema de reflexão e refração de ondas mecânicas.....	21
Figura 5 – Modos de carregamento no ensaio de tenacidade à fratura.....	22
Figura 6 – Ocorrência de <i>fiber bridging</i> durante o ensaio de tenacidade à fratura numa amostra do tipo DCB.....	24
Figura 7 – Exemplo de <i>cusps</i> em matriz epóxi.....	26
Figura 8 - Linha de PES emergindo da resina sem que a mesma esteja acumulada em sua superfície. ....	26
Figura 9 – Região de cavidades deixadas pela linha de costura com rugosidade mais elevada. ....	27
Figura 10 – Parâmetros de costura do tecido biaxial de fibra de carbono.....	28
Figura 11 – Geometria e dimensões da amostra (DCB).....	29
Figura 12 – Preparação da lateral da amostra.....	29
Figura 13 – <i>Setup</i> do ensaio de tenacidade à fratura no modo I de carregamento. ....	31
Figura 14 – Sensor piezométrico fixado na extremidade da amostra.....	31
Figura 15 – Padrão de emissão de hits durante o ensaio quase-estático.....	34
Figura 16 – C-Scans das placas processadas via RTM. ....	35
Figura 17 – Diagrama de Força (N) x Deslocamento (mm) das amostras (a) QST-2 e (b) QST-5.....	38
Figura 18 – Taxa de energia crítica liberada (N/m) x FVF (%) (a) QST-1, QST-2, QST-3, QST-4, QST-5 e (b) QST-1, QST-3, QST-4. ....	40
Figura 19 – Diagrama da taxa de energia liberada (N/m) e o comprimento da delaminação (mm) pelo tempo (s) das amostras QST-1, QST-2, QST-3, QST-4 e QST-5 com os respectivos valores de FVF.....	42
Figura 20 – Estágios de propagação de trincas em materiais compósitos estruturais laminados. ....	43
Figura 21 – Fotografias das amostras QST-2 (a) e QST-5 (b) durante o ensaio de tenacidade à fratura (modo I). ....	44
Figura 22 – Gráfico da taxa de hits (hit/s) x tempo (s) com a taxa média de hits emitidos e a FVF para as amostras QST-2 (a) e QST-5 (b) durante o ensaio de tenacidade à fratura (modo I).....	45

Figura 23 – Superfície de fratura da amostra QST-1.....	47
Figura 24 – Superfície de fratura da amostra QST-3.....	48
Figura 25 – Superfície de fratura da amostra QST-5.....	48
Figura 26 – Esquema da correlação entre a variação da FVF com a energia necessária para que a trinca se propague por meio das técnicas de EA e MEV. ....	50

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	10
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	13
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	14
3.1 CARACTERÍSTICAS GERAIS DE UM COMPÓSITO .....	14
3.2 PROCESSAMENTO VIA RTM ( <i>RESIN TRANSFER MOLDING</i> ) .....	14
3.2 TÉCNICA DE EMISSÃO ACÚSTICA (EA) .....	15
3.3 ATENUAÇÃO SÔNICA .....	18
<b>3.3.1 Influência da porosidade na atenuação do feixe sônico</b> .....	18
<b>3.3.2 Fatores que contribuem para a atenuação total da onda em compósitos laminados</b> .....	19
<b>3.3.3 Impedância acústica</b> .....	20
<b>3.3.4 Reflexão e refração da onda sonora</b> .....	20
3.4 ESTUDO DA TENACIDADE À FRATURA EM COMPÓSITOS .....	21
3.5 FATORES QUE INFLUÊNCIAM NA TENACIDADE DO COMPÓSITO .....	23
<b>3.5.1 Fração volumétrica de fibra e fragilidade da matriz</b> .....	23
<b>3.5.2 Fiber bridging</b> .....	24
3.6 UTILIZAÇÃO DA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) NA ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS .....	25
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	28
4.1 MATERIAL E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS .....	28
4.2 CÁLCULO DA FVF TEÓRICA .....	30
4.3 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA .....	30
4.4 DISPOSITIVO DE EMISSÃO ACÚSTICA .....	31
4.5 TAXA DE ENERGIA LIBERADA .....	32
4.6 TAXA DE ENERGIA CRÍTICA LIBERADA ( $G_{IC}$ ) .....	33
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	35
5.1 INSPEÇÃO DAS PLACAS PRODUZIDAS VIA ULTRASSOM (C-SCAN) .....	35
5.2 DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA INTERLAMINAR NO MODO I ( $G_{IC}$ ) .....	36
5.3 ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA .....	41
5.4 ANÁLISE DAS IMAGENS OBTIDAS PELA MICROSCOPIA ELETRÔNICA POR VARREDURA (MEV) .....	47

<b>6 CONCLUSÕES</b> .....	51
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	54

## 1 INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas materiais poliméricos reforçados com fibra de carbono tem sido utilizado em diferentes setores da indústria como aeroespacial, aeronáutico, automotivo e náutico, devido sua superior resistência mecânica e rigidez específica quando comparado aos materiais convencionais isotrópicos. Além disso, segundo Lissek (2018) projeções atuais têm indicado que o emprego deste grupo de materiais deve assumir uma taxa anual de crescimento em torno de 10% até 2022.

Apesar disso, os materiais compósitos laminados estruturais são suscetíveis a múltiplos mecanismos de dano (principalmente a delaminação), o que eleva sua complexidade, dificultando o entendimento de como estes mecanismos se desenvolvem pelo material quando submetidos a uma solicitação mecânica. Conseqüentemente, visando garantir a integridade das estruturas, são adotadas grandes margens de segurança nos projetos, o que leva a uma ampliação das dimensões da estrutura. Com isso, o custo e o peso da estrutura são elevados, limitando a aplicação deste tipo de material em determinados projetos.

Segundo Al-Khudairi (2015), delaminação é um modo de falha interlaminar que consiste na separação de planos adjacentes como consequência da ação de tensões atuantes fora destes planos, por meio da propagação de uma trinca através da interface entre estes planos que é rica em resina. Este modo de falha pode ocorrer sob três condições diferentes de carregamento (modo I, II e III), sendo que o modo I necessita de uma menor quantidade de energia para causar danos interlaminares (MICHALCOVÁ, 2016).

Portanto, uma vez que polímeros reforçados com fibras apresentam limitações de projeto devido sua complexidade de análise como resultado dos múltiplos mecanismos de dano atuantes, o conhecimento da tenacidade à fratura do material e o comportamento da trinca durante sua propagação são de extrema importância para melhorar modelos de previsão de extensão de dano. Modelos com uma fundamentação em conceitos físicos podem fornecer uma maior confiabilidade nos materiais compósitos em aplicações estruturais, reduzindo as margens de segurança utilizadas nos projetos (KRAVCHENKO, 2017).

O crescimento da delaminação em materiais compósitos tem sido analisado com base em modelos fenomenológicos, o que evidencia a falta de conhecimento da física envolvida no fenômeno e dos eventos microscópicos de dano relacionados a delaminação (tais como: rompimento de fibra, trinca na matriz e desprendimento de fibra da matriz). Fato que também conduz a um superdimensionamento visando a garantia de integridade da estrutura, elevando

seu peso e custo (AMARAL, 2018) (PASCOE, 2013). Como consequência, já que a delaminação é composta pelo desenvolvimento de uma série de mecanismos microscópicos de dano, a compreensão de como estes mecanismos se desenvolvem durante a propagação da trinca é de grande importância para o entendimento do fenômeno. E ainda, pode contribuir para o desenvolvimento de modelos de previsão da propagação de trincas baseado em conceitos físicos, possibilitando o projeto de estruturas mais leves (MICHALCOVÁ, 2016) (KRAVCHENKO, 2017).

Como consequência da delaminação ocorrer no interior do material, sua detecção pode ser difícil ou até mesmo impossível usando métodos ópticos. Neste trabalho, a técnica de emissão acústica (EA) tem se proposto como um método eficiente para o acompanhamento do desenvolvimento da delaminação (NIKBAKHT, 2017, v. 113, p. 185-196). Segundo Maillet (2015), a técnica de EA é baseada na análise de ondas mecânicas emitidas por micro mecanismos de dano desenvolvidos durante o crescimento da trinca. Conseqüentemente, uma vez que a delaminação é uma composição de alguns modos microscópicos de dano, cada incremento na delaminação possui um conjunto de sinais acústicos específico. Portanto, esforços têm sido feitos para utilizar a técnica de EA para identificar modos de dano no monitoramento de materiais compósitos durante sua vida útil.

Segundo Swapnil (2017), a variação da FVF é uma prática comum no projeto de materiais compósitos para alcançar as propriedades requeridas. Portanto, o entendimento de como os mecanismos de dano são afetados pela variação da FVF durante a delaminação pode fornecer informações importantes para o projeto de materiais compósitos. Entretanto, baseado na revisão bibliográfica, as técnicas de EA tem sido utilizada para a caracterização da delaminação, mas a influência da FVF na delaminação não foi avaliada.

Polímeros reforçados com fibras são heterogêneos por natureza, o que eleva a complexidade na detecção do dano pela técnica de EA. Por conta disso as propriedades dos sinais acústicos no domínio do tempo são fortemente afetadas pela propagação das ondas pelo material, levando pesquisadores como por Maillet *et. al.* (2015) e Lissek *et. al.* (2018) a adotar intervalos de frequência acústica para caracterizar modos de dano.

O entendimento do desenvolvimento dos mecanismos microscópicos de dano durante a propagação da trinca pode ser essencial para possibilitar o desenvolvimento de modelos de previsão de propagação de trincas baseado em conceitos físicos (AMARAL, 2018). Portanto, esta pesquisa foca na investigação dos mecanismos microscópicos de dano desenvolvidos durante a propagação de uma trinca interlaminar sob modo I, em compósitos laminados com variação na fração volumétrica de fibras FVF.

Neste estudo, foram conduzidos ensaios quase-estáticos sob modo I de carregamento utilizando corpos de prova na configuração DCB (*double cantilever beam*) com diferentes valores de FVF em compósitos laminados de matriz polimérica com reforço de fibras de carbono. Os mecanismos microscópicos de dano desenvolvidos durante a propagação da trinca foram identificados usando a técnica de EA e correlacionados com a variação da FVF.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo do presente trabalho é investigar a propagação de trincas em materiais compósitos laminados de matriz polimérica reforçado com fibras de carbono com variação na FVF sob carregamento quase-estático, por meio de sinais acústicos.

Como objetivos secundários estão o desenvolvimento de uma técnica de determinação da taxa de energia de deformação crítica (tenacidade –  $G_{IC}$ ). Técnica baseada nos sinais acústicos emitidos no desenvolvimento de micro mecanismos de dano no material e o estabelecimento de uma correlação entre os padrões identificados nas superfícies de fratura pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV).

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 CARACTERÍSTICAS GERAIS DE UM COMPÓSITO

Em situações em que materiais são formados por mais de um constituinte origina-se o compósito, em que diferentes tipos de componentes com propriedades distintas ao se unirem dão origem a uma nova gama de propriedades, fato conhecido como efeito sinérgico conforme a definição de Callister (2016). Dentre os vários tipos de materiais compósitos existentes, foi dado foco neste trabalho aos compósitos laminados, que vem sendo utilizados em funções estruturais por conta de suas propriedades, tais como, elevada rigidez, reduzida massa específica, grande durabilidade e versatilidade. Por isso, são equiparáveis a muitas ligas de alumínio, permitindo um aumento da carga útil aplicada e, como consequência, possibilitando redução do consumo de combustíveis fósseis como consequência da redução do peso das estruturas (MAIO, 2015).

Entretanto, segundo Saravanakumar (2018), materiais laminados possuem a característica de serem anisotrópicos, ou seja, suas propriedades mecânicas variam conforme a direção analisada. Uma vez que os compósitos laminados são formados por planos de fibras intercalados por resina, as propriedades mecânicas no plano colinear ao das fibras são superiores quando comparadas na direção perpendicular as mesmas. Portanto, estes materiais possuem uma baixa resistência a fratura interlaminar tornando-os suscetíveis a delaminação, que é o modo de dano mais observado em materiais compósitos laminados.

#### 3.2 PROCESSAMENTO VIA RTM (*RESIN TRANSFER MOLDING*)

Especificamente, o material compósito utilizado neste trabalho é constituído por uma matriz polimérica de epóxi e reforço de fibra de carbono processados via moldagem por transferência de resina (RTM).

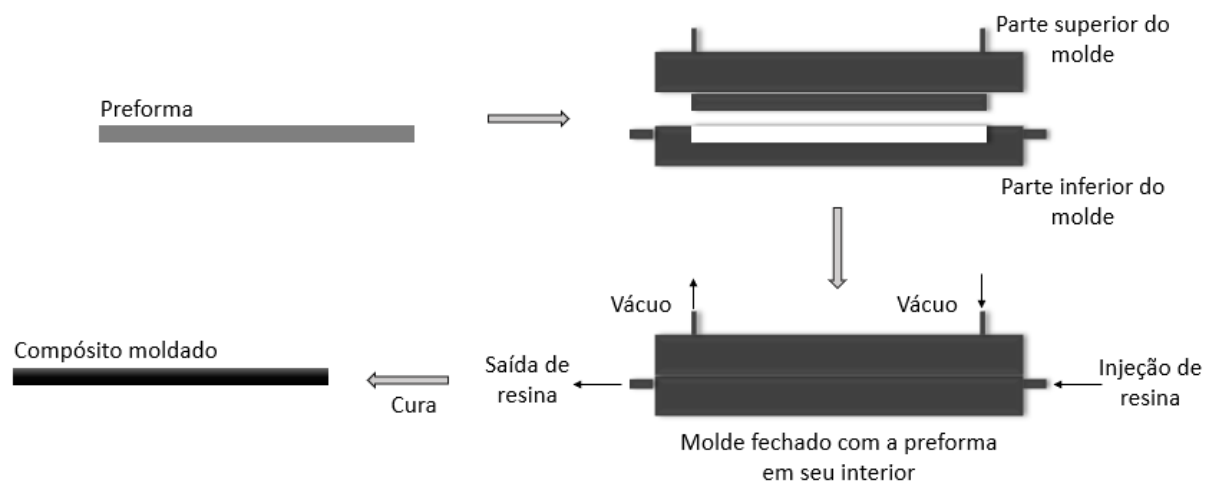
Este processo de fabricação de compósitos (Figura 1), conforme descrito por Levy Neto (2006), necessita de um molde metálico com uma cavidade no formato da peça final, geralmente confeccionado em aço inoxidável, com canais para a injeção e saída da resina. No interior do mesmo é colocada uma preforma (fibras de reforço já organizadas com orientação pré-definida) e posteriormente gerada uma condição de vácuo, pelo canal de saída de resina. Depois de alcançadas estas condições, a resina é injetada sob pressão e viscosidade

relativamente baixas. Nesta etapa do processo ocorre a impregnação das fibras de reforço e em seguida o molde é aquecido com a finalidade de efetuar a cura da resina.

Assim como todos os processos existentes na indústria, o processamento de compósitos via RTM possui prós e contras que serão citados a seguir:

- Possibilita a fabricação de peças de geometrias complexas;
- Proporciona um bom acabamento superficial;
- Baixa emissão de voláteis;
- Possibilita o controle da fração volumétrica de reforço;
- Em peças de grande volume há um aumento significativo do tempo de processo além de uma maior suscetibilidade a defeitos, como vazios (falta de resina);
- Seu custo possui um crescimento muito significativo para produções em pequena escala, uma vez que é necessária a utilização de moldes metálicos;
- Pode possuir uma maior concentração de vazios quando comparados a processos de fabricação a altas pressões como os que utilizam uma autoclave conforme o observado por Han *et. al.* (2015) e Bodaghi *et. al.* (2016).

Figura 1 - Diagrama esquemático de manufatura de compósitos processados via RTM.



Fonte: Autoria própria.

### 3.2 TÉCNICA DE EMISSÃO ACÚSTICA (EA)

A técnica de EA consiste em um teste não destrutivo que tem sido utilizada para análise de dano e fratura em compósitos. Existem uma série de metodologias de ensaio não destrutivos disponíveis, como a técnica de ultrassom pulso-eco, raio-X, termografia, entre outros. A EA é

um método de elevada precisão com a vantagem de poder ser utilizada para o estudo da propagação de dano no material em tempo real. Portanto, o nível de carregamento no instante do desenvolvimento do dano pode ser conhecido e posteriormente analisado (MAILLET, 2015).

A técnica de EA tem seu foco na detecção e análise de ondas ultrassônicas geradas pelo desenvolvimento de dano. Estas ondas possuem diferentes fontes e características; conseqüentemente, a identificação do modo de dano associado ao sinal acústico pode ser feita a partir da determinação de intervalos de frequência acústica correspondentes a um modo de dano específico, como o desenvolvido por Maillet *et. al.* (2015) e Lissek *et. al.* (2018). Todavia, este processo tem sido desafiador uma vez que nem todos os sinais acústicos são referentes a modos de dano.

Mohammadi *et. al.* (2017), Nikbakht *et. al.* (2017) e Kempf *et. al.* (2014) correlacionaram faixas específicas de frequência com três mecanismos de dano básicos desenvolvidos durante a propagação de uma trinca sob modo I de carregamento em polímeros reforçados com fibras, sendo eles: rompimento de fibra, trinca da matriz e desprendimento entre fibra e matriz. Segundo Nikbakht (2017), trincas na matriz são limitadas aos mais baixos valores de frequência, enquanto o rompimento de fibras é atribuído aos sinais com maiores valores de frequências, já o desprendimento entre fibra e matriz possui um intervalo de frequência característico intermediário.

Ruídos gerados pelos equipamentos de teste são sinais acústicos indesejáveis pois podem ser confundidos com sinais acústicos gerados pela progressão de dano no material. Segundo Dzenis (2003), algumas técnicas como *load gating*, *amplitude discrimination* e *location filtering* são utilizadas com o objetivo de reduzir ou eliminar o ruído. Vale mencionar que a última técnica citada utiliza sensores para calibração de uma zona correspondente à amostra, negligenciando a detecção de sinais acústicos originados fora desta zona. Conseqüentemente, a possibilidade de se perder sinais acústicos referentes a modos de dano durante o processo de remoção do ruído é eliminada.

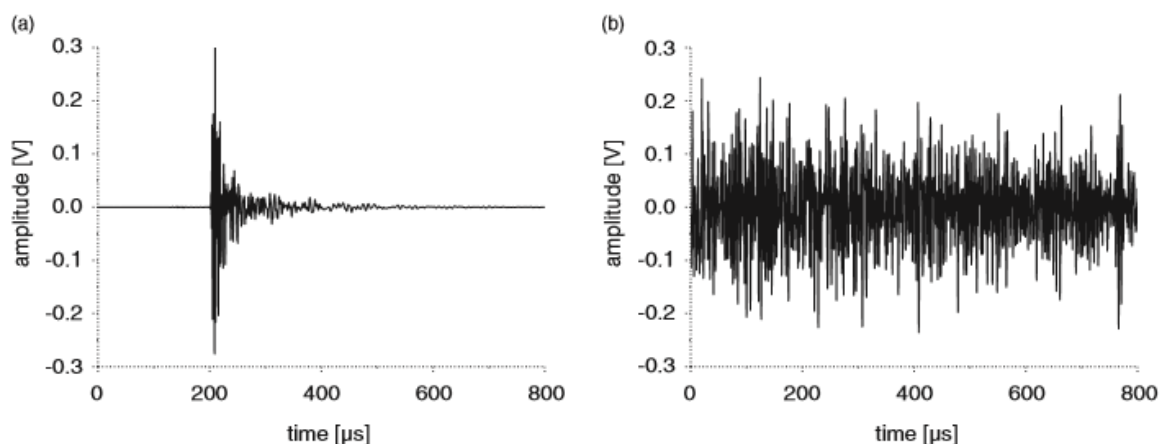
Todavia, os ruídos não são gerados apenas pelos equipamentos de teste. Sinais acústicos indesejados também são gerados por conta da fricção interna de superfícies de fratura durante o carregamento e descarregamento de compósitos sob carregamento cíclico. Portanto, com o objetivo de possibilitar uma análise adequada dos dados de EA, a distinção entre os sinais acústicos relacionados a eventos de dano e fricção é essencial. Entretanto, segundo Dzenis (2003), o intervalo de amplitude dos sinais relacionados a fricção pode sobrepor a faixa de amplitude de sinais referentes a propagação de dano, por conta do espalhamento destes dois

eventos. Com isso, os métodos citados anteriormente são inadequados, uma vez que sinais acústicos referentes ao desenvolvimento de mecanismos de dano seriam perdidos.

Outro aspecto importante da utilização da técnica de EA em compósitos é a atenuação das ondas ultrassônicas durante sua propagação por conta da natureza altamente dispersiva destes materiais (MAILLET, 2015). Este fato altera as características do sinal acústico na superfície do componente, onde as ondas encontram o sensor. Portanto, o sinal final armazenado é composto por uma onda mecânica gerada pelo desenvolvimento de dano ou fricção (ruído) que é modificado durante sua propagação. O entendimento destas interações é importante para as análises dos dados de EA.

Finalmente, segundo Sause (2017), a taxa de carregamento pode ter um impacto significativo na detecção de sinais acústicos. Se uma taxa de carregamento baixa é usada, cada evento de dano emitirá um sinal acústico que chegará ao sensor. Este tipo de sinal é definido como “*burst*” (transiente) e pode ser visto na Figura 2a. Entretanto, se a taxa de carregamento aumentar, a formação de dano será acelerada e, conseqüentemente, a geração de sinais acústicos. Com uma taxa de carregamento alta o suficiente, um sinal acústico praticamente “contínuo” seria formado ao invés de um sinal isolado (Figura 2b). Portanto, elevadas taxas de carregamento podem impossibilitar uma clara distinção entre eventos subseqüentes.

Figura 2 - Exemplo de um sinal acústico isolado (“burst” ou transiente) na Figura 2a e um segmento de um sinal acústico “contínuo” na Figura 2b.

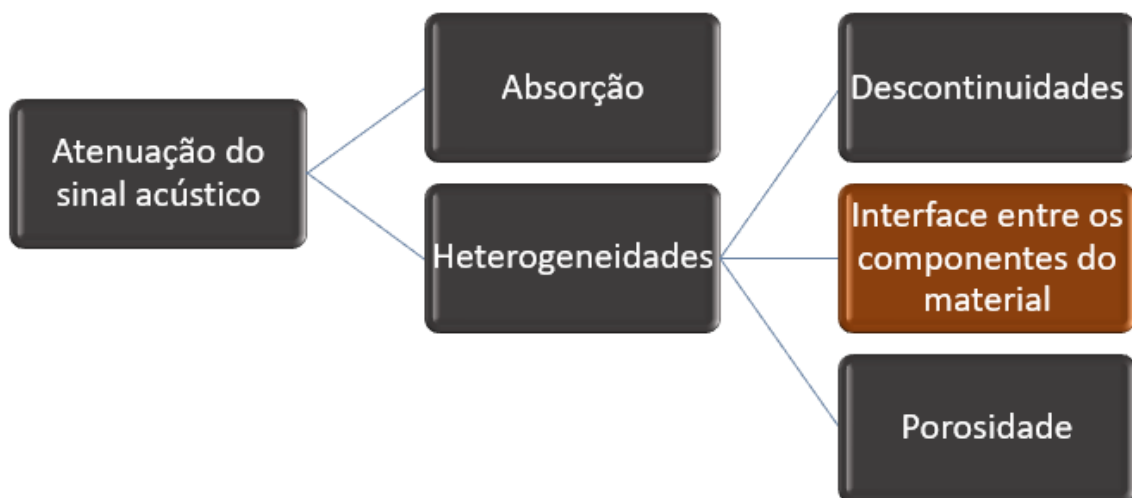


Fonte: Johnson (1985).

### 3.3 ATENUAÇÃO SÔNICA

Segundo Li (2018), a atenuação sofrida pela onda ao atravessar um meio material é composta por dois fenômenos distintos conforme o apresentado pela Figura 3. O primeiro deles é referente a absorção, em que parte da energia da onda é utilizada para que um meio elástico oscile. O segundo fator contribui para a diminuição da amplitude da onda sonora que atravessa o meio pela dispersão, que ocorre devido a heterogeneidades no material. Estas heterogeneidades são caracterizadas por descontinuidades e interfaces naturais ou provenientes de processos de fabricação, em que materiais possuem diferentes impedâncias acústicas culminando na reflexão de parte do sinal.

Figura 3 - Esquema com os fenômenos responsáveis pela atenuação do sinal acústico.



Fonte: Autoria própria.

#### 3.3.1 Influência da porosidade na atenuação do feixe sônico

Devido ao fato de os materiais compósitos serem formados a partir de uma união de pelo menos dois componentes diferentes, seu processo de manufatura apresenta geralmente certa complexidade. Isso culmina na geração de defeitos que podem causar uma série de desvantagens no compósito resultante, dentre estes defeitos está a porosidade.

Segundo Ishii (2016), a porosidade corresponde a vazios de dimensões reduzidas na ordem de centésimos de milímetros dispersos no interior e superfície do material. O valor máximo para a fração volumétrica de poros é correspondente a 2 %, uma vez que sua eliminação

por completo é difícil e valores superiores a este limite podem degradar as propriedades mecânicas do material (como tensão de cisalhamento, tensão de flexão, etc.).

Portanto, o monitoramento da quantidade de poros presente no material se mostra essencial. Esta detecção é executada com o auxílio de técnicas de ultrassom, entretanto esta não ocorre de forma tão simplificada quanto a detecção de outros defeitos característicos dos materiais compósitos como acúmulos de resina, vazios ou delaminação. Isto se deve ao fato de defeitos maiores acabarem gerando um eco, ou seja, no momento em que a onda em propagação incide no mesmo ocorre a reflexão e refração da onda, tornando a visualização do defeito trivial. Já no caso da porosidade, por conta do tamanho reduzido dos defeitos dispersos no material, o efeito destes na onda que se propaga pelo material se mostra de forma mais sutil, causando mudanças nas características gerais da onda propagada através do material (ITO, 2015).

Os parâmetros que podem ser avaliados para mensurar a fração volumétrica de poros presentes no material são a atenuação e a velocidade da onda. Segundo Ishii (2016), a velocidade da onda diminui de acordo com o aumento da quantidade de porosidade presente, entretanto a mesma não depende da variação do tamanho destes poros, já a atenuação cresce tanto para o aumento da quantidade dos poros presentes quanto para o crescimento de seu tamanho. Na prática a atenuação é mais frequentemente escolhida como o parâmetro de referência para determinar a porosidade do material devido uma maior precisão.

### **3.3.2 Fatores que contribuem para a atenuação total da onda em compósitos laminados**

A atenuação total da onda mecânica incidida sob um material compósito durante o ensaio de ultrassom ou das ondas emitidas por mecanismos de dano e captadas pela técnica de EA é na realidade uma somatória de vários fatores. Os quais geram uma determinada atenuação do sinal que quando somados dão origem ao sinal lido pelo equipamento. Segundo Maio (2015), estes fatores seriam a viscosidade da matriz, o espalhamento da onda devido a presença de defeitos, e a energia perdida na interface entre os materiais que compõem o compósito.

Todos estes fatores possuem ainda uma forte relação com a frequência da onda propagada. Entretanto a maior influência da frequência está presente no espalhamento da onda devido à presença de defeitos, uma vez que a mesma determina o comprimento de onda, que limita o tamanho mínimo de defeitos e que podem atenuar ou não o sinal. Já a viscosidade da matriz gera uma maior diminuição da amplitude da onda ultrassônica com a diminuição de seu valor. E por fim, a energia perdida na interface dos componentes depende da relação entre o módulo de Young destes conforme o descrito por Li (2018).

Segundo o que foi apresentado por Li (2018), para baixas frequências de onda, a energia perdida na interface é responsável pela maior parcela de atenuação da onda em comparação com as propriedades visco-elásticas do material, já para maiores valores de frequência, a viscosidade do material se torna gradativamente mais significativa.

### 3.3.3 Impedância acústica

Segundo Coenen (1998), a impedância acústica ( $Z_a$ ) é uma propriedade do material (descrita pela Equação 1) que depende da densidade do material e a velocidade de propagação do som através do mesmo. Ao atravessar um meio material que apresenta uma fronteira e, conseqüentemente, há uma transição. A onda sofrerá uma reflexão de parte do sinal sonoro devido a diferença de impedância entre os meios. Segundo Andreucci (2016), porcentagem de sinal refletido pode ser obtida pela Equação (2) que relaciona duas impedâncias.

$$Z_a = \rho_a \cdot V_a \quad (1)$$

Na qual:

$\rho_a$  = densidade do meio material;

$V_a$  = velocidade de propagação da onda sonora no meio material.

$$R = \left[ \frac{(Z_2 - Z_1)^2}{(Z_2 + Z_1)^2} \right] \quad (2)$$

Na qual:

$R$  = número entre 0 e 1 que representa a fração de sinal refletido (energia refletida);

$Z_1$  e  $Z_2$  = impedâncias dos meios materiais que compõe a interface analisada.

### 3.3.4 Reflexão e refração da onda sonora

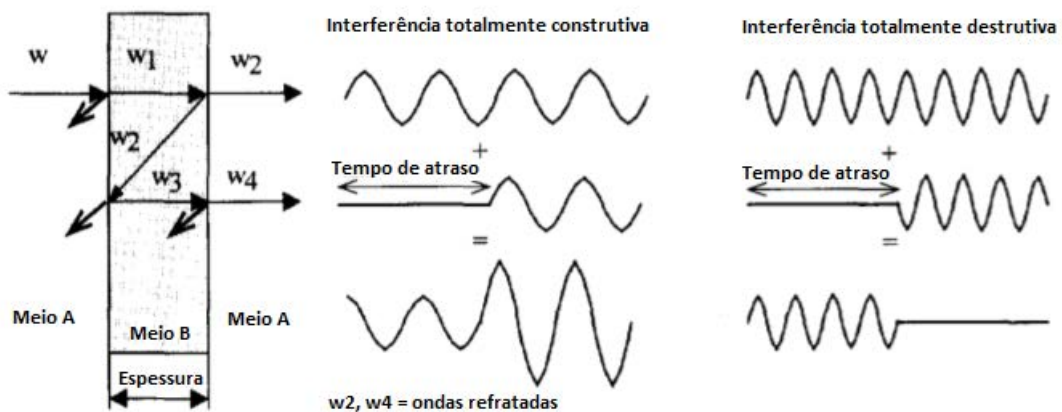
A incidência de ondas sonoras em uma fronteira entre dois materiais diferentes gera a reflexão de parte do sinal. A porção da onda que prossegue através do segundo meio material é chamada de onda refratada.

Conforme o descrito por Coenen (1998), considerando uma placa de determinado material homogêneo e sem defeitos, em que suas superfícies sejam paralelas, a onda sofrerá

uma reflexão e uma refração ao colidir com as interfaces entre os meios A e B tanto na entrada quanto na saída da placa conforme o ilustrado na Figura 4. Como resultado do espalhamento da onda na saída da placa (quando  $w_1$  incide na interface de saída) parte do sinal permanece retido no interior da placa ( $w_2$ ), percorrendo um caminho (percurso acústico) maior até sua saída, como é demonstrado pela Figura 4.

Como consequência deste processo, as ondas refratadas acabam se sobrepondo e por conta da diferença de tamanho do percurso percorrido pelas ondas refratadas, há um tempo de atraso em relação as mesmas. Conforme o descrito por Halliday (2000), caso este tempo corresponda a um número inteiro de comprimentos de onda, a interferência entre as ondas será totalmente construtiva e o sinal amplificado, caso contrário, o sinal terá menor intensidade, podendo até mesmo ser nulo.

Figura 4 – Esquema de reflexão e refração de ondas mecânicas.



Fonte: Coenen (1998).

### 3.4 ESTUDO DA TENACIDADE À FRATURA EM COMPÓSITOS

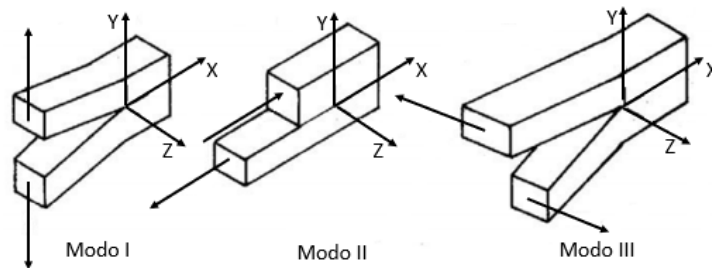
Uma das características mais desejáveis de materiais compósitos, além de sua apreciável relação resistência/peso, é a sua capacidade de ser tolerante a danos. Esta propriedade proporciona ao material integridade estrutural em situações onde uma série de danos pode estar presente. Sendo que, integridade estrutural é definida por Talreja (2006) como a habilidade de uma estrutura em se manter intacta ou funcional sob aplicação de carregamentos.

Segundo Found (2002), dentre os danos recorrentes em estruturas de materiais compósitos estão presentes a delaminação, falha por adesão, trincas na matriz e ruptura de fibra.

A resistência à delaminação é um parâmetro muito importante na avaliação de compósitos laminados, caracterizado pela tenacidade à fratura. Um método muito importante para o estudo deste fenômeno é referente ao ensaio de tenacidade à fratura por meio da medição do valor de  $G_{IC}$  (tenacidade à fratura no modo I). O qual é, por definição a taxa de liberação de energia de deformação (SERR) no processo de início de propagação da trinca (KENANE, 2001).

Segundo Michalcová (2016), a delaminação se trata de uma trinca que cresce entre os planos de tecido ou lâminas unidirecionais, podendo ser gerada por três condições de carregamento distintas, denominadas modo I, II e III, conforme ilustrado na Figura 1. Dentre os modos de carregamento possíveis, o modo I é o modo de fratura mais crítico, por se tratar de um esforço perpendicular ao plano de crescimento da trinca, sendo necessário menor esforço para sua propagação na estrutura do material.

Figura 5 – Modos de carregamento no ensaio de tenacidade à fratura.



Fonte: Autoria própria.

Sendo a delaminação um fator limitante da utilização de materiais compósitos em estruturas, este fenômeno tem sido amplamente estudado nas últimas décadas. Entretanto, os modelos atuais para a análise da delaminação não são baseados em conceitos físicos para explicar os mecanismos envolvidos no crescimento da trinca, tendo sido desenvolvidos baseados essencialmente em observações fenomenológicas (PASCOE, 2013). Por conta disso, estruturas acabam sendo projetadas de forma superdimensionada para garantir sua integridade, fato que impede maiores ganhos com redução de peso pelo emprego de materiais compósitos e consequentemente de custo.

Segundo Amaral (2018), o método utilizado para determinar a tenacidade à fratura de materiais compósitos ilustra a ausência de conceito físico. A tenacidade a fratura do material corresponde a taxa crítica de liberação de energia de deformação elástica (*Strain Energy Released Rate* - SERR) necessária para o início da propagação de uma trinca sob carregamento quase-estático, correspondendo a energia calculada momentos antes do início da propagação macroscópica da trinca, ou seja, um método com base fenomenológica. Pesquisas tem mostrado

que antes do início da propagação macroscópica da trinca uma série de micro mecanismos agem na estrutura do material, mas a evolução destes mecanismos até o início efetivo da propagação poderia ser melhor explicado. Modelos de análise com base em conceitos físicos podem reduzir o número de ensaios necessários para a determinação de propriedades, além de originarem resultados mais confiáveis que permitem a redução das dimensões de projeto.

### 3.5 FATORES QUE INFLUÊNCIAM NA TENACIDADE DO COMPÓSITO

Segundo Friedrich (1989), uma série de fatores pode modificar a tenacidade dos materiais compósitos laminados, tais como a variação da fração volumétrica de fibras, da taxa de carregamento aplicada, a fragilidade da matriz polimérica, a ocorrência de *fiber bridging*, entre outros. De modo que o estudo destes tópicos é fundamental para uma maior compreensão dos dados coletados durante o ensaio de tenacidade à fratura.

#### 3.5.1 Fração volumétrica de fibra e fragilidade da matriz

Segundo Beckermann (2015) o fenômeno da delaminação é presente de forma mais crítica em materiais em que a matriz é frágil, como os constituídos por polímeros termorrígidos como a resina epóxi.

Conforme o observado por Friedrich (1989), a baixa tenacidade associada aos compósitos laminados com matrizes frágeis é explicada pelo fato da trinca se propagar de forma interlaminar, ou seja, se propagando preferencialmente através do polímero. Uma vez o polímero sendo frágil, a trinca necessita de uma menor energia para se propagar, resultando em um reduzido valor de tenacidade e uma baixa resistência à delaminação.

Frente a este problema, pesquisadores têm estudado alternativas para a elevação da resistência dos laminados a este tipo de falha. Por meio da adição de partículas endurecidas ou nano fibras na matriz polimérica conforme o trabalho de Beckermann (2015) e medidas que visam uma homogeneização da fração volumétrica de fibras por meio da mudança da arquitetura do tecido como o emprego de tecidos 3D conforme o desenvolvido na pesquisa de Luo *et. al.* (2007), ou simplesmente a elevação da fração volumétrica de fibras do compósito.

Tanto a elevação da fração volumétrica de fibra do compósito, quanto a reestruturação das fibras de reforço de modo a tornar o material homogêneo possuem o objetivo de reduzir a região onde se concentra a matriz entre os planos de reforço em compósitos laminado. Segundo Friedrich (1989), quanto maior a região de matriz, maior será o domínio das propriedades da

matriz na capacidade de resistência a delaminação do material, uma vez que, por exemplo, mecanismos como *fiber bridging* (no caso de compósitos unidirecionais) deixariam de ocorrer.

### 3.5.2 Fiber bridging

Durante o processo de delaminação de materiais compósitos é muito comum ser observado uma elevação da tenacidade à fratura do material com o crescimento da trinca. Segundo Airoidi (2012), alguns fenômenos físicos são responsáveis por explicar este processo, sendo que parte deles atuam em pequenos deslocamentos de abertura para pequenos comprimentos de trinca, e outros atuam em grandes deslocamentos de abertura para grandes comprimentos de trinca como o *fiber bridging*. Que está presente principalmente no processo de delaminação de compósitos com reforços dispostos de forma unidirecional, que se desenvolvem no modo I de abertura da trinca.

Segundo Yao (2014), o processo de *fiber bridging* observado durante o ensaio de tenacidade à fratura no modo I consiste na ocorrência de fibras entre as duas superfícies de fratura ao longo de parte do comprimento da trinca conforme o ilustrado na Figura 6. Estas fibras “transitórias” são tracionadas de modo a reduzir a tensão na ponta da trinca, fazendo com que seja necessária uma carga maior, ou seja, mais energia para que a trinca se propague, explicando a elevação da tenacidade à fratura com o crescimento da trinca.

Figura 6 – Ocorrência de *fiber bridging* durante o ensaio de tenacidade à fratura numa amostra do tipo DCB.



Fonte: Autoria própria.

### 3.6 UTILIZAÇÃO DA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) NA ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS

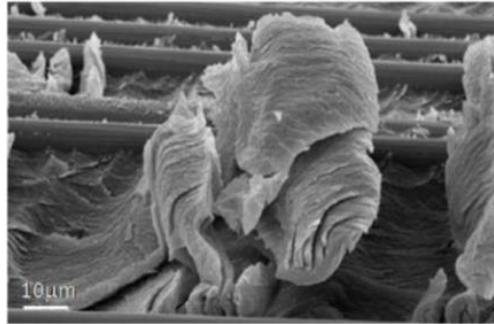
Tendo a delaminação como o principal problema relacionado ao emprego de materiais compósitos, a utilização de modelos de predição de propagação de danos é de extrema importância. Entretanto, mesmo com o crescente auxílio de computadores, os modelos disponíveis não possuem uma base física formulada, sendo essencialmente um modelo empírico formulado a partir de um processo real de propagação de dano, fator que atribui confiabilidade ao modelo. Um meio para o conhecimento do processo de desenvolvimento do dano é por meio da análise cuidadosa das superfícies geradas pela propagação da trinca, com isso a microscopia se torna uma ferramenta essencial (GREENHALGH, 2009).

O estudo da superfície de fratura de um material compósito possibilita, muitas vezes, determinar qual o modo de aplicação da força, a direção de propagação da trinca. Ainda, ensaios estáticos ou dinâmico podem resultar em diferentes marcas na superfície de fratura analisada, uma vez que todos estes fatores podem gerar diferentes mecanismos de dano. Todavia é importante conhecer o material em questão, uma vez que fatores como a fragilidade da matriz (podendo ela ser mais frágil ou mais dúctil), e a orientação das fibras acabam impactando no modo como o dano se desenvolve.

Segundo Greenhalgh (2009), no caso de ensaios estáticos desenvolvidos sob Modo I, por exemplo, é esperada uma superfície mais uniforme com menor ocorrência de rompimentos de fibra, em que a matriz possui claramente uma fratura do tipo clivagem, sem a presença de *cusps* (Figura 7), apresentando *river marks* e *scarps*.

Os *cusps* são formados por trincas anguladas na região da resina entre os planos de fibra e o ângulo destas trincas é governado pelo modo misto. Uma vez elevado o nível de esforço no Modo II, a inclinação e incidência destas trincas são elevadas, e conseqüentemente a região de fratura. Estas trincas anguladas crescem até as fibras onde coalescem, ou seja, se forem analisadas de forma local, as mesmas poderiam ser definidas como clivagem. Este fator explica o motivo deste mecanismo de fatura ter maior energia associada e conseqüente uma maior resistência quando comparado com os mecanismos relacionados ao Modo I. Em termos dos aspectos macroscópicos, a superfície de fratura com a presença de *cusps* é mais rugosa.

Figura 7 – Exemplo de *cusps* em matriz epóxi.



Fonte: Greenhalgh (2009).

O material utilizado na pesquisa em questão é um reforço NCF (*non-crimp fabric*), ou seja, um tecido 2D em que suas fibras são unidas por meio de uma costura em linha de poliéster (PES). Segundo Shiino (2017), esta linha, diferentemente das fibras de carbono que compõem o tecido, não possuem um tratamento químico para promover uma interação química mais forte com a resina, conforme o demonstrado pela Figura 8, o que pode contribuir para uma redução da resistência a delaminação.

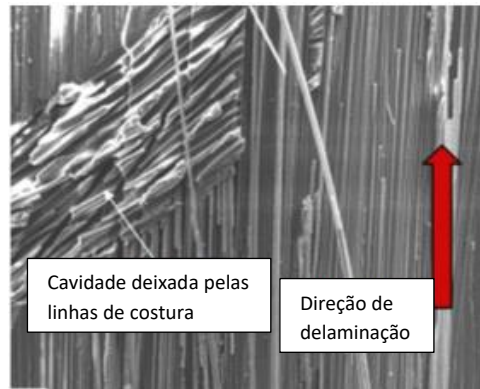
Figura 8 - Linha de PES emergindo da resina sem que a mesma esteja acumulada em sua superfície.



Fonte: Shiino (2017).

Entretanto, a interação mecânica entre o PES e a matriz pode ser um meio que contribui para a resistência a fratura da superfície como foi observado por Shiino (2107). Esta teoria se deve a uma maior rugosidade observada ao redor da cavidade deixada pelo PES na superfície de fratura, o que indica que ocorreu absorção de energia por conta da deformação da matriz (Figura 8) durante a propagação da trinca.

Figura 9 – Região de cavidades deixadas pela linha de costura com rugosidade mais elevada.



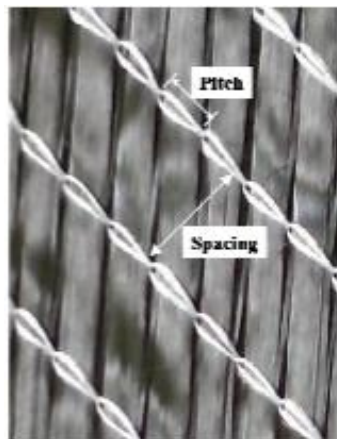
Fonte: Shiino (2017).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 MATERIAL E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

O trabalho experimental foi conduzido a partir de um sistema de resina epóxi monocomponente PRISM™ EP2400 fornecido pela CYTEC reforçada por oito planos de tecidos biaxiais de fibras de carbono (Hexcel IM7 GP) costurados com linhas de PES SC fornecido pela SAERTEX. O padrão de costura padrão pode ser visto na Figura 10 assim como seus parâmetros, sendo o passo (*pitch*) = 2,0 mm e o espaçamento (*spacing*) = 7,5 mm.

Figura 10 – Parâmetros de costura do tecido biaxial de fibra de carbono.



Fonte: Shiino (2014).

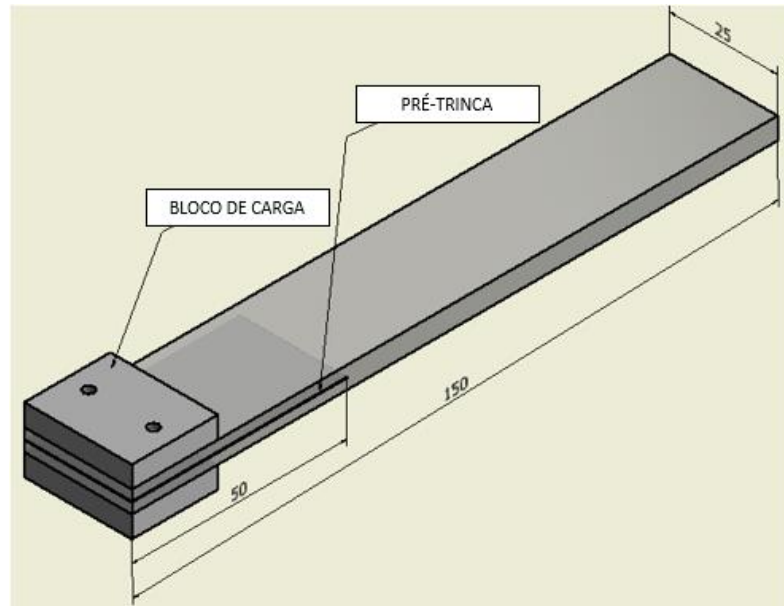
A preforma foi montada em uma configuração quase isotrópica com oito camadas de reforço  $[0^\circ/90^\circ]_{4S}$  e um filme colocado como inserto entre a interface  $0^\circ/0^\circ$  para produzir uma pré-trinca de aproximadamente 50 mm nas amostras (Figura 11), como especificado na norma ASTM D5528-13.

O laminado foi produzido pela técnica de RTM com uma pressão máxima de 0,6 MPa no final do ciclo de injeção que totalizou 50 minutos. Em seguida, o material foi curado de acordo com as recomendações do fabricante da resina (temperatura de 180 °C durante 120 minutos). Três placas de compósito de configuração idêntica foram produzidas utilizando moldes com diferentes cavidades, o que resultou em placas com espessuras distintas variando entre 3 mm e 4 mm. Conseqüentemente, as placas possuem diferentes valores de FVF.

Após a confecção das placas, estas foram submetidas à inspeção por ultrassom (C-scan) de modo que a qualidade do processamento fosse avaliada. Em seguida, as placas foram

cortadas em dimensões correspondentes as amostras finais (DCB) conforme o descrito na norma ASTM D5528-13 e ilustrado pela Figura 11.

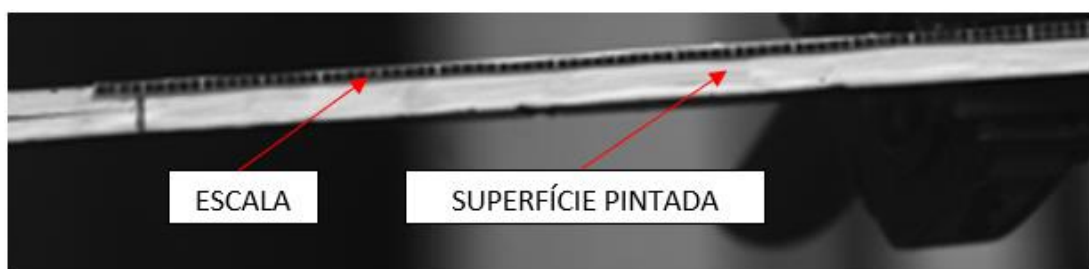
Figura 11 – Geometria e dimensões da amostra (DCB).



Fonte: Autoria própria.

Blocos de alumínio foram colados na extremidade da amostra onde a carga é aplicada (Figura 11). A face lateral das amostras foi pintada com uma tinta branca (Figura 12) de modo que a visualização da ponta da trinca fosse facilitada durante sua propagação. Finalmente, uma escala foi colada na lateral das amostras, possibilitando medições do comprimento da trinca durante sua propagação.

Figura 12 – Preparação da lateral da amostra.



Fonte: Autoria própria.

## 4.2 CÁLCULO DA FVF TEÓRICA

A FVF teórica de cada amostra foi calculada por meio da Equação 3 com o objetivo de possibilitar posteriores correlações da FVF com a propagação da trinca. Este cálculo é puramente teórico e desconsidera os defeitos e a porosidade presentes no material.

$$V_f = \frac{gms \cdot n_p}{\rho_f \cdot t} \quad (3)$$

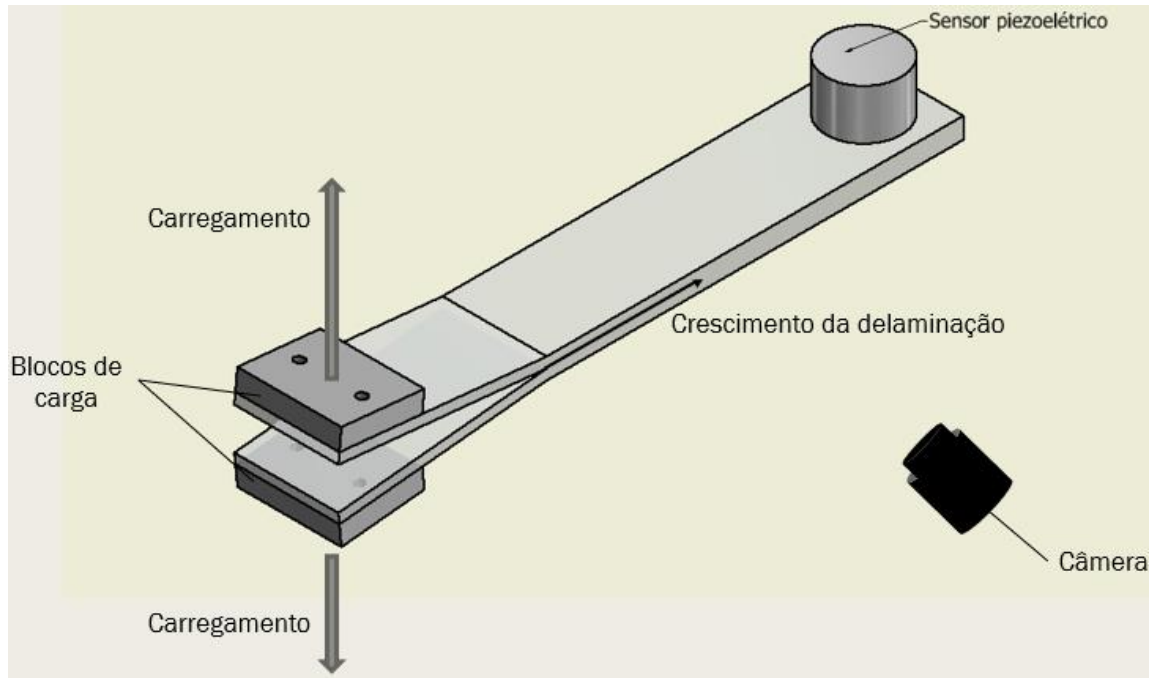
Onde  $V_f$  é a FVF,  $gms$  é a gramatura do tecido (408 g/m<sup>2</sup>),  $n_p$  é o número de camadas de reforço,  $\rho_f$  densidade da fibra (1,78 g/cm<sup>3</sup>) e  $t$  é a espessura da amostra.

## 4.3 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

Todos os testes foram conduzidos com base na norma ASTM D5528-13 sob uma taxa de deslocamento de 1 mm/min em uma máquina de fadiga servo-hidráulica MTS de capacidade de 15 kN equipada com uma célula de carga de 1 kN. Uma câmera foi utilizada para monitorar o comprimento da trinca com uma taxa de aquisição de imagens de 1 foto/segundo durante o teste quase-estático com uma resolução que variou na ordem de 15 a 22 pixels, uma vez que a posição variou em todos os testes. Adicionalmente, os valores de carregamento e tempo foram armazenados e sincronizados com cada fotografia. Um sensor piezelétrico foi posicionado na extremidade da amostra com o objetivo de captar os sinais acústicos gerados pela progressão do dano durante o teste.

Força, deslocamento e tempo foram constantemente medidos e armazenados pelo equipamento e os valores de força foram enviados para o sistema de EA, permitindo uma sincronia entre os dados de força, deslocamento, EA e comprimento de trinca (através das fotografias). O *setup* do teste é ilustrado na Figura 13.

Figura 13 – *Setup* do ensaio de tenacidade à fratura no modo I de carregamento.

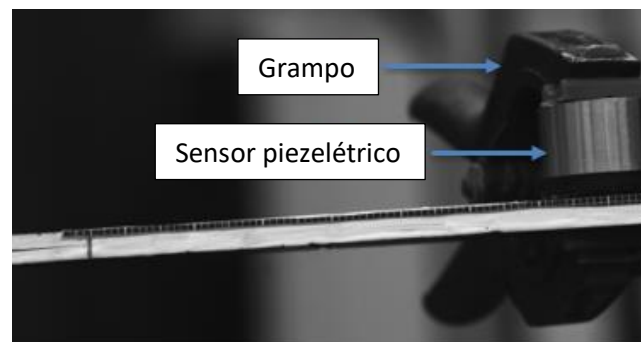


Fonte: Autoria própria.

#### 4.4 DISPOSITIVO DE EMISSÃO ACÚSTICA

As medições de EA foram conduzidas utilizando o equipamento AMSY-6 Vallen, um sistema de EA de oito canais com quatro canais de entrada. Um sensor piezoelétrico banda-larga (AE1045S) com pré-amplificador externo de 34 dB e um filtro de passagem de banda de 20-1200 kHz foi fixado nas amostras conforme o ilustrado na Figura 14. Um fluido foi aplicado na interface entre o sensor e a amostra de forma a melhorar a transmissão do som do compósito para o sensor.

Figura 14 – Sensor piezoelétrico fixado na extremidade da amostra.



Fonte: Autoria própria.

Anteriormente a todos os testes o sistema de EA foi testado. Neste teste uma lapiseira tem sua ponta pressionada contra a superfície da amostra até que sua ponta seja quebrada gerando um sinal acústico. Caso o sistema de EA não esteja funcionando adequadamente este sinal acústico não será detectado. Apenas um dos canais de entrada do equipamento foi utilizado para receber os dados de força e, portanto, vincula se aos dados de EA.

Os dados de EA foram filtrados com o objetivo de reduzir o ruído dos equipamentos utilizados no teste a partir do estabelecimento de um valor limite de 50 dB para a intensidade dos sinais detectados. Portanto, sinais com uma amplitude que não exceda o valor limite determinado previamente não são detectados. Entretanto, o ajuste deste valor é extremamente difícil e importante para posteriores análises de dados, uma vez que um elevado valor leva a perda de sinais acústicos referentes a progressão de dano e um valor reduzido leva a captação de sinais referentes a ruídos. Um valor limite para os sinais acústicos de 50 dB foi utilizado neste trabalho baseado em experiências anteriores.

#### 4.5 TAXA DE ENERGIA LIBERADA

Quando uma trinca se propaga em um corpo com comportamento linear elástico, cada incremento infinitesimal no comprimento da delaminação ( $da$ ) resulta em uma dissipação de certa quantidade de energia ( $dU$ ) por unidade de largura ( $b$ ). A Equação 4 expressa a energia de deformação elástica total ( $G$ ) das amostras de teste.

$$G = - \frac{1}{b} \frac{dU}{da} \quad (4)$$

Neste trabalho a taxa de energia liberada durante o teste de tenacidade à fratura no modo I de abertura da trinca foi calculada utilizando o método *Modified Beam Theory* (MBT) descrito na norma D5528-13. O MBT consiste na Equação 5.

$$G_I = \frac{3P\delta}{2b(a+\Delta)} \quad (5)$$

Na qual:

$P$  = carregamento (N);

$\delta$  = deslocamento (m);

$b$  = largura da amostra (m);

$a$  = comprimento da trinca (m);

$\Delta$  = fator de correção que consiste num comprimento adicional no comprimento da trinca (m).

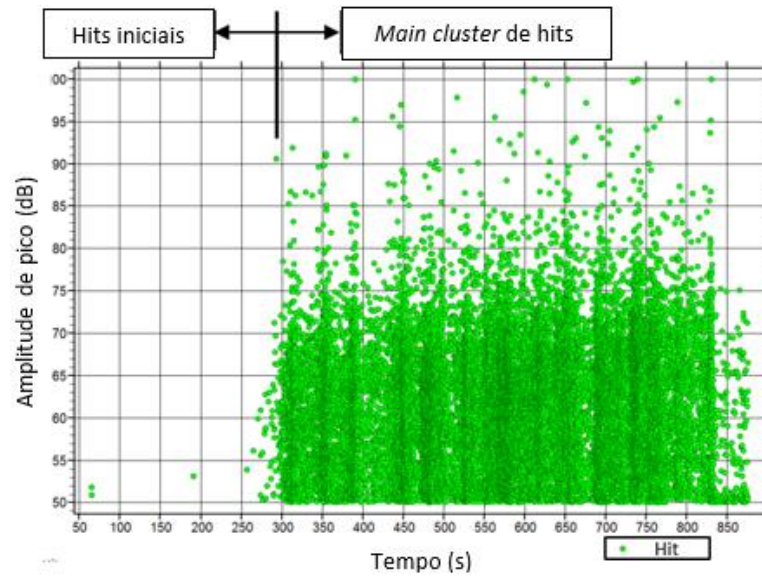
O fator de correção é necessário para evitar uma superestimação de  $G_I$  uma vez que a viga não é perfeitamente rígida e uma rotação pode ocorrer na extremidade da trinca.

#### 4.6 TAXA DE ENERGIA CRÍTICA LIBERADA ( $G_{IC}$ )

A energia crítica ( $G_{IC}$ ) consiste no valor de  $G$  correspondente ao primeiro incremento no comprimento da delaminação devido a um deslocamento ou força de abertura aplicados à amostra. Para a determinação do  $G_{IC}$  três métodos foram utilizados: desvio da linearidade (não linearidade - NL), observação visual (VIS) e a técnica de emissão acústica. O método NL considera o primeiro desvio da linearidade na curva da força ( $P$ ) pelo deslocamento ( $\delta$ ) como o primeiro desenvolvimento de dano, enquanto o método VIS utiliza técnicas ópticas para identificar o início da propagação da trinca na lateral da amostra.

No atual trabalho, a taxa de sinais acústicos emitidos foi armazenada e utilizada para obter o valor de  $G_{IC}$ . O desenvolvimento de dano é uma consequência de alguns mecanismos de dano que são fontes de emissão de sinais acústicos, em que sua taxa de emissão e intensidade serão associadas com o início do crescimento da trinca. Portanto, quando o número cumulativo de sinais acústicos começa a crescer sob taxas mais elevadas o valor de  $G$  é tomado como sendo o valor crítico ( $G_{IC}$ ). Esta variação na taxa de emissão de hits (“hit” representa um sinal acústico isolado captado pelo sensor piezolétrico) corresponde ao início do *main cluster* de hits (que consiste no aglomerado de hits correspondentes a propagação da trinca) como apresentado pela Figura 15.

Figura 15 – Padrão de emissão de hits durante o ensaio quase-estático.



Fonte: Autoria própria.

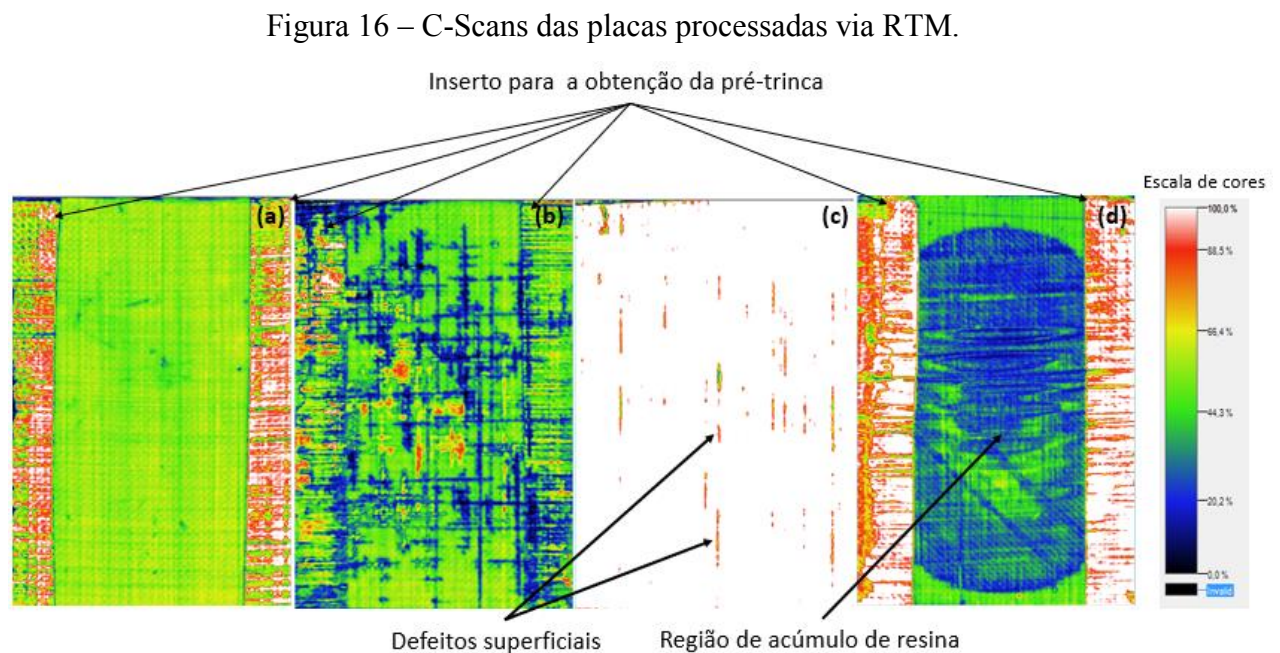
Os hits iniciais com amplitude de pico inferiores a 55dB foram observadas em quase todas as amostras testadas. A ocorrência desses hits iniciais sob valores muito pequenos de carregamento precisa ser melhor estudado. Entretanto, análises destes sinais indicam que sua origem é muito provavelmente algum tipo de ruído. Portanto, apenas hits iniciais de amplitude superior a 55 dB foram relacionados ao desenvolvimento de dano.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados foram obtidos para as amostras DCB nomeadas como QST-1, QST-2, QST-3, QST-4 e QST-5. Estas amostras possuem valores decrescentes de FVF com o objetivo de investigar sua influência na EA durante o crescimento da delaminação sob modo I de carregamento em compósitos laminados (carbono/epóxi).

### 5.1 INSPEÇÃO DAS PLACAS PRODUZIDAS VIA ULTRASSOM (C-SCAN)

As Figuras 16a, 16b e 16d representam os C-Scans referentes as placas 1, 2 e 3, respectivamente. Já a Figura 16c é referente ao C-Scan da superfície da placa 2. Os C-Scans referentes a superfície da placa geralmente não são utilizadas em análises, pois uma vez que não haja defeitos superficiais, as reflexões do sinal sonoro são sempre muito altas, gerando uma imagem totalmente unicolor de modo que seja impossível se retirar qualquer conclusão. Entretanto, a placa 2 apresentou defeitos superficiais, o que tornou necessário a análise do C-Scan de sua superfície para uma melhor compreensão dos resultados.



Fonte: Autoria própria.

Um dos principais fatores a serem avaliados em uma representação C-Scan é referente a homogeneidade das cores presentes na placa, uma vez que uma mesma tonalidade representa uma pequena variação da atenuação geral da placa.

Com a avaliação da Figura 16a, conclui-se que a placa 1 apresenta uma homogeneidade com relação aos níveis de atenuação ao longo da placa, o que pode indicar que houve uma boa impregnação de resina nas fibras de reforço. Também é possível verificar a presença de pequenos pontos onde há variação na porcentagem de sinal sonoro refletido, podendo indicar uma região com possíveis defeitos de processamento.

Diferentemente do que foi obtido durante o ensaio de ultrassom da placa 1, a placa 2 apresenta uma provável falta de impregnação de resina na fibra de reforço, a partir das análises da Figura 16b. Entretanto, esta heterogeneidade no padrão de atenuação do feixe sônico ao longo da placa foi acentuada por uma boa quantidade de defeitos superficiais, como é possível observar na Figura 16c. Os defeitos superficiais são causados, neste caso, pela falta de resina na superfície da placa, que culmina em um maior espalhamento do sinal sonoro ao incidir com a superfície do compósito. Com isso, a porcentagem do sinal refratado é reduzida nas regiões adjacentes ao defeito superficial, contribuindo para a acentuação da atenuação presente na placa. Finalmente, a partir da Figura 16d é possível verificar um acúmulo de resina no centro da placa, que perde intensidade na medida em que as distâncias do centro até a borda diminuem.

A partir dos resultados da inspeção por ultrassom em C-Scan foi possível selecionar as regiões da placa onde a impregnação foi mais homogênea para que fossem confeccionadas as amostras para o ensaio de tenacidade à fratura.

## 5.2 DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA INTERLAMINAR NO MODO I ( $G_{IC}$ )

O valor de  $G_{IC}$  foi determinado para cada uma das amostras utilizando três técnicas diferentes: NL, VIS e EA. Com relação aos sinais de EA, o valor de  $G_{IC}$  foi determinado baseado no primeiro hit com amplitude superior a 55 dB e o momento em que a taxa de emissão de sinais acústico possui um crescimento acentuado. Este momento é representado pelo início do *main cluster* de hits. A definição do *main cluster* de hits corresponde ao momento em que a amostra alcança um nível de energia de deformação suficiente para desencadear um número de mecanismos de dano que represente o início da propagação da trinca.

Os valores de  $G_{IC}$  obtidos pelas diferentes metodologias são apresentados na Tabela 1, com os valores da FVF teórica de cada uma das amostras.

Tabela 1 - Tenacidade à fratura interlaminar no modo I ( $G_{IC}$ ) para cada amostra.

Amostras	GIC (N/m)					
	VIS	NL	Varição entre VIS e NL (%)	Primeiro hit > 55 dB	Início do <i>main cluster</i>	FVF (%)
QST-1	259,0	255,8	1,2	191,1	243,1	57,0
QST-2	257,0	198,5	22,7	156,5	212,0	55,6
QST-3	268,7	273,1	1,6	191,2	241,7	43,7
QST-4	281,6	280,3	0,5	120,2	227,4	36,5
QST-5	248,7	317,2	21,6	179,4	218,3	32,3
Média	269,8	269,7	-	167,5	237,4	-
Média dos desvios absolutos (%)	7,9	9,3	-	31,6	6,7	-
	2,9%	3,4%	-	18,8%	2,8%	-

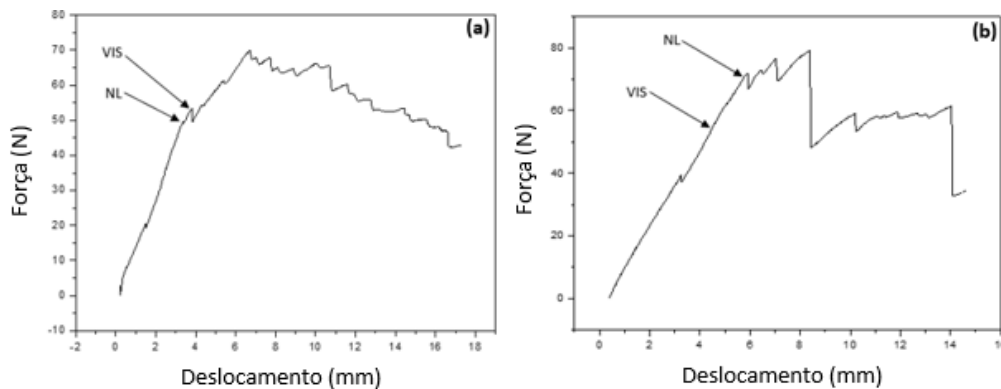
\*Não considerado no cálculo da média e do desvio.

Fonte: Autoria própria.

Valores aproximados são esperados para os métodos VIS e NL, uma vez que as amostras possuem uma matriz frágil que apresenta dano visual com deformação reduzida, diminuindo o período entre cada evento. Para matrizes frágeis, o comprimento da trinca no interior da amostra tende a ser o mesmo nas laterais, o que significa uma frente linear de propagação da trinca. Isto pode ser traduzido como a reduzida variação dos resultados das amostras QST-1, QST-3 e QST-4, inferior a 2%. Entretanto, as amostras QST-2 e QST-5 apresentaram variações de 11% e 21,6%, respectivamente. Esta variação entre os métodos VIS e NL consiste na diferença percentual entre os valores de  $G_{IC}$  obtidos por estas metodologias.

Considerando as singularidades observadas nas amostras QST-2 e QST-5, seus resultados foram analisados separadamente (Figura 17), uma vez que há discrepâncias entre os métodos NL e VIS para a determinação do  $G_{IC}$ .

Figura 17 – Diagrama de Força (N) x Deslocamento (mm) das amostras (a) QST-2 e (b) QST-5.



Fonte: Autoria própria.

Todas as amostras testadas apresentaram uma pequena redução no carregamento no início do teste devido ao equipamento conforme o ilustrado na Figura 17. Nenhuma evidência de desenvolvimento de ano foi observada.

A amostra QST-2 apresentou um valor de  $G_{IC,NL}$  inferior ao  $G_{IC,VIS}$  (Figura 17a). Isto pode indicar um início da delaminação no meio da amostra, onde um estado de deformação plana é assumido, enquanto nenhum sinal de desenvolvimento de dano é observado na lateral da amostra. A ausência de propagação de dano na borda da amostra foi comprovada por meio óptico, enquanto a propagação da trinca no interior da amostra foi detectada pelos sinais de EA, comprovando que mecanismos de dano se desenvolveram no material antes de qualquer evidência de crescimento da trinca nas laterais da amostra.

Com relação a amostra QST-5, o valor de  $G_{IC,VIS}$  foi menor que  $G_{IC,NL}$  (Figura 17b), o que significa a detecção visual de dano sem que seja apresentada deformação da matriz ou não linearidade entre força e deslocamento. Nesta ocasião, o carregamento continua crescendo linearmente com relação ao deslocamento, portanto não há sinal de qualquer alteração microestrutural.

A explicação para este ocorrido é baseada na alteração do comprimento da trinca que aumenta a distância do ponto de carregamento para a extremidade da trinca, promovendo um maior momento fletor aplicado na ponta da trinca. Portanto, se o comprimento da trinca for aumentado, um valor inferior de carregamento seria necessário para manter o mesmo deslocamento, mas isso não é verificado na Figura 17b, uma vez que nenhuma redução da carga aplicada na amostra foi verificada. Em outras palavras, a energia de deformação foi mantida apesar do incremento da delaminação observado na borda da amostra, o que levou a uma elevação da carga aplicada mantendo a linearidade com o deslocamento, conforme a Equação

5. Considerando isso, a trinca iniciou sua propagação primeiramente nas bordas na amostra QST-5, enquanto nenhuma delaminação foi verificada em seu interior, mantendo a linearidade entre força e deslocamento até o valor de  $G_{IC,NL}$ .

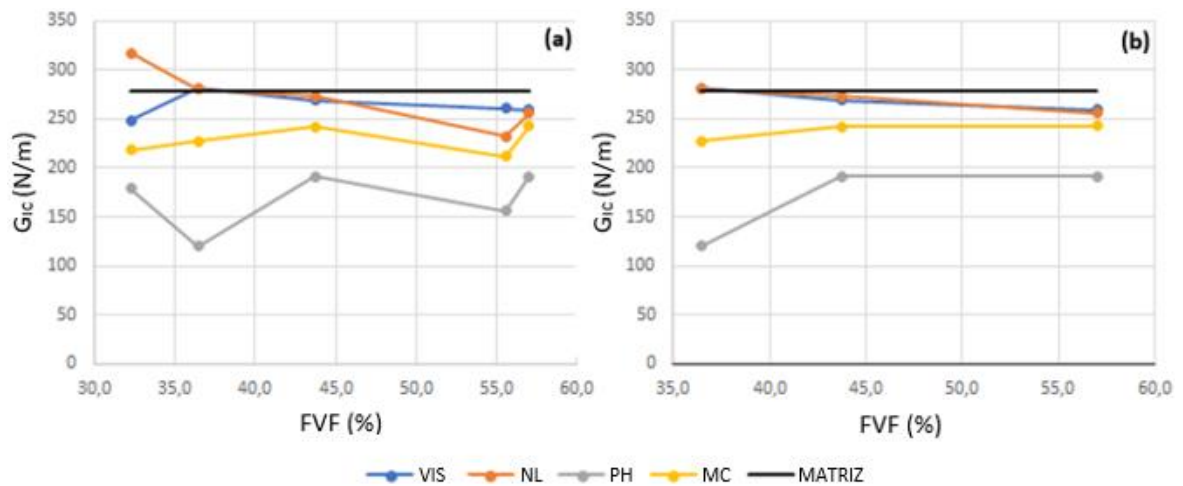
Seguindo as análises dos dados de EA na Tabela 1, o  $G_{IC,PH}$  médio (coluna referente ao primeiro hit – PH) representa 62% do  $G_{IC,NL}$  médio. Indicando que mecanismos de dano na pré-trinca e outros eventos microscópicos estão presentes, fato que não é detectado pelos métodos convencionais (NL e VIS).

Já o  $G_{IC,MC}$  (MC – *main cluster*), obtido com o início do MC, mostrou resultados comparáveis aos métodos padronizados em termos de dispersão. Esta afirmação é possível a partir da comparação das médias dos desvios absolutos de cada uma das metodologias (NL, VIS, PH e MC), mais precisamente da porcentagem que estes valores representam com relação a suas médias, apresentados na Tabela 1. Claramente, uma variação entre os valores de  $G_{IC}$  dentro de uma mesma metodologia é esperada, uma vez que as amostras ensaiadas possuem valores diferentes de FVF. Entretanto, se a magnitude desta variação é similar para as diferentes metodologias de obtenção do  $G_{IC}$ , significa que um padrão de dispersão parecido foi assumido para cada uma das técnicas.

O início do *main cluster* de hits corresponde ao momento em que eventos acústicos são emitidos sob taxas mais elevadas. Consequentemente, este momento corresponde ao instante em que a amplitude da energia de deformação está na iminência de causar eventos de dano, suficiente para que a trinca se propague macroscopicamente elevando a taxa de EA. O valor de  $G_{IC,MC}$  obtido para a amostra QST-2 foi 8,6% inferior ao valor de  $G_{IC,NL}$ , o que assegura que a trinca iniciou seu crescimento no interior da amostra, enquanto a borda permaneceu intacta.

Um aumento do  $G_{IC}$  foi observado para os resultados obtidos por NL e VIS com a redução da FVF como o representado pela Figura 18b. Enquanto a Figura 18a apresentou uma elevada variação dos resultados, uma vez que as amostras QST-2 e QST-5 foram consideradas na análise. Considerando os dados de VIS (Figura 18b), a variação de  $G_{IC,VIS}$  foi de cerca de 11% quando a variação da FVF foi reduzida de 57,0% para 36,5%. Enquanto os dados referentes ao método NL (Figura 18b) apresentaram uma variação de  $G_{IC,NL}$  de cerca de 9% para a mesma alteração na FVF.

Figura 18 – Taxa de energia crítica liberada (N/m) x FVF (%) (a) QST-1, QST-2, QST-3, QST-4, QST-5 e (b) QST-1, QST-3, QST-4.



Fonte: Autoria própria.

A delaminação se inicia em um plano de simetria do material onde a trinca se propaga em meio a uma região rica em matriz. No caso de valores menores de FVF, este plano de propagação é rico em resina, reduzindo a influência do reforço sobre o desenvolvimento do dano. Portanto, é esperado para amostras com valores menores de FVF, um valor de  $G_{IC}$  mais próximo a tenacidade à fratura da matriz. De acordo com a CYTEC, a matriz possui um  $G_{IC}$  de 279 N/m, que corresponde aos valores mostrados na Figura 18b. Isso ilustra uma convergência dos valores de  $G_{IC}$  para o valor de  $G_{IC}$  da matriz com a redução da FVF (considerando apenas os resultados obtidos pelos métodos NL e VIS).

Outro aspecto importante de ser observado nas Figuras 18a e 18b é o fato de os resultados de  $G_{IC,PH}$  e  $G_{IC,MC}$  terem apresentado valores inferiores de energia quando comparados aos resultados obtidos pelos métodos NL e VIS para todas as FVF analisadas. Isso é explicado pelos mecanismos de dano desenvolvidos anteriormente a detecção do primeiro incremento da delaminação pelos métodos padronizados (NL e VIS). Ainda, uma vez que as técnicas de EA são baseadas em eventos de dano, seus resultados mostraram ser independentes de uma frente de trinca não linear (Figura 18a).

Considerando a Figura 18b, enquanto os valores de NL e VIS aumentam, os valores referentes ao PH e MC reduzem com a redução da FVF. O que indica mais dano no domínio da matriz para menores FVF. Conseqüentemente, as amostras QST-1, QST-2 e QST-3 exibiram eventos de dano sob baixos níveis de energia com a redução da FVF.

Portanto, a partir das análises dos resultados da Tabela 1, os dados referentes a técnica de emissão acústica mostraram uma notável tendência. Primeiramente, o valor de  $G_{IC,PH}$

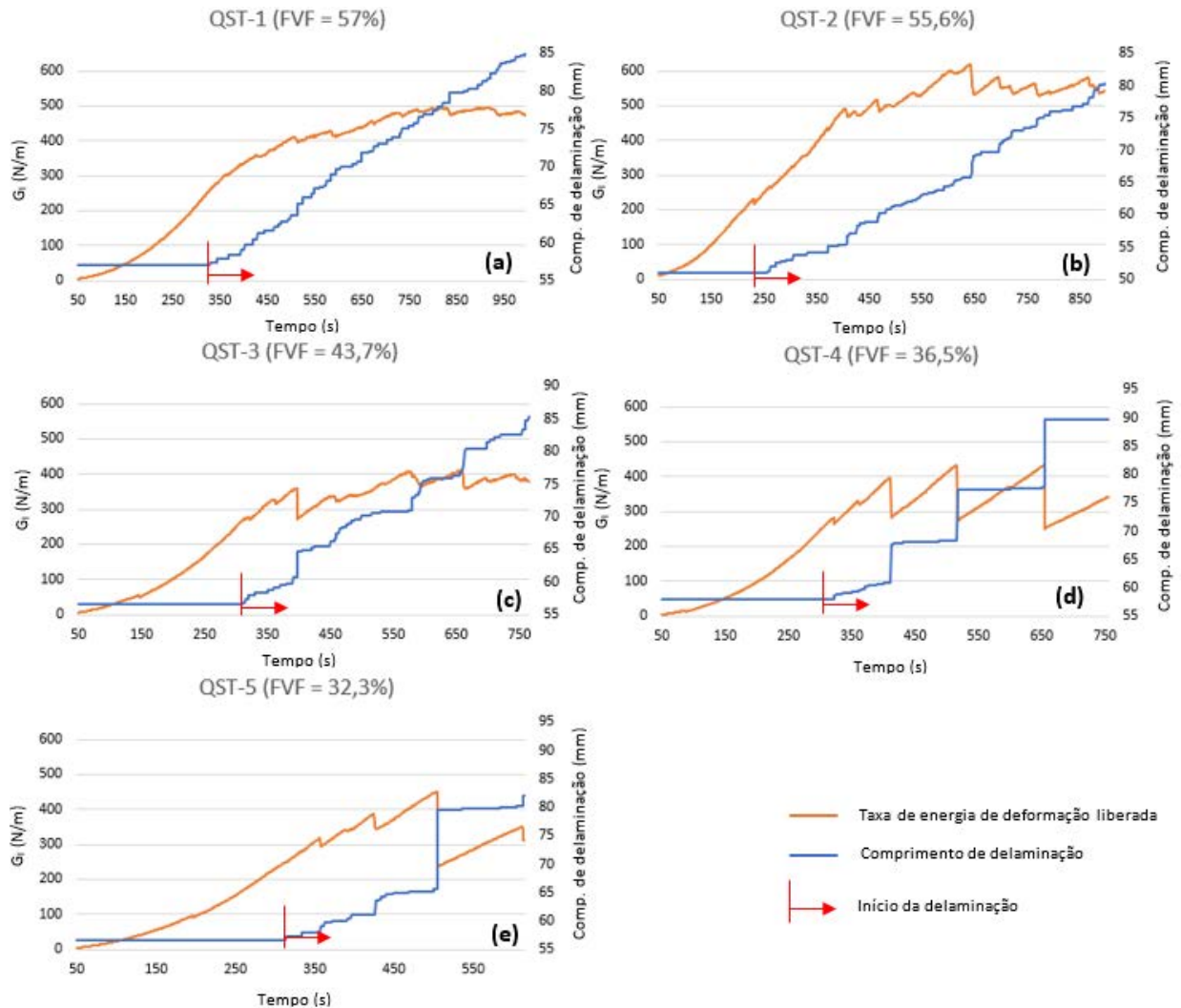
corresponde ao primeiro evento de dano detectado pelo sensor piezelétrico. Este primeiro valor de energia crítica indicou ser altamente dispersivo, uma vez que os resultados apresentaram o maior desvio absoluto da média (19,0%). Após a detecção de alguns eventos isolados relacionados a micro mecanismos de dano, o deslocamento ( $\delta$ ) continua crescendo a uma taxa constante, até alcançar uma intensidade de energia suficiente para que a trinca inicie sua propagação. Evento ocorrido sob uma taxa muito reduzida impossível de ser detectada pelos métodos padronizados (NL e VIS), mas a técnica de EA possibilita a observação destes eventos.

O início efetivo da propagação da trinca corresponde ao início do que é chamado de *main cluster* (MC) de hits no presente trabalho. Correspondendo ao instante em que os sinais acústicos são detectados a taxas mais elevadas ao invés de eventos isolados. Portanto, o  $G_{IC,MC}$  mostrou-se ser mais consistente em comparação com métodos padronizados uma vez que é associado com os mecanismos de dano desenvolvidos durante a propagação da trinca.

### 5.3 ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA

A Figura 19 apresenta a taxa de energia liberada (N/m) e o comprimento da delaminação (mm) pelo tempo (s) para todas as cinco amostras testadas. Todos os diagramas correspondem a um total de aproximadamente 30 mm de comprimento de delaminação. As Figuras 19a, 19b, 19c, 19d e 19e correspondem as amostras QST-1, QST-2, QST-3, QST-4 e QST-5, respectivamente.

Figura 19 – Diagrama da taxa de energia liberada (N/m) e o comprimento da delaminação (mm) pelo tempo (s) das amostras QST-1, QST-2, QST-3, QST-4 e QST-5 com os respectivos valores de FVF.



Fonte: Autoria própria.

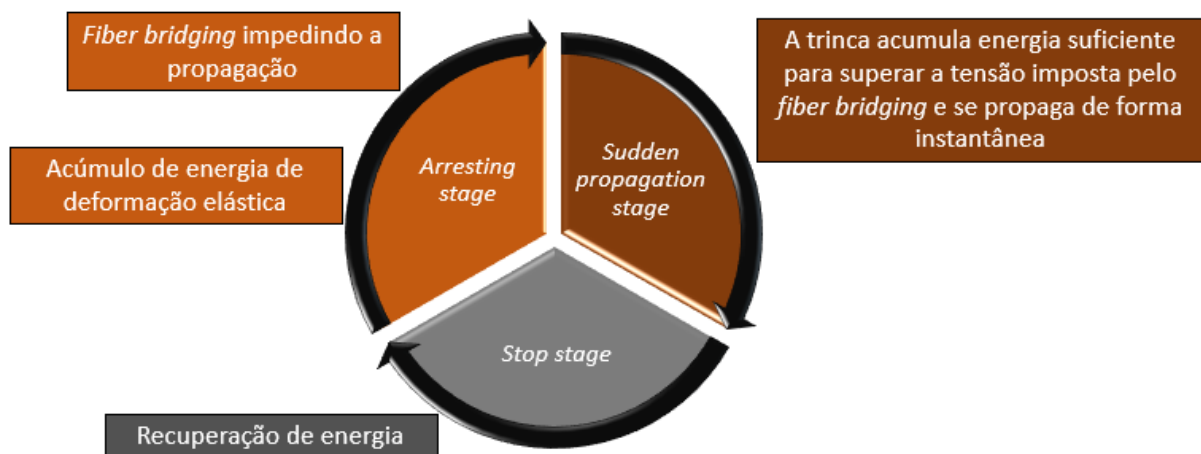
Analisando a propagação da trinca representada na Figura 19, foi observado que a propagação perdeu estabilidade com a redução da FVF. Esta instabilidade é devido aos crescimentos instantâneos da trinca (observar escala de tempo) que se tornam mais frequentes e de maiores amplitudes com a redução da FVF, nomeados no presente trabalho como saltos de trinca. Ou seja, o conceito de instabilidade considerado no presente trabalho se refere a variação brusca da taxa de crescimento da trinca.

Os saltos da extremidade da trinca correspondem ao momento em que a energia de deformação cai e o comprimento da delaminação cresce repentinamente. Este comportamento pode ser explicado pelo aumento da quantidade de matriz na interface entre os planos de fibra

onde a trinca se propaga. Conseqüentemente, a influência dos planos de fibra sobre o crescimento da trinca é reduzida, o que pode contribuir para a redução de sua estabilidade durante a propagação. Portanto, amostras com menores FVF possuem uma maior quantidade de matriz na interface, fato que conduz a uma propagação instável da trinca devido à natureza frágil da matriz.

A propagação de trinca em materiais compósitos laminados é desenvolvida em três estágios: *arresting*, *sudden extension* e *stop stage* (conforme o esquema da Figura 20). O primeiro estágio corresponde ao processo de acumulação de energia de deformação, em que a trinca se propaga sob pequenas taxas por conta da ação do *fiber bridging* que age de forma a impedir a propagação; no segundo estágio a energia de deformação atinge um valor alto o suficiente para liberar as fibras tracionadas entre os “braços” da amostra da interface, resultando em uma propagação repentina da trinca. O terceiro estágio ocorre como consequência dos estágios anteriores, uma vez que a energia de deformação sofre uma redução proporcional ao crescimento da trinca, fato que reduz a taxa de propagação da trinca, podendo ser praticamente nula dependendo da magnitude da redução de energia.

Figura 20 – Estágios de propagação de trincas em materiais compósitos estruturais laminados.

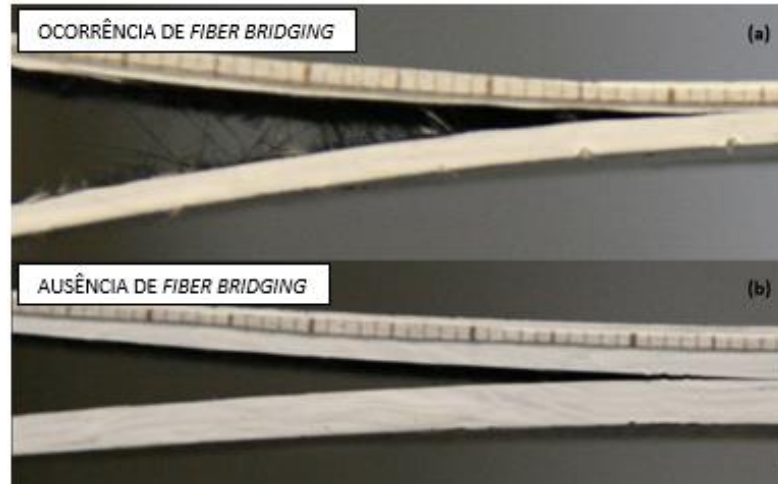


Fonte: Autoria própria.

Uma menor ocorrência de *fiber bridging* pode ser associada com um aumento na estabilidade durante a propagação da trinca, uma vez que a energia de deformação elástica acumulada durante o *arresting stage* seria menor e conseqüentemente a posterior propagação instantânea da trinca teria uma menor amplitude (Saeedifar, 2016). Entretanto, saltos da trinca de cerca de 15 mm foram observados durante a propagação da trinca das amostras QST-4 e

QST-5, em que a FVF foi reduzida e nenhuma evidência de *fiber bridging* foi observada, conforme o ilustrado pela Figura 21b para a amostra QST-5.

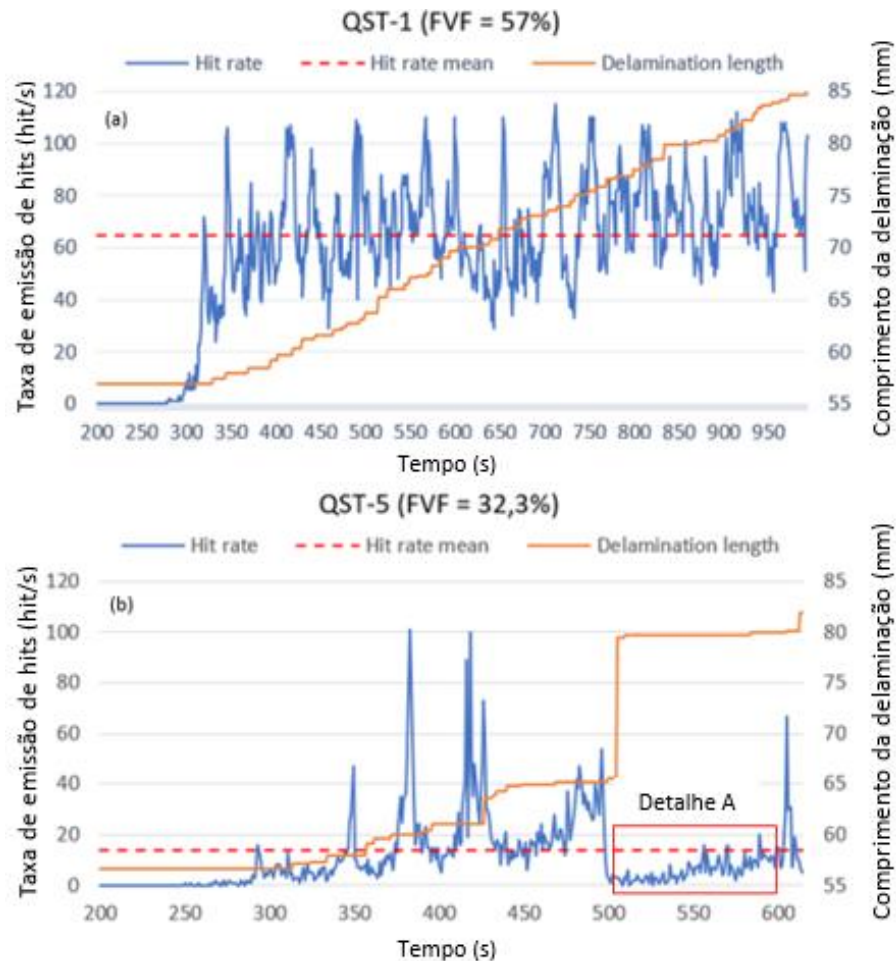
Figura 21 – Fotografias das amostras QST-2 (a) e QST-5 (b) durante o ensaio de tenacidade à fratura (modo I).



Fonte: Autoria própria.

Após um salto da extremidade da trinca, a energia de deformação cai e um processo de recuperação da energia elástica é iniciado, levando um tempo proporcional a quantidade de energia liberada. Este processo ocorre de forma simultânea com o desenvolvimento de micro mecanismos de dano sob uma taxa reduzida, como pode ser observado na Figura 22, em que a variação da taxa de emissão de hits confirma que a propagação instantânea da trinca conduz a uma posterior redução na taxa de emissão de hits e, conseqüentemente, a uma menor taxa propagação da trinca.

Figura 22 – Gráfico da taxa de hits (hit/s) x tempo (s) com a taxa média de hits emitidos e a FVF para as amostras QST-2 (a) e QST-5 (b) durante o ensaio de tenacidade à fratura (modo I).



Fonte: Autoria própria.

A Figura 22 ilustra a relação entre a taxa de eventos de EA com a taxa de crescimento da delaminação. A Figura 22a corresponde a amostra QST-1 que possui o maior valor de FVF (57,0%), levando a propagação mais estável da trinca com uma taxa de delaminação praticamente constante e uma taxa de emissão de hits que variou de 30 hit/s até cerca de 120 hit/s com um valor médio de 65 hit/s. Já a Figura 22b corresponde a amostra QST-5 que possui o menor valor de FVF (32,3%), levando a uma propagação instável da trinca caracterizada pelos saltos de sua extremidade que resultaram em uma taxa de emissão de hits que variou de 0 hit/s até cerca de 100 hit/s com um valor médio de 14 hit/s.

O valor reduzido de FVF resultou na ausência de *fiber bridging* durante a propagação. Por este motivo o compósito se tornou mais dependente das propriedades do domínio da matriz, o que torna a propagação instável, uma vez que matrizes termorrígidas são frágeis por natureza.

Além disso, se existe uma maior quantidade de resina no plano onde a trinca se propaga, os modos de dano desenvolvidos tendem a ser principalmente relacionados a trinca na matriz.

Portanto, considerando uma redução na FVF, mecanismos de falha relacionados à interface (como por exemplo o desprendimento de fibras da matriz e falha coesiva) tendem a ser significativamente reduzidas. Todos estes eventos relacionados a propagação instável da trinca levam a uma redução nas taxas de hits emitidos durante a propagação da trinca, explicando a redução no valor médio de hits emitidos observado na Figura 22.

Entretanto, alguns hits podem não ser relacionados a modos de dano, sendo, ao invés disso, relacionados a ruídos. Os ruídos presentes nos sinais acústicos são uma preocupação da técnica de EA e podem ser originados pelos equipamentos de teste ou fricção interna entre as superfícies de fratura durante carregamentos cíclicos. Um valor limite de 50 dB foi considerado para diferenciar ruídos gerados pelos equipamentos de teste ou outro evento externo dos sinais relacionados ao desenvolvimento de dano durante a propagação da trinca. A fricção interna não é um problema neste trabalho por se tratar de um ensaio quase-estático.

Os resultados de EA apresentados na Figura 22b podem demonstrar de forma bastante clara os mecanismos de delaminação desenvolvidos em materiais de matriz polimérica reforçado com fibras com propriedades dominadas pela matriz. Na Figura 22b é possível observar que antes de cada salto da extremidade da trinca, a taxa de emissão de hits apresentou um pico, indicando que novos eventos relacionados a micro mecanismos de dano foram desenvolvidos. Neste momento não é identificado de forma visual nenhum incremento no comprimento da delaminação, mas apenas o desenvolvimento de micro mecanismos de dano sob uma baixa taxa de propagação da trinca. Etapa que coincide com o estágio de acúmulo de energia de deformação.

No caso da amostra QST-5, não há presença de *fiber bridging* atuando de forma a dificultar a propagação da trinca, fato que impede o acúmulo de grandes quantidades de energia de deformação elástica. Entretanto, a natureza frágil da matriz epóxi faz com que seja necessária uma menor quantidade de energia para que a trinca se propague, conduzindo a saltos da extremidade da trinca de maiores amplitudes mesmo sem que grandes quantidades de energia de deformação sejam armazenadas.

Estes saltos são responsáveis por uma grande redução da energia de deformação elástica. Como mencionado anteriormente, esta redução da energia devido aos saltos da trinca leva a um processo de recuperação da energia de deformação (Figura 22b – detalhe a), com quase nenhum desenvolvimento de eventos de dano até que seja alcançado um nível crítico de energia novamente.

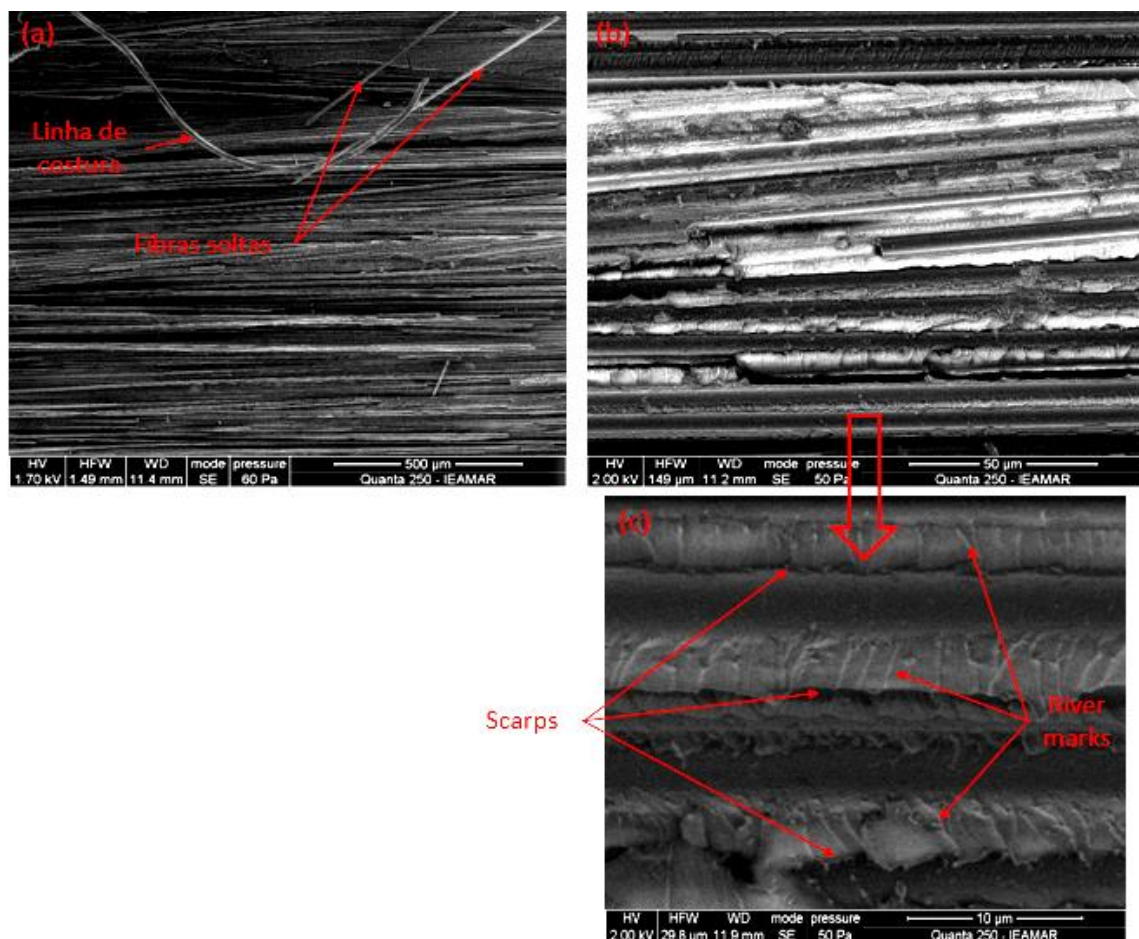
O salto de cerca de 15 mm que ocorreu no tempo aproximado de 500 s, observado na Figura 22b, por exemplo, resulta em um posterior período de recuperação da energia de deformação elástica com uma taxa de emissão de hits inferior a 20 hit/s por um período de 100 segundos, devido a uma redução na energia de deformação de  $210 \text{ J/m}^2$  (Figura 19e). Portanto, a correlação entre a taxa de emissão de hits e a propagação da trinca se mostrou consistente.

#### 5.4 ANÁLISE DAS IMAGENS OBTIDAS PELA MICROSCOPIA ELETRÔNICA POR VARREDURA (MEV)

As marcas na superfície de fratura são associadas a eventos de dano desenvolvidos durante a propagação da trinca, sendo esses eventos fontes de sinais acústicos. Portanto, a associação entre o aspecto da superfície de fratura e os sinais de EA é possível.

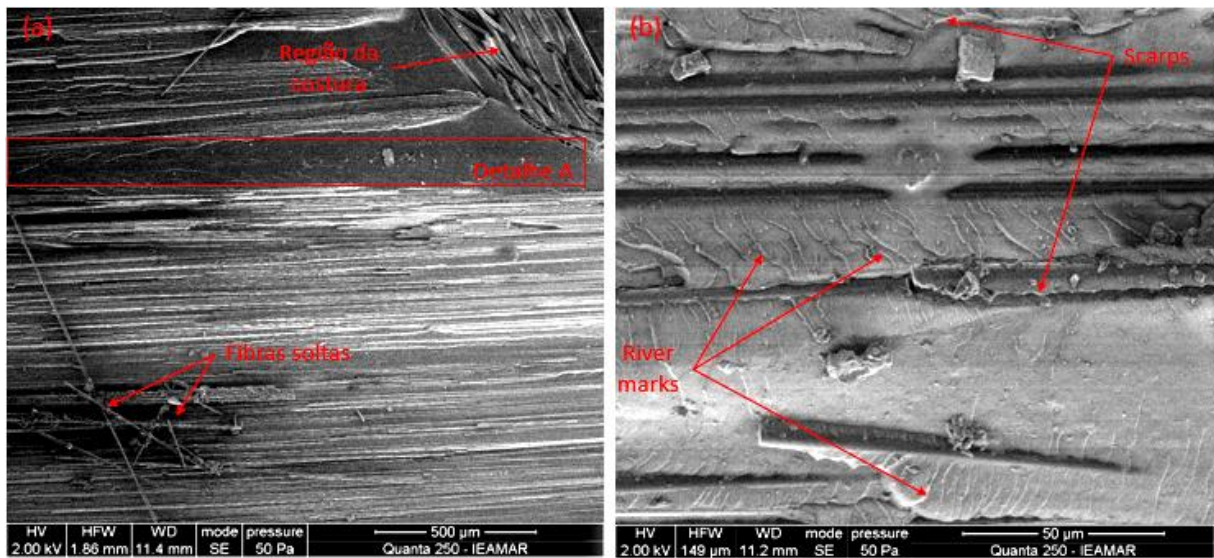
As Figuras 23, 24 e 25 correspondem as superfícies de fratura das amostras QST-1, QST-3 e QST-5, respectivamente.

Figura 23 – Superfície de fratura da amostra QST-1.



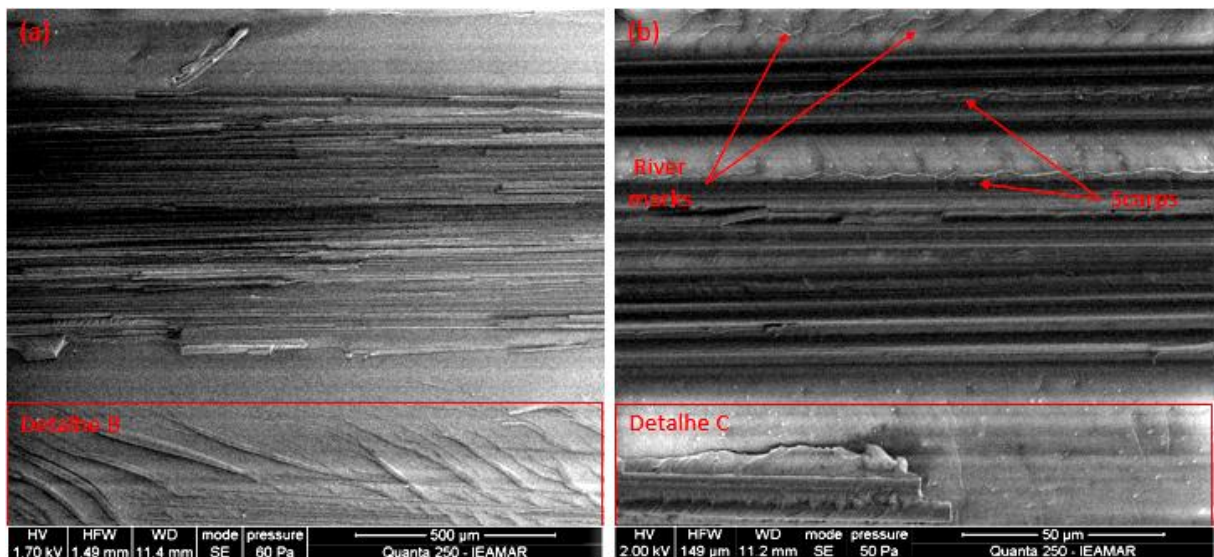
Fonte: Autoria própria.

Figura 24 – Superfície de fratura da amostra QST-3.



Fonte: Autoria própria.

Figura 25 – Superfície de fratura da amostra QST-5.



Fonte: Autoria própria.

A partir de uma análise em conjunto das Figuras 22, 23 e 24, é possível comparar as superfícies de fratura das amostras QST-1, QST-3 e QST-5, que representam uma superfície de fratura que varia de um aspecto rico em fibras (QST-1) para uma superfície de fratura rica em resina (QST-5).

A Figura 23 ilustra a superfície de fratura das amostras QST-1 (FVF de 57,0%), que possui uma superfície dominada pela presença de fibras, porém, ao mesmo tempo é possível

observar a presença da matriz em volta das fibras, o que mostra uma boa adesão entre reforço e matriz. Por outro lado, as Figuras 24 (QST-3, FVF = 43,7%) e 25 (QST-5, FVF = 32,3%) apresentam regiões de maior concentração de resina (detalhes a, b e c) como consequência da redução da FVF.

A redução da FVF conduz a uma delaminação governada por modos de dano associados a matriz, enquanto a influência das fibras é reduzida, e conseqüentemente, a ocorrência de modos de dano como rompimento de fibras e desprendimento de fibra da matriz são reduzidos. Fato que é ilustrado pela ausência de fibras soltas e a redução de fibras nas superfícies de fratura das Figuras 25a e 25b, enquanto estes aspectos podem ser observados nas Figuras 23a e 24a referentes as amostras com valores mais elevados de FVF (QST-1 e QST-3).

*Scarps* e as *river marks* podem ser observadas nas Figuras 23c, 24b e 25b, como uma marca de superfície de fratura típica da delaminação sob o modo I de carregamento. A amostra QST-1 apresentou uma superfície de fratura com maior ocorrência de *scarps* e *river marks* em comparação com as outras amostras analisadas, demonstrando mais eventos de dano durante a propagação. O que pode ser relacionado com a taxa de emissão de hits elevada apresentada pela amostra QST-1 em comparação com as demais amostras. Este número de eventos detectados pode ser associado a uma maior energia necessária para propagar a trinca na amostra de FVF mais elevada.

A maior presença de *scarps* e *river marks* na superfície de fratura da amostra QST-1 proporcionou a superfície de fratura um aspecto mais “rugoso” (Figura 23c), quando comparado a superfície de fratura das demais amostras (Figura 24b e 25b). Essas características podem ser associadas com a maior taxa média de emissão de hits apresentado pela amostra QST-1 (Figura 22a).

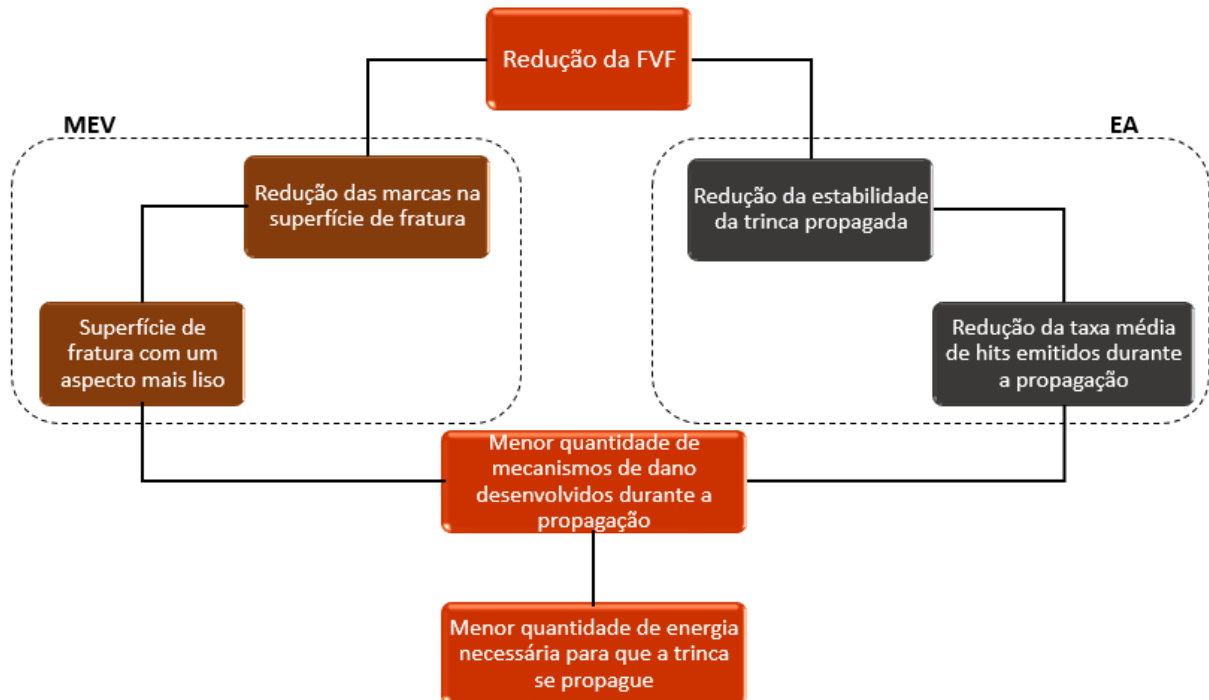
A amostra QST-3 na Figura 24b apresentou *scarps* e *river marks* em regiões com menor concentração de resina. Em regiões ricas em resina, a superfície de fratura tende a ser mais lisa, o que indica o desenvolvimento de uma menor quantidade de micro mecanismos de dano em comparação com a amostra QST-1. Conseqüentemente, a energia associada a propagação e a taxa média de emissão de hits também é reduzida.

Já a amostra QTS-5 apresenta o menor valor de FVF (32,3%), portanto, mais regiões ricas em resina foram observadas nas Figuras 25a (detalhe B) e 25b (detalhe C). Como consequência, menos eventos de dano são desenvolvidos durante a propagação em comparação com outras amostras, o que culmina na menor taxa média de emissão de hits (Figura 22b) e em uma menor taxa de energia de deformação liberada. Neste caso, outro tipo de padrão foi observado na superfície de fratura, conforme o ilustrado pela Figura 25a (detalhe B). As marcas

observadas no detalhe B são chamadas de *hackle*, padrão típico de uma propagação instável da trinca na delaminação em múltiplas direções que eventualmente origina o modo II de carregamento, o que explica a propagação instável da trinca, observada na amostra QST-5, por conta dos saltos da extremidade da trinca observados. *Scarps* e *river marks* também foram observados da Figura 25b em regiões onde há maior presença de fibras.

Todas essas correlações entre as características da superfície de fratura do material com as taxas de hits emitidos possibilitam uma correlação da variação da FVF com os resultados obtidos por meio das técnicas de EA e MEV conforme o esquema da Figura 26. Portanto, a correlação entre os dados obtidos pelo MEV se mostraram coerentes com os resultados da EA, o que já era o esperado uma vez que tanto as marcas na superfície de fratura quanto os hits são gerados em função do desenvolvimento de dano durante a propagação da trinca, que por sua vez sofre influência da FVF do material.

Figura 26 – Esquema da correlação entre a variação da FVF com a energia necessária para que a trinca se propague por meio das técnicas de EA e MEV.



Fonte: Autoria própria.

## 6 CONCLUSÕES

A técnica de EA foi utilizada para investigar o comportamento da trinca durante sua propagação sob carregamento quase-estático (modo I) em compósitos laminados com diferentes valores de FVF. A partir disso, foi possível desenvolver uma metodologia para a determinação da tenacidade à fratura do material ( $G_{IC}$ ) baseada no desenvolvimento efetivo de eventos de dano no material, por meio da análise dos hits emitidos, característica que atribui ao método uma grande confiabilidade.

Dentre os dois parâmetros empregados para a determinação do  $G_{IC}$  com base nos sinais acústicos, o primeiro hit emitido com intensidade superior a 55 dB resultou em valores de  $G_{IC}$  com os menores valores absolutos, além da maior variação dentre os resultados com a variação da FVF. O que mostra que este parâmetro não está relacionado com o crescimento macroscópico da trinca, mas sim com eventos de dano isolados que se desenvolvem antes da propagação efetiva. Conseqüentemente, a utilização deste parâmetro não é adequada para a determinação do  $G_{IC}$ .

Já o segundo parâmetro adotado (*main cluster* de hits), apresentou valores absolutos de  $G_{IC}$  inferiores aos das técnicas NL e VIS (técnicas baseadas no crescimento macroscópico da trinca) e uma variação dos resultados com um mesmo patamar das técnicas NL e VIS. Portanto, este parâmetro possibilita a identificação do início da propagação macroscópica da trinca sob taxas mais reduzidas, antes que esta possa ser detectada pelos métodos convencionais (NL e VIS).

Com relação a propagação da trinca pelo material, foi mostrado que é possível associar a energia necessária para que a trinca se propague com a FVF a partir da análise qualitativa do desenvolvimento de mecanismos microscópicos de dano durante a propagação por meio das técnicas de MEV e EA. O que é de extrema importância para o desenvolvimento de metodologias de análise da propagação da trinca em compósitos, elevando a quantidade de informações obtidas durante os ensaios. Esse ganho em conhecimento dos modos de dano desenvolvidos durante a propagação contribui para o esclarecimento do fenômeno, abrindo caminho para o desenvolvimento de modelos de predição da propagação da trinca com fundamentação física.

## REFERÊNCIAS

- AIROLDI, A.; DÁVILA, C. Identification of material parameters for modelling delamination in the presence of fibre bridging. **Composite Structures**, Oxford, v. 94, n. 11, p. 3240-3249, 2012.
- ANDREUCCI, R. **Aplicação industrial**: ensaio por ultrassom. São Paulo: Abendi, 2014.
- AL-KHUDAIRI, O. et al. Characterising mode I/mode II fatigue delamination growth in unidirectional fiber reinforced polymer laminates. **Materials & Design (1980-2015)**, Surrey, v. 66, p. 93-102, 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D5528**: mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber reinforced polymer matrix composites. 2001.
- BECKERMANN, G.; PICKERING, K. Mode I and Mode II interlaminar fracture toughness of composite laminates interleaved with electrospun nanofibre veils. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 72, p. 11-21, 2015.
- AMARAL, L.; ALDERLIESTEN, R.; BENEDICTUS, R. Towards a physics-based relationship for crack growth under different loading modes. **Engineering Fracture Mechanics**, Elmsford, v. 195, p. 222-241, 2018.
- BODAGHI, M. et al. Experimental characterization of voids in high fibre volume fraction composites processed by high injection pressure RTM. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 82, p. 88-99, 2016.
- CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Materials science and engineering**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- COENEN, REMCO AYOLT MENSIO. **Design of a Quality Assurance System for Structural Laminates**. 1998. 480 f. Tese (Doutorado em engenharia de aviação aeroespacial) – Faculty of Aerospace Engineering, Technische Universiteit Delft, 1998.
- DZENIS, Y. Cycle-based analysis of damage and failure in advanced composites under fatigue 1. Experimental observation of damage development within loading cycles. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 25, n. 6, p. 499-510, 2003.
- FOUND, M. S.; QUARESMIN, M. Two stage fatigue loading of woven carbon fiber reinforced laminates. **Fatigue Fracture Engineering Material Structure**, v. 26, p. 17-26, 2002.
- FRIEDRICH, KLAUS. **Application of fracture mechanics to composite materials**. North Holland: Elsevier, 1989.
- GREENHALGH, E.; ROGERS, C.; ROBINSON, P. Fractographic observations on delamination growth and the subsequent migration through the laminate. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 69, n. 14, p. 2345-2351, 2009.
- HALLIDAY, D.; RESNICK, R. **Fundamentos de física**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2000.

HAN, S. et al. Study on high-speed RTM to reduce the impregnation time of carbon/epoxy composites. **Composite Structures**, Oxford, v. 119, p. 50-58, 2015.

ISHII, Y.; BIWA, S.; KURAISHI, A. Influence of porosity on ultrasonic wave velocity, attenuation and interlaminar interface echoes in composite laminates: Finite element simulations and measurements. **Composite Structures**, Oxford, v. 152, p. 645-653, 2016.

ITO, J. et al. Ultrasonic wave propagation in the corner section of composite laminate structure: Numerical simulations and experiments. **Composite Structures**, Oxford, v. 123, p. 78-87, 2015.

JOHNSON, W. S. Delamination and debonding of materials. Philadelphia, Pa: **American Society for Testing and Materials**, 1985.

KEMPF, M.; SKRABALA, O.; ALTSTÄDT, V. Reprint of: Acoustic emission analysis for characterisation of damage mechanisms in fibre reinforced thermosetting polyurethane and epoxy. **Composites Part B: Engineering**, v. 65, p. 117-123, 2014.

KENANE, M. et al. Experimental development of fatigue delamination threshold criterion. **Composites Part B: Engineering**, v. 42, n. 3, p. 367-375, 2011.

KRAVCHENKO, O.; KRAVCHENKO, S.; SUN, C. Thickness dependence of mode I interlaminar fracture toughness in a carbon fiber thermosetting composite. **Composite Structures**, Oxford, v. 160, p. 538-546, 2017.

LEVY NETO, F.; PARDINI, L. **Compósitos estruturais**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

LI, R. et al. Analysis of individual attenuation components of ultrasonic waves in composite material considering frequency dependence. **Composites Part B: Engineering**, v. 140, p. 232-240, 2018.

LISSEK, F. et al. Acoustic emission for interlaminar toughness testing of CFRP: Evaluation of the crack growth due to burst analysis. **Composites Part B: Engineering**, v. 136, p. 55-62, 2018.

LUO, Y. et al. Transverse impact behaviour and energy absorption of three-dimensional orthogonal hybrid woven composites. **Composite Structures**, Oxford, v. 81, n. 2, p. 202-209, 2007.

MAILLET, E. et al. Feasibility and limitations of damage identification in composite materials using acoustic emission. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 75, p. 77-83, 2015.

MAIO, L. et al. Ultrasonic wave propagation in composite laminates by numerical simulation. **Composite Structures**, Oxford, v. 121, p. 64-74, 2015.

MICHALCOVÁ, L.; KADLEC, M. Carbon/epoxy composite delamination analysis by acoustic emission method under various environmental conditions. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 69, p. 88-96, 2016.

- MOHAMMADI, R. et al. Correlation of acoustic emission with finite element predicted damages in open-hole tensile laminated composites. **Composites Part B: Engineering**, v. 108, p. 427-435, 2017.
- NIKBAKHT, M. et al. Delamination evaluation of composite laminates with different interface fiber orientations using acoustic emission features and micro visualization. **Composites Part B: Engineering**, v. 113, p. 185-196, 2017.
- PASCOE, J.; ALDERLIESTEN, R.; BENEDICTUS, R. Methods for the prediction of fatigue delamination growth in composites and adhesive bonds – A critical review. **Engineering Fracture Mechanics**, Elmsford, v. 112-113, p. 72-96, 2013.
- SAEEDIFAR, M. et al. Prediction of quasi-static delamination onset and growth in laminated composites by acoustic emission. **Composites Part B: Engineering**, v. 85, p. 113-122, 2016.
- SARAVANAKUMAR, K.; FAROUK, N.; ARUMUGAM, V. Effect of fiber orientation on Mode-I delamination resistance of glass/epoxy laminates incorporated with milled glass fiber fillers. **Engineering Fracture Mechanics**, Elmsford, v. 199, p. 61-70, 2018.
- SAUSE, M., HAMSTAD, M. **Comprehensive Composite Materials II**. Elsevier, p. 2-6, 2017.
- SHIINO, M. et al. The Role of Stitch Yarn on the Delamination Resistance in Non-crimp Fabric: Chemical and Physical Interpretation. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Ohio, v. 26, n. 3, p. 978-986, 2017.
- SHIINO M, BERGMANN T. Effect of stitching yarns of NFC fabric on delamination behavior under mode I opening in 90°/90° interface of a quasi-isotropic laminate. In: BRAZILIAN CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS – BCCM2, 2, 2014, São José dos Campos. **Proceedings... 2nd BCCM - Brazilian Conference on Composite Materials**, 2014.
- SWAPNIL, A. et al. Experimental Investigation of Mechanical Properties of Glass Fibre/Epoxy Composites with variable volume fraction. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, n. 9, p. 9487-9490, 2017.
- TALREJA, R. Damage analysis for structural integrity and durability of composite materials. **Fracture of Engineering Materials & Structures**, Oxford, v. 29, p. 481-506, 2006.
- YAO, L. et al. Bridging effect on mode I fatigue delamination behaviour in composite laminates. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 63, p. 103-109, 2014.