

unesp  **UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**

“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”

Campus de Guaratinguetá - SP

MAÍSA MILANEZ ÁVILA DIAS MACIEL

Estudo do acúmulo de dano pela técnica de excitação por impulso no laminado fibra de carbono 5HS/matriz epóxi

Guaratinguetá
2019

MAÍSA MILANEZ ÁVILA DIAS MACIEL

Estudo do acúmulo de dano pela técnica de excitação por impulso no laminado fibra de carbono 5HS/matriz epóxi

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

Orientadora: Prof^a. Dra. Maria Odila Hilário Cioffi
Co-orientadores: Prof. Dr. Herman Cornelis Jacobus Voorwald e Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino

Guaratinguetá
2019

M152e	Maciel, Maísa Milanez Ávila Dias Estudo do acúmulo de dano pela técnica de excitação por impulso no laminado fibra de carbono 5HS/matriz epóxi / Maísa Milanez Ávila Dias Maciel – Guaratinguetá, 2019. 85 f : il. Bibliografia: f. 70-76 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2019. Orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi Coorientadores: Prof. Dr. Herman Cornelis Jacobus Voorwald e Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino 1. Fibras de carbono. 2. Resinas epóxi. 3. Fadiga. I. Título. CDU 677.2(043)
-------	--

Pâmella Benevides Gonçalves
Bibliotecária/CRB-8/ 9203

MAÍSA MILANEZ ÁVILA DIAS MACIEL

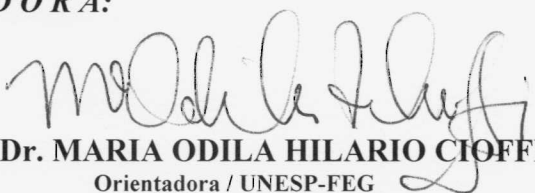
**ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

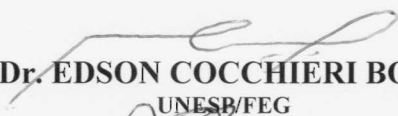
**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: MESTRADO**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof.ª. Dr.ª. Ivonete Ávila
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARIA ODILA HILARIO CIOFFI
Orientadora / UNESP-FEG


Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO
UNESP/FEG


Prof.ª. Dr.ª. MIRABEL CERQUEIRA REZENDE
UNIFESP/SJC

DADOS CURRICULARES

MAÍSA MILANEZ ÁVILA DIAS MACIEL

NASCIMENTO 25/11/1997 – RIO DE JANEIRO / RJ

FILIAÇÃO Carlos Dias Maciel
 Ivonete Ávila

2011/2017 Graduação em Engenharia de Materiais
 Universidade Estadual Paulista (UNESP) – Faculdade de Engenharia,
Campus de Guaratinguetá

Aos meus pais, Carlos Dias Macial e Ivonete
Ávila, pelo apoio e *Troubleshooting*.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Prof^ª. Dr^ª. Maria Odila Hilário Cioffi pela orientação, pela paciência, dedicação e auxílio, sem a sua presença nada disso teria sido possível. Agradeço aos Co-orientadores, Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino, que auxiliou muito no conceito do projeto, com os corpos de prova e pela paciência com a leitura da dissertação; e ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, pelo auxílio com os ensaios de fadiga e nas discussões dos resultados.

Aos professores da pós-graduação, que ajudaram em todo o processo de formação e contribuíram muito para o trabalho, em especial os Prof. Dr Fernando Azevedo, Prof. Dr. Erick Siqueira Guidi e ao Prof. Fernando Henrique Mayworm de Araujo.

Aos colegas de pós-graduação que muito me ajudaram nos ensaios, na discussão de resultados e solução de problemas, em especial: Anne Shayene Campos de Bomfim, Sarah David Müzel, Eduardo Pires Bonhin, Luis Felipe de Paula Santos, Miriam Ricciulli, Daniel Magalhães e Francisco Maciel Monticeli.

Aos técnicos da FEG/UNESP, pelo apoio nos ensaios e no suporte aos laboratórios, em especial aos técnicos: Walter Luiz Medeiros Tupinambá/DME e o Antonio Augusto Moretti Rizzato/DEN.

Ao LC3 que fez as análises de termogravimetria para o cálculo de fração volumétrica dos laminados.

Ao Rúbens Coutinho Toledo, meu “time”, que além de realizar as análises de TGA o mais rápido que ele pode, me ajudou no tratamento das imagens de DIC e veio comigo aos sábados e de madrugada acompanhar os ensaios de fadiga, não teria conseguido sem você.

À FAPESP pelo financiamento dos projetos 11/09062-3, 99/06549-5 e 16/12640-2 os quais permitiram a aquisição do equipamento Sonelastic – ATCP e aquisição e *upgrade* da máquina de ensaios universais Instron 8801, respectivamente.

À CAPES, pelos recursos financiados à PROPG para a compra de reagentes e *strain gages*, e aos recursos destinados a periódicos. Ao CNPq – Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico pela concessão da bolsa de mestrado 130696/2017-0.

FINANCIAMENTOS

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior- Brasil (CAPES) - código de financiamento 001

O presente trabalho foi realizado com apoio do CNPq – Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico pela concessão da bolsa de mestrado 130696/2017-0.

RESUMO

Compósitos reforçados com fibra de carbono são muito utilizados como componentes estruturais na indústria aeronáutica e, em geral, estão sujeitas à esforços dinâmicos, o que pode levar a um processo de perda de propriedade mecânica. Dessa forma conhecer o mecanismo de acúmulo de danos em fadiga de nesse material é fundamental. Neste trabalho, a perda de integridade em compósitos tramados foi monitorada por meio do decaimento do módulo elástico dinâmico em consequência do acúmulo de danos. Para isso, compósitos de tecido de carbono tramado tipo 5HS com matriz epóxi, processado via moldagem por transferência de resina (RTM), foram caracterizados quanto à sua fração volumétrica, resistência à tração e resistência ao cisalhamento. Foi, então, obtida uma média de $54,45\% \pm 1,7$ de fibra entre os laminados e uma média de $3,48\% \pm 0,9$ de vazios. Pelo cisalhamento Iosipescu, foi observada a média de 97,96 MPa de tensão máxima e 3,35 GPa de módulo cisalhante no plano xy. A resistência a tração dos corpos de prova com entalhe (OHT) foi de 494,00 MPa sendo 59,87 GPa de módulo elástico e 0,021 como coeficiente de poisson. O material foi também ensaiado por fadiga em $R = 0,1$, quando o decaimento do módulo de elasticidade foi monitorado pela técnica de excitação por impulso, para a degradação das propriedades mecânicas de cada corpo de prova do início até a fratura do mesmo. Foram observados 3 estágios principais, o estágio inicial até $9,0 \times 10^4$ ciclos, o qual apresentou um rápido decaimento. O segundo estágio, até $8,0 \times 10^5$ ciclos, que apresentou um decaimento quase-linear. O último estágio, até $1,0 \times 10^6$ ciclos, relacionado à presença de delaminações extensas fora da área entalhada. Em geral, o primeiro estágio foi associado a um decaimento de 1,7%, seguido por um decaimento de 4,2% no segundo, e para os corpos de prova que apresentaram o último estágio o decaimento foi em torno de 3,4%.

PALAVRAS-CHAVE: Carbono/Epóxi. módulo residual. 5HS. Fadiga. Falha.

ABSTRACT

Carbon fiber composites are widely used as structural components aircraft industry, and are commonly subjected to dynamic loads, which can lead to damage accumulation and mechanical property decay. Therefore, knowing the mechanisms of damage accumulation of fatigue loads is critical, because it avoids loss of structural integrity to a critical limit. In this work, the integrity loss was monitored by the dynamic elastic modulus decay as a consequence of the accumulation of damage. For this a 5HS woven carbon fiber composite laminate processed by resin transfer molding (RTM) were characterized in relation to their fiber volume fraction, void content, ultimate tensile strength and ultimate shear strength. The fiber volume fractions an average of 54.45% $\pm$ 1.7 of fiber fraction and an average of 3.48% $\pm$ 0.9 of voids was obtained for the laminates. The shear strength analysis used was the Iosipescu test, in which an average of 97.96 MPa of maximum stress and 3.35 GPa of shear modulus in the xy plane were obtained. For the with the open hole tensile tests (OHT) it was obtained an average of 494.00 MPa for maximum stress, 59.87 GPa for elastic modulus and 0.021 for the Poisson ratio. The specimens were monitored during the cyclic tests at constant stress ratio (R) equal to 0.1. The stiffness reduction was measured by impulse excitation technique, which allowed to follow the degradation of the mechanical properties of each specimen from the beginning of the test until fracture. Three main stages of degradation were observed, the initial stage up to 9.0×10^4 cycles, which presented a rapid decay. The second stage, up to 8.0×10^5 cycles, presented a quasi-linear decay. The last stage, up to 1.0×10^6 cycles, of decay was related to the presence of extensive delamination occurring outside the notched area. In general, the first stage was associated with a decay of 1.7%, followed by a decay of 4.2% in the second, and for the test bodies that presented the last stage the decay was around 3.4%.

KEYWORDS: Carbon/Epoxy. residual modulus. 5HS. Fatigue. Failure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Análise bibliométrica com as palavras chaves: <i>Impulse Excitation Technique</i> e <i>Modulus</i> realizada, em fevereiro de 2019.....	17
Figura 2. Análise bibliométrica com as palavras chave: <i>Impulse Excitation Technique</i> , <i>Modulus</i> e <i>Composites</i> , em fevereiro de 2019.....	18
Figura 3. Fluxograma exemplificando as técnicas de processamento mais usuais para materiais compósitos de acordo com o tipo de reforço e matriz usados	21
Figura 4. Ilustração do processo de RTM	22
Figura 5. Configuração dos entrelaçamentos da trama e urdume para um tecido tipo 5HS	23
Figura 6. As linhas de base utilizado para o estudo das Tensões no artigo de Espadas-Escalantes; Van dijk; Isaksson, (2018).....	24
Figura 7. Tensões Internas em obtidas em laminados tramados com empilhamento simples .	24
Figura 8. Mecanismo de falha por <i>splitting</i> para compósitos OHT com fibras a $[0]^{\circ}$	26
Figura 9. Ilustração da degradação da resistência residual até a falha.	29
Figura 10. Os três estágios de degradação para materiais compósitos reforçados por fibras...	30
Figura 11. Fluxograma ilustrando as etapas de Ensaios de fadiga e de IET	37
Figura 12. Esquema de empilhamento simples de tecidos tramados no processo RTM utilizado	38
Figura 13. Corpo de prova OHT e sem entalhe.....	39
Figura 14. Vista doposicionamento dos corpos de prova no Ensaio de Iosipescu (cisalhamento puro)	40
Figura 15. Esquema do número e de como foram realizadas as medidas de IET durante a solicitação em fadiga	42
Figura 16. Exemplificação do padrão manchado para o recobrimento utilizado no DIC	43
Figura 17. Esquema do sistema de aquisição da técnica de IET utilizada neste trabalho	44
Figura 18. Curvas de tensão-deformação dos ensaios de cisalhamento no plano transversal..	46

Figura 19. Leitura de máxima deformação nos ensaios de Iosipescu para os laminados a) L1, b) L3 e c) L4	48
Figura 20. Falha frágil para o corpo de prova OHT submetido à tração	51
Figura 21. Curva S-N para o compósito 5HS e corpos de prova não entalhados.....	52
Figura 22. Curva de degradação do módulo de elasticidade pelo IET para o corpo de prova sem entalhes em alto ciclo (58% da tensão máxima de ruptura).....	53
Figura 23. Curva de degradação do módulo de elasticidade obtidos por IET para os corpos de prova sem entalhes em médio ciclo, (a) 61% da tensão máxima de ruptura e (b) 67% da tensão máxima de ruptura.....	54
Figura 24. Decaimento do módulo elástico utilizando o IET plotado em escala semi-log para amostras sem entalhe.	56
Figura 25. Curva S-N para os corpos de prova tipo OHT	57
Figura 26. Curva log-log de degradação do módulo de elasticidade para todos os corpos de prova tipo OHT.....	57
Figura 27. Curva de degradação do módulo de elasticidade pelo IET para os corpos de prova tipo OHT em diferentes tensões	59
Figura 28. Delaminação ocorrida para o corpo de prova de 91% de resistência máxima à tração	61
Figura 29. Trincas observadas no material (a) na região do furo e (b) nas proximidades do furo	62
Figura 30. Crescimento das trincas axiais nas extremidades do furo. a) lado esquerdo do furo e b) lado direito do furo.....	63
Figura 31. Padrão observado a) na superfície do corpo de prova de 92% de tensão; b) ilustração para melhor visualização.....	64
Figura 32. Curva do decaimento do módulo de elasticidade junto com o crescimento da média das trincas em relação ao número de ciclos para o corpo de prova de 91%.....	65
Figura 33. Dados experimentais vs o modelo proposto para todos os corpos de prova.....	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Descrição dos corpos de prova utilizados.....	39
Tabela 2. Fração volumétrica dos laminados	45
Tabela 3. Dados obtidos com o ensaio de cisalhamento	47
Tabela 4. Resultados para os ensaios de tração em corpos de prova não entalhados.....	49
Tabela 5. Resultados para os ensaios de tração em corpos de prova OHT.	50
Tabela 6. Valores dos ensaios de fadiga obtidos para os corpos de prova sem entalhe e OHT.	51
Tabela 7. Tabela com o decaimento de módulo em porcentagem para cada estágio e o decaimento total para os corpos de prova sem entalhe.....	53
Tabela 8. Decaimento de módulo em porcentagem para cada estágio e o decaimento total para os corpos de prova OHT	58
Tabela 9. Valores obtidos para as curvas de decaimento e taxa de propagação de trinca para corpos de prova ensaiados com diferentes níveis de tensão.	65

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

UNESP	Universidade Estadual Paulista
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
DMT	Departamento de materiais e Tecnologia
CFRP	Polímeros reforçados com fibra de carbono
IATA	Associação Internacional de Transportes Aéreos
DIC	<i>Digital Image Correlation</i>
IET	<i>Impulse Excitation Technique</i>
WOS	<i>Web of Science</i>
RTM	<i>Resin Transfer Molding</i>
R	Razão de carregamento
NCF	<i>Non-Crimp Fabric</i>
5HS	<i>5 Harness Satin</i>
OHT	<i>Open Hole Tensile</i>
ASTM	<i>American Society of Testing Materials</i>
L1	Laminado 1
L2	Laminado 2
L3	Laminado 3
L4	Laminado 4
L5	Laminado 5
L6	Laminado 6

LISTA DE SÍMBOLOS

S-N	Tensão – Número de ciclos	
E	Módulo de Elasticidade	[GPa]
I	Momento de Inércia em Área	[m ⁴]
m	Massa	[kg]
V _f	Fração Volumétrica de Fibras	[%]
E _{iet}	Módulo de Elasticidade obtido pelo IET	[GPa]
c	Comprimento	[m]
F	Frequência	[Hz]
L	Largura	[m]
e	Espessura	[m]
k	Fator de correção	
ν	Poisson	
S	Tensão	[MPa]
G ₁₂	Módulo cisalhante em xy	[GPa]
S ₁₂	Tensão máxima de ruptura em xy	[MPa]
γ ₁₂	Deformação máxima de ruptura em xy	[%]

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	15
1.1	DESCRIÇÃO DO PROBLEMA	15
1.2	MOTIVAÇÃO	17
1.3	OBJETIVO GERAL E OBJETIVOS ESPECÍFICOS	18
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1	COMPÓSITOS DE FIBRA DE CARBONO	20
2.2	COMPÓSITOS PROCESSADOS POR RTM	21
2.3	TECIDOS TRAMADOS	22
2.4	CONCENTRADORES DE TENSÃO.....	25
2.5	FADIGA EM COMPÓSITOS	27
2.6	MÓDULO RESIDUAL	29
2.7	MÓDULO ELÁSTICO VIA EXCITAÇÃO POR IMPULSO	31
2.7.1	Sistema de microfone.....	34
2.7.2	Digital Image Correlation - DIC	35
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	37
3.1	MATERIAIS UTILIZADOS	38
3.2	PROCESSAMENTO.....	38
3.3	DETERMINAÇÃO DA FRACÃO VOLUMÉTRICA	39
3.4	MÉTODO DE IOSIPESCU.....	40
3.5	ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	41
3.6	ENSAIO DE FADIGA	41
3.7	DIGITAL IMAGE CORRELATION – DIC	42
3.8	EXCITAÇÃO POR IMPULSO (IET)	43
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	45
4.1	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (V_F).....	45
4.2	RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO	46
4.3	ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO	49
4.3.1	Corpos de prova não entalhados	49
4.3.2	Corpos de prova tipo OHT	49
4.4	ENSAIO DE FADIGA AXIAL	51
4.4.1	Corpos de prova não entalhados	52

4.5	CORPOS DE PROVA ENTALHADOS	57
4.6	<i>SPLITTING</i> AXIAL.....	61
4.7	RELAÇÃO DO DECAIMENTO DO MÓDULO E O CRESCIMENTO DA TRINCA 64	
5	CONCLUSÃO	69
6	TRABALHOS FUTUROS	70
	REFERÊNCIAS	71
	APÊNDICE A: INSTRUMENTAÇÃO DO CORPO DE PROVA	81
	APÊNDICE B: SEQUÊNCIA DE IMAGENS DIC – IOSIPESCU	83

1 INTRODUÇÃO

1.1 DESCRIÇÃO DO PROBLEMA

Na última década, laminados de compósitos avançados têm sido muito utilizados, principalmente nas indústrias aeroespacial e automobilística, fato que pode ser atribuído à sua alta resistência à tração para uma baixa massa específica, além da sua grande flexibilidade de processamento (BOSCOLO; BANERJEE, 2014; HASHIMOTO et al., 2012; SASAYAMA et al., 2013). Historicamente sua aplicação em componentes estruturais cresceu com os projetos do Airbus A350XWB e do Boeing 787, os quais, ao utilizarem 50% em peso de compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono (CFRP) na aeronave, possibilitaram uma economia de combustível de 20% (FANTERIA et al., 2017; SASAYAMA et al., 2013).

Eficiência que vem ao encontro as novas metas de redução de emissões de CO₂ pela união européia. A IATA - Associação Internacional de Transportes Aéreos, determinou que, entre 2009 e 2020, haja uma melhora na eficiência de combustível de 1,5% ao ano. Após 2020, inicia-se a limitação das emissões de CO₂ e, a partir de 2050, deverá ser reduzida em até 50% as emissões de CO₂ com base no ano de 2005 (ISHIKAWA et al., 2018; MEMMOLO et al., 2018).

Apesar das grandes vantagens energéticas e estruturais do uso de compósitos em estruturas aeronáuticas, a falha desses materiais é difícil de ser monitorada e prevista, o que limita sua aplicação. Esta dificuldade vem do fato de que diversos mecanismos de acúmulo de dano atuam quando tais materiais estão em serviço, tornando seu monitoramento extremamente complexo (TALREJA; VARNA, 2016). Além disso, estruturas aeronáuticas apresentam como desafio o uso de materiais tramados sob carregamento cíclico, e a necessidade de integração de componentes, o qual gera concentração de tensão.

O comportamento em fadiga de alguns compósitos é considerado superior à algumas ligas metálicas, porém uma maior compreensão do fenômeno é um problema na avaliação da vida em serviço do material (NIXON-PEARSON et al., 2013). Além disso, devido à natureza anisotrópica dos compósitos, o processo de fadiga ocorre logo nos primeiros cem ciclos, com a formação de zonas de danos microscópicos, responsáveis pelo decaimento do módulo axial elástico (VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2002). A utilização de furos para a junção de partes forma concentradores de tensão, a partir dos quais se iniciam as trincas (YUDHANTO et al., 2012). Assim, a presença desses concentradores de tensão gera uma diversificação dos

efeitos microestruturais, os quais ainda variam com a arquitetura do laminado e a qualidade do acabamento dos furos (NIXON-PEARSON et al., 2013).

Na aeronáutica, técnicas de monitoramento durante a vida do componente são empregadas, a fim de garantir a integridade estrutural e a segurança durante as operações. A manutenção de aeronaves para reparos estruturais gera um aumento no custo do transporte. Para reduzir o custo, uma tentativa de reparo pode ser realizada no estágio inicial do desenvolvimento de danos para limitar os custos diretos. Alternativamente, pode ser decidido adiar o reparo até que o sistema de transporte tenha que ser retirado de serviço para grandes revisões programadas para reduzir os custos indiretos (STASZEWSKI; BOLLER; TOMLINSON, 2004).

Nesse cenário, as análises não destrutivas são técnicas com ótimo potencial para o monitoramento do acúmulo de danos. Essas técnicas podem ser usadas durante o processo produtivo para o controle de qualidade, ou durante a vida em serviço como monitoramento de integridade estrutural. Algumas dessas técnicas são: *Digital image correlation* DIC (GUZMAN et al., 2018), que por meio de câmeras é possível medir a deformação do material; Tomografia computadorizada (NIXON-PEARSON et al., 2013), a qual, pela utilização de raios X direcionados, possibilita mapear o dano interno do material por camada; termografia, na qual pela utilização de uma câmera de infravermelho pode-se registrar a assinatura térmica do material com aplicação de deformação; excitação por impulso (PAOLINO et al., 2017), na qual se capta as frequências ressonantes do material.

O uso da técnica de excitação por impulso (IET) é eficaz na coleta de informações sobre a qualidade estrutural e pode ser instalada permanentemente em estruturas aeronáuticas, pelo uso de pequenos sensores, com uma fácil integração estrutural (MEMMOLO et al., 2018). Esse tipo de técnica pode ser explorado a fim de se monitorar o acúmulo de dano dentro de uma estrutura. Isto porque, a propagação de ondas no material muda diante a um dano interno, conferindo possíveis diagnósticos sobre o estado real da estrutura. Porém, a propagação de ondas em materiais anisotrópicos é altamente complexa, dificultado o seu uso (IDRISS; EL MAHI, 2018; MEMMOLO et al., 2018; PAOLINO et al., 2017).

Dessa forma, visto a grande potencialidade da técnica de excitação por impulso, este trabalho visa acompanhar o decaimento do módulo de elasticidade submetido a um carregamento em fadiga utilizando a análise de excitação por impulso. De forma a avaliar a viabilidade da técnica em medir o módulo residual e se os resultados são comparáveis a técnicas já estudadas na literatura.

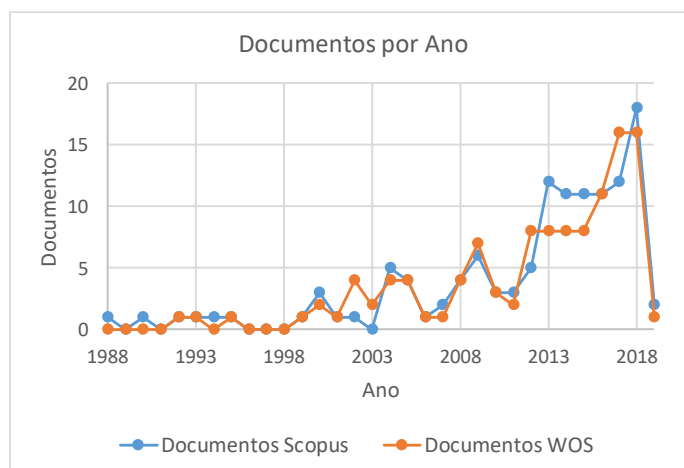
1.2 MOTIVAÇÃO

Esta dissertação de Mestrado contribuirá para o avanço de pesquisas na área de monitoramento de danos em compósitos laminados tramados utilizando a técnica de Excitação por impulso. O IET é uma técnica não destrutiva e ainda pouco utilizada para o monitoramento de integridade estrutural, principalmente quando aplicada a materiais não isotrópicos e neste trabalho ela foi utilizada para monitorar danos ocorridos por carregamento em fadiga.

Até a atualidade, não há um consenso sobre os modelos analíticos de acúmulo de danos para compósitos submetidos aos carregamentos estáticos, devido a complexidade dos mecanismos envolvidos no processo de degradação. Quando se é considerado carregamentos cíclicos, ainda há uma escassez de modelos devido a sua forte dependência de dados empíricos e grande variabilidade dos dados (TALREJA; VARNA, 2016). Assim trabalhos que ajudem a monitorar e prever o acúmulo de danos em compósitos trazem um grande avanço dentro da área. Assim, trabalhos que ajudem a monitorar e prever o acúmulo de dano em compósitos trazem um grande avanço dentro desta área.

Além disso, a utilização de ensaios não destrutivos no auxílio do entendimento dos mecanismos de dano tem crescido muito apenas nos últimos anos. Realizando uma análise bibliométrica na Scopus/Elsevier e na Web of Science (WOS), utilizando as palavras chaves *impulse excitation technique* e *modulus* (25/02/2019), foram encontrados 111 artigos na Scopus e 110 artigos na WOS, todos artigos *peer-reviewed*, como indicado na Figura 1.

Figura 1. Análise bibliométrica com as palavras chaves: *Impulse Excitation Technique* e *Modulus* realizada, em fevereiro de 2019

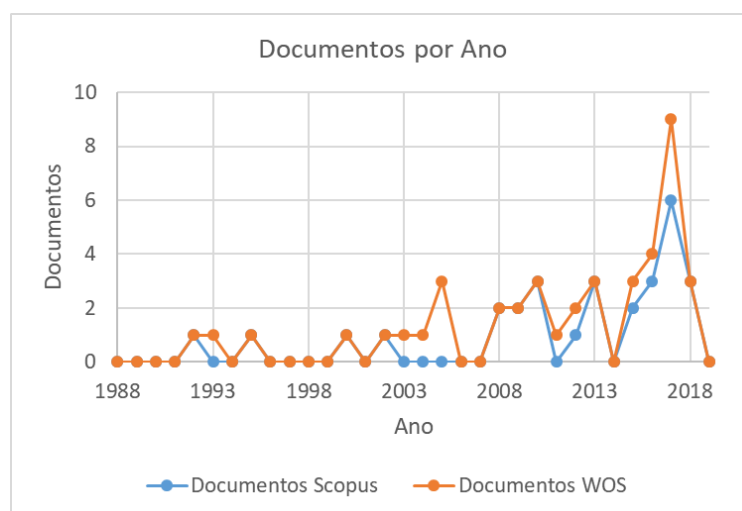


Fonte: Adaptado dos dados do Scopus e Web of science

Observa-se que há uma tendência crescente do uso da técnica de excitação por impulso correlacionada com medidas de módulo, principalmente a partir dos últimos 10 anos. Sendo que os artigos publicados até os anos 2000 foram artigos que estudaram apenas o fenômeno oscilatório.

A segunda busca foi realizada adicionando a palavra-chave *Composites* (25/02/2019), o que levou à redução de 111 para 28 artigos na Scopus e 110 para 42 artigos na WOS, todos artigos *peer-reviewed*, essa tendência pode ser observada na Figura 2.

Figura 2. Análise bibliométrica com as palavras chave: *Impulse Excitation Technique, Modulus e Composites*, em fevereiro de 2019



Fonte: Adaptado dos dados do Scopus e Web of science

Observa-se que também houve uma tendência crescente nos últimos 8 anos de trabalhos utilizando a técnica para caracterização de compósitos. É importante ressaltar que nessa pesquisa não foram excluídos compósitos metálicos ou cerâmicos. Esses dados destacam a proposta deste trabalho como inovador, visto que as pesquisas bibliométricas indicam uma tendência crescente de artigos publicados.

1.3 OBJETIVO GERAL E OBJETIVOS ESPECÍFICOS

O principal objetivo deste trabalho foi o estudo do decaimento do módulo elástico do compósito tramado submetido a carregamento axial em regime cíclico, utilizando o ensaio não destrutivo IET. A utilização do IET como técnica de medição de módulo permite monitorar o decaimento para um mesmo corpo de prova durante o ensaio em fadiga do

mesmo. Para avaliar o decaimento do módulo foram obtidas as curvas de módulo residual para cada um dos corpos de prova, desde o início até a sua fratura.

Para o desenvolvimento deste projeto podem ser destacadas as seguintes etapas:

- 1) desenvolvimento de uma metodologia para o acompanhamento do módulo residual;
- 2) levantamento das curvas de Módulo por número de ciclos;
- 3) comparação do decaimento do módulo via técnica de excitação por impulso (IET) e curvas de módulo residual e,
- 4) avaliação dos diferentes mecanismos de danos nas diferentes tensão aplicadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 COMPÓSITOS DE FIBRA DE CARBONO

Compósitos são formados a partir da combinação de, no mínimo, dois materiais: a matriz, o reforço, com a presença da interface entre eles. Compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono apresentam baixa massa específica, o que permite a produção de componentes de alta resistência à tração específica de por exemplo, 785 kNm/kg para fibra de carbono unidirecional/resina epóxi (BROCKS et al., 2013; SHIINO; CIOFFI; VOORWALD, 2011).

Em compósitos de maneira geral, o reforço contribui majoritariamente com a rigidez e resistência mecânica total (NAIK et al., 2001). Compósitos poliméricos avançados apresentam fibras recobertas com *sizing*, o qual é um revestimento que as protege durante o seu processamento e também aumenta sua compatibilidade com a matriz, levando a uma boa interface fibra/matriz. A boa adesão interfacial garante ao material uma boa resistência ao cisalhamento e, em grande parte, resistência à fadiga (TALREJA; VARNA, 2016). Já a matriz distribui a carga entre as fibras individuais através da interface fibra/matriz. Além disso, a matriz também protege as fibras contra abrasão mecânica e o desgaste químico (NAIK et al., 2001; TALREJA; VARNA, 2016).

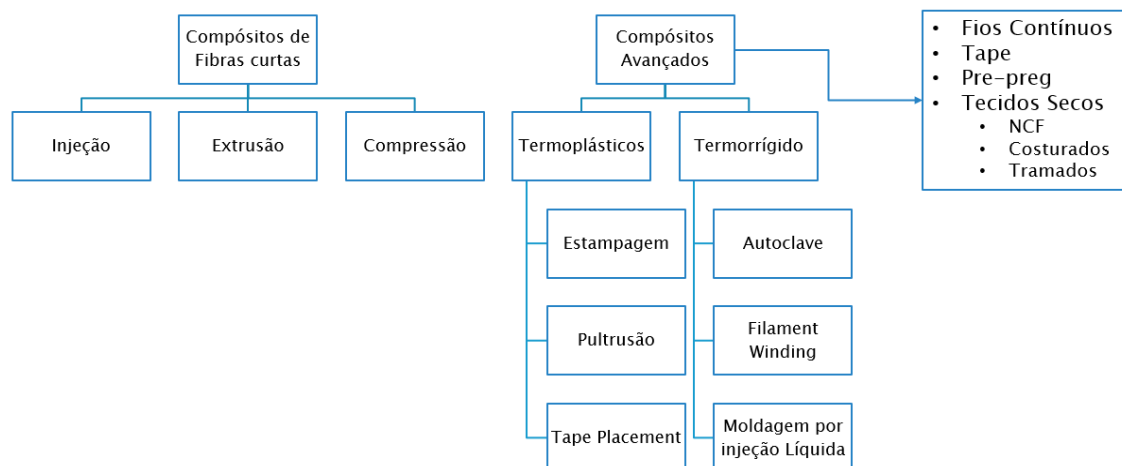
Fibras de carbono são muito utilizadas hoje como reforço de compósitos avançados devido às suas excelentes propriedades mecânicas e sua baixa massa específica (DONG; DAVIES, 2015). Porém, seu custo elevado, baixa resistência ao impacto, dificuldade de obtenção, baixa deformação antes da fratura traz grandes preocupações na sua utilização irrestrita na indústria aeronáutica, pois, devido ao seu caráter de fratura frágil, trincas se nucleiam e se propagam sem indícios de deformações, levando rapidamente à fratura (DONG; DAVIES, 2015; NAIK et al., 2001).

A utilização mais comum das fibras de carbono na indústria aeronáutica é na forma de tecidos, esses podendo ser pré-impregnados processados por laminação manual e curados em autoclave ou secos processados por RTM, por exemplo (ADVANI; SOZER, 2002). Atualmente, existe uma ampla opção de processos de fabricação de peças em compósitos, visando aplicação estrutural, as quais utilizam tanto tecidos pré-impregnados quanto os tecidos secos (REZENDE; BOTELHO, 2000).

Segundo a classificação de Advani & Sozer (2002), ilustrado na Figura 3, compósitos

podem ser classificados em duas categorias principais, os de fibra curta e os compósitos avançados, os quais, tradicionalmente, são materiais que suportam cargas em condições estruturais (ADVANI; SOZER, 2002).

Figura 3. Fluxograma exemplificando as técnicas de processamento mais usuais para materiais compósitos de acordo com o tipo de reforço e matriz usados



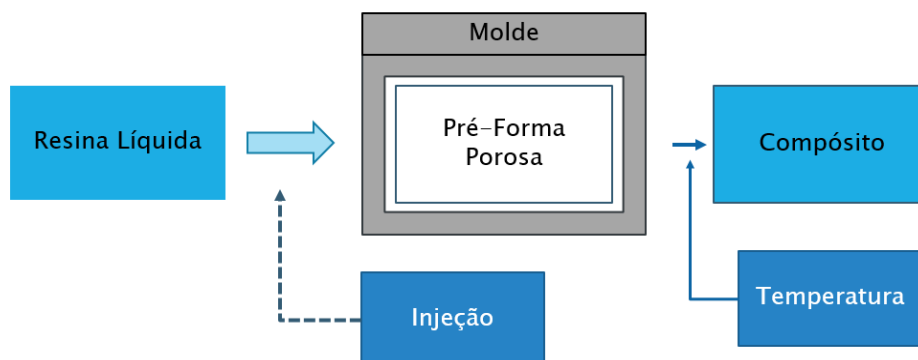
Fonte: Adaptado Advani; Sozer (2002)

Os reforços dos compósitos poliméricos avançados podem ser fibras contínuas, tecido secos, tecidos tipo tecidos não dobráveis, do inglês *Non-Crimp* (NCF), pré impregnados ou fitas contínuas. Os polímeros utilizados como matrizes em compósitos avançados podem ser termoplásticos ou termorrígidos. A combinação de um reforço, mais uma resina e o tipo do material que se têm intenção de conformar leva a um processo ideal de fabricação (ADVANI; SOZER, 2002).

2.2 COMPÓSITOS PROCESSADOS POR RTM

Dentre os processos de moldagem por injeção líquida, a moldagem por transferência de resina (RTM) tem gerado um grande avanço na produção industrial de peças para o setor aeronáutico, isso porque o RTM apresenta elevada produtividade e não requer grandes ferramentais (OKABE et al., 2017). O processo RTM se trata de um sistema de injeção de resina termorrígida através de uma preforma porosa, após a impregnação total da pré-forma realiza-se a cura do material por meio do aumento de temperatura. O processo RTM opera em sistema de molde fechado e sob pressão, com a possibilidade de uso de vácuo e temperatura controlados, garantindo melhores resultados de processamento com tempo minimizado, como ilustra a Figura 4 (BROCKS et al., 2013; HAN et al., 2015).

Figura 4. Ilustração do processo de RTM



Fonte: Autoria própria

A indústria aeroespacial faz um uso significativo de compósitos produzidos com materiais pré-impregnados (*pre-pregs*), sendo a cura realizada em autoclave, fazendo pouco uso do RTM. Descrições iniciais do RTM sugerem seu uso para peças simples com baixa porcentagem de fibra, sendo que, até a década de 80, o RTM era considerado apenas para indústria automotiva (RACKERS, 1998). Em 1995 o artigo publicado na *Reinforced plastics* (BROOKS, 1995) apontava três limitações para o uso da técnica: preparação das preformas para o molde, dificuldades de injeção e o material das resinas (viscosidade elevada e longo tempo de cura).

Recentemente, têm sido conduzidas muitas pesquisas relacionadas ao aprimoramento do processo de RTM, como a utilização de tecidos 3D, projetados exatamente nas dimensões do molde/peça final (YAN; ZENG; LONG, 2018). Além disso, há estudos que permitem o uso de resinas mais viscosa e garantindo uma melhor impregnação além de estudos de otimização do processo de modo a reduzir vazios e melhorar o fluxo de resina dentro do molde fechado (NAIK; SIRISHA; INANI, 2014; NISHIKAWA et al., 2008; OKABE et al., 2017; RACKERS, 1998; YUN et al., 2017). Por fim, há um grande incentivo pela indústria automobilística para o desenvolvimento de resinas de cura rápida e com menos efeitos de tensão residual na cura (KELLER et al., 2017; QI et al., 2018).

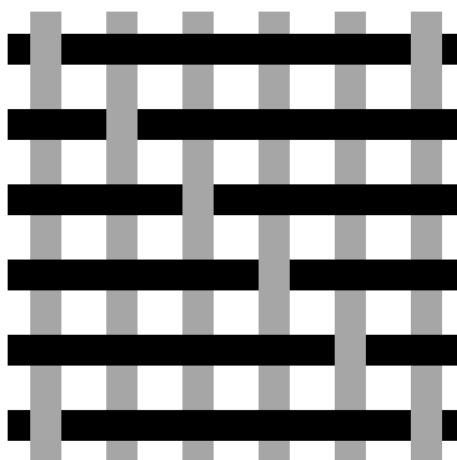
2.3 TECIDOS TRAMADOS

As fibras de carbono são configuradas em cabos e fios, sendo que estes são combinados de forma a criar uma preforma. Muitas preformas utilizadas são tecidos obtidos pela tecelagem ou costura dos fios de carbono (ADVANI; SOZER, 2002).

O emprego de tecidos tramados tem crescido para aplicações estruturais, devido ao seu fácil manuseio, boa capacidade de conformação em peças complexas, sem formação de vincos ou vazios, e por uma melhor resistência à fratura interlaminar do que fibras unidirecionais (ESPADAS-ESCALANTE; VAN DIJK; ISAKSSON, 2018; PASCAL et al., 2018; TOGNANA et al., 2010). Além disso, a utilização de tecidos secos diminui os custos de armazenagem atrelados ao uso dos pré-impregnados (NAIK; SIRISHA; INANI, 2014)..

Dentre os tecidos tramados, os tecidos tipo *Satin* (4HS, 5HS e 8HS), são os mais adequados para a fabricação de componentes com curvas complexas, além disso uma grande porcentagem das fibras se mantém não distorcida pela trama, garantindo a manutenção do alto módulo das fibras (CHOU; KO, 1989; MONTESANO et al., 2012). O tecido 5HS, ilustrado na Figura 5, é formado pelo entrelaçamento em intervalos de 4 cabos acima e 1 cabo abaixo e apresenta um lado do tecido com predominância de cabos do urdume e do outro lado, cabos da trama (LEVY NETO; PARDINI, 2006).

Figura 5. Configuração dos entrelaçamentos da trama e urdume para um tecido tipo 5HS



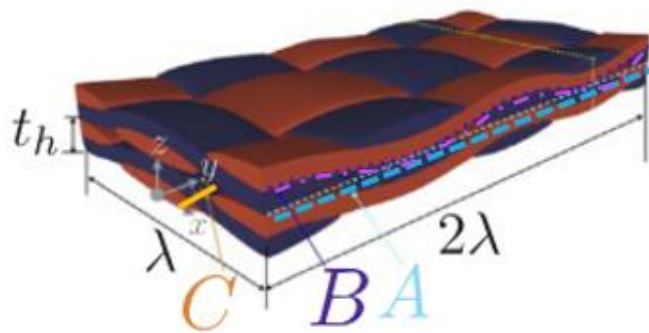
Fonte: Autoria própria

A tramagem de compósitos influencia fortemente os mecanismos de danos, isso devido à uma variação nos espaçamentos e orientações dos cabos e também no empacotamento local, o que leva à uma grande variabilidade de respostas mecânicas, principalmente para carregamentos cíclicos. Sendo que, os danos aparecem pela primeira vez na região de entrelaçamentos de trama e urdume (KAWAI; ISHIZUKA, 2018; PASCAL et al., 2018).

Para laminados tramados, as interações entre tramas-urdumes e diferentes camadas de tecido influenciam diretamente as tensões inter e intralaminares. Tensões cisalhantes são geradas devido à ondulação da trama, enquanto tensões fora do plano se tornam dominantes

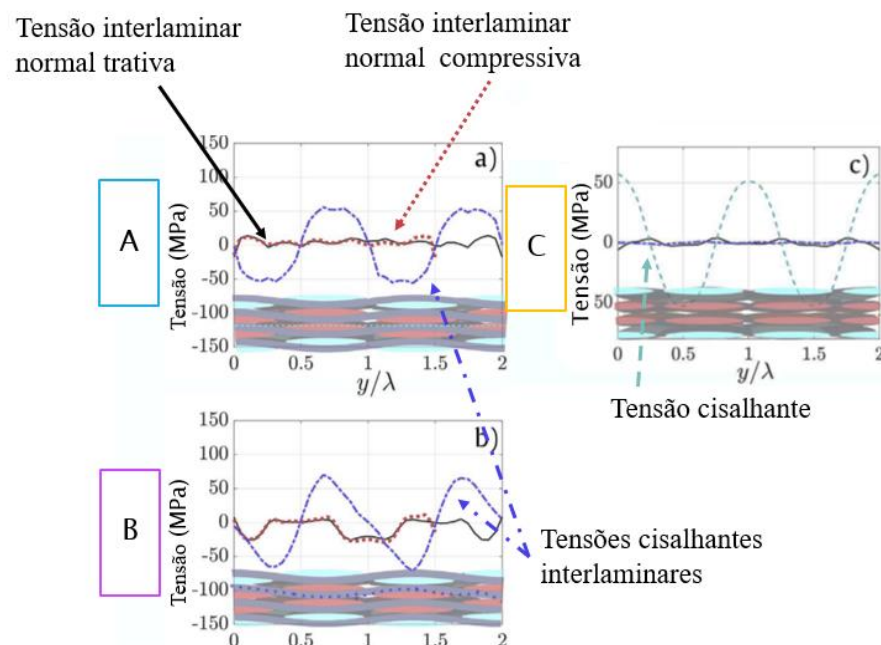
devido ao contato entre cabos de fibra de diferentes camadas. Além disso, as tensões geradas nas bordas livres são em geral menores do que as tensões inter e intralaminares geradas no interior do laminado (ESPADAS-ESCALANTE; VAN DIJK; ISAKSSON, 2018; NGUYEN et al., 2018; OWENS; WHITCOMB; VARGHESE, 2010). Tais discussões são levadas a fundo no trabalho de Espadas-Escalante, Van Dijk e Isaksson, (2018), Figura 6 e Figura 7.

Figura 6. As linhas de base utilizado para o estudo das Tensões no artigo de Espadas-Escalantes; Van dijk; Isaksson, (2018)



Fonte: Adaptado de Espadas-Escalantes; Van dijk; Isaksson, (2018)

Figura 7. Tensões Internas em obtidas em laminados tramados com empilhamento simples



Fonte: Adaptado de Espadas-Escalantes; Van dijk; Isaksson (2018)

Segundo Espadas-Escalante, Van Dijk e Isaksson (2018), laminados não simétricos são mais propensos a delaminar de maneira intralaminar (entre trama e urdume), o que pode ser

associado à magnitude das tensões no interior do material, mas não necessariamente nas bordas. Nos simétricos, as tensões interlaminares são máximas, porém os efeitos de borda podem ser considerados menos importantes, sugerindo que delaminações podem não se iniciar a partir destas (ESPADAS-ESCALANTE; VAN DIJK; ISAKSSON, 2018).

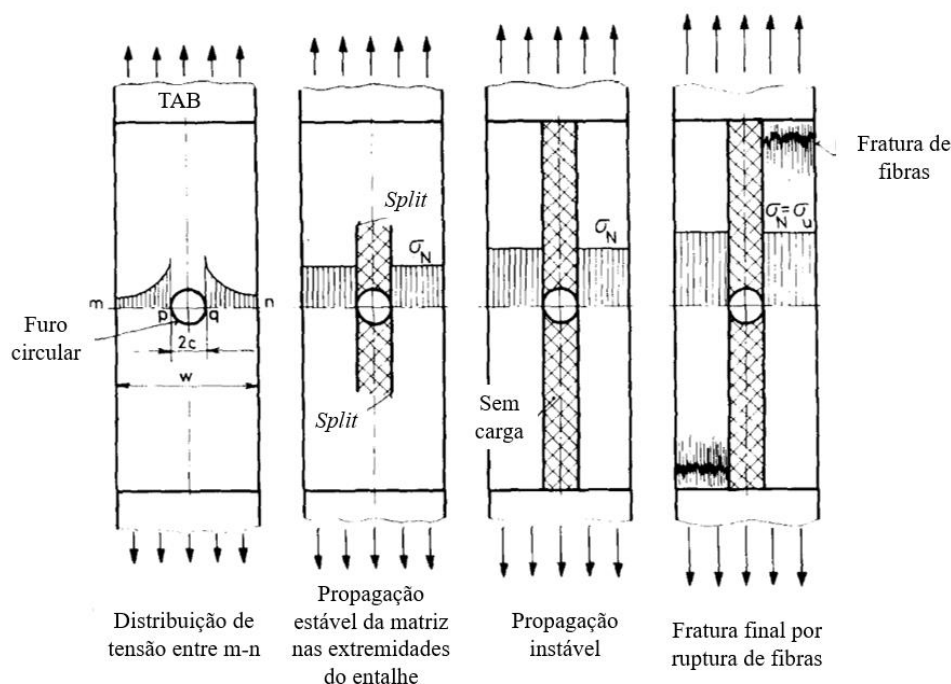
2.4 CONCENTRADORES DE TENSÃO

A sensibilidade de um laminado a um entalhe, em termos de seu desempenho mecânico, depende de muitos fatores, incluindo tamanho e espessura do laminado, tamanho e geometria do entalhe, orientação e espessura da camada, qualidade da usinagem e constituintes do material. Todos esses fatores afetam as propriedades mecânicas, alterando a extensão e a taxa de crescimento de dano durante o carregamento (HALLETT et al., 2009; O'HIGGINS; MCCARTHY; MCCARTHY, 2008).

Como visto no tópico 2.3, tecidos tramados apresentam uma resistência maior à delaminações interlaminares, devido às interações de tensões internas dentro do material, consequentemente, estes materiais apresentam uma menor sensibilidade a entalhes.

Daken; Mar (1985) mostraram que, sob carregamento estático, um laminado epóxi reforçado com fibras unidirecionais e entalhado com furo central em tensão ao longo da direção das fibras apresenta um mecanismo de propagação de trinca chamado de *Splitting*, pelo qual trincas se propagam na direção do reforço e a sua nucleação e crescimento ocorre devido à tensão de cisalhamento na matriz (DAKEN; MAR, 1985; MUC et al., 2018). À medida que a trinca se afasta da extremidade do entalhe, a concentração de tensão é aliviada e substituída por uma distribuição de tensão uniforme na seção do entalhe (Figura 8). O crescimento estável das seções continua sob carga crescente, até que a tensão alcance um valor crítico, a partir do qual ocorrerá o crescimento instável.

Figura 8. Mecanismo de falha por *splitting* para compósitos OHT com fibras a $[0]^\circ$



Fonte: Adaptado de Daken; Mar (1985)

A divisão completa de ambas as pontas do entalhe separa a amostra em uma região livre de carga central, e duas regiões externas que suportam a carga. Consequentemente, a amostra comporta-se como duas tiras não entalhadas que fraturam devido à ruptura de filamentos (DAKEN; MAR, 1985).

O *splitting* axial foi observado também para fadiga de laminados unidirecionais tanto em tração (GAMSTEDT; TALREJA, 1999) quanto em compressão (SOUTIS, 2013) e foi associado ao efeito de camadas bloqueadas, que diminui a sensibilidade ao entalhe, reduzindo o fator de concentração de tensão (TALREJA; VARNA, 2016). O efeito de bloqueio de camadas refere-se a colocar um certo número de camadas adjacentes no mesmo ângulo de orientação, produzindo camadas espessas. Esses laminados apresentam menor resistência à propagação de trincas interlaminares, facilitando a ocorrência de delaminações. O agrupamento de camadas com a mesma orientação de fibra reduz o número de interfaces disponíveis para delaminação, o que leva ao menor número de delaminações mais extensas (SEBAEY et al., 2013).

O efeito de bloqueio de camadas é considerado indesejável segundo Sebaey et al., (2013), porém Soutis et al., (2013) consideram o efeito benéfico, devido ao aumento da resistência do material frente à presença de entalhes, assim pode-se observar a ausência de

consenso quanto a vantagem ou não deste efeito. A propagação dessas trincas axiais ocorre rapidamente no início e reduz a propagação até que esta não ocorra mais, o que foi associado a um possível limite de fadiga (GAMSTEDT; TALREJA, 1999; TALREJA; VARNA, 2016).

2.5 FADIGA EM COMPÓSITOS

Dentre todas as falhas mecânicas, pelo menos metade ocorre devido a carregamentos cíclicos, sendo essencial, portanto, entender os fenômenos ocorridos durante a fadiga, e criando, dessa forma, relações entre mecanismos de danos e falhas a fim de prever e, conseqüentemente, reduzir a probabilidade de tais falhas (KAMAL; RAHMAN, 2018). O comportamento em fadiga de CFRP é um fenômeno altamente complexo, devido à ocorrência de diferentes tipos de danos, como por exemplo, a fratura de fibras, trincas na matriz, delaminações, e falhas na interface fibra/matriz. O dano causa perda das propriedades mecânicas, como por exemplo, perda de rigidez e da resistência mecânica (DEGRIECK; PAEPEGEM, 2001; ESPADAS-ESCALANTE; VAN DIJK; ISAKSSON, 2018; PANDITA et al., 2001; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2002).

Existem três categorias principais de modelos de predição de vida em fadiga:

- Modelos baseados nas curvas de vida em fadiga e o diagrama de Goodman;
- Modelos baseados no módulo residual e
- Modelos de danos progressivos.

Todas as três categorias predizem a vida em fadiga, porém cada qual com o seu próprio critério para determinação da falha final (DEGRIECK; PAEPEGEM, 2001; HARRIS, 2000).

Os primeiros modelos de fadiga para compósitos foram estabelecidos baseados nas curvas S-N e nos diagramas de Goodman. Isto é compreendido, uma vez que tais métodos forneciam, para metais, um meio confiável de descrever os mecanismos de fadiga e projetar prevendo o fenômeno (HARRIS, 2000). Esta é uma abordagem empírica, sendo um modelo que não explica os mecanismos microestruturais em si mas sim o efeito final deles no material. Assim, esses modelos não levam em conta a perda de integridade gerada a partir dos mecanismos de danos, e sim visa realizar a predição à vida em fadiga dos compósitos (DEGRIECK; PAEPEGEM, 2001; HARRIS, 2000).

A segunda classe compreende os modelos fenomenológicos de rigidez e resistência

residuais. Estes modelos propõem uma lei de evolução que descreve a deterioração gradual da rigidez ou da resistência mecânica do compósito. São modelos empíricos, pois a rigidez pode ser medida em intervalos estabelecidos durante os ensaios de fadiga. Em muitas aplicações de compósitos, é importante conhecer a resistência residual da estrutura e, como consequência, o tempo de vida restante durante o qual a estrutura pode suportar a carga externa. Portanto, os chamados modelos de resistência residual foram desenvolvidos e descrevem a deterioração da capacidade de carga do material durante a vida em fadiga. Desde o seu uso inicial, os modelos baseados em resistência residual são geralmente de natureza estatística. Mais comumente, as funções de Weibull de dois parâmetros são usadas para descrever a rigidez residual e a probabilidade de falha de um conjunto de laminados após um número arbitrário de ciclos (DEGRIECK; PAEPEGEM, 2001; HU; MADENCI, 2017; KHARRAT et al., 2018; ZHAO et al., 2017).

Foi proposta uma última classe de modelos que descrevem a deterioração do material compósito e esta tem relação direta com danos específicos (por exemplo, trincas na matriz transversal, tamanho da delaminação). Esses modelos correlacionam uma ou mais variáveis de danos adequadamente escolhidas com alguma medida da extensão do dano, contabilizando quantitativamente a progressão dos mecanismos de danos reais. Esses modelos são classificados como modelos de mecânica de dano (DEGRIECK; PAEPEGEM, 2001; HASHIMOTO et al., 2012; HIGUCHI et al., 2017; OKABE, 2015).

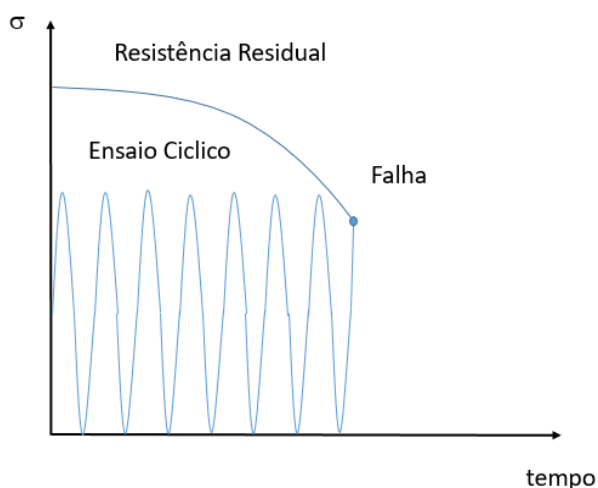
Há diversas razões técnicas pelas quais a modelagem de danos por fadiga, em geral, é tão custosa. Primeiramente, há a atuação complexa dos micro e macro mecanismos de danos, iniciando na micromecânica com interações entre fibra-resina, passando pelos níveis inter e intralaminar, até a macromecânica do componente estrutural (problemas multi-escala). Em segundo lugar, existe a dificuldade em produzir materiais idênticos com propriedades similares, com o mesmo volume de fibras, por exemplo. Por último, muitos modelos são estabelecidos para laminados com uma sequência particular de empilhamento e condições de contorno, sob carga cíclica uniaxial com amplitude constante, em uma frequência específica. A extrapolação para estruturas reais com uma sequência de empilhamento variável, considerando a atuação de cargas combinadas é extremamente complexa (DEGRIECK; PAEPEGEM, 2001; HARRIS, 2000; KAMAL; RAHMAN, 2018; ZHAO et al., 2017).

2.6 MÓDULO RESIDUAL

Compósitos apresentam a tendência de acumular danos não localizados, por isso a falha normalmente não ocorre pela propagação de uma única trinca, mas por uma somatória de mecanismos. Os mecanismos de danos nesses materiais incluem ruptura de fibras, delaminações e trincas na matriz, podendo estes atuar isoladamente ou de maneira combinada. A predominância de um mecanismo específico pode estar diretamente relacionado com os materiais constituintes, como por exemplo, a orientação de fibras ou tipo de carregamento (HARRIS, 2000).

Para carregamentos a baixos níveis de tensão, ou no início da vida durante o carregamento cíclico, danos são gerados e redistribuídos por toda a seção transversal. Nesse caso, a resistência mecânica nem sempre é reduzida imediatamente, porém a rigidez normalmente apresenta uma redução. A quantidade de danos acumulada no compósito pode ser tão grande que a capacidade de carga residual do compósito nessa região diminui à tensão máxima no ciclo de fadiga e a falha ocorre, como mostrado esquematicamente na Figura 9.

Figura 9. Ilustração da degradação da resistência residual até a falha.



Fonte: Autoria Própria.

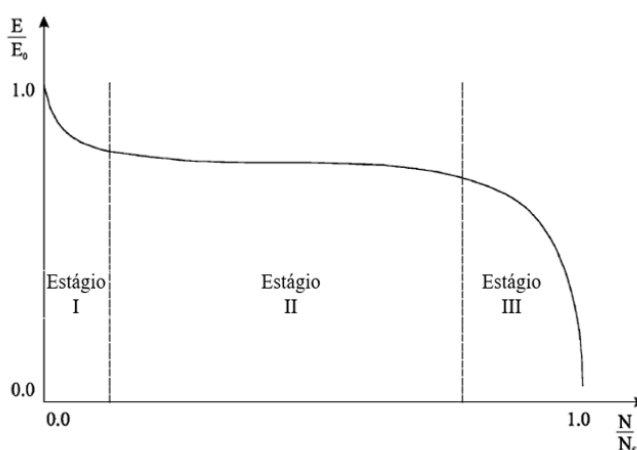
O acúmulo progressivo de danos que ocorre em um compósito durante a solicitação em fadiga afeta as propriedades mecânicas do material. A extensão do dano depende da composição do material, da arquitetura do laminado e dos parâmetros do ensaio. Em um CFRP unidirecional de alto módulo, por exemplo, pode não haver alterações significativas na rigidez do compósito antes da falha. Porém, para laminados biaxiais (0/90), as trincas

transversais surgem logo no início da vida em fadiga da amostra, causando uma redução significativa da rigidez, normalmente na ordem de 10% (HARRIS, 2000).

Após essa redução inicial, pode haver pouca mudança na rigidez até próximo à falha, associado à uma diminuição abrupta do módulo elástico. Trabalhos da literatura mostram que o crescimento de trincas transversais em compósitos pode ser modelado utilizando a equação de Paris, baseado em uma lei de potência, com o expoente variando entre 2 e 6. Quando o reforço utilizado é na forma de tecido, a ocorrência de trincas transversais é dificultada, e as mudanças na rigidez que acompanham o ciclo são menos definidas, podendo não apresentar queda na rigidez até próximo à falha (BONIFACE; OGIN, 1989; HARRIS, 2000).

CRFP apresentam o decaimento do módulo que pode ser dividido em três estágios: decaimento inicial, redução quase linear e falha final, de acordo com a Figura 10.

Figura 10. Os três estágios de degradação para materiais compósitos reforçados por fibras.



Fonte: Adaptado de Paepegem, Van e Degrieck (2005).

A região inicial (estágio I) apresenta uma rápida redução de rigidez de 2-5%. O primeiro estágio apresenta redução da rigidez devido às trincas transversais na matriz. A região intermediária (estágio II) apresenta uma redução adicional de rigidez de 1-5% e ocorre de maneira aproximadamente linear. A região final (estágio III) apresenta uma rápida redução da rigidez terminando na fratura do material, o que ocorre devido à fratura de fibras no compósito (TALREJA; VARNA, 2016; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2005).

É comprovado que tanto a rigidez quanto a resistência mecânica dos compósitos são negativamente afetadas pelo carregamento cíclico, uma vez que sucede o acúmulo de danos no material. Em algumas circunstâncias, tanto a resistência mecânica como a rigidez pode

inicialmente aumentar levemente à medida que as fibras, ligeiramente desalinhadas no sentido de aplicação axial, se alinham na matriz sob a influência de cargas de tração externas. Porém, o efeito dominante é a deterioração das propriedades mecânicas, devido aos danos acumulados no material, sendo este mais rápido quanto maior a tensão (HARRIS, 2000).

Porém, o problema dos modelos de acúmulo de danos para predição de vida em compósitos é a grande variabilidade dos mecanismos de danos existentes, sendo que os materiais e o arranjo utilizado influenciam fortemente os tipos específicos de danos que irão se desenvolver na amostra (HARRIS, 2000).

2.7 MÓDULO ELÁSTICO VIA EXCITAÇÃO POR IMPULSO

A Técnica de Excitação por Impulso (IET) é um ensaio dinâmico (vibracional), o qual consiste em submeter um impulso mecânico externo em uma amostra e registrar os parâmetros modais (frequências naturais, modos de vibração e valores de amortecimento modal). As propriedades elásticas podem ser calculadas a partir dos parâmetros modais, desde que se conheça a geometria do corpo de prova e sua densidade (HAUERT; ROSSOLL; MORTENSEN, 2009; PAOLINO et al., 2017; TOGNANA et al., 2010).

Normalmente, os valores do módulo de elasticidade são obtidos a partir do coeficiente angular na região linear dos gráficos de tensão-deformação, porém esta forma de obtenção necessita da utilização de extensômetros (*strain gages*), os quais encarecem o ensaio. Além disso, a utilização de *strain gages* limita as medidas de deformações em pequenas áreas localizadas, levando a um valor menor do que o real para o módulo elástico. A Extensiometria por laser pode ser utilizada, a fim de se obter deformações em áreas maiores, porém o equipamento também é caro para aquisição (PAOLINO et al., 2017; TOGNANA et al., 2010).

A medida do módulo elástico dinâmico é uma alternativa à utilização dos ensaios de tração quase-estático. A deformação utilizada durante a medição é pequena e induz pequenas tensões, de tal forma que o deslocamento e o acúmulo de danos gerados são insignificantes. A amostra se comporta, então, mais como um sólido elástico linear. Outra vantagem deste método de baixa amplitude é que as trincas são mantidas em compressão, devido à presença de tensões internas provenientes da conformação e, portanto, possíveis trincas permanecem fechadas. Por estas razões, espera-se que o valor obtido seja mais alto e mais preciso em comparação com medidas obtidas a partir de ensaios mecânicos quase-estáticos (HAUERT;

ROSSOLL; MORTENSEN, 2009; SALAWU, 1997).

Análises modais utilizam informações de todos parâmetros como frequências, modos de vibrações e taxa de amortecimento, ou as combinações deles para detectar danos. Isso é possível pois tais parâmetros são funções de propriedades da estrutura como, massa, momento de inércia e rigidez (SALAWU, 1997; ZOU; TONG; STEVEN, 2000). Portanto, alterações nas propriedades, como acúmulo de danos, levam a alterações nas propriedades modais. Normalmente, o acúmulo de danos diminui a massa e a resistência mecânica da estrutura e aumenta a taxa de amortecimento local (ZOU; TONG; STEVEN, 2000).

Esta técnica é promissora para a inspeção global não destrutiva de uma variedade de estruturas, pois as medições que utilizam vibrações podem fornecer informações sobre a integridade de partes internas, sem a necessidade de desmontar a estrutura (ZOU; TONG; STEVEN, 2000). Além disso, o IET permite a personalização dos pontos de medição e são fáceis e baratas de se obter. Por outro lado, esta técnica não consegue detectar pequenos defeitos e nem diferenciá-los. Outro problema é que esses métodos, normalmente, usam os parâmetros modais não danificados como base e comparam com os dados de estruturas danificadas (ZOU; TONG; STEVEN, 2000).

A existência de uma trinca em uma seção é equivalente a uma redução (proporcional à severidade do dano) no segundo momento de área. Isto leva a uma redução na rigidez flexional local nessa seção transversal. Chonda e Dimarogonas (1980) propuseram um modelo, no qual a barra danificada pode ser representada como duas barras conectadas por uma mola torcional com uma rigidez dependente da severidade do dano acumulado (CHONDROS; DIMAROGONAS, 1980). Posteriormente, foi proposto que a redução das frequências naturais é consequência da redução da rigidez local, isto porque a frequência é determinada pela equação característica da estrutura estudada multiplicada pela relação $(EI/m)^{0.5}$, na qual E é o módulo elástico, I é o segundo momento da área e m é a massa (KESSLER et al., 2002). Assim, deve-se haver necessariamente alterações de rigidez relativamente grandes antes que alterações significativas de frequência possam ser detectadas (SALAWU, 1997).

A perda anormal de rigidez é inferida quando as frequências naturais medidas são substancialmente mais baixas do que o esperado. É necessário que uma frequência natural mude em cerca de 5% para que os danos sejam detectados com confiança. No entanto, alterações significativas de frequência por si só não implicam automaticamente na existência de danos. Deslocamentos de frequência (acima de 5%) podem ocorrer também devido a

mudanças em condições ambientais, sem que danos sejam gerados na estrutura, como observado em pontes de concreto e aço em um único dia (SALAWU, 1997).

Danos podem ser detectados apenas usando resposta de frequência da estrutura, porque as medições de frequência podem ser conduzidas rapidamente e são frequentemente confiáveis. Porém, os métodos de localização de danos mais úteis são aqueles que usam mudanças nas frequências de ressonância, devido à invariabilidade dessas frequências (SALAWU, 1997; ZOU; TONG; STEVEN, 2000).

A localização do defeito pode ser estimada quando ocorre uma mudança de frequência, isto porque a frequência é determinada em função da rigidez e do momento de inércia do material, o qual é dependente da posição do defeito para um determinado modo de vibração. Dessa forma, diferentes tipos de danos, como localizados e/ou distribuídos, produzem diferentes mudanças nas frequências naturais. O monitoramento em alta frequência fornece uma melhor indicação da posição e extensão de pequenos danos (ZOU; TONG; STEVEN, 2000).

Quando um defeito se encontra próximo a um nó modal a sua influência na frequência é mínima. Isto porque, nós modais são pontos de deslocamentos modal igual a zero, apresentando uma tensão mínima para um modo particular de vibração. Dessa forma, a técnica se torna insensível a defeitos nessas regiões (SALAWU, 1997).

Mirza et al., (1990) analisaram modelos de pontes treliçadas na qual perto do carregamento final houve um decréscimo linear de 40% da frequência ressonante (MIRZA et al., 1990). Kessler et al., (2002) analisaram a diminuição das frequências ressonantes para diferentes tipos de dano em laminados compósitos, incluindo fadiga, delaminação, impacto e furações. Além disso, modelaram o comportamento dos danos utilizando MATLABTM obtendo uma boa correlação entre o modelo e os resultados experimentais para baixas frequências. Porém, modos de coalescência, quando em alta tensão os picos de frequência se sobrepõem, assim em frequências mais altas a comparação é impraticável. Além disso, houve uma forte correspondência entre a extensão do dano (ou a perda de rigidez local) e a redução da frequência natural (KESSLER et al., 2002).

Pei et al. (2016) estudaram os efeitos de furos em diferentes locais e com diferentes diâmetros em vigas T com reforços 3D. A influência de danos nos espectros de resposta em frequência, curvas de resposta no domínio do tempo, frequências naturais, formas modais e curvaturas de formas modais foram analisada. O método dos elementos finitos foi utilizado

para análise modal das vigas T íntegras e danificadas. Quando o dano da viga-T foi severo, o terceiro e quarto modos vibracionais mudaram de aspecto. A partir do experimento e simulação, concluiu-se que a curvatura da forma modal transferida do deslocamento modal pelo método da diferença central mudou quando a viga-T foi danificada. No local do dano ocorreu um pico na curvatura da forma modal e, com um aumento no grau de dano, a altura do pico aumentou. Porém, não foi registrada uma mudança significativa das frequências (PEI et al., 2016).

Paolino et al., (2017) estudaram em laminados espessos (6,7 mm espessura) compósito epóxi reforçado com oito camadas de tecidos tipo *twill* 2x2. Em seu trabalho ele comparou o módulo de Young obtido por IET e obtido estaticamente para corpos de prova íntegros e danificados. Foi concluído que o IET é um método rápido e eficaz para medir o módulo longitudinal de Young em amostras não danificadas. Sendo que, o IET fornece resultados mais repetitivos e ligeiramente maiores que os ensaios estáticos. E para materiais danificados o IET se mostrou mais sensível para monitorar as reduções de rigidez (PAOLINO et al., 2017).

Idriss & Mahi (2018) estudaram laminados de fibras de vidro (*E-glass*) unidirecionais [0₁₆] em matriz epóxi. Os corpos de prova foram ensaiados em flexão de 3 pontos com 180 mm entre os suportes. Para danificar os corpos de prova foi utilizado o carregamento em fadiga cíclica até 1000 ciclos, com controle de deslocamento, com uma forma de onda senoidal a 5 Hz. O IET foi utilizado para observar as mudanças das frequências ressonantes e do coeficiente de amortecimento. Os resultados mostraram que a perda de rigidez provoca a diminuição da frequência e o aumento do fator de perda. Idriss & Mahi (2018) compararam também os parâmetros lineares e não lineares, concluindo que o parâmetro não linear era mais sensível que o parâmetro linear (IDRISS; EL MAHI, 2018).

2.7.1 Sistema de microfone

Microfones são dispositivos eletroacústicos, ou seja, fazem a conversão de sinais acústicos em sinais elétricos. Microfones apresentam duas categorias distintas: microfones de pressão e de velocidade. Em um microfone de pressão existe um diafragma com apenas uma superfície exposta à fonte sonora, logo o sinal elétrico corresponde à pressão sonora instantânea das ondas. A segunda classe de microfone é o de velocidade, em que o sinal sonoro usado é a diferença entre a onda sonora que atinge a frente e da parte de trás do diafragma. A resposta elétrica corresponde à velocidade instantânea da partícula do sinal

sonoro (BALLOU, 2009).

Microfones também são classificados pelo seu padrão de captação ou como eles discriminam entre as várias direções da fonte sonora. Essas classificações são:

- Omnidirecional: a captação é igual em todas as direções.
- Bidirecional: a captação é igual das duas direções opostas e zero nas outras duas direções perpendiculares.
- Unidirecional: a captação é em apenas uma direção.

O sistema de microfones utilizado como captador de sinal do equipamento disponível de IET é um microfone de pressão omnidirecional. Microfones omnidirecionais, ou esféricos, são microfones de pressão que apresentam o diafragma exposto apenas à onda acústica na parte frontal, portanto, não ocorre o cancelamento de ondas (BALLOU, 2009). Esse tipo de microfone se torna cada vez mais direcional com a aproximação do comprimento de onda medida com o diâmetro do microfone. Dessa forma, o microfone deve ter o menor diâmetro possível para medir altas frequências, sendo que, quanto menor o diafragma menor é a relação sinal/ruído, em outras palavras, quanto menor o diafragma, menor a sensibilidade do microfone. As respostas em frequência começam a divergir quando o diâmetro do diafragma do microfone é aproximadamente um décimo do comprimento de onda (BALLOU, 2009).

2.7.2 *Digital Image Correlation - DIC*

A técnica de *Digital Image Correlation (DIC)* é um método de imagem que permite medir com precisão o deslocamento em ensaios experimentais sem qualquer contato com o corpo de prova, usando apenas as imagens digitais durante o ensaio (TEKIELI et al., 2017). Foi originalmente desenvolvido no início dos anos 80 e devido à sua eficácia e praticidade tornou-se uma ferramenta bastante útil para registrar deformações de amostras (ORELL et al., 2018; TEKIELI et al., 2017)

A técnica de DIC permite obter informações adicionais como: padrões de danos, localização e tamanho de trincas, e acúmulo de tensões presentes no material. O DIC permite também realizar análise em diferentes pontos da superfície em um mesmo ensaio (TEKIELI et al., 2017).

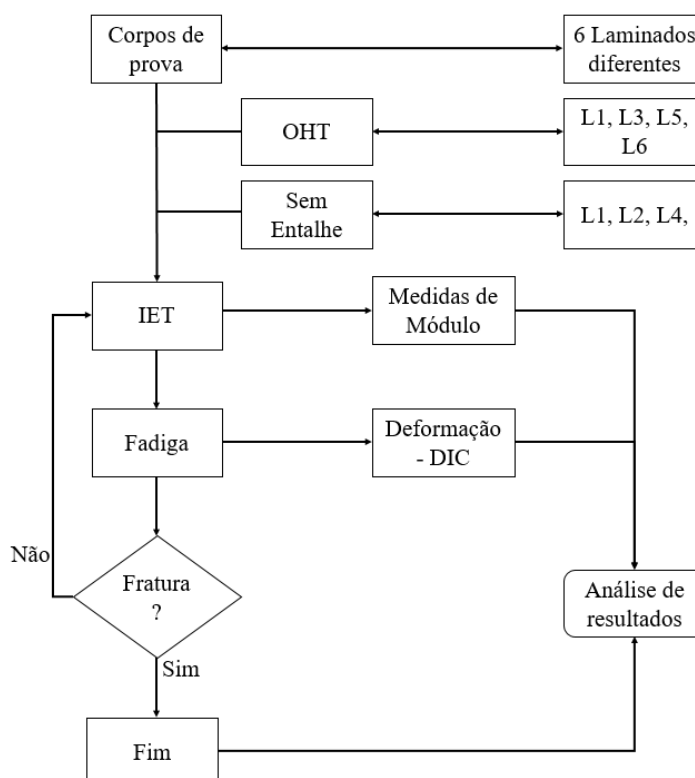
A técnica faz uso de um padrão de manchas aleatórias, as quais permitem o mapeamento da superfície e o rastreamento do deslocamento espacial das manchas quadro a

quadro. Obtendo-se um mapa completo de deslocamento da superfície, a partir do qual a análise de deformação pode ser pós-processada pela utilização de *softwares* apropriados. Deformações 2D podem ser medidas com a utilização de apenas uma câmera, já as deformações 3D requerem o uso de duas câmeras em ângulos diferentes (GUZMAN et al., 2018; ORELL et al., 2018).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O compósito laminado tramado processado via RTM, descrito no item 3.1, foi caracterizado mecanicamente por meio de ensaios estáticos de tração para obter o módulo elástico e o coeficiente de Poisson e a resistência à tração máxima do material. Após esse levantamento os ensaios seguiram o fluxograma ilustrado na Figura 11.

Figura 11. Fluxograma ilustrando as etapas de Ensaios de fadiga e de IET



Fonte: Autoria Própria.

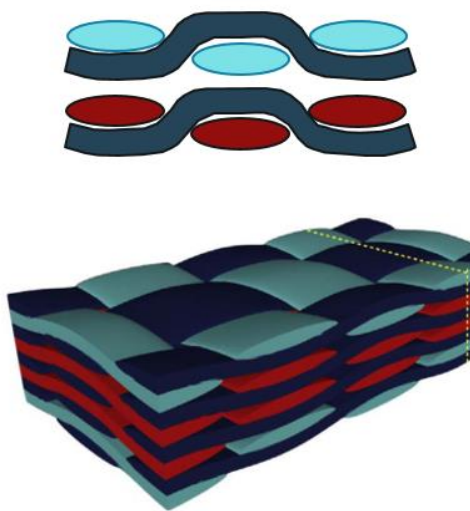
Os materiais foram submetidos a ensaios cíclicos e o decaimento do módulo de elasticidade foi acompanhado, utilizando o equipamento de IET. Como, em geral, tem-se maior redução do valor do módulo nos estágios iniciais do ensaio de fadiga, há uma variação dos intervalos de medida de acordo com o número de ciclos. Dessa forma, há intervalos mais curtos no início e, posteriormente, mais espaçados, até que ocorra a fratura do material, ou caso o corpo de prova chegue a 10^6 ciclos. O monitoramento da deformação durante o ensaio de fadiga foi acompanhado usando um sistema *DIC*.

Após os ensaios, os resultados foram analisados de forma a propor um modelo analítico para o decaimento do módulo elástico, com a obtenção do critério de falha por meio da análise dos dados experimentais.

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

O compósito foi processado sendo a matriz o sistema de resina epoxi bicomponente RTM6-2 Hexcel e, o reforço o tecido de carbono 5HS da Hexcel de gramatura de 391 g/m², com fibra do tipo HTA 6K. Foram utilizadas 8 camadas de tecido, para atingir uma alta fração volumétrica em fibra de carbono ($V_f > 55\%$), sendo elas empilhadas de maneira simples, exemplificado na Figura 12.

Figura 12. Esquema de empilhamento simples de tecidos tramados no processo RTM utilizado



Fonte: Adaptado de Espadas-Escalante; Van Dijk; Isaksson, (2018).

3.2 PROCESSAMENTO

Os laminados foram processados utilizando o processo RTM descrito no trabalho de doutorado do Prof. Dr. Marcos Shiino (SHIINO, 2015). Como o foco deste trabalho não é o processamento em si dos laminados, uma breve descrição dos parâmetros utilizados é dada a seguir. A temperatura de injeção utilizada foi de 100 °C (100 mPa.s); e a cura foi realizada a 180 °C por 2 h, totalizando 3 h de processamento. A rampa de aquecimento utilizado no ciclo de cura foi de 3 a 4 °C/min, com taxa de resfriamento de 0,3 °C/min (SHIINO, 2015).

Foram produzidos um total de 6 laminados dos quais foram retirados dois corpos de prova para fadiga, um tipo *Open Hole Tensile*, de acordo com a norma ASTM D5766-11 (D5766/D5766M-11, 2011) e outro sem entalhe de acordo com a norma ASTM D3039/D3039M-14 (D3039/D3039M-14, 2014), conforme a Figura 13. Os cortes foram realizados na Techcut 5 da ALLIED, e os furos foram realizados em TUDelft/Faculty of

Aerospace Engineering/(DASML) Structural Integrity Laboratory. Um terceiro tipo de corpo de prova foi utilizado segundo a norma ASTM D5379/ D5379M – 12 (D5379, 2012), para os ensaios de Iosipescu.

Figura 13. Corpo de prova OHT e sem entalhe.



Fonte: Autoria Própria.

Três tipos de corpos de prova foram utilizados neste trabalho conforme ilustra a Tabela 1.

Tabela 1. Descrição dos corpos de prova utilizados

Tipo	Tamanho CxLxe (mm)	Norma	Quantidade
Padrão sem furo	200x25x3	ASTM D3039	9
Padrão OHT	200x36x3	ASTM D5766	16
Iosipescu	19x76x3	ASTM D5379	3

Fonte: Autoria Própria.

Os corpos de prova padrão sem furo e OHT foram utilizados nos ensaios de tração e fadiga. Os corpos de prova tipo Iosipescu foram utilizados para caracterização da qualidade do material.

3.3 DETERMINAÇÃO DA FRACÃO VOLUMÉTRICA

Os ensaios para a determinação da fração volumétrica dos laminados foram de acordo

com o procedimento descrito pela ASTM D 3171 A8, utilizando um equipamento de análise termogravimétrica (TA Instruments Q600 SDT). O ensaio foi realizado em isoterma de 560 °C por uma hora em atmosfera de nitrogênio com fluxo de 100ml/min, a taxa de aquecimento de 10 °C/min. Após a isoterma em 560 °C foi resfriado em 20 °C/min até 100 °C, temperatura na qual se fez a medida da massa final. As amostras utilizadas retratavam uma seção inteira do material e foram cortadas na Techcut 5 da ALLIED, disponível no Laboratório de Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP.

3.4 Método de IOSIPESCU

Com o intuito de utilizar as propriedades cisalhantes para caracterizar o material, foi realizado o ensaios Iosipescu com duplo entalhe V, de acordo com a norma ASTM D5379 (D5379, 2012), na qual a zona entre entalhes é submetida ao estado aproximado de cisalhamento puro, ilustrada na Figura 14

Figura 14. Vista do posicionamento dos corpos de prova no Ensaio de Iosipescu (cisalhamento puro)



Fonte: Autoria Própria.

O ensaio foi realizado em uma máquina universal de ensaios (Shimazu) com a garra própria para o ensaio. Três amostras dos laminados foram utilizadas, dois corpos de prova tiveram a deformação acompanhada por DIC e um corpo de prova foi instrumentado com *strain gage* de grade dupla tipo CEA-15-125UT-350 da Micro-Measurements, o

procedimento de instrumentação se encontra no Anexo 1.

3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado de forma a obter a resistência a tração máxima, parâmetro de referência para estabelecer o ensaio de fadiga. Pelo uso da norma D3039/D3039M-14, (2014) é possível obter as propriedades axiais de resistência e deformação máximas à tração, módulo de elasticidade axial e coeficiente de Poisson. Além dos perfis da curva de tensão vs deformação.

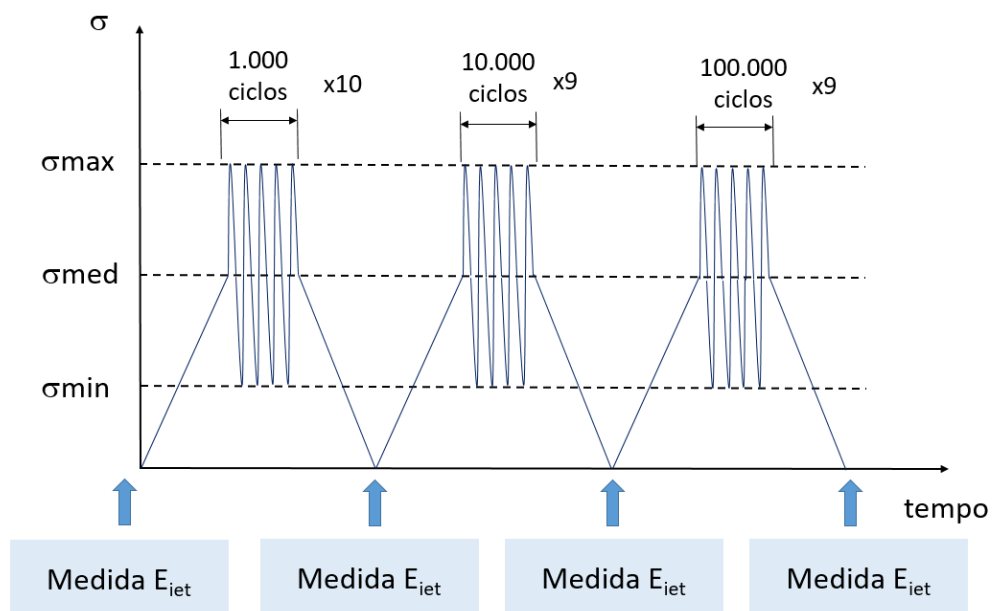
Os ensaios seguem os procedimentos descritos na norma ASTM D 3039/D3039M-14 utilizando um equipamento INSTRON 8801 e uma célula de carga de 100 kN, com deslocamento controlado de 2 mm/min. Foram realizados 2 ensaios para os corpos de prova sem entalhes e 4 para o padrão OHT. Os corpos de prova foram fixados por garras de comprimento de 30 mm com sistema hidráulico e a pressão na garra utilizada foi aproximadamente 100 kgf. A carga e o deslocamento foram acompanhados até a fratura do material utilizando o *software* BLUEHILL da INSTRON. Os corpos de prova foram instrumentados com *strain gage* tipo 6/350 LY41 da HBM para se obter os valores reais de deformação, o procedimento de instrumentação se encontra no Apêndice A.

3.6 ENSAIO DE FADIGA

Os corpos de prova para ensaios de fadiga axial foram confeccionados de acordo com a norma ASTM D5766-11/ASTM D3039-14 (D3039/D3039M-14, 2014; D5766/D5766M-11, 2011). Os mesmos foram ensaiados de acordo com a norma ASTM D3479-12 (D3479/D3479M-12, 2012). Uma carga cíclica senoidal com frequência de 10 Hz, razão de carga $R = 0,1$ e em controle de força foram empregados para os ensaios e realizados na máquina universal de ensaios INSTRON 8801.

Os corpos de prova foram ensaiados em diferentes níveis de tensão. Os ensaios cíclicos foram realizados em blocos, ilustrado na Figura 15, de modo a permitir, nos intervalos, o acompanhamento do módulo de elasticidade entre os ciclos por uma rampa em taxa de carregamento constante.

Figura 15. Esquema do número e de como foram realizadas as medidas de IET durante a solicitação em fadiga



Fonte: Autoria Própria.

Os ensaios fornecem as curvas de perda de propriedade mecânica de acordo com o número de ciclos, a fim de que se possa modelar o acúmulo de dano no material.

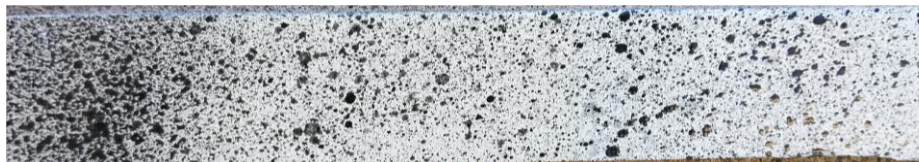
3.7 DIGITAL IMAGE CORRELATION – DIC

O software gratuito *GOMCorrelate* foi utilizado para medir as deformações nos corpos de prova ensaiados em tração, cisalhamento e fadiga, e validados por extensimetria. As Imagens utilizadas nesta etapa foram capturadas por uma câmera NIKON D3300 utilizando uma lente DX VR AF-S NIKKOR 18-55mm 1:3,6:5.6GII com 45 vezes de ampliação e gerando um número de 60 quadros por segundo. A câmera foi fixada em um tripé fotográfico aproximadamente paralelo à face do corpo de prova e sendo o corpo de prova iluminado de maneira frontal, a fim de melhorar a qualidade final das imagens.

Os corpos de prova foram preparados para a análise em duas etapas: na primeira foi feito o recobrimento com tinta *spray* branca (*ColorGin Spray Plástico*) aplicado em várias camadas até que o recobrimento final fosse branco homogêneo. Em seguida foi realizado um recobrimento com manchas feito com tinta *spray* preta (*ColorGin Decor Spray multiuso*), o *spray* foi realizado de longe de maneira que seja possível controlar a dispersão das manchas,

nesta etapa é importante que toda a extensão da área útil apresente manchas. O resultado final deve ser similar ao ilustrado na Figura 16.

Figura 16. Exemplificação do padrão manchado para o recobrimento utilizado no DIC



Fonte: Autoria Própria.

A filmagem do ensaio foi realizada de maneira que a área útil estivesse toda enquadrada e centralizada. O *Software GomCorrelate* foi utilizado para a geração da malha o que permitiu a medida da deformação.

3.8 EXCITAÇÃO POR IMPULSO (IET)

Este ensaio tem como objetivo a caracterização dos módulos elásticos e de amortecimento, os quais são calculados pela resposta acústica retornada do corpo de prova ao sofrer um impacto mecânico. Esta resposta acústica é composta pela frequência natural de vibrações do corpo que são proporcionais aos módulos elásticos e sua amplitude que decai de acordo com o amortecimento do material.

O equipamento Sonelastic adotado, da ATCP, está disponível no Departamento de Materiais/FEG/Unesp. Além de fazer as medidas dos módulos, o mesmo pode fazer o controle de qualidade pela assinatura acústica do material. Dessa forma, é possível avaliar o acúmulo de danos no material através de uma análise não destrutiva.

O ensaio de IET foi realizado de acordo com a norma ASTM E1876 (E1876-15, 2015) e o módulo é calculado utilizando a eq. (2).

$$E_{iet} = 4mCF^2/Lk \quad (2)$$

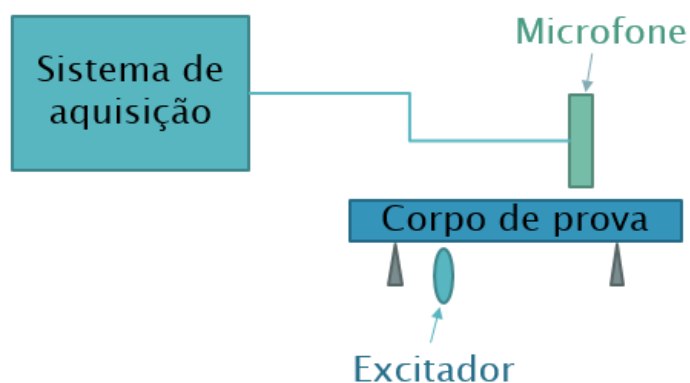
$$k = 1 - [2\pi^2 v^2 (L^2 + e^2)/24C]$$

Na qual, m é massa, C comprimento, F é frequência de ressonância, L é largura, e é espessura e k é o fator de correção, o qual relaciona a razão largura, espessura e coeficiente de Poisson (ν) pelo comprimento.

O ensaio de IET foi realizado com o corpo de prova apoiado nos fios (condição livre-

livre) e em configuração de flexão, ilustrada na Figura 17. O excitador automático utilizado estava no menor nível de excitação possível, de forma a não interferir na análise.

Figura 17. Esquema do sistema de aquisição da técnica de IET utilizada neste trabalho



Fonte: Autoria própria

As primeiras medidas de IET foram realizadas antes dos ensaios de tração de maneira a correlacionar os módulos estático e dinâmico, e após intervalos prédefinidos de ciclos durante os ensaios de fadiga. Cada medida realizada com IET foi realizada em 5 réplicas. O resultado obtido pelo *software* do equipamento está associado às frequências ressonantes do material, as quais eram salvas em uma planilha excel.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (V_f)

Durante o processamento de compósitos é difícil manter controle da fração volumétrica de fibra no material, sendo que mesmo dentro de um laminado, os valores podem não ser uniformes, variando em até 20% em pontos localizados, dependendo da técnica de processamento utilizada (GAMSTEDT; TALREJA, 1999; HINE; RUDOLF LUSTI; GUSEV, 2002; RAFIEE; RESHADI; EIDI, 2015). Para materiais serem considerados para aplicações aeronáuticas uma fração volumétrica acima de 50% de fibra é requerida (BROCKS et al., 2013). Assim, de forma a analisar e comparar os laminados utilizados neste trabalho, a fração volumétrica de todos os laminados foi determinada por termogravimetria e estão descritos na Tabela 2.

Tabela 2. Fração volumétrica dos laminados		
Laminado	V_f (%)	Fração de Vazios (%)
L1	55,15 $\pm$ 1,57	3,86 $\pm$ 0,84
L3	51,99 $\pm$ 0,61	2,16 $\pm$ 0,33
L4	56,72 $\pm$ 0,84	4,70 $\pm$ 0,45
L5	54,17 $\pm$ 0,03	3,33 $\pm$ 0,02
L6	54,23 $\pm$ 0,46	3,36 $\pm$ 0,25

Fonte: Autoria Própria.

Primeiramente, nota-se que todos os laminados atenderam o requisito aeronáutico de $V_f > 50\%$. Além disso, pode-se observar que não houve uma grande variação entre os laminados, o que permite a comparação dos corpos de prova durante os ensaios mecânicos. O L3 apresentou a menor fração volumétrica de fibras, com 51,99% e o L4 a maior fração com 56,72%. Isso legitima os cálculos utilizados por Brocks et. al (2013), usados no projeto de laminados a fim obter uma fração volumétrica acima de 50% (BROCKS et al., 2013). Essa diferença de valores pode influenciar os resultados obtidos nos ensaios mecânicos, isto porque uma região rica em resina ou a presença de fibras não impregnadas podem vir a ser pontos de nucleação início de trincas (TALREJA; VARNA, 2016).

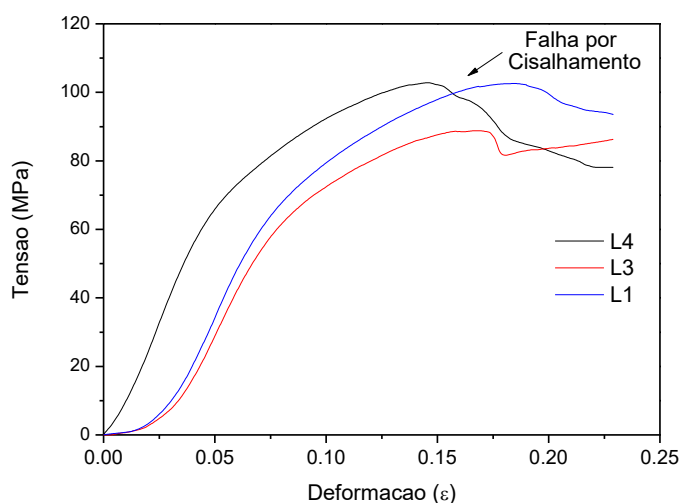
A Tabela 2 também apresenta a porcentagem de vazios nos laminados, pode-se observar que o material não apresenta baixa porosidade, entre 2,16% e 4,70%, dessa forma não se qualificam no requisito mínimo aeronáutico de 2% de vazios (MAMALIS; FLANAGAN; Ó BRÁDAIGH, 2018; MONTICELI et al., 2019). Porém, a quantidade de vazios obtida pode ser utilizada para outras aplicações e é comparável a outros trabalhos na literatura

(GREENHALGH et al., 2018; KITSELIS; TRAIFOROS; MANOLAKOS, 2016; SHIINO, 2015).

4.2 RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO

Com o objetivo de se obter o módulo cisalhante em XY, o ensaio de Iosipescu foi realizado e a resposta do material sob carga cisalhante no plano transversal ao laminado está ilustrado na Figura 18.

Figura 18. Curvas de tensão-deformação dos ensaios de cisalhamento no plano transversal



Fonte: Autoria Própria.

Observa-se que houve um deslocamento para as amostras L1 e L3 em deformação, isto está relacionado com uma maior folga que houve durante o início do ensaio entre o pistão da máquina e a garra do ensaio. Porém, o perfil das curvas foi muito similar e fornece indícios de que os corpos de prova falharam por cisalhamento, devido à ausência de quedas bruscas no início do carregamento, as quais podem ser associadas a falhas prematuras (BRU et al., 2017). O corpo de prova L3 apresentou um valor de tensão de ruptura levemente menor do que os outros, o que pode estar relacionado ao acabamento do material nas bordas, devido ao processo de usinagem da amostra. A Tabela 3 resume os dados obtidos no ensaio.

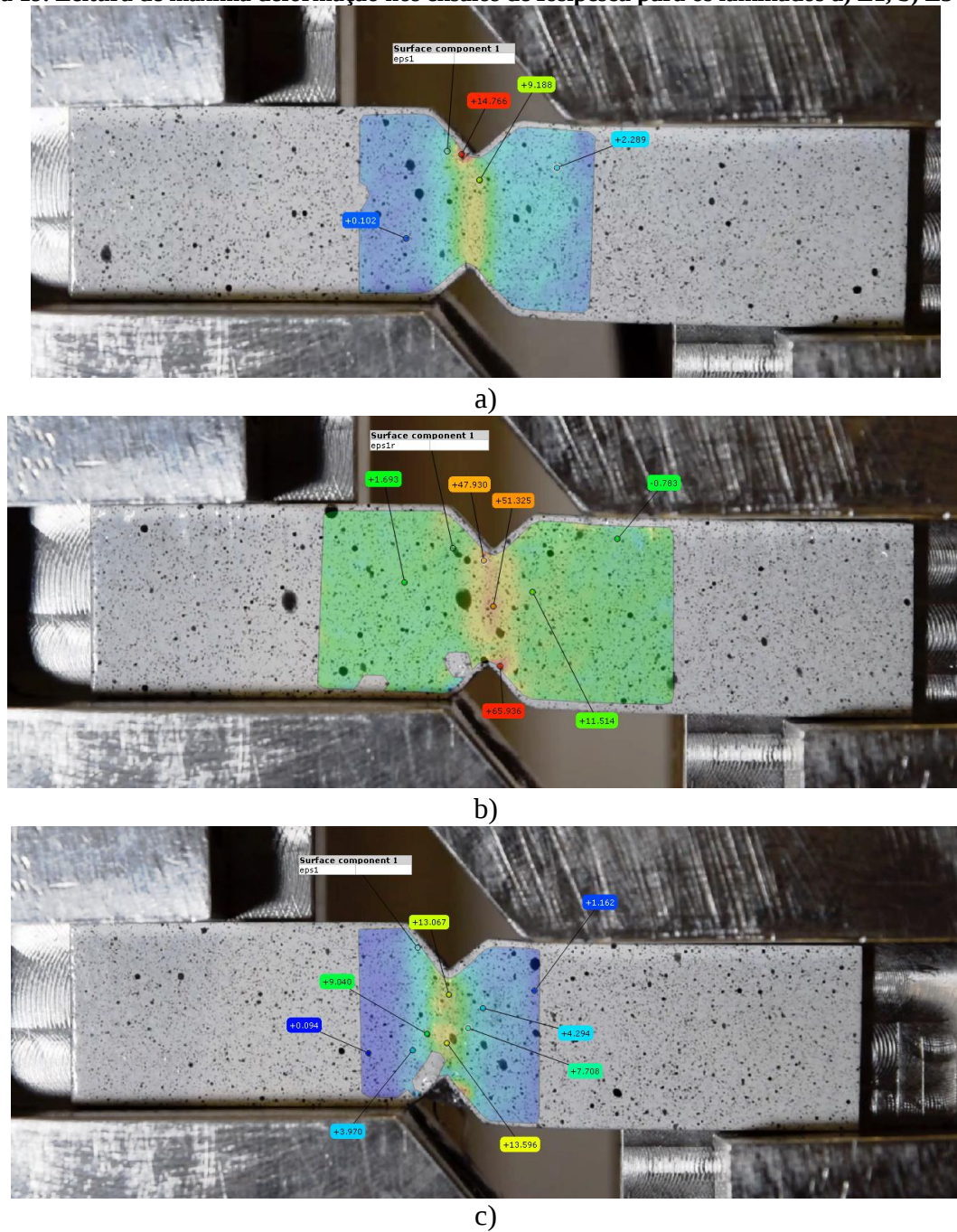
Tabela 3. Dados obtidos com o ensaio de cisalhamento

Grandeza		L1	L3	L4
Módulo Cisalhante	G_{12} (GPa)	6,53	6,06	3,35*
Tensão Máxima de ruptura	S_{12} (MPa)	102,6	88,6	102,7
Deformação na ruptura	γ_{12} (%)	15,7	14,6	14,4
* Ensaio realizado com strain gage				

Fonte: Autoria Própria.

A Figura 19 mostra a leitura feita por meio do DIC nas amostras L1, L3 e L4 antes de qualquer falha macroscópica, a sequência na sua totalidade do ensaio para as três amostras pode ser encontrada no Apêndice B.

Figura 19. Leitura de máxima deformação nos ensaios de Iosipescu para os laminados a) L1, b) L3 e c) L4



Fonte: Autoria Própria.

Os mapas de deformação para todos os corpos de prova em XY mostraram as mesmas características, notando-se uma distribuição de deformação uniforme ao longo do eixo y na região entre os entalhes, a qual diminui rapidamente quando se distancia desta área. Isto é um requisito para que um ensaio de cisalhamento seja considerado válido, pois garante o cisalhamento puro na região (BRU et al., 2017). Todos os corpos de prova falharam por cisalhamento entre os entalhes, o que pode ser observado tanto nas curvas de tensão–

deformação, quanto pelos mapas de deformação.

No mapa DIC da amostra L3 é possível observar que houve um acúmulo de deformação na parte superior à direita, local onde se encontravam trincas geradas no processo de usinagem, o que indica que realmente o acabamento do corpo de prova prejudicou o desempenho mecânico desta amostra

4.3 ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

Os ensaios mecânicos de resistência à tração foram realizados à temperatura ambiente para determinar ao limite de resistência dos corpos de prova não entalhados e padrão OHT.

4.3.1 Corpos de prova não entalhados

Os resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova sem entalhe se encontram na Tabela 4.

Tabela 4. Resultados para os ensaios de tração em corpos de prova não entalhados.

Laminado	Carga Máx kN	Limite de resistência MPa	Média MPa	Fração de fibra %
L4	50,09 64,46	628,61 822,18	725,40	69,34

Fonte: Autoria Própria.

Ambos os dados de tração observados na Tabela 4 são de ensaios nos quais o corpo de prova fraturou fora da região útil, dentro da área da garra. Houve um estudo da colocação de *tabs*, porém, nenhum deles apresentou falha válida, havendo falha dentro do tab ou o escorregamento do mesmo. Shiino (2015) obteve resultados similares aos de tração obtidos neste trabalho, com Carga máx. de 57 kN e limite de resistência 730 MPa (SHIINO, 2015). Assim, os resultados de tensão máxima foram utilizados como parâmetro no ensaio de fadiga dos corpos de prova sem furo.

4.3.2 Corpos de prova tipo OHT

Os ensaios de tração para os corpos de prova entalhados foram realizados e os dados se encontram na Tabela 5.

Tabela 5. Resultados para os ensaios de tração em corpos de prova OHT.

Laminado	Carga Máx kN	Limite de resistência MPa	Tensão média MPa	Módulo de Elasticidade GPa	Fracao de fibra %	IET E	
						GPa	Hz
L1	50,75	495,19	494,00	54,14	67,44	-	-
L6	49,37	503,53		65,61	66,31	1149	6235
L6	49,09	476,12		59,84	66,31	8505	6254
L5	54,07	501,14		59,87	66,23	8288	6287

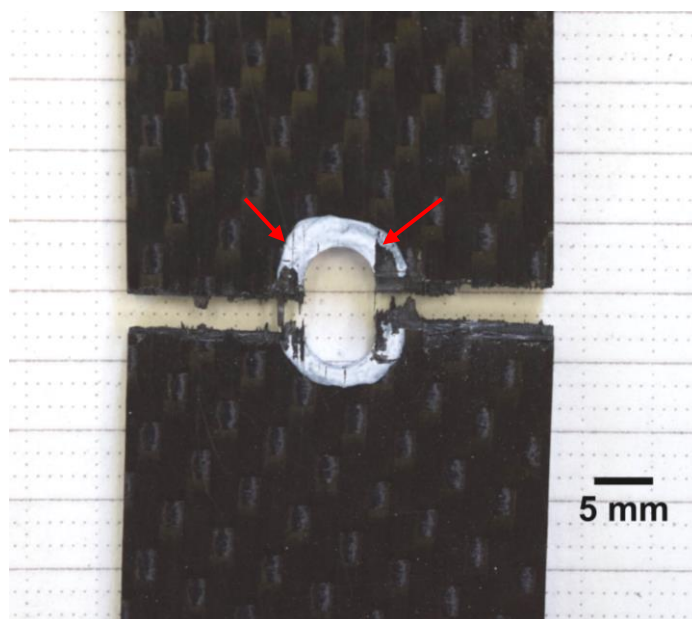
Fonte: Autoria Própria

Os dados obtidos na Tabela 5 foram utilizados como referência para a aplicação de carga nos ensaios de fadiga havendo ruptura na área útil e valores mais consistentes entre os ensaios, diferentemente dos corpos de prova tipo OHT. Os valores de carga máxima são comparáveis aos valores obtidos para os corpos de prova sem entalhe, com limite de resistência a tração inferior. Os valores de módulo de elasticidade obtidos foram próximos aos obtidos por Shiino (2015), o qual obteve um módulo de 62,70 GPa.

Para o corpo de prova padrão OHT foi realizado um ensaio em um corpo de prova instrumentado com *strain gage*, obtendo-se assim o coeficiente de Poisson (ν_{xy}) igual a 0,021 um valor considerado pequeno devido ao caráter ortotrópico em consequência da arquitetura do tecido utilizada, porém, comparável ao obtido por Shiino, $\nu_{xy} = 0,0175$ (SHIINO, 2015)

No carregamento em tração foi observado o mecanismo frágil de fratura, no qual prevalece o rompimento de fibra, havendo pouca delaminação e *splitting*, e com área de fratura afetada apenas na proximidade do limite do entalhe, indicado pelas setas vermelhas. Ocorreu uma falha adjacente ao furo, criando uma superfície de fratura limpa em toda a largura da amostra, no plano médio do laminado, como mostrado na Figura 20.

Figura 20. Falha frágil para o corpo de prova OHT submetido à tração



Fonte: Autoria Própria

Na Figura 20 é possível observar o início das trincas de *splitting* nas extremidades do furo.

4.4 ENSAIO DE FADIGA AXIAL

Os resultados de fadiga axial dos corpos de prova sem entalhe e tipo OHT se encontram na Tabela 6

Tabela 6. Valores dos ensaios de fadiga obtidos para os corpos de prova sem entalhe e OHT.					
Sem entalhe			OHT		
Tensão (MPa)	%	Ciclos	Tensão (MPa)	%	Ciclos
562,43	78	$2,64 \times 10^3$	477,63	97	4,00
487,50	67	$6,37 \times 10^4$	470,75	95	$1,96 \times 10^5$
443,54	61	$7,67 \times 10^4$	459,78	93	$5,03 \times 10^5$
412,54	58	$1,00 \times 10^6$	455,88	92	$6,32 \times 10^4$
			454,85	92	$1,00 \times 10^6$
			449,90	91	$1,00 \times 10^6$
			439,35	89	$1,00 \times 10^6$
			408,83	83	$8,37 \times 10^5$

Fonte: Autoria Própria

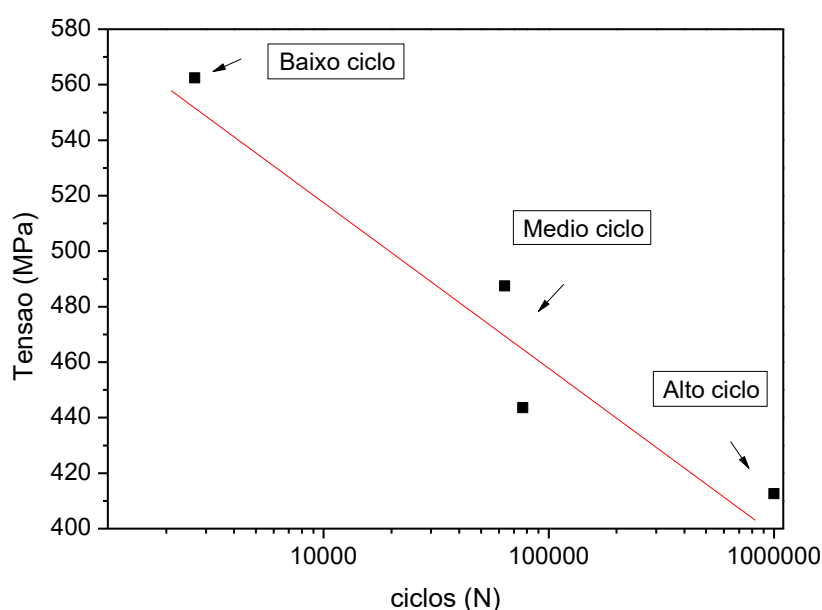
Observa-se que o furo aumenta a resistência à fadiga do material, este efeito não era esperado, porém vai ao encontro da literatura estudada. SOUTIS, (2013) observou o mesmo

efeito de aumento da resistência mecânica de um laminado *Open Hole* sob compressão (OHC). O efeito pode ser associado ao mecanismo de dano que ocorre neste tipo de material com furo, *splitting axial*, e a presença de camadas bloqueadas, assim apresentam menor resistência à propagação de trincas na matriz e facilitam a ocorrência de um menor número de delaminações extensas (SEBAEY et al., 2013; TALREJA; VARNA, 2016).

4.4.1 Corpos de prova não entalhados

A Figura 21 mostra o gráfico das curvas S-N para os corpos de prova seguindo a ASTM D3039-14 (D3039/D3039M-14, 2014). Observa-se que houve um ensaio em baixo ciclo, dois ensaios em médio ciclo (com tensões diferentes) e um ensaio em alto ciclo.

Figura 21. Curva S-N para o compósito 5HS e corpos de prova não entalhados.



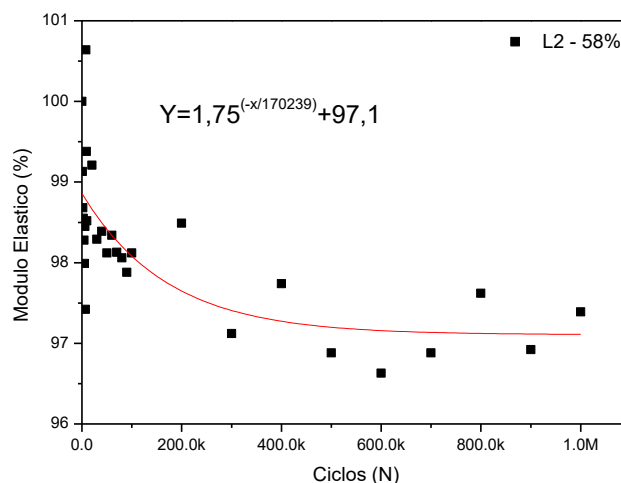
Fonte: Autoria Própria

Juntamente com o número de ciclos, o decaimento do módulo elástico do material foi acompanhado utilizando um equipamento de excitação por impulsos. Essa análise foi realizada para os corpos de prova ensaiados com no mínimo 1000 ciclos.

A Tabela 7 mostra o decaimento dos módulos em porcentagem para todos os corpos de prova sem entalhes. A Figura 22 mostra o decaimento do módulo, juntamente com a curva de

ajuste dos dados para o corpo de prova não entalhado de alto ciclo.

Figura 22. Curva de degradação do módulo de elasticidade pelo IET para o corpo de prova sem entalhes em alto ciclo (58% da tensão máxima de ruptura)



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 22 observa-se que o módulo decai exponencialmente até a estabilização, o que ocorreu por volta de 400 mil ciclos, após esse período houve um espalhamento dos dados. Assim, em alto ciclo o decaimento do módulo deixa de ser função do número de ciclos. A Tabela 7 resume o decaimento por estágios e o decaimento total do módulo observado por IET.

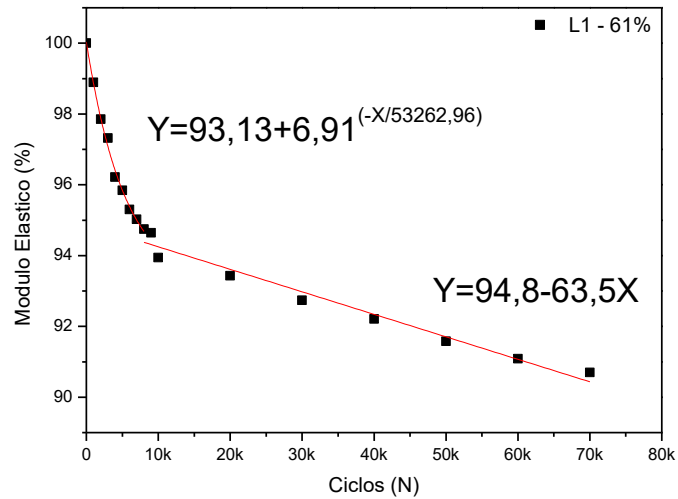
Tabela 7. Tabela com o decaimento de módulo em porcentagem para cada estágio e o decaimento total para os corpos de prova sem entalhe.

Laminado	Tensão	Estágio	Intervalo	Perda de módulo	Perda total
	%		Nº de Ciclos	%	%
L2	67	1	0 – 10.000	10,7	16,9
		2	10.000 – 70.000	6,2	
L1	61	1	0 – 9.000	5,4	8,6
		2	10.000 – 70.000	3,2	
L2	58	1	0 – 400.000	2,9	2,9
		-	200.000 – 1.000.000		

Fonte: Autoria Própria

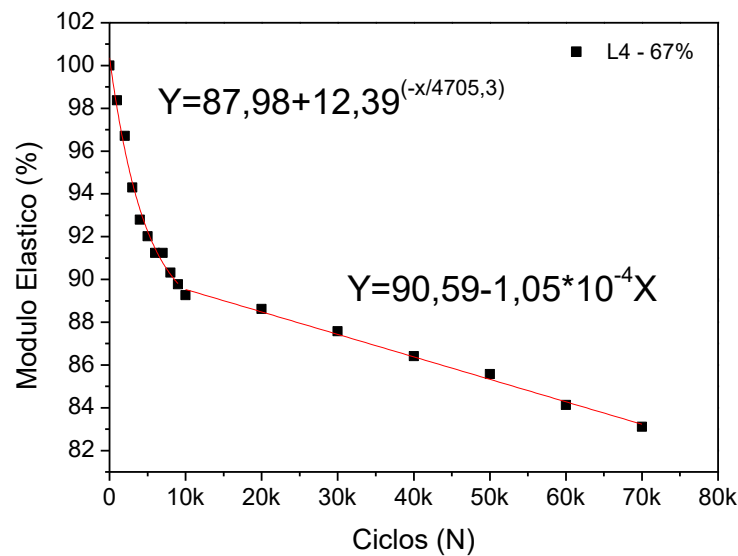
A Figura 23 mostra o decaimento do módulo, juntamente com as curvas de ajuste dos dados, para os corpos de prova não entalhados de médio ciclo.

Figura 23. Curva de degradação do módulo de elasticidade obtidos por IET para os corpos de prova sem entalhes em médio ciclo, (a) 61% da tensão máxima de ruptura e (b) 67% da tensão máxima de ruptura.



(a)

Continuação Figura 23



(b)

Fonte: Autoria Própria

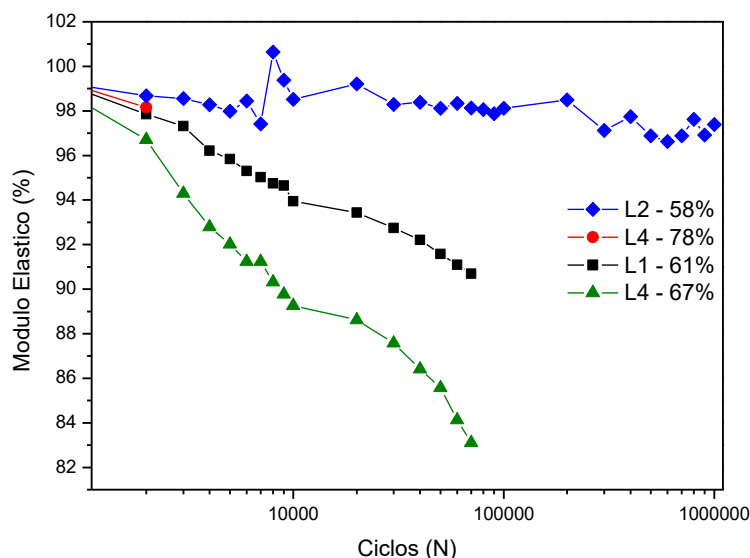
Nas curvas da Figura 23, (a) e (b), é possível observar o decaimento do módulo axial para os compósitos que alcançaram o ciclo médio. Observa-se que ambas as curvas apresentam dois estágios distintos de decaimento, o primeiro até aproximadamente 10 mil

ciclos, no qual o módulo decai exponencialmente, e um segundo estágio, no qual o módulo decai linearmente até a fratura final. Esse tipo de comportamento é característico do decaimento do módulo de elasticidade de compósitos laminados, tendo sido estudado e descrito por outros trabalhos utilizando *strain gages* (ESPADAS-ESCALANTE; VAN DIJK; ISAKSSON, 2018; HARRIS, 2000; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2002). A grande vantagem da utilização do IET neste caso, é que é possível obter uma curva de decaimento do módulo para o mesmo corpo de prova durante toda a vida do mesmo. Ao contrário, quando se utiliza *strain gages* são necessários diversos corpos de prova para a obtenção de uma única curva de decaimento.

Assim, o IET é uma técnica passível de mostrar o decaimento do módulo. Porém, não foi possível observar o terceiro estágio do decaimento do módulo, o qual apresenta um rápido decaimento até a fratura, devido a uma propagação muito rápida do dano, gerando instabilidades no decaimento. A ausência desse último estágio pode estar relacionada ao acúmulo de tensões na área da garra (falha dentro do *tab*), o que levou a uma falha prematura do corpo de prova.

A fim de melhor avaliar os pontos de decaimento do módulo, principalmente dos valores obtidos para a curva de 58% da tensão, os dados são plotados em uma escala semi-log, como ilustrado na Figura 24.

Figura 24. Decaimento do módulo elástico utilizando o IET plotado em escala semi-log para amostras sem entalhe.



Fonte: Autoria Própria

Na Figura 24, o corpo de prova de alto ciclo apresenta por volta de 8 mil ciclos, um aumento de $3,22\% \pm 0,4$ do módulo de elasticidade medido em IET em relação ao ponto anterior em 7 mil ciclos. Isto pode estar relacionado ao realinhamento de fibras na direção de aplicação de força levando, consequentemente, a um aumento do valor do módulo de elasticidade (HARRIS, 2000; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2002).

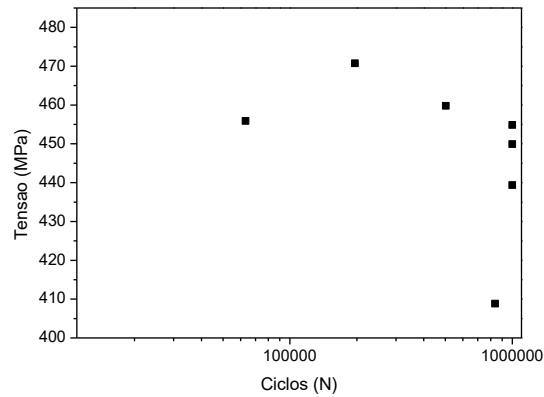
Além disso, a literatura reporta também um aumento temporário da rigidez da resina termorrígida com a aplicação de carga leve, o que influencia o aumento temporário do módulo em 8 mil ciclos (GOVAERT; VAN MELICK; MEIJER, 2001; TURK; HAMERTON; IVANOV, 2017). Porém, de modo geral, observa-se que houve um decaimento pouco expressivo na vida do corpo de prova, decaimento total de 2,9% até os 400 mil ciclos.

A Figura 24 mostra também que no médio ciclo o decaimento dos corpos de prova de 61% e de 67% (da tensão máxima de ruptura) apresentaram inclinações diferentes, sendo que o que apresentou uma redução de tensão menor, 61%, se aproximou mais da curva de vida infinita. Isto indica que, apesar do número de ciclos ter sido similar, 63 mil para 67% e 70 mil para o 61%, o ensaio foi mais severo, considerando o decaimento mais significativo do módulo, para o corpo de prova carregado com a maior tensão.

4.5 Corpos de Prova Entalhados

A curva S-N para os corpos de prova OHT seguindo a ASTM D5766 (D5766/D5766M-11, 2011) está apresentada na Figura 25.

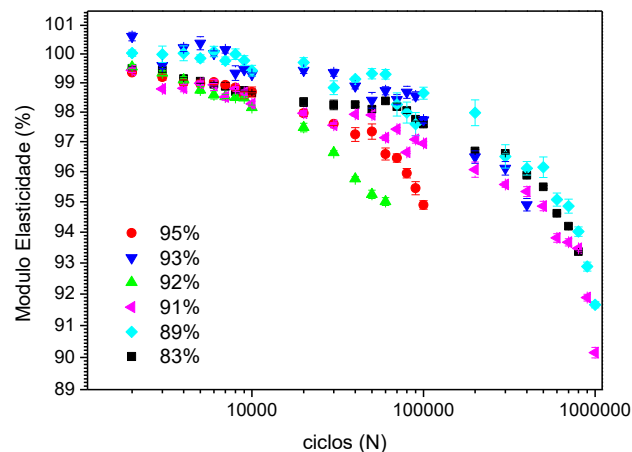
Figura 25. Curva S-N para os corpos de prova tipo OHT



Fonte: Autoria Própria

O decaimento do módulo elástico do material foi acompanhado utilizando o IET para todas as amostras e o gráfico normalizado em escala logarítmica de degradação do módulo em porcentagem vs número de ciclos e se encontra na Figura 26.

Figura 26. Curva log-log de degradação do módulo de elasticidade para todos os corpos de prova tipo OHT



Fonte: Autoria Própria

Na curva de decaimento do módulo, Figura 26, é possível observar uma tendência para o decaimento do módulo para os corpos de prova submetidos a tensões maiores, quando comparado com o mesmo número de ciclos de uma amostra submetida a uma tensão menor.

Para os corpos de prova OHT, observa-se que os corpos de prova submetidos a tensões de 95%, 92%, 83% e 93% apresentaram dois estágios de degradação, os quais podem ser melhor observados na Figura 27. Os corpos de prova submetidos à tensão de 91% e 89% apresentaram 3 estágios de degradação. As perdas de módulo em % para cada estágio estão descritas na Tabela 8

Tabela 8. Decaimento de módulo em porcentagem para cada estágio e o decaimento total para os corpos de prova OHT

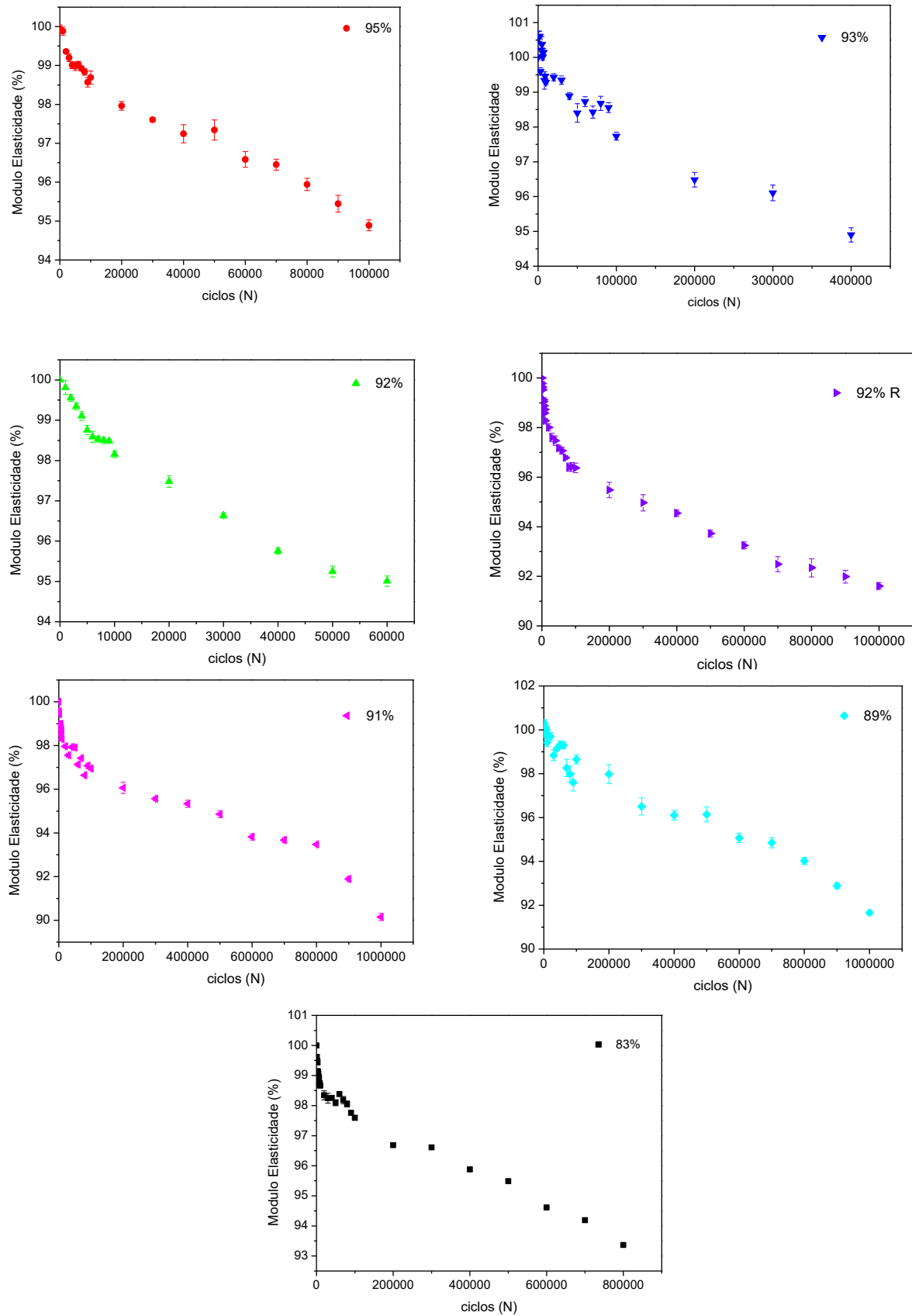
Tensão %	Estágio	Intervalo Nº de Ciclos	Perda de módulo %	Perda total %
95	1	0 – 6.000	1,40	5,13
	2	6.000 – 196.000	4,09	
92	1	0 – 6.000	1,50	5,10
	2	6.000 – 60.000	3,55	
92R*	1	0 – 90.000	3,59	8,41
	2	90.000 – 1.000.000	4,82	
83	1	0 – 20.000	1,68	6,65
	2	20.000 – 800.000	4,97	
93	1	0 – 10.000	0,82	5,12
	2	6.000 – 500.000	4,30	
91	1	0 – 20.000	2,06	9,89
	2	20.000 – 700.000	4,51	
	3	700.000 – 1.000.000	3,32	
89	1	0 – 30.000	1,18	8,33
	2	30.000 – 600.000	3,77	
	3	600.000 – 1.000.000	3,38	

*R - Réplica

Fonte: Autoria Própria

Na Figura 27 plota-se individualmente as curvas dos corpos de prova, a fim de melhor se observar a queda do módulo.

Figura 27. Curva de degradação do módulo de elasticidade pelo IET para os corpos de prova tipo OHT em diferentes tensões



Fonte: Autoria Própria

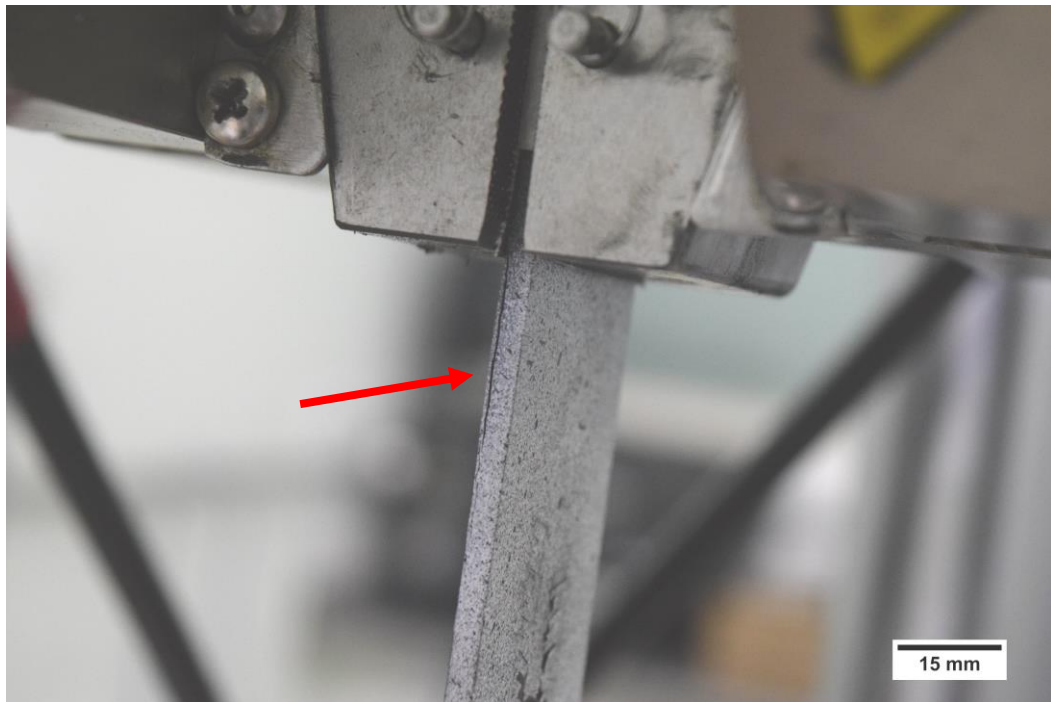
No primeiro estágio para todos os corpos de prova, entre 6.000 e 90.000 ciclos, há uma perda inicial do módulo entre 0,82 – 3,59% no intervalo. Tais valores são menores do que o observado para os corpos de prova sem entalhe. No primeiro estágio, a redução da rigidez está relacionada com a formação de trincas transversais na matriz segundo Talreja; Varna, (2016) e Van Paepegem; Degrieck, (2005). Porém, a queda de rigidez inicial pode também estar ligada à formação e propagação crítica das trincas axiais na extremidades dos furos e danos entre os cabos da trama (DANIEL; ISHAI, 1994).

O segundo estágio ocorreu para todos os corpos de prova e variou entre 6.000 e 800.000 com uma redução adicional de rigidez de 3,55 – 4,95% no intervalo, e ocorreu de maneira quase linear. Tais valores de redução se aproximam do que o relatado pela literatura consultada (HARRIS, 2000; TALREJA; VARNA, 2016; VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2005). Nesta fase houve fratura na região da garra em vários corpos de prova, problema amenizado com a colocação de *tabs* de lixa.

A região final foi observada para os corpos de prova que completaram 10^6 ciclos, e apresentaram uma rápida redução da rigidez. Segundo a literatura, nessa fase final, o módulo decai drasticamente, devido à fratura de fibras no compósito (VAN PAEPEGEM; DEGRIECK, 2005), porém o que foi observado foi um aumento drástico da delaminação.

Esta diferença de mecanismos observados pode estar relacionada ao tipo de técnica utilizada para medição do módulo residual, Van Paepegem & Degrieck (2005) utilizaram o método tradicional, no qual o módulo residual é obtido pela fratura estática junto com a utilização de *strain gages*, para a medida do módulo. O corpo de prova de 91% da tensão apresentou uma queda de 1,14% no módulo entre 800.000 e 900.000, quando foi observado o início da propagação de delaminação de 35 mm na região anterior à garra, Figura 28. O corpo de prova de 89%, apesar de apresentar o terceiro estágio, não foi observado nenhum tipo de delaminação

Figura 28. Delaminação ocorrida para o corpo de prova de 91% de resistência máxima à tração

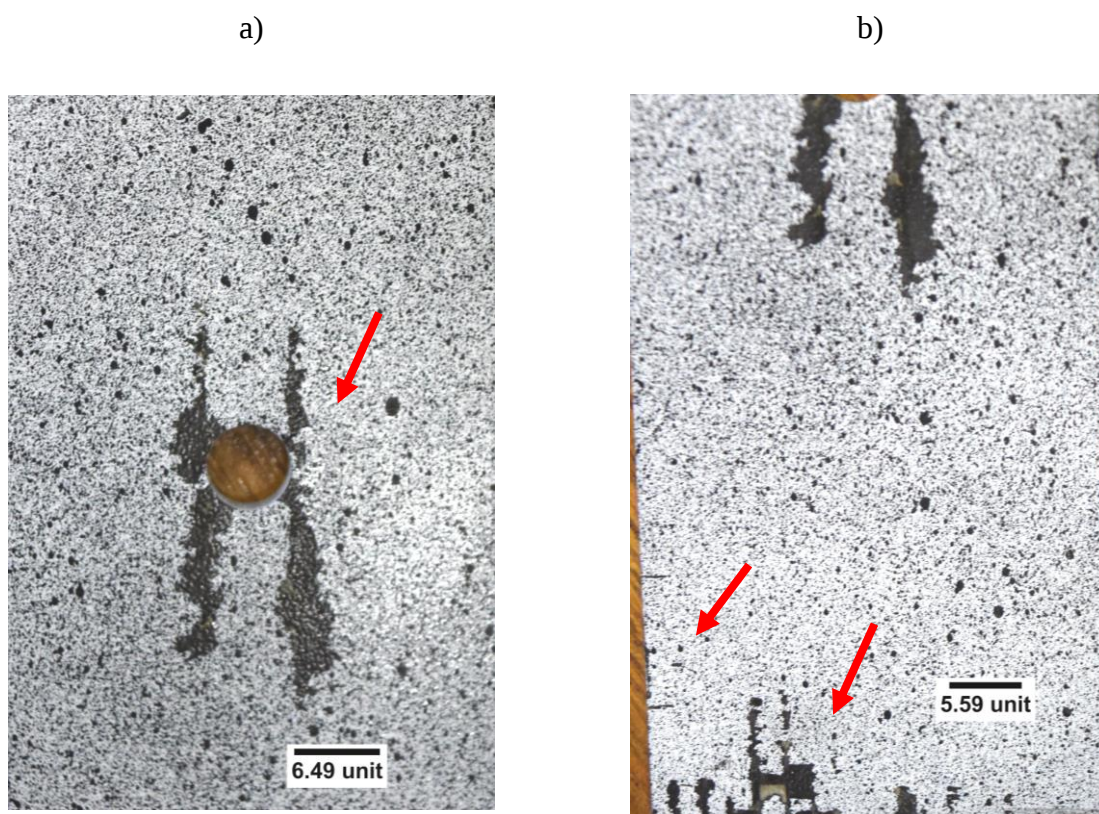


Fonte: Autoria Própria

4.6 *Splitting* axial

Foi observado o mecanismo *splitting*, trincas no sentido da fibra e da aplicação de carga, ocorrendo nas extremidades do furo central do corpo de prova, ilustrado na Figura 29.

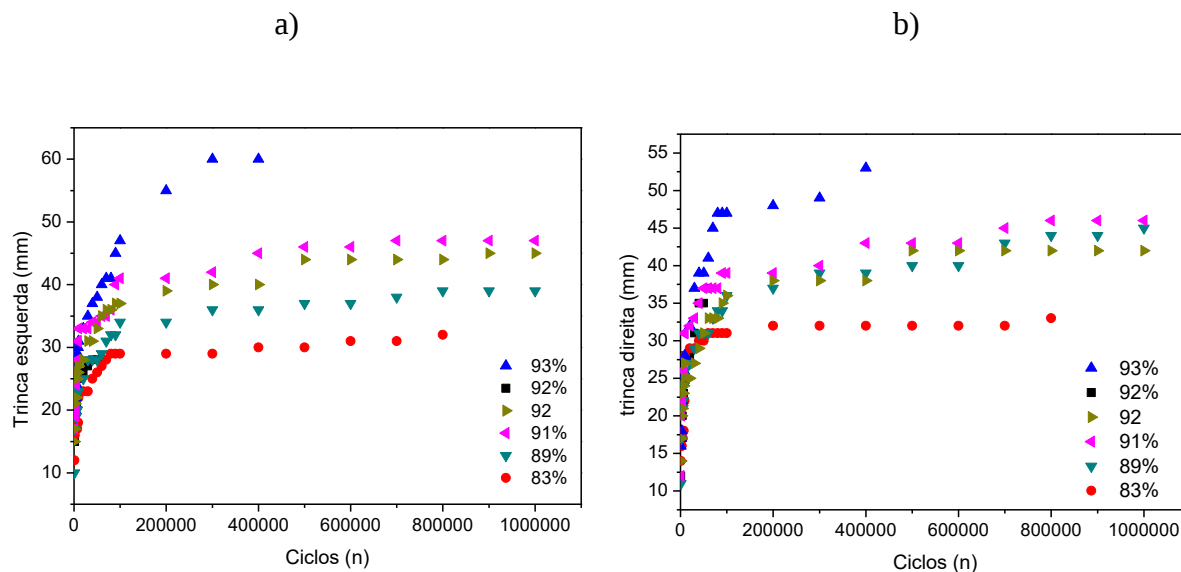
Figura 29. Trincas observadas no material (a) na região do furo e (b) nas proximidades da garra.



Fonte: Autoria Própria

Observa-se a presença de duas trincas passantes nas extremidades do furo, as trincas estão no sentido de aplicação de carga. Apesar das trincas serem mais visíveis na trama, elas podem também ser observadas em alguns pontos do urdume. As trincas no sentido de aplicação de carga e seguindo o sentido das fibras são normalmente observadas em corpos de prova com fibras uniaxiais (DAKEN; MAR, 1985; HALLETT et al., 2009; NIXON-PEARSON et al., 2013). Os gráficos do tamanho de crescimento da trinca pelo número de ciclos estão plotados na Figura 30.

Figura 30. Crescimento das trincas axiais nas extremidades do furo. a) lado esquerdo do furo e b) lado direito do furo.



Fonte: Autoria Própria

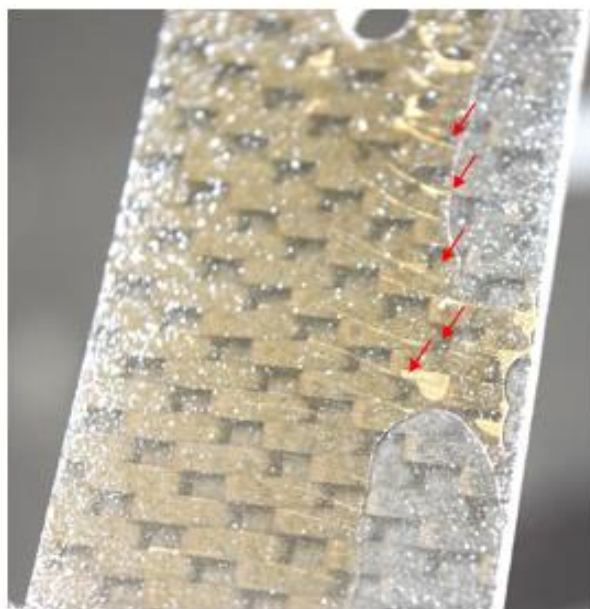
Observa-se que as trincas crescem rapidamente no início do carregamento em fadiga e depois tendem a estabilizar o seu crescimento, aproximadamente por volta de 200.000 ciclos. Nota-se também que há a tendência de que quanto maior a tensão utilizada no carregamento maior é o comprimento final das trincas. Segundo Talreja; Varna, (2016), acredita-se que a estabilização do crescimento das trincas pode estar relacionada com o limite de resistência à fadiga do material.

Os dados obtidos fornecem evidências que esse fenômeno deveria acontecer, desde que não haja outras interferências no material, como concentrações de tensão em torno da garra e defeitos durante o processamento. Isto porque, foi observada a presença de trincas macroscópicas ao lado das trincas axiais dos furos e delaminações ao redor da garra, Figura 28. Logo, pode-se inferir que mesmo que as trincas principais tenham estabilizado seu crescimento, a fratura ainda poderia acontecer devido aos outros mecanismos de acúmulo de danos que acontecem dentro do material e favorecem principalmente delaminações (Figura 27).

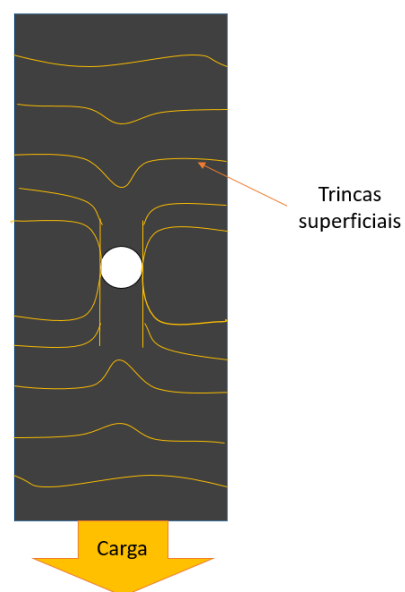
A Figura 31 ilustra os padrões de trincas observados na superfície do corpo de prova, devido à presença de uma fina camada de resina.

Figura 31. Padrão observado a) na superfície do corpo de prova de 92% de tensão; b) ilustração para melhor visualização.

a)



b)



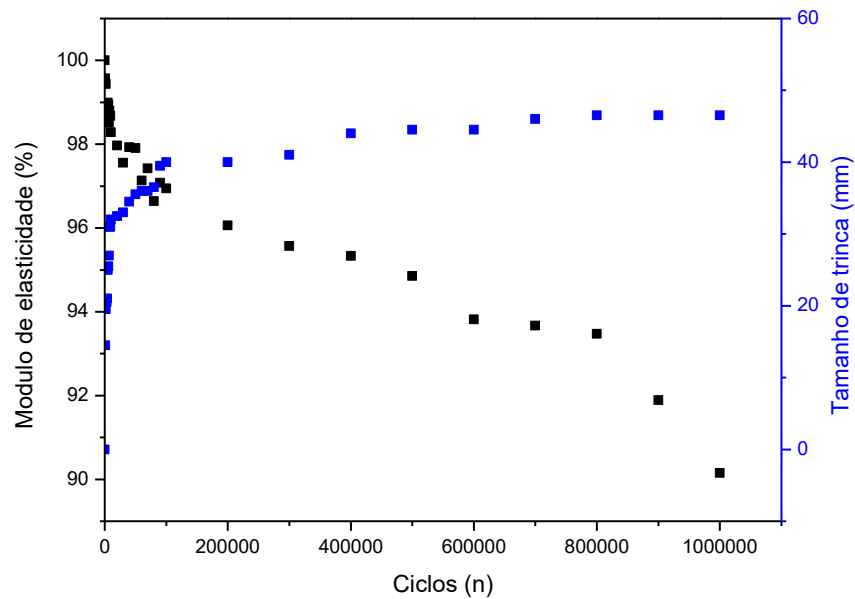
Fonte: Autoria Própria

Observa-se que as marcas são quase retas nas proximidades da garra. A medida que as trincas se aproximam do furo elas se tornam mais arredondadas, e perto do furo elas tangenciam a sua extremidade. No furo, esse padrão assemelha-se ao indicado na Figura 8, na qual a tensão na extremidade do corpo de prova é zero e na lateral do furo ela tende ao infinito, processo pelo qual se inicia o mecanismo de *splitting* axial.

4.7 Relação do decaimento do módulo e o crescimento da trinca

Observa-se que o decaimento do módulo e o crescimento das trincas poderia estar relacionado, de acordo como ilustrado na Figura 32. O rápido decaimento do módulo pode estar diretamente relacionado com o rápido crescimento das trincas de *splitting* axial, até 100.000 ciclos.

Figura 32. Curva do decaimento do módulo de elasticidade junto com o crescimento da média das trincas em relação ao número de ciclos para o corpo de prova de 91%



Fonte: Autoria Própria

Dessa forma, para relacionar ambas foi proposto um modelo baseado na lei de Paris-Erdogan, seguindo a eq (3):

$$da/dN = CE^m \quad (3)$$

Na qual o da/dN é a taxa de crescimento das trincas pelo número de ciclos, o E é o módulo de elasticidade, C e m são constantes a serem obtidas experimentalmente a partir dos gráficos de da/dN em função do módulo de elasticidade a Tabela 9 mostra todas as constantes obtidas.

Tabela 9. Valores obtidos para as curvas de decaimento e taxa de propagação de trinca para corpos de prova ensaiados com diferentes níveis de tensão.

Tensão	m	Logc	c
83	195,31	-5,25	$5,62 \times 10^6$
89	86,40	-6,74	$1,83 \times 10^7$
91	110,30	-5,45	$3,55 \times 10^6$
92	79,13	-5,27	$5,38 \times 10^6$
92 R	89,40	-5,56	$2,75 \times 10^6$
93	92,30	-5,99	$5,38 \times 10^6$

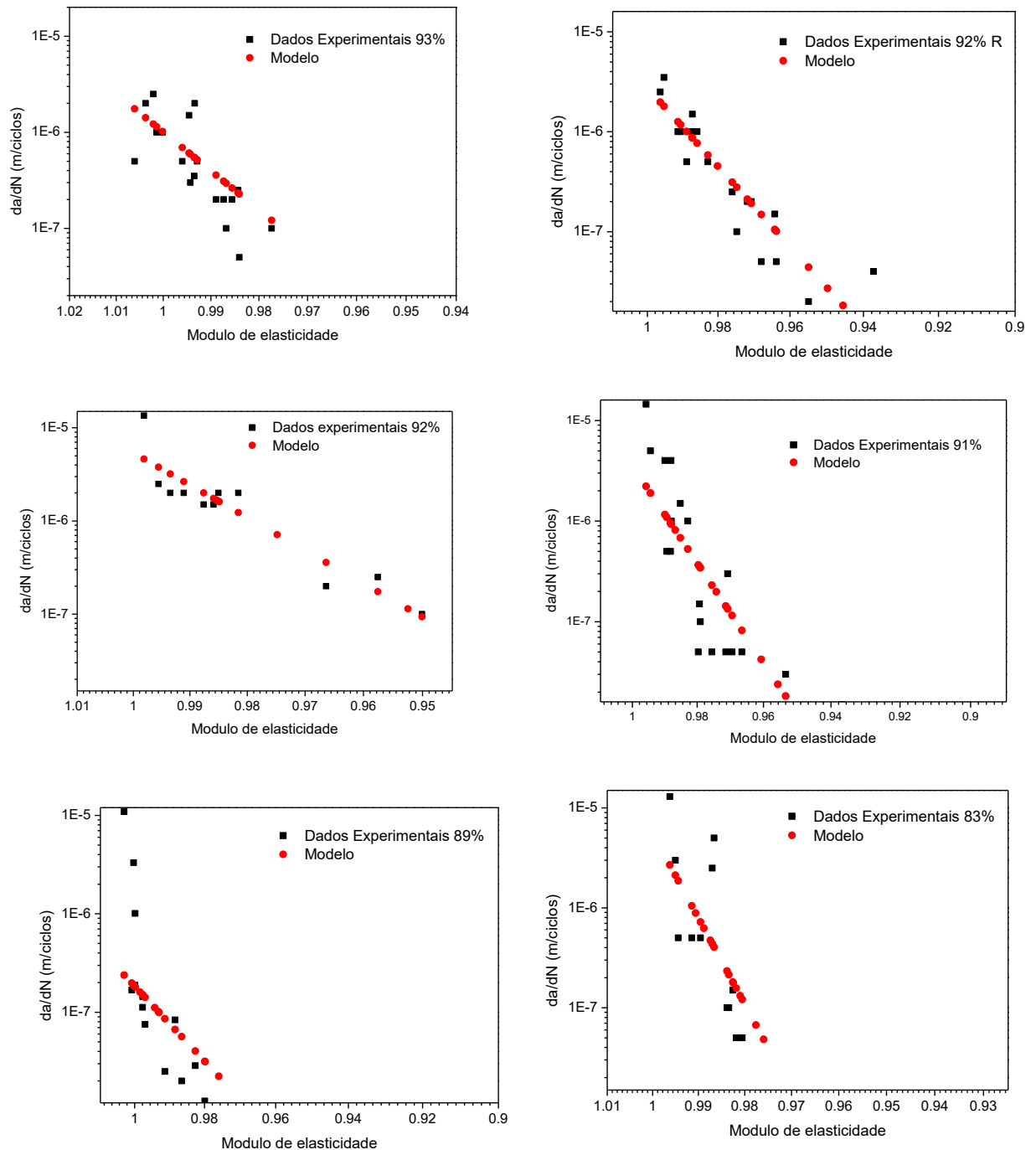
Fonte: Autoria Própria

Observa-se na Tabela 9, que a constante m tende a diminuir conforme a tensão aumenta,

o que indica que existe uma mudança na taxa de decaimento inicial conforme a variação da tensão. Porém, o logaritmo da constante C fornece indícios de que haveria uma constante característica do material ou da geometria dos corpos de prova que governa o decaimento das curvas, no entanto mais ensaios seriam necessários para confirmar tais afirmações

Com as constantes apresentadas na Tabela 9, foram plotadas as curvas da/dN em função do módulo de elasticidade, considerando os dados experimentais e àqueles obtidos pelo modelo mostrado na Figura 33.

Figura 33. Dados experimentais vs o modelo proposto para todos os corpos de prova



Fonte: Autoria Própria

O acompanhamento do módulo axial e de danos visíveis possibilitou a verificação da dependência dos danos externos com a taxa de degradação do módulo ou resistência residual à fadiga. Para cada curva está associado um nível de tensão, o que indica que para um mesmo módulo axial em diferentes tensões, há uma taxa de propagação associada. Devido ao estreito intervalo entre as faixas de tensões do alto para o baixo ciclo de fadiga, as taxas de

degradação do módulo para as tensões de 89% e 93% apresentam dispersão significativa, o que vai de encontro com os valores dispersantes observados na Tabela 9

Os danos externos que possibilitaram o cálculo da taxa de propagação, que podem representar uma fração da degradação do módulo, gera certa dispersão nos dados. Se a fração não visível de danos fosse considerada, a relação poderia ser melhorada e indicar certa tendência para todos os níveis de tensão.

5 CONCLUSÃO

Com base nos dados apresentados foi possível desenvolver uma metodologia para o acompanhamento do módulo residual utilizando o IET, sendo que a técnica se mostrou equiparada com as metodologias já estudadas.

Com o levantamento das curvas de módulo elástico por número de ciclos, foi possível observar que o decaimento inicial é bem severo, e provavelmente relacionado com propagação de trincas na matriz, incluindo o *splitting* da matriz e a nucleação de trincas transversais. Além disso, observou-se que apesar de se trabalhar com tensões próximas foi observado que o aumento da tensão máxima utilizada no material tem um impacto direto na quantidade de dano que o material acumula, sendo que quanto maior a tensão e maior o número de ciclos maior a quantidade de dano acumulado no material.

Para os corpos de prova OHT, foi acompanhado o crescimento das trincas nas extremidades dos entalhes, e foi observado que as trincas se propagam rapidamente nos primeiros ciclos, o que provavelmente é este fenômeno que mais impacta na degradação inicial do módulo. Foi observado também uma relação com o tamanho da trinca e a tensão máxima utilizada nos ensaios, quanto maior a tensão maior foi o tamanho alcançado pela trinca antes da sua estabilização. Na literatura, esta estabilização foi relacionada com um possível limite de resistência a fadiga, porém neste trabalho foi observado que para os corpos de prova que não fraturaram antes de 1×10^6 , a estabilização da trinca foi seguida do decréscimo do módulo elástico e o aparecimento de delaminações extensas no corpo de prova.

6 TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos e analisados o autor coloca as seguintes sugestões para o prosseguimento da presente pesquisa:

1. Estudar o comportamento de decaimento do módulo para outras arquiteturas de laminados, principalmente com laminados tipo *plain weave*.
2. Estudar outras geometrias de entalhes, a fim de observar se ocorre uma interferência no decaimento do módulo.
3. Fazer mais ensaios a fim de comparar módulo residual do IET com o módulo residual obtido por *strain gages*.

REFERÊNCIAS

American Society for Testing Materials. **ASTM D3039/D3039M - 14**. Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. West Conshohocken: 2014.

American Society for Testing Materials. **ASTM D3479/D3479M - 12**. Standard Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite. West Conshohocken: 2012 v. 96

American Society for Testing Materials. **ASTM D5379**. Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched. West Conshohocken: 2012

American Society for Testing Materials. **ASTM D5766/D5766M - 11**. Standard Test Method for Open-Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite. West Conshohocken: 2012

American Society for Testing Materials. **ASTM E1876 - 15**. Standard Test Method for Dynamic Young ' s Modulus , Shear Modulus , and Poisson ' s Ratio by Impulse Excitation of Vibration 1. West Conshohocken: 2015.

ADVANI, S. G.; SOZER, E. M. **Process Modeling in Composites Manufacturing**. New York: Marcel Dekker, Inc, 2002.

BALLOU, G. **Electroacoustic devices**: Microphones and loudspeakers. Waltham: Focal, 2009.

BONIFACE, L.; OGIN, S. L. Application of the Paris Equation to the Fatigue Growth of Transverse Ply Cracks. **Journal of Composite Materials**, Lancaster, v. 23, n. 7, p. 735–754, 1989. Disponível em : <[http: DOI: 10.1177/002199838902300706](http://dx.doi.org/10.1177/002199838902300706)> Acesso em: 30 maio 2018.

BOSCOLO, M.; BANERJEE, J. R. Layer-wise dynamic stiffness solution for free vibration analysis of laminated composite plates. **Journal of Sound and Vibration**, London, v. 333, n. 1, p. 200–227, 2014. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.jsv.2013.08.031>> Acesso em: 15 jun. 2015

BROCKS, T. et al. Experimental RTM manufacturing analysis of carbon/epoxy composites for aerospace application. **Materials Research**, São Carlos, v. 16, n. 5, p. 1175–1182, 2013. Disponível em : <[http:// 10.1590/S1516-14392013005000107](http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392013005000107)> Acesso em: 03 out. 2018

BRU, T. et al. Use of the Iosipescu test for the identification of shear damage evolution laws of an orthotropic composite. **Composite Structures**, Oxford, v. 174, p. 319–328, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.04.068> > Acesso em: 29 nov. 2018

CHONDROS, T. G.; DIMAROGONAS, A. D. Identification of cracks in welded joints of complex structures. **Journal of Sound and Vibration**, London, v. 69, n. 4, p. 531–538, 1980. Disponível em : <[http://10.1016/0022-460X\(80\)90623-9](http://10.1016/0022-460X(80)90623-9)> Acesso em: 03 outubro 2018

CHOU, T.; KO, F. K (EDS.). **Textile Structural Composites**. Amsterdam: Elsevier, 1989.

DAKEN, H. H.; MAR, J. W. Splitting initiation and propagation in notched unidirectional graphite/epoxy composites under tension-tension cyclic loading. **Composite Structures**, Oxford, v. 4, n. 2, p. 111–133, 1985. Disponível em : <<http://1-s2.0-S0263822300X01262/1-s2.0-0263822385900029>> Acesso em: 28 ago. 2018

DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering mechanics of composite materials**. New York: Oxford University Press, 1994.

DEGRIECK, J.; PAEPEGEM, W. VAN. Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials : Review. **Applied mechanics reviews**, New York, v. 54, n. 4, p. 279–300, 2001. Disponível em : <<http://10.1115/1.1381395>> Acesso em: 03 maio 2018

DONG, C.; DAVIES, I. J. Flexural strength of bidirectional hybrid epoxy composites reinforced by e glass and T700S carbon fibres. **Composites Part B: engineering**, Kidlington, v. 72, p. 65–71, 2015. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2014.11.031> > Acesso em: 27 mar. 2017

ESPADAS-ESCALANTE, J. J.; VAN DIJK, N. P.; ISAKSSON, P. The effect of free-edges and layer shifting on intralaminar and interlaminar stresses in woven composites. **Composite Structures**, Oxford, v. 185, n. November 2017, p. 212–220, 2018. Disponível em : < <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.11.014> > Acesso em: 01 ago. 2018

FANTERIA, D. et al. Experimental characterization of the interlaminar fracture toughness of a woven and a unidirectional carbon/epoxy composite — ScienceDirect. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 142, p. 20–29, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.01.028> > Acesso em: 27 mar. 2017

GAMSTEDT, E. K.; TALREJA, R. Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fibre-reinforced plastics. **Journal of Materials Science**, London, v. 34, n. 11, p. 2535–2546, 1999. Disponível em : < link.springer.com/article/10.1023/A:1004684228765 > Acesso em: 11

nov. 2017

GOVAERT, L. E.; VAN MELICK, H. G. H.; MEIJER, H. E. H. Temporary toughening of polystyrene through mechanical pre-conditioning. **Polymer**, London, v. 42, n. 3, p. 1271–1274, 2001. Disponível em : <[http:// S0032-3861\(00\)00477-8](http://S0032-3861(00)00477-8) > Acesso em: 03 Jul. 2018

GREENHALGH, E. S. et al. Enhanced fracture toughness of hierarchical carbon nanotube reinforced carbon fibre epoxy composites with engineered matrix microstructure. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 170, 11. August 2018, p. 85–92, 2018. Disponível em : < <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0266353818320621> > Acesso em: 11 dez. 2018

GUZMAN, F. S. et al. Use of digital image correlation to measure strain recovery in particle toughened thermoset resins. **Strain**, London, nov. 2017, p. 1–14, 2018. Disponível em : <<http://10.1111/str.12261> > Acesso em: 23 maio 2018

HALLETT, S. R. et al. An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 40, n. 5, p. 613–624, 2009. Disponível em : <<http://10.1016/j.compositesa.2009.02.021> > Acesso em: 06 jul. 2015

HAN, S. H. 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. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.08.023> > 0263-8223/Ó 2014 > Acesso em: 27 mar. 2017

HARRIS, B. (ED.). **Fatigue in composites**. Padstow: Woodhead Publishing, 2000.

HASHIMOTO, M. et al. Prediction of tensile strength of discontinuous carbon fiber / polypropylene composite with fiber orientation distribution. **Composites Part A**, Kidlington, v. 43, n. 10, p. 1791–1799, 2012. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.05.006> > Acesso em: 15 jun. 2015

HAUERT, A.; ROSSOLL, A.; MORTENSEN, A. Young's modulus of ceramic particle reinforced aluminium: Measurement by the Impulse Excitation Technique and confrontation with analytical models. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 40, n. 4, p. 524–529, 2009. Disponível em : < <http://10.1016/j.compositesa.2009.02.001> > Acesso em: 17 jul. 2018

HIGUCHI, R. et al. Progressive failure under high-velocity impact on composite laminates : experiment and phenomenological mesomodeling. **Engineering Fracture Mechanics**, Elmsford, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.03.019> >

Acesso em: 18 maio 2017

HINE, P. J.; RUDOLF LUSTI, H.; GUSEV, A. A. Numerical simulation of the effects of volume fraction, aspect ratio and fibre length distribution on the elastic and thermoelastic properties of short fibre composites. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 62, n. 10–11, p. 1445–1453, 2002. Disponível em : < [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(02\)00089-1](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(02)00089-1) > Acesso em: 12 nov. 2018

HU, Y. L.; MADENCI, E. Peridynamics for fatigue life and residual strength prediction of composite laminates. **Composite Structures**, Oxford, v. 160, p. 169–184, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.10.010> > Acesso em: 03 maio 2018

IDRISS, M.; EL MAHI, A. Linear and nonlinear resonant techniques for characterizing cyclic fatigue damage in composite laminate. **Composites Part B: engineering**, Kidlington, v. 142, n. January, p. 36–46, 2018. Disponível em : <[http:// 10.1016/j.compositesb.2017.12.058](http://10.1016/j.compositesb.2017.12.058) > Acesso em: 21 ago. 2018

Brooks N. Is RTM ready for mass production? **Reinforced Plastics**, v. 39, n. 1, p. 26–34, 1995.

ISHIKAWA, T. et al. Overview of automotive structural composites technology developments in Japan. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 155, p. 221–246, 2018. Disponível em : <[http:// 0.1016/j.compscitech.2017.09.015](http://10.1016/j.compscitech.2017.09.015) > Acesso em: 23 maio 2018

KAMAL, M.; RAHMAN, M. M. Advances in fatigue life modeling : A review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, Oxford, v. 82, n. July 2017, p. 940–949, 2018. Disponível em : < [http:// 10.1016/j.rser.2017.09.047](http://10.1016/j.rser.2017.09.047) > Acesso em: 03 maio 2018

KAWAI, M.; ISHIZUKA, Y. Fatigue life of woven fabric carbon/epoxy laminates under alternating R-ratio loading along non-proportional path in the σ_m - σ_{ap} plane. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 112, March, p. 36–51, 2018. Disponível em : <[http:// 10.1016/j.ijfatigue.2018.02.036](http://10.1016/j.ijfatigue.2018.02.036) > Acesso em: 29 maio 2018

KELLER, A. et al. Core-shell rubber nanoparticle reinforcement and processing of high toughness fast-curing epoxy composites. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 147, p. 78–88, 2017. Disponível em : < [http:// 10.1016/j.compscitech.2017.05.002](http://10.1016/j.compscitech.2017.05.002) > Acesso em: 23 maio 2018

KESSLER, S. S. et al. Damage detection in composite materials using frequency response methods. **Journal of Applied Mechanics**, New York, v. 111, n. 1, p. 270–78, 2002. Disponível em : < [http:// 10.1016/S1359-8368\(01\)00050-6](http://10.1016/S1359-8368(01)00050-6) > Acesso em: 26 set. 2018

KHARRAT, M. et al. Influence of damage accumulation under fatigue loading on the AE-based health assessment of composite materials: Wave distortion and AE-features evolution as a function of damage level. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 109, p. 615–627, 2018. Disponível em : < <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.03.020> > Acesso em: 01 ago. 2018

KITSELIS, A.; TRAIFOROS, N. A.; MANOLAKOS, D. E. The effect of resonance on the void content in CFRP tubes. **Composites Part B: engineering**, Kidlington, v. 106, p. 164–171, 2016. Disponível em : < <http://10.1016/j.compositesb.2016.09.019> > Acesso em: 12 fev. 2019

LEVY NETO, F.; PARDINI, L. C. **Compósitos Estruturais**. 1. ed. São Paulo, Editora Edgard Blucher LTDA, 2006.

MAMALIS, D.; FLANAGAN, T.; Ó BRÁDAIGH, C. M. Effect of fibre straightness and sizing in carbon fibre reinforced powder epoxy composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 110, n. April, p. 93–105, 2018. Disponível em : < <http://0.1016/j.compositesa.2018.04.013> > Acesso em: 12 fev. 2019

MEMMOLO, V. et al. Guided wave propagation and scattering for structural health monitoring of stiffened composites. **Composite Structures**, Oxford, v. 184, n. September 2017, p. 568–580, 2018. Disponível em : < <http://0.1016/j.compstruct.2017.09.067> > Acesso em: 21 ago. 2018

MIRZA, M. S. et al. An experimental study of static and dynamic responses of prestressed concrete box - girder bridges -. **Canadian Journal of Civil Engineering**, Ottawa, n. 1985, 1990. Disponível em : < <https://doi.org/10.1139/l90-052> > Acesso em: 13 out. 2018

MONTESANO, J. et al. Elevated temperature off-axis fatigue behavior of an eight-harness satin woven carbon-fiber/bismaleimide laminate. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 43, n. 9, p. 1454–1466, 2012. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.04.016> > Acesso em: 29 abr. 2018

MONTICELI, F. M. et al. Mechanical behavior simulation: NCF/epoxy composite processed by RTM. **Polymers and Polymer Composites**, Kingston, v. 27, n. 2, p. 66–75, 2019. Disponível em : < <http://10.1177/0967391118817174> > Acesso em: 12 fev. 2019

MUC, A. et al. Fatigue damage growth monitoring for composite structures with holes. **Composite Structures**, Oxford, v. 189, n. January, p. 117–126, 2018. Disponível em : < <http://10.1016/j.compstruct.2018.01.065> > Acesso em: 03 maio 2018

NAIK, N. K. et al. Impact response and damage tolerance characteristics of glass-

carbon/epoxy hybrid composite plates. **Composites Part B: engineering**, Kidlington v. 32, n. 7, p. 565–574, 2001. Disponível em : < [http:// 10.1016/S1359-8368\(01\)00036-1](http://10.1016/S1359-8368(01)00036-1) > Acesso em: 27 mar. 2018

NAIK, N. K.; SIRISHA, M.; INANI, A. Permeability characterization of polymer matrix composites by RTM/VARTM. **Progress in Aerospace Sciences**, New York, v. 65, p. 22–40, 2014. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.paerosci.2013.09.002> > Acesso em: 27 mar. 2018

NGUYEN, N. Q. et al. Micro-CT measurement of fibre misalignment: Application to carbon/epoxy laminates manufactured in autoclave and by vacuum assisted resin transfer moulding. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington v. 104, p. 14–23, 2018. Disponível em : < <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2017.10.018> > Acesso em: 07 mar. 2018

NISHIKAWA, M. et al. Micromechanical modeling of the microbond test to quantify the interfacial properties of fiber-reinforced composites. **International Journal of Solids and Structures**, New York, v. 45, n. 14–15, p. 4098–4113, 2008. Disponível em : < <http://10.1016/j.ijsolstr.2008.02.021> > Acesso em: 12 ago. 2016

NIXON-PEARSON, O. J. et al. Damage development in open-hole composite specimens in fatigue. Part 1: Experimental Investigation. **Composite Structures**, Oxford, v. 106, p. 890–898, 2013. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.05.019> > Acesso em: 17 set. 2017

O'HIGGINS, R. M.; MCCARTHY, M. A.; MCCARTHY, C. T. Comparison of open hole tension characteristics of high strength glass and carbon fibre-reinforced composite materials. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 68, n. 13, p. 2770–2778, 2008. Disponível em : < [http:// 10.1016/j.compscitech.2008.06.003](http://10.1016/j.compscitech.2008.06.003) > Acesso em: 17 set. 2015

OKABE, T. Recent studies on numerical modelling of damage progression in fibre-reinforced plastic composites. **Mechanical Engineering Reviews**, Tokyo, v. 2, n. 1, p. 14-00226-14-00226, 2015. Disponível em : < https://www.jstage.jst.go.jp/article/mer/2/1/2_14-00226/_article > Acesso em: 20 ago. 2017

OKABE, T. et al. Multi-objective optimization for resin transfer molding process. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 92, p. 1–9, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.09.023> > Acesso em: 07 mar. 2018

ORELL, O. et al. Characterization of elastic constants of anisotropic composites in compression using digital image correlation. **Composite Structures**, Oxford, v. 185, n. September 2017, p. 176–185, 2018. Disponível em : <

<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.11.008> > Acesso em: 14 nov. 2018

OWENS, B. C.; WHITCOMB, J. D.; VARGHESE, J. Effect of finite thickness and free Edges on stresses in plain weave composites. **Journal of Composite Materials**, Lancaster, v. 44, n. 6, p. 675–692, 2010. Disponível em : < [http:// 10.1177/0021998309347571](http://10.1177/0021998309347571) > Acesso em: 01 ago. 2018

PANDITA, S. D. et al. Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions. **Composites - Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 32, n. 10, p. 1533–1539, 2001. Disponível em : < [http:// 10.1016/S1359-835X\(01\)00053-7](http://10.1016/S1359-835X(01)00053-7) > Acesso em: 28 set. 2017

PAOLINO, D. S. et al. Damaged composite laminates: Assessment of residual Young's modulus through the Impulse Excitation Technique. **Composites Part B: engineering**, Kidlington, v. 128, p. 76–82, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.07.008> > Acesso em: 08 mar. 2018

PASCAL, F. et al. Impact damage prediction in thin woven composite laminates – Part I: Modeling strategy and validation. **Composite Structures**, Oxford, v. 190, n. December 2017, p. 32–42, 2018. Disponível em : < <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.02.007> > Acesso em: 14 maio 2018

PEI, X. et al. Effect of damage on the vibration modal of a novel three-dimensional and four-directional braided composite T-beam. **Composites Part B**, Kidlington, v. 86, p. 108–119, 2016. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2015.09.022> > Acesso em: 19 abr. 2018

QI, Y. et al. Investigation of strain history in fast and conventional curing epoxy matrix composites by FBGs. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 159, p. 18–24, 2018. Disponível em : < [http:// 10.1016/j.compscitech.2018.02.019](http://10.1016/j.compscitech.2018.02.019) > Acesso em: 23 maio 2018

RACKERS, B. **Resin Transfer Moulding for aerospace structures**. London, Springer.

RAFIEE, R.; RESHADI, F.; EIDI, S. Stochastic analysis of functional failure pressures in glass fiber reinforced polyester pipes. **Materials and Design**, Surrey, v. 67, p. 422–427, 2015. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.12.003> > Acesso em: 12 dez. 2018

REZENDE, M. C.; BOTELHO, E. C. O uso de compósitos estruturais na indústria aeroespacial. **Polímeros**, São Carlos, v. 10, n. 2, p. e4–e10, 2000. Disponível em : < http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-14282000000200003&lng=en&nrm=iso&tlng=pt > Acesso em: 27 mar. 2017

SALAWU, O. S. Detection of structural damage through changes in frequency: A review. **Engineering Structures**, Oxford, v. 19, n. 9, p. 718–723, 1997. Disponível em : < [http://10.1016/S0141-0296\(96\)00149-6](http://10.1016/S0141-0296(96)00149-6) > Acesso em: 01 out. 2018

SASAYAMA, T. et al. Prediction of failure properties of injection-molded short glass fiber-reinforced polyamide 6,6. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, Kidlington, v. 52, p. 45–54, 2013. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.05.004> > Acesso em: 12 ago. 2016

SCOPUS. **Análise bibliométrica com as palavras-chave:** Impulse Excitation Technique, Modulus e Composites. Disponível em:< <https://www.scopus.com/search/form.uri?display=basic>> Acesso em: 25 fev. 2019

SEBAEY, T. A. et al. Damage resistance and damage tolerance of dispersed CFRP laminates: Effect of ply clustering. **Composite Structures**, Oxford, v. 106, p. 96–103, 2013. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.05.052> > Acesso em: 11 dez. 2018

SHIINO, M. Y. **Fadiga em compósitos 5HS carbono/epóxi processados via RTM: relação entre cargas axiais no plano e modos de delaminação**. Orientadora: Maria Odila Hilário Cioffi. 2015. 154 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista (UNESP), Guaratinguetá, 2015.

SHIINO, M. Y.; CIOFFI, M. O. H.; VOORWALD, H. J. C. Evaluation of stitched fabric composite processed by RTM in quasi-static test. **Procedia Engineering**, New York, v. 10, p. 2603–2608, 2011. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.434> > Acesso em: 27 mar. 2017

SOUTIS, C. Compressive strength of composite laminates with an open hole: Effect of ply blocking. **Journal of Composite Materials**, Lancaster, v. 47, n. 20–21, p. 2503–2512, 2013. Disponível em : < <http://10.1177/0021998312466122> > Acesso em: 11 dez. 2018

STASZEWSKI, W. J; BOLLER, C.; TOMLINSON, G. R. (EDS.). **Health monitoring of aerospace structures**. Nova Jersey: Jonh Wiley & Sons, ltd, 2004.

TALREJA, R.; VARNA, J. (EDS.). **Modeling damage, fatigue and failure of composite materials**. Sawston: Elsevier Ltd, 2016.

TEKIELI, M. et al. Application of Digital Image Correlation to composite reinforcements testing. **Composite Structures**, Oxford, v. 160, p. 670–688, 2017. Disponível em : < <http://10.1016/j.compstruct.2016.10.096> > Acesso em: 14 nov. 2018

TOGNANA, S. et al. Measurement of the Young's modulus in particulate epoxy composites using the impulse excitation technique. **Materials Science and Engineering A**. Lausanne, v. 527, p. 4619–4623, 2010. Disponível em : < [http:// 10.1016/j.msea.2010.04.083](http://10.1016/j.msea.2010.04.083) > Acesso em: 19 abr. 2018

TURK, M.; HAMERTON, I.; IVANOV, D. S. Ductility potential of brittle epoxies: Thermomechanical behaviour of plastically-deformed fully-cured composite resins. **Polymer** (United Kingdom), London, v. 120, p. 43–51, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.polymer.2017.05.052> > Acesso em: 28 ago. 2017

VAN PAEPEGEM, W.; DEGRIECK, J. A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 24, n. 7, p. 747–762, 2002. Disponível em : < [http:// 10.1016/S0142-1123\(01\)00194-3](http://10.1016/S0142-1123(01)00194-3) > Acesso em: 28 set. 2017

VAN PAEPEGEM, W.; DEGRIECK, J. Simulating damage and permanent strain in composites under in-plane fatigue loading. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 83, n. 23–24, p. 1930–1942, 2005. Disponível em : < [http:// 10.1016/j.compstruc.2005.03.005](http://10.1016/j.compstruc.2005.03.005) > Acesso em: 28 set. 2017

WEB OF SCIENCE. **Análise bibliométrica com as palavras-chave:** Impulse Excitation Technique, Modulus e Composites. Disponível em: < https://apps.webofknowledge.com/WOS_GeneralSearch_input.do?product=WOS&search_mode=GeneralSearch&SID=6BOKS7RuJmVVd2AfjPP&preferencesSaved=> > Acesso em: 25 fev. 2019

YAN, S.; ZENG, X.; LONG, A. Experimental assessment of the mechanical behaviour of 3D woven composite T-joints. **Composites Part B: engineering**, Kidlington, v. 154, n. April, p. 108–113, 2018. Disponível em : < <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.08.007> > Acesso em: 19 ago. 2018

YUDHANTO, A. et al. Open hole fatigue characteristics and damage growth of stitched plain weave carbon/epoxy laminates. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 43, p. 12–22, 2012. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.02.002> > Acesso em: 17 set. 2015

YUN, M. et al. Stochastic modeling of through the thickness permeability variation in a fabric and its effect on void formation during Vacuum Assisted Resin Transfer Molding. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 149, p. 100–107, 2017. Disponível em : < <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.06.016> > Acesso em: 07 mar. 2018

ZHAO, L. et al. A residual strain model for progressive fatigue damage analysis of composite structures. **Composite Structures**, Oxford, v. 169, p. 69–78, 2017. Disponível em : <

<http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.10.119> > Acesso em: 03 maio 2018

ZOU, Y.; TONG, L.; STEVEN, G. P. Vibration-based model-dependent damage (delamination) identification and health monitoring for composite structures - a review. **Journal of Sound and Vibration**, London, v. 230, n. 2, p. 357–378, 2000. Disponível em : < [http:// 10.1006/jsvi.1999.2624](http://10.1006/jsvi.1999.2624) > Acesso em:26 set. 2018

APÊNDICE A: INSTRUMENTAÇÃO DO CORPO DE PROVA

A fim de realizar a instrumentação do corpo de prova deve-se instalar strain gages os mesmos, assim este apêndice se trata do procedimento realizado neste trabalho. Primeiramente, a área de aplicação do strain gage foi lixada delicadamente com uma lixa fina (410). Após o lixamento a superfície foi limpa com álcool isopropílico e um papel toalha. O strain gage deve ser fixado bem ao centro do corpo de prova ou no meio da seção ao lado do furo central, assim para garantir uma posição correta o centro foi marcado com lápis 2B para posicionar o *strain gage*. A marcação é seguida por uma passada leve de papel toalha com álcool isopropílico.

Para evitar que haja contaminação de cola nos terminais o *strain gage* é fixado na parte superior com fita adesiva e posicionado na marcação feita no centro do corpo de prova. Os strain gages contém marcações nas laterais para facilitar o posicionamento.

Figura 34. Centralização do *strain gage* no corpo de prova



Fonte: Autoria Própria

A etapa de colagem deve ser feita com o mínimo de cola possível, porém com o suficiente para que haja aderência de toda a superfície do sensor. A cola varia de acordo com o material da amostra. Com materiais plásticos, como epóxi, é usado uma cola de cianoacrilato, neste trabalho foi utilizado a TEKBond 793.

Após a aplicação de cola sobre a superfície do strain gage e do corpo de prova deve-se pressionar a fita contra a amostra por alguns segundos. Para melhor fixação deve-se colocar pequenos pesos sobre o strain gage, porém para proteção do circuito foi colocado uma borracha entre eles.

Figura 35. Colagem do strain gage



Fonte: Autoria Própria

Os pesos devem ser mantidos por no mínimo 30 minutos, após isso pode-se retirar a fita adesiva em um ângulo de 45° e deixar secando por no mínimo 12 horas.

Figura 36. Retirada da fita em ângulo de 45°



Fonte: Autoria Própria

Para soldar os terminais, primeiramente, é necessário estanho a ponta da solda e os fios do equipamento. Após isso deve-se usar a pasta de solda nos terminais e nos fios estanhados. Usando um ferro de solda de 25W solde os fios nos terminais, sempre soldando um lado e depois o outro. Após a solda, é recomendado passar uma camada fina de resina de silicone para proteger o sistema.

APÊNDICE B: SEQUÊNCIA DE IMAGENS DIC – IOSIPESCU

Segue a sequência de imagens de DIC iosipescu

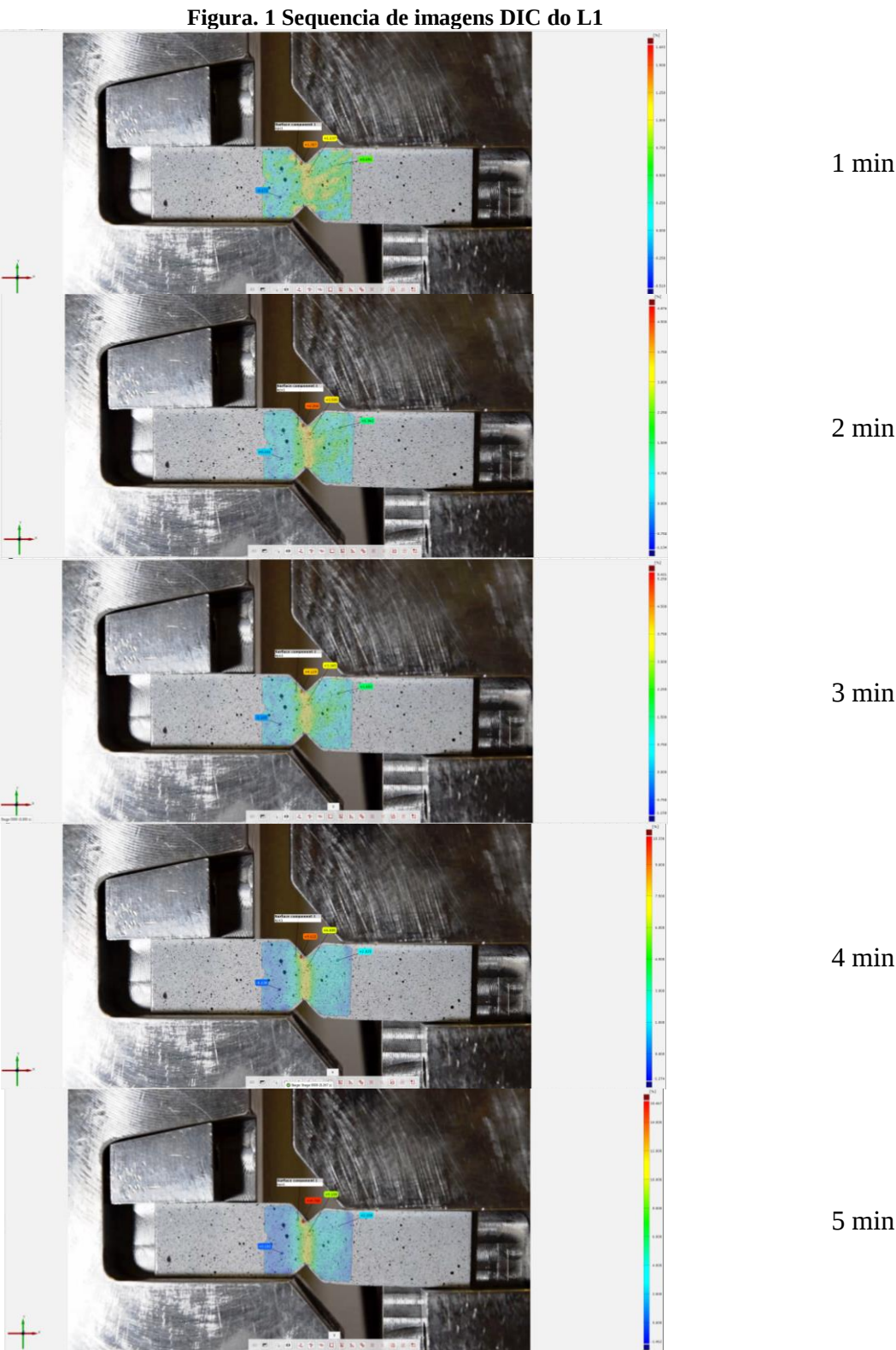


Figura. 2 Sequencia de imagens DIC do L3

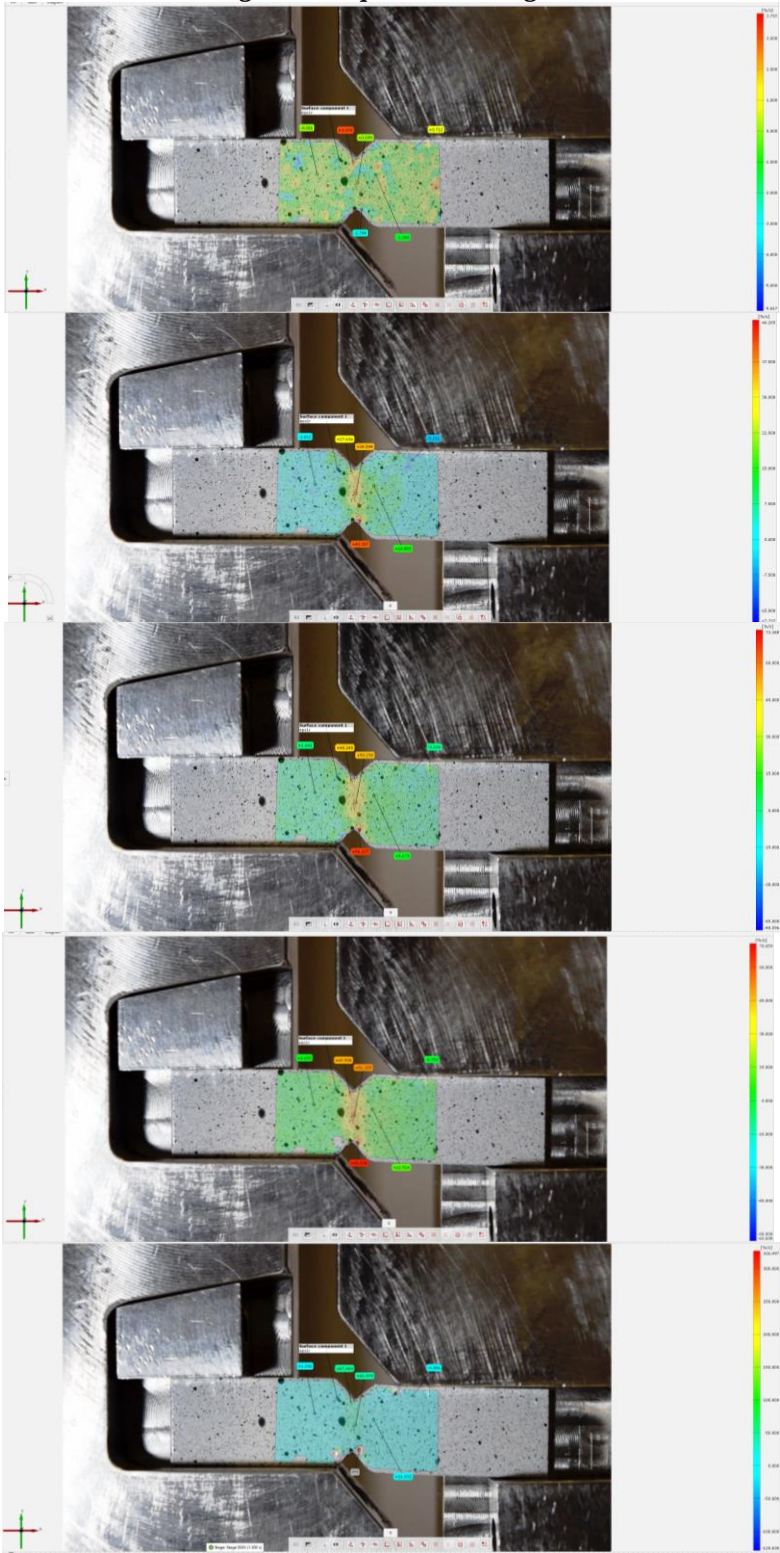


Figura. 3 Sequencia de imagens DIC do L4

