

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Departamento de Materiais e Tecnologia

Graduação em Engenharia Mecânica

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO EM FADIGA AXIAL DO COMPÓSITO DE
FIBRA DE CARBONO NCF/RESINA EPÓXI COM CONCENTRADOR DE
TENSÃO: EFEITOS HIGROTÉRMICOS.

Guaratinguetá

2016

GUILHERME SILVA MORAES DE SIQUEIRA

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO EM FADIGA AXIAL DO COMPÓSITO DE
FIBRA DE CARBONO NCF/RESINA EPÓXI COM CONCENTRADOR DE
TENSÃO: EFEITOS HIGROTÉRMICOS.

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

Orientador: Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino
Co-Orientadora: Profa. Dra. Maria Odila Hilário Cioffi

Guaratinguetá

2016

S618a	Siqueira, Guilherme Silva Moraes de Análise do comportamento em fadiga axial do compósito de fibra de carbono NCF/resina epóxi com concentrador de tensão : efeitos higrotérmicos / Guilherme Silva Moraes de Siqueira – Guaratinguetá, 2016. 51 f : il. Bibliografia: f. 49-51 Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016. Orientador: Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino Coorientadora: Profa. Dra. Maria Odila Hilário Cioffi 1. Resinas compostas. 2. Moldagem (Tecnologia química). 3. Fadiga. 4. Resistência de materiais. I. Título CDU 620.17
-------	---

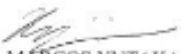
GUILHERME SILVA MORAES DE SIQUEIRA

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

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

Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCOS YUTAKA SHIINO
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dra. MARIA ODILA HILÁRIO CIOFFI
UNESP-FEG


Prof. Dr. SÉRGIO ROBERTO MONTORO
USP-LORENA

DEZEMBRO DE 2016

... à minha mãe Adriana Silva Moraes, minha tia Rosangela da Silva Moraes e aos meus avós Rosa Marina da Silva Moraes e Geraldo Rodrigues de Moraes.

A Jesus Cristo por tudo, mas principalmente por ter me presenteado com a família e amigos que tenho, pois sem eles não teria conseguido vencer todas as dificuldades que se apresentaram.

Agradeço do fundo do coração a todos os meus familiares em especial a minha mãe Adriana Silva Moraes, minha tia Rosângela Moraes e avós Rosa Marina e Geraldo Rodrigues, Denis Veríssimo e família, por serem fortes, me apoiarem nos momentos difíceis, pela confiança e pelo carinho, exemplos para mim. Essa conquista também é deles.

à Prof.^a Dr.^a Maria Odila Hilário Cioffi, por sempre estar ao meu lado nas decisões, pelo auxílio pessoal, profissional e espiritual ao longo desses anos que desenvolvi este trabalho e por confiar em minha capacidade; ao meu orientador Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino, por me ajudar constantemente neste trabalho; aos meus amigos do Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos, pela ajuda no desenvolvimento da pesquisa; aos amigos Thatiane Brocks, Francisco Monticelli, Dielly Cavalcanti, Sergio Roberto Montoro, Andressa e Kelly pelo trabalho em conjunto, seja nas discussões e no suporte técnico; ao técnico do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP - Manoel Francisco dos Santos Filho, apoio e dedicação nas diversas etapas desse trabalho; ao INPE, na pessoa de Maria Lucia Brison de Mattos, pela possibilidade de realizar as microscopias eletrônicas de varredura.

Aos amigos Maurílio de Oliveira, Tallis José, Igor di Carlos, Diego Moreno, Yuri Trivinho, Bruno Alves, Alisson Furigo, e a todos da Moradia da Feg, que estiveram ao meu lado durante a minha graduação. Pela amizade, companheirismo e alegria, os quais considero como minha segunda família. Aos meus amigos de Jacareí João Luís de Moura Santos, Demétrio Yan de Godoy, David Toledo, Rogério pelas conversas, conselhos, confiança, incentivo, momentos de alegria e de dificuldade partilhados. Sem dúvida, amizades sinceras.

A minha namorada Michelle Hasmann e sua família por todo apoio, incentivo e conselhos que eles me deram durante a graduação.

Em memória ao meu amigo Anderson Senna. E a todos aqueles que me deram uma palavra de incentivo durante toda minha trajetória até aqui.

“Não andem ansiosos por coisa alguma,
mas em tudo, pela oração e súplicas,
e com ação de graça,
apresentem seus pedidos a Deus”.
(Filipenses 4:6)

SIQUEIRA, G.S.M. **Análise do comportamento em fadiga axial do compósito fibra de carbono NCF/resina epóxi com concentrador de tensão: Efeitos higrotérmicos.** 2016. 51f. Tese (Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

RESUMO

O setor de transporte tem grande interesse nos materiais compósitos, pois apresentam elevadas propriedades mecânicas específicas melhorando a autonomia e a capacidade de carga de seus veículos. Para este fim, a indústria aeronáutica vem buscando materiais mais leves que possam substituir os materiais metálicos mantendo as propriedades ou até mesmo melhorando-as. A moldagem por transferência de resina (RTM) constitui um processo promissor de fabricação de compósitos para aplicação estrutural de alto desempenho mecânico, considerando os critérios aeronáuticos, a reprodutibilidade e o baixo custo. No entanto, é necessário compreender o comportamento em fadiga de laminados compósitos obtidos por essa técnica de processamento. A fadiga, por sua vez, é um fator que limita a vida de muitos componentes de engenharia que sofrem solicitações cíclicas de carregamento. O comportamento dos compósitos contendo entalhe/furo sob condições ambientais adversas tem sido objetivo de investigação durante as últimas três décadas, devido ao aumento da utilização destes materiais. Assim, foi realizado ensaio de fadiga em corpos de prova com furo em tração-tração ($R=0,1$) e compressão-tração ($R=-1$), sendo metade dos corpos *in natura* e a outra metade condicionada a uma umidade de 90% e temperatura de 80°C e seus resultados comparados. Na curva tensão versus deformação ($S \times N$), notou-se que os resultados de fadiga em tração alcançaram maiores tensões nas amostras condicionadas, o que indica um aumento na resistência quando exposta a efeitos higrotérmicos. O contrário ocorreu na curva de fadiga em tração-compressão, na qual teve um decréscimo, indicando uma alteração no mecanismo de delaminação das amostras, evidenciado pelos estudos das imagens de fratura, conduzido por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

PALAVRAS-CHAVE: Moldagem por transferência de resina (RTM). Fadiga em compósito de fibra de carbono/epóxi com concentrador de tensão. Condicionamento ambiental.

SIQUEIRA, G.S.M. **Axial fatigue behavior analysis of open hole NCF composite carbon fiber / epoxy resin: hygrothermal aging effects.** 2016. 51f. Graduate work (Graduate Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

ABSTRACT

The transport sector has great interest in composite materials for their high specific mechanical properties, thus improving the autonomy and load capacity of vehicles. For these, aircraft industry has been searching for lighter materials, which may be able to replace metallic materials by keeping their original properties or even improving them. The resin transfer molding (RTM) is a promising manufacturing process of composites for structural application as it provides high mechanical strength, considering the aircraft criteria, good reproducibility and low cost. However, it is necessary to understand the behavior of composite laminates under fatigue, specifically that one obtained by RTM processing technique. Fatigue, in turn, is a phenomenon that limits the longevity of many engineering components that go under cyclic loadings. The behavior of composites, containing notch/hole with hot/wet environmental conditions, has been the goal of research for the last three decades due to the increased use of these materials. Thus, it was performed fatigue tests in specimens with open-hole under cyclic loadings with stress ratio of $R=0,1$ and $R=-1$. Prior to tests, they were conditioned to 90 % moisture and temperature 80°C and their results compared to specimen with no external effects. By stress versus number of cycles curve (SxN), it observed that fatigue tension-tension results achieved higher fatigue strength in conditioned specimens, indicating an increase in strength when exposed to hygrothermal aging effects. The opposite occurred in reverse fatigue strength curve where the curve decreased thus indicating a change in the delamination mechanism of specimens, which was assessed by images achieved by Scanning Electron Microscopy (SEM)

KEYWORDS: ResinTransfer Moulding (RTM). Non-crimp fabric. Fatigue. hygrothermal aging effects.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1. ESQUEMA DO EQUIPAMENTO RTM.	13
FIGURA 2. TECIDO DE TIPO (A) <i>PLAIN WEAVE</i> , (B) <i>TWILL</i> , (C) <i>HS WEAVE</i>	17
FIGURA 3. TECIDO COSTURADO NFC	18
FIGURA 4. MAPA DE CORES DE UMA PLACA DE COMPÓSITO.....	20
FIGURA 5. TIPO DE TENSÕES CÍCLICAS EM FADIGA.	21
FIGURA 6. TRÊS MODOS DE FALHA ACEITÁVEIS PARA COMPRESSÃO TRAÇÃO.	23
FIGURA 7. OS TRÊS MODOS DE CARREGAMENTOS DISTINTOS. (A) MODO I(ABERTURA), (B) MODO II(CISALHAMENTO) E (C) MODO III(MISTO).	25
FIGURA 8. FLUXOGRAMA DE TODAS AS ETAPAS ENVOLVIDAS NAS CARACTERIZAÇÕES REALIZADAS NOS LAMINADOS COMPÓSITOS PROCESSADOS.	27
FIGURA 9. MONTAGEM DO PROCESSO RTM.	29
FIGURA 10. (A) EQUIPAMENTO MI-SCAN, (B) ÁREA DE TRABALHO DO SOFTWARE I-VIEW.	30
FIGURA 11. ESQUEMA ADOTADO EM TODOS OS SETE LAMINADOS.	31
FIGURA 12. CORTADEIRA METALOGRÁFICA COM DISCO DIAMANTADO..	32
FIGURA 13. DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVAS PARA REALIZAR O ENSAIO DE TRAÇÃO/FADIGA ASTM D5766.....	32
FIGURA 14. CÂMARA CLIMÁTICA MODELO MARCONI MA 835/UR.	33
FIGURA 15. EQUIPAMENTO INSTRON 8801 UTILIZADA PARA ENSAIOS MECÂNICOS.....	34
FIGURA 16. EXEMPLO DE CURVA SXN TEÓRICA.	35
FIGURA 17. DISPOSITIVO CONSTRUÍDO.....	36
FIGURA 18. ESCALA DE CORES PARA MAPAS DE C-SCAN.	37
FIGURA 19. ESQUEMA PARA INTERPRETAÇÃO DAS REGIÕES. EXEMPLO DO LAMINADO 1.	37
FIGURA 20. GANHO DE UMIDADE NAS AMOSTRAS AO LONGO DO TEMPO (TRAÇÃO-TRAÇÃO).....	39
FIGURA 21. GANHO DE UMIDADE NAS AMOSTRAS AO LONGO DO TEMPO (COMPRESSÃO-TRAÇÃO).....	40

FIGURA 22. LOCAIS DE RETIRADAS DOS CORPOS DE PROVA DO LAMINADO 1.	41
FIGURA 23. LOCAL DE RETIRADA DO CORPO DE PROVA DO LAMINADO 4.	42
FIGURA 24. CURVA LOG(S)X LOG(N). (TRAÇÃO).....	44
FIGURA 25. MEV- TRAÇÃO (A) CDP L2.1.E CONDICIONADO, (B) CDP L7.2.S <i>IN NATURA</i>	45
FIGURA 26. CURVA LOG(S)X LOG(N). (COMPRESSÃO-TRAÇÃO).	46
FIGURA 27. MEV- COMPRESSÃO (A) CDP L4.3.E CONDICIONADO, (B) CDP L1.3.S <i>IN NATURA</i>	47

LISTA DE TABELAS

TABELA 1. CLASSIFICAÇÃO DAS FIBRAS QUANTO AO MODULO DE ELASTICIDADE.....	16
TABELA 2. COMPARAÇÃO ENTRE OS PROCESSOS.	19
TABELA 3. RESUMO DOS PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO PARA CADA LAMINADO.	29
TABELA 4. PORCENTAGEM DE TENSÃO DE RUPTURA APLICADA NOS RESPECTIVOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO-TRAÇÃO.....	35
TABELA 5. TENSÃO APLICADA NOS RESPECTIVOS CORPOS DE PROVA EM COMPRESSÃO-TRAÇÃO.....	36
TABELA 6. RESUMO DAS ATENUAÇÕES DOS LAMINADOS POR REGIÕES..	38
TABELA 7. PORCENTAGEM DA ABSORÇÃO DA UMIDADE MEDIDA AO LONGO DO TEMPO (TRAÇÃO).....	38
TABELA 8. PORCENTAGEM DA ABSORÇÃO DA UMIDADE MEDIDA AO LONGO DO TEMPO (COMPRESSÃO).	39
TABELA 9. ÁREAS DOS CORPOS DE PROVA.....	42
TABELA 10. RESULTADOS DE TRAÇÃO	43
TABELA 11. RESISTÊNCIA A DELAMINAÇÃO DAS AMOSTRAS IN NATURA E CONDICIONADAS.	45

SUMARIO

1 INTRODUÇÃO	12
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1 MATRIZ POLIMÉRICA: RESINA EPÓXI	15
2.2 FIBRA DE CARBONO	16
2.3 PROCESSO RTM	18
2.4 ULTRASSOM EM LAMINADOS COMPÓSITOS	19
2.5 FADIGA EM MATERIAIS COMPÓSITOS	20
2.6 CONDICIONAMENTO	24
3 MÉTODOS	27
3.1 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS LAMINADOS	28
3.2 ULTRASSOM C-SCAN	30
3.3 PREPARO DOS CORPOS DE PROVA	31
3.4 CONDICIONAMENTO AMBIENTAL	33
3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO	34
3.6 ENSAIO DE FADIGA COMPRESSÃO-TRAÇÃO	35
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	37
4.1 INSPEÇÃO POR ULTRASSOM	37
4.2 PROCESSO DE SATURAÇÃO	38
4.2.1 Corpos de prova em Tração-tração	38
4.2.2 Corpos de prova em Compressão-tração	39
4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO	41
4.4 ENSAIO DE FADIGA	44
4.4.1 Tração-tração	44
4.4.2 Compressão-tração	46
5 CONCLUSÃO	48
REFÊRENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	49

1 INTRODUÇÃO

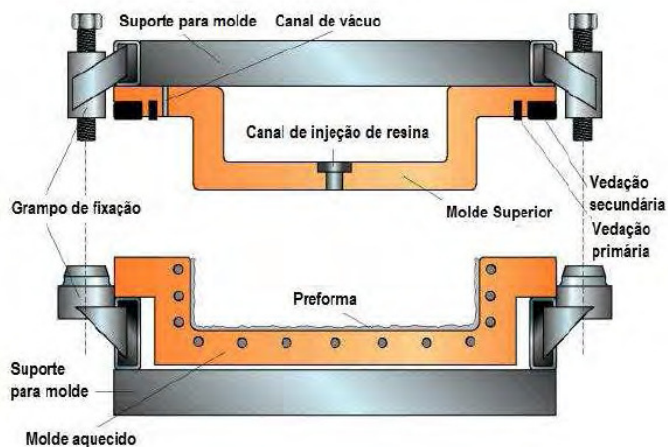
Alguns aspectos econômicos e ambientais estão associados à grande utilização dos compósitos na indústria aeronáutica. Orientações ambientais sobre a emissão de CO₂ têm como objetivo global a redução do consumo de combustível em cerca de 50% até o ano 2020 e de mais 20% até o ano 2025. Em muitas aplicações, os materiais reforçados com fibras apresentam melhor desempenho estrutural como, por exemplo, resistência a tração e a fadiga do que os materiais metálicos. A economia no consumo de combustível é um dos aspectos mais atraente para a linha industrial, pois está ligada a redução no peso estrutural quando há substituição dos materiais metálicos pelos compósitos (MONTORO, 2014).

A moldagem por transferência de resina (RTM - *Resin Transfer Moulding*) é um dos processos mais baratos e que tem um melhor controle das propriedades e qualidade do ambiente de trabalho. Este pode ser associado a um maior controle na emissão de voláteis. O processo RTM tem sido empregado principalmente quando a fração volumétrica de fibras deve ser elevada (maior que 50%) (BROCKS et al., 2013; SHIINO et al., 2009).

No entanto, os laminados compósitos trabalham de forma integrada com outros materiais e, portanto, precisam de uma maneira de uní-las como juntas parafusadas ou rebitadas. Ainda, compósitos aeroespaciais podem ser expostos a condições ambientais severas, e entender os efeitos da umidade sobre a delaminação em fadiga axial com um concentrador de tensão é muito importante para tal aplicação (SU et al., 2015).

Levando em conta esses interesses, uma colaboração entre o Grupo de Pesquisa de Fadiga e Materiais Aeronáuticos (GFMA) - DMT/FEG/UNESP e a EMBRAER foi estabelecida para se estudar o conjunto desses efeitos. Especificamente neste trabalho, foram estudados compósitos em tecido NCF de carbono/resina epóxi obtidos via RTM, como no esquema ilustrado na Figura 1. O laminado compósito utilizado foi também objeto de estudo para a tese de Doutorado do Prof. Dr. Sérgio Roberto Montoro, no qual foi caracterizado segundo a impregnação resultante, os defeitos gerados.

Figura 1. Esquema do molde utilizado no RTM.



Fonte:(SHIINO, 2011)

Este trabalho contribuiu com o estudo da influência do concentrador de tensão (*furo no corpo-de-prova*) e efeito das condições de umidade e temperatura elevada no comportamento em fadiga axial com razão de tensão iguais à $R=0,1$ e $R=-1$ dos materiais compósitos processados via RTM.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Um laminado que atenda as necessidades da aplicação estrutural desejada, requer uma seleção adequada do tipo de resina e do reforço. Assim, a escolha destes componentes é uma etapa fundamental que requer uma avaliação prévia para um adequado processamento em RTM. A análise precisa dos dois componentes é primordial na obtenção de produtos de alta qualidade (BROCKS, 2011).

O reforço é geralmente definido quanto ao seu desempenho mecânico considerando também a relação custo-benefício. A construção do tecido deve satisfazer as necessidades específicas de cada projeto, além de ser compatível com a técnica de processamento (RODRIGUES, 2013).

A moldagem por transferência de resina (RTM) apresenta uma série de vantagens para a indústria como redução de emissão de gases poluentes, melhorando a insalubridade do ambiente de trabalho. A fabricação por este processo é econômica e adequada para a produção em larga escala, apresentando excelente acabamento superficial e possibilidade de componentes com geometria complexa. Além do mais, diferentes tipos de reforços podem ser utilizados com diferentes e elevados desempenhos mecânicos (BROCKS et al., 2013).

Nos materiais compósitos, a resistência à fadiga é dependente principalmente da amplitude de tensão aplicada, modo de aplicação da carga e composição do material. Por ser heterogêneo e apresentar anisotropia, o processo de redução da resistência à fadiga é complexo e pode apresentar muitos modos de falha. Nos materiais metálicos a fadiga é caracterizada pela nucleação e propagação de trincas que levam à fratura do material. Nos compósitos laminados, a fadiga passa pelos estágios de nucleação e propagação estável da trinca na matriz, delaminação e ruptura das fibras e fratura. Trincas na matriz, descolamento interfacial, delaminação e ruptura das fibras são as principais causas de falha por fadiga em compósitos (SHIINO, 2011).

A seguir são descritas algumas características dos reforços e matrizes mais comuns em aplicações estruturais.

2.1 MATRIZ POLIMÉRICA: RESINA EPÓXI

Na indústria aeronáutica, o tipo de resina usada para a fabricação de laminados desempenha um papel que é tão importante quanto à baixa densidade. Por exemplo, polímeros termorrígidos são os mais utilizados para a produção de peças estruturais de uso aeronáutico, as resinas epóxi são mais utilizadas quando se requer um melhor desempenho estrutural além de ter boas propriedades mecânicas, baixa absorção de umidade e fácil processamento (REZENDE; BOTELHO, 2000).

A matriz polimérica é responsável pela união das fibras, distribuição das tensões no compósito e também é determinante nos parâmetros do processamento. A matriz deve ser escolhida através das necessidades relacionadas ao processo e ao desempenho térmico/químico, pois as propriedades mecânicas dos compósitos são dominadas pela fibra. (MONTORO, 2014).

A resina epóxi é um pré-polímero formado pelos monômeros Bisfenol A e Epicloroidrina, o qual possui o grupo funcional epóxi, responsável pela reticulação do pré-polímero (MCMURRY, 2011). O módulo de elasticidade e a resistência mecânica são mantidos a altas temperaturas o que viabiliza sua aplicação estrutural.

Alguns sistemas de resina ainda possuem uma importante característica que é sua baixa viscosidade, normalmente menor que 500 mPa.s, necessária para o processo RTM. Estas características as tornam excelentes candidatas a matrizes para compósitos reforçados com fibras de carbono de alto desempenho. (RODRIGUES, 2013; SHIINO, 2011)

É fundamental determinar a temperatura limite de aplicação da matriz, em que a aeronave opera. Por sua vez, a temperatura de transição vítrea (T_g) deve ser superior à temperatura de operação, pois acima da T_g as propriedades mecânicas do polímero sofrem grande alteração. A T_g de uma matriz para aplicação estrutural deve ser pelo menos 30°C acima da temperatura de operação (MARTINEZ, 2011).

A matriz utilizada neste trabalho foi o sistema de resina epóxi monocomponente PRISM™ EP2400. Trata-se de um novo sistema epóxi monocomponente de cura a 180°C da *Cytec Engineered Materials*. É uma resina líquida e tenacificada, que permite um processamento simples, flexível e com tolerância ao dano após a cura, requisito exigido para compósitos aplicados em estruturas primárias.

2.2 FIBRA DE CARBONO

Os reforços podem ser confeccionados com diferentes tipos de fibras, e.g. alto módulo ou alta resistência, bem como ter diferentes tipos de arquiteturas. Os compósitos reforçados com fibras têm sido muito utilizados devido às propriedades das fibras serem adequadas a uma vasta gama de aplicações, principalmente no que diz respeito à rigidez e resistência mecânica (REZENDE e BOTELHO, 2000).

O principal constituinte do compósito que garante resistência mecânica é o reforço fibroso e também é a maior parte em fração de volume do material, as fibras de carbono são muito utilizadas para reforçar matrizes termorrígidas em aplicações estruturais. As propriedades que se destacam na fibra de carbono são o seu baixo coeficiente de expansão térmica, boa resistência à fadiga, resistência química, resistência à corrosão, elevada relação resistência/peso e baixa densidade (BROCKS, 2011).

A fibra de carbono é largamente utilizada para produzir compósitos estruturais para aplicações na indústria aeronáutica. As fibras são utilizadas sob a forma de tecidos ou *tapes* unidirecionais adaptáveis às técnicas de processamento presentes no mercado. As fibras são classificadas em alto módulo (HM), módulo intermediário (IM) ou alta resistência (HS). Na Tabela 1 são apresentados os respectivos valores para essa classificação. A fibra HM, aparentemente, tem um módulo muito atrativo para aplicações estruturais, entretanto, sua superfície apresenta alta inércia química, devido ao alto alinhamento de sua estrutura. Isto gera uma adesão fraca entre a fibra e matriz epóxi e, conseqüentemente, apresentando baixa resistência ao cisalhamento interlaminar (entre 50 MPa e 70 MPa) o que pode ser prejudicial ao componente estrutural (RODRIGUES, 2013; SHIINO, 2011).

Tabela 1. Classificação das fibras quanto ao módulo de elasticidade.

Classificação	Módulo (GPa)
Ultra alto módulo (UHM)	> 500
Alto módulo (HM)	300 - 500
Módulo intermediário (IM)	< 300
Baixo módulo (LM)	< 100

Fonte: (SHIINO, 2011).

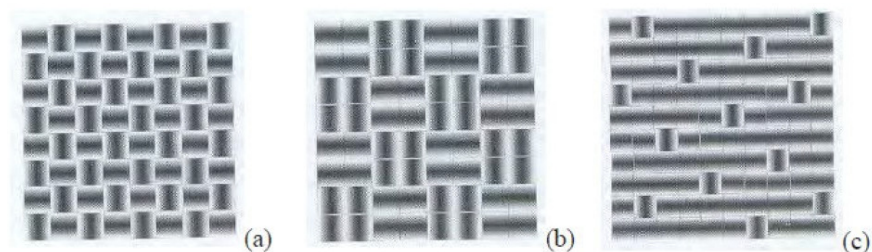
A partir das fibras são produzidos cabos ou mechas que podem variar de 200 a 24000 filamentos de fibras, que são os produtos iniciais para a confecção de tecidos. Por sua vez são

extensivamente usados em processos de moldagem líquida como RTM, pois podem ser obtidas melhores propriedades mecânicas com a mudança na orientação das fibras (BROCKS et al., 2013).

O desempenho estrutural, portanto, está diretamente ligado ao tipo e a disposição das fibras em uma ou mais direções, pois o compósito alcançará suas melhores propriedades ao longo da direção das fibras, ou seja, ao longo do seu comprimento. Isto é definido na etapa do projeto a fim de se obter produtos com valores desejáveis de resistência (MONTORO, 2014).

Durante o processamento a resina deve fluir através das fibras secas antecipadamente colocadas no interior da cavidade do molde e a permeabilidade é a medida da resistência ao fluxo de resina através da preforma de fibra. Portanto, o tipo de tecido interfere também na dinâmica do preenchimento do reforço pela resina, ou seja, interfere diretamente na permeabilidade do laminado produzido (MONTORO, 2014). A preforma pode ser constituída por uma sequencia de tecidos, como os ilustrados na Figura 2.

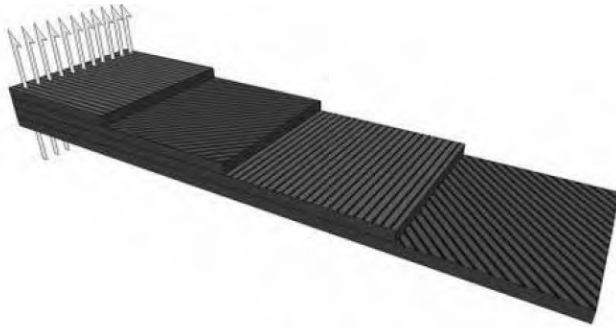
Figura 2. Tecido de tipo (a) *plain weave*, (b) *twill*, (c) *HS weave*.



Fonte: (MONTORO, 2014)

No tecido *NCF* (*non crimp fabric*), camadas de feixes de fibra são empilhadas com sequência, direção e em quantidades pré-estabelecidas e costuradas. O processo de costura é extremamente importante para não ocorrer dobramentos de fibras ou feixes de fibras, como nos tecidos entrelaçados normais ou tramados. Realizando a costura, a formação de ondulações (*fiber tow crimp*) é reduzida e, assim as propriedades mecânicas no plano são beneficiadas em comparação àquelas atingidas, por exemplo, com o arranjo *plain weave* de carbono. A Figura 3. ilustra o tecido *NCF* (RODRIGUES, 2013).

Figura 3. Tecido costurado NFC



Fonte: (EDUARDO; RODRIGUES 2013)

O tecido costurado NCF tem como principal vantagem o aumento das propriedades fora do plano, em virtude da maior resistência interlaminar, impedindo o processo de delaminação e, assim, contribuindo para a resistência ao dano por impacto (RODRIGUES, 2013).

2.3 PROCESSO RTM

A moldagem por transferência de resina (RTM) é um processo de fabricação de compósito muito atrativo e com elevado potencial para aplicações em automobilística, aeronáutica e indústrias aeroespaciais. O processamento de materiais compósitos via RTM é considerado uma das técnicas mais eficientes para a produção de compósitos avançados de matrizes poliméricas reforçadas com fibras. Trata-se de uma tecnologia de baixo custo efetivo para a produção de componentes de compósitos em grande escala (POODTS et al., 2014).

Este processo foi desenvolvido ao longo dos anos com a intenção de se obter uma fabricação econômica, produzindo compósitos de alta qualidade para a fabricação de peças mais complexas do que as obtidas pelos métodos tradicionais com excelente controle de suas propriedades mecânicas e um curto ciclo de produção, quando comparado com processos similares (POODTS et al., 2014).

Geralmente, a tecnologia de pré-impregnado para processamento em autoclave padrão é utilizada em aplicações estruturais para o setor aeroespacial. A moldagem por transferência de resina está emergindo com um melhor custo efetivo de processo de fabricação, oferecendo muitas vantagens especialmente com o avanço nas preformas têxteis (NAIK; SIRISHA; INANI, 2014).

O custo do material com RTM é muito mais baixo do que com a tecnologia de pré-impregnado. A Tabela 2 apresenta uma comparação em termos de habilidades necessárias, produtividade, qualidade e custo entre os processos de laminação manual (*hand lay-up*), o processo autoclave e o RTM/VARTM (NAIK; SIRISHA; INANI, 2014).

Tabela 2. Comparação entre os processos.

Processo	Habilidades necessárias	Produtividade	Fração Volumétrica	Custo	Arranjo reforço	Formato da peça
Hand lay-up	Baixa	Baixa	Média	Baixo	2D	Simples/complexo
Autoclave processing	Alta	Média	Alta	Médio para alto	2D	Simples/complexo
RTM/VARTM	Médio	Alta	Médio para alto	Baixo	2D, 3D	Simples/complexo

Fonte: adaptado (NAIK; SIRISHA; INANI, 2014)

O sistema carbono epóxi processado via RTM pode ser considerado um dos compósitos de matriz polimérica mais adequada à aplicação estrutural. É classificado como compósito avançado, pois são amplamente utilizados em condições que exigem elevado desempenho, como em estruturas aeronáuticas, vasos de pressão, entre outros, principalmente por sua elevada resistência mecânica e rigidez por unidade de peso (POODTS et al., 2014; RODRIGUES, 2013).

2.4 ULTRASSOM EM LAMINADOS COMPÓSITOS

O ensaio de ultrassom *C-Scan* é método não destrutivo que tem por objetivo a detecção de defeitos ou descontinuidades internas. Tais defeitos são provenientes do próprio processo de fabricação da peça. Indicando características microestruturais por meio de atenuações do sinal pelo material (ANDREUCCI, 2003).

A variação do sinal refletido é explicada pelos diferentes modos de interação do sinal com o material como o espalhamento, a difração e a absorção do espectro ultrassônico (SINGH, 2012).

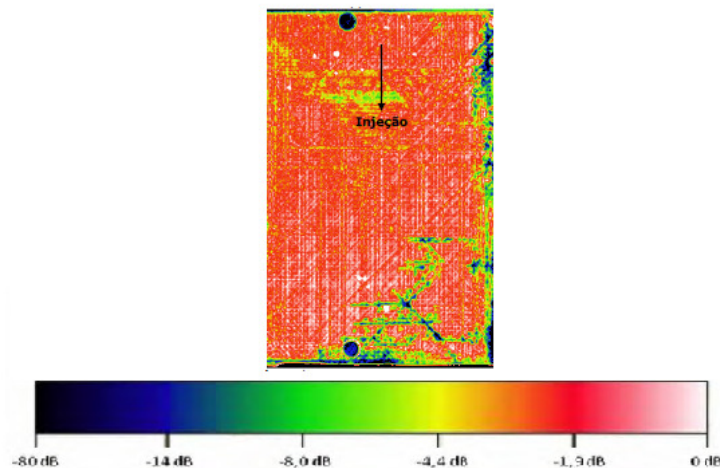
Este método pode fornecer informações importantes sobre a integridade do laminado produzido como a presença de bolsas de resina, espaços vazios, trincas e descontinuidades

internas no material, por meio da diferença entre impulsos de ondas mecânicas emitidas e refletivas no transdutor ultrassônico do equipamento (ANDREUCCI, 2003).

A inspeção por ultrassom é a técnica que utiliza a emissão de ondas normalmente perpendiculares à superfície do material e indica a atenuação das mesmas. Para isso, um transdutor de emissão de ondas ultrassônica é acoplado a um mecanismo com movimentação bidirecional para a varredura de toda a superfície do material, a onda refletida pelo material faz a leitura do eco resultante com os respectivos sinais de atenuação. Durante o experimento, a amostra e o transdutor são imersos em água, meio necessário para a propagação da onda ultrassônica (SINGH, 2012).

O estudo comparativo é realizado com o auxílio de um software MI-Scan, o qual converte, de acordo com o padrão pré-estabelecido como ilustrado na Figura 4, o espectro de intensidade dB de atenuação de onda, para cada fração do material, em um espectro de cores, resultando em uma representação visual de suas características físicas.

Figura 4. Mapa de cores de uma placa de compósito.



Fonte: (Autor)

2.5 FADIGA EM MATERIAIS COMPÓSITOS

Quando os materiais são submetidos a tensões flutuantes ou repetidas, isto é, sob a ação de esforços cíclicos, a durabilidade dos materiais são reduzidas às tensões inferiores as suas tensões de ruptura. A fadiga é um dano que pode limitar a vida de uma série de

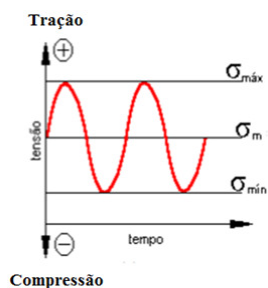
componentes utilizados na engenharia. O comportamento em fadiga dos é um dos principais aspectos em materiais compósitos que deve ser acompanhado (DAI et al., 2015).

Devido à sua excelente resistência à corrosão e a fadiga, assim como as vantagens na redução de peso, os materiais compósitos reforçados com fibra substituem os metais em muitas aplicações. Embora, os compósitos apresentem uma maior vida em fadiga quando comparados aos componentes metálicos, ainda há apenas um número limitado de pesquisa disponível na literatura aberta para o entendimento dos danos provocados por fadiga com concentradores de tensão (NIXON-PEARSON et al., 2013).

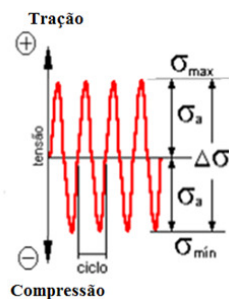
É fundamental classificar os possíveis tipos de tensões cíclicas que ocorrem no fenômeno da fadiga, que podem ser axial (tração-compressão), de flexão (dobramento) ou torção (carga rotativa). Em geral, três formas distintas de tensões cíclicas são possíveis, a Figura 5.a ilustra um ciclo de tensão flutuante, onde uma tensão se repete em torno de uma tensão média ($\sigma_m \neq 0$), em que os valores de tensão máxima ($\sigma_{\max}$) e de tensão mínima ($\sigma_{\min}$) são diferentes e maiores que zero (CALLISTER, 2012).

Na Figura 5.b é apresentado um ciclo alternado de aplicação das tensões. Neste tipo de ciclo, as tensões máximas e mínimas são iguais em módulo ($|\sigma_{\max}| = |\sigma_{\min}|$), as tensões de tração são representadas pelo sinal positivo e de compressão negativo e a tensão média igual a zero. Na Figura 5.c as tensões não tem um ciclo definido com tensões constantes. Este tipo de ciclo pode representar espectros de carregamentos reais como molas de suspensão de veículos que trafegam em estradas não-pavimentadas ou os complexos ciclos de tensões que atuam em asas de um avião, as quais sofrem atuação de fortes correntes de vento (BRYAN, 2003; CALLISTER, 2012).

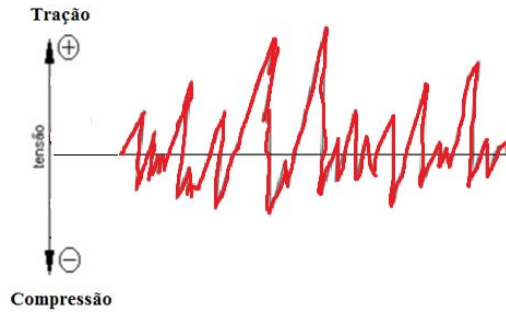
Figura 5. Tipos de tensões cíclicas em fadiga.



(a) Tensão flutuante



(b) Tensão alternada



(c) Tensão irregular aleatória.

Fonte: (Garcia, A; Alvares, J. S)

Pelas Figuras 5.a e 5.b, podem-se retirar algumas observações importantes como, por exemplo, a tensão média que é dada por:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (1)$$

O intervalo das tensões ou a variação das tensões é obtido pela diferença entre as tensões máximas e mínimas:

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (2)$$

A amplitude das tensões é a média da variação das tensões:

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3)$$

A razão das tensões ou razão de carga (R) é dada por:

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (4)$$

O mecanismo de fadiga em compósitos reforçados com fibras consiste em quatro estágios: no estágio 1 inicia-se a nucleação das trincas na matriz; no estágio 2 ocorre a propagação estável da trinca, as trincas começam a se unir e formar acoplamentos na matriz e falhas na interface, além de ocorrer ruptura de fibras; no estágio 3 ocorre a delaminação, em que é observado o fenômeno de delaminação, bem como ruptura de fibras; estágio 4 inicia-se

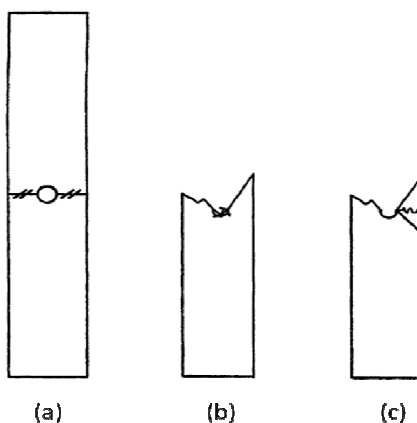
a ruptura das fibras, consequentemente há sobrecargas nas fibras adjacentes que levam a falha do material (SHIINO, 2011).

É bem conhecido que a resistência à fadiga em compressão-tração ($R < 0$) de laminados compósitos é mais baixo do que a resistência à fadiga em tração-tração ($0 < R < 1$), sendo este a condição mais severa para os materiais isotrópicos. Adicionando furo aos laminados, a sua resistência à fadiga é diminuída ainda mais com relação às tensões de compressão, tais mudanças geométricas são necessárias como entalhes e furos. Conseqüentemente, a carga cíclica aplicada, juntamente com o furo, é um dos critérios de projeto que podem limitar os compósitos em aplicações estruturais. Portanto, é fundamental compreender os mecanismos de falha por compressão dos laminados nestas estruturas (SU et al., 2015).

As falhas que não ocorrem no furo não são modos de falha aceitáveis e os dados devem ser anotados como inválidos em ensaios com corpos de prova. A falha ocorre muitas vezes em consequência da delaminação e, portanto, a falha pode conter muitas delaminações. Existem três modos de falha que são aceitáveis e estão resumidos na Figura 6 (ASTM-D6484).

No modo de falha da Figura 6.a, o laminado falha à compressão lateralmente através do centro do furo. Na Figura 6.b o laminado geralmente falha pela compressão no furo, mas restos de superfícies e com ângulos em toda a linha central do furo lateral. Na Figura 6.c o laminado falha à compressão no furo, mas existem múltiplos modos de falha em várias subcamadas.

Figura 6. Três modos de falha aceitáveis para compressão-tração.



Fonte: (ASTM- D6484)

2.6 CONDICIONAMENTO

Além das estruturas de compósitos laminados suportarem uma série de carregamentos mecânicos, quando utilizadas em serviço, ainda tem o problema da exposição aos intemperismos. Os compósitos são sensíveis a ambientes higrotérmicos. Alguns dos principais agentes atmosféricos causadores dos ataques ambientais são a umidade relativa do ar, a temperatura, o contato com combustíveis, gases, fluidos, entre outros (MENG et al., 2015, BOTELHO 2011).

Nos projetos de laminados com aplicação estrutural a presença da umidade deve ser sempre considerada. A umidade é difundida na matriz polimérica e se houver aumento de temperatura, esse mecanismo de difusão é acentuado. Esta absorção de umidade pode ocasionar o inchamento da matriz com pequenas variações dimensionais e, assim, aumento das tensões internas no laminado propiciando o surgimento de microtrincas na matriz e/ou na interface fibra-resina (MENG et al., 2015, BOTELHO 2011).

Uma importante característica do compósito é a interface entre reforço e matriz que é considerada um terceiro componente deste material. O comportamento mecânico do laminado não é determinado apenas pelas propriedades específicas do reforço ou da matriz, ou seja, uma boa adesão reforço-matriz é de fundamental importância para as propriedades do componente final desejado, sendo a interface é a responsável por transferir os esforços mecânicos entre estes componentes (LI et al., 2014).

A qualidade de um laminado de fibra de carbono/epóxi pode ser quantificada pela adesão fibra/resina e quando esta interface é comprometida pela ação da umidade as propriedades mecânicas fora do plano, cisalhantes e flexionais deterioram-se significativamente, sendo determinantes para durabilidade do compósito (LI et al., 2014).

Compósitos e adesivos que utilizam resina epóxi em sua base são frequentemente utilizados para aplicações estruturais onde suas propriedades ao longo prazo são de primordial importância. É bem reconhecido que as resinas epóxi podem sofrer perdas substanciais em suas propriedades, especialmente mecânicas, pela absorção de água. Outras mudanças físicas podem ocorrer como a diminuição da temperatura de transição vítrea (T_g) devido à absorção de umidade (XIAO; SHANAHAN, 1998).

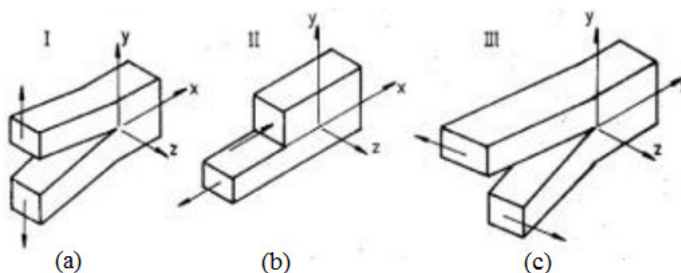
O conhecimento do tipo de ligação das moléculas de água com resinas epóxi é fundamental para compreender os efeitos higrotérmicos. Em geral, considera-se que a

absorção de umidade pelo compósito obedece a uma cinética estabelecida pela lei de difusão de Fick, que prevê difusão acelerada através de vazios e/ou trincas. Os efeitos higrotérmicos tem sido foco de muitas pesquisas, pois o modo de difusão da água e mecanismos relacionados em resina epóxi ainda não é totalmente compreendido. Isto é em parte devido ao fato de que os efeitos higrotérmicos em resina epóxi são bastante complexos (ZHOU; LUCAS, 1999).

A exposição prolongada à temperatura elevada e a umidade causam efeitos irreversíveis nos compósitos, muitas vezes citados como enfraquecimento da interface fibra-resina. Entretanto, a água absorvida nesse processo pode atuar com agente plasticizante da matriz polimérica podendo melhorar a tenacidade à fratura. O processo de plasticização reduz as tensões residuais e aumenta a viscoelasticidade do polímero (REZENDE, M. C. COSTA, M. L. BOTELHO, 2011).

Os compósitos estruturais estão sujeitos a delaminações devido as varias cargas aplicadas. As delaminações podem ocorrer em três modos geométricos de falha mais comuns: modo I (abertura), modo II (cisalhamento) e modo I/II (Misto), como mostra a Figura 7. Na maioria dos casos, os compósitos são afetados por combinações de modo I e II de delaminação, enquanto, os efeitos do modo III são desprezíveis. Portanto, os estudos no modo I e II de delaminação nos compósitos reforçados com fibra de carbono epóxi têm aumentado extensivamente (GREENHALGH, 2009).

Figura 7. Os três modos de carregamentos distintos. (a) Modo I(Abertura), (b) Modo II(Cisalhamento) e (c) Modo III(Misto).



Fonte: (Garcia, A; Alvares, J. S)

Compósitos aeroespaciais podem ser expostos a intempéries, e os estudos mostraram que a exposição à umidade reduz a resistência a delaminação no modo II crítico (G_{IIc}) em compósitos. Por outro lado, verifica-se que a umidade pode aumentar a resistência a delaminação no modo I (G_{Ic}), embora alguns estudos descobrissem que a umidade teve um

efeito negativo, pouco ou nenhum efeito sobre o modo I de delaminação. Alguns estudos mostraram que a umidade acelera o modo I e II de delaminação em fadiga (LEBLANC; LAPLANTE, 2015).

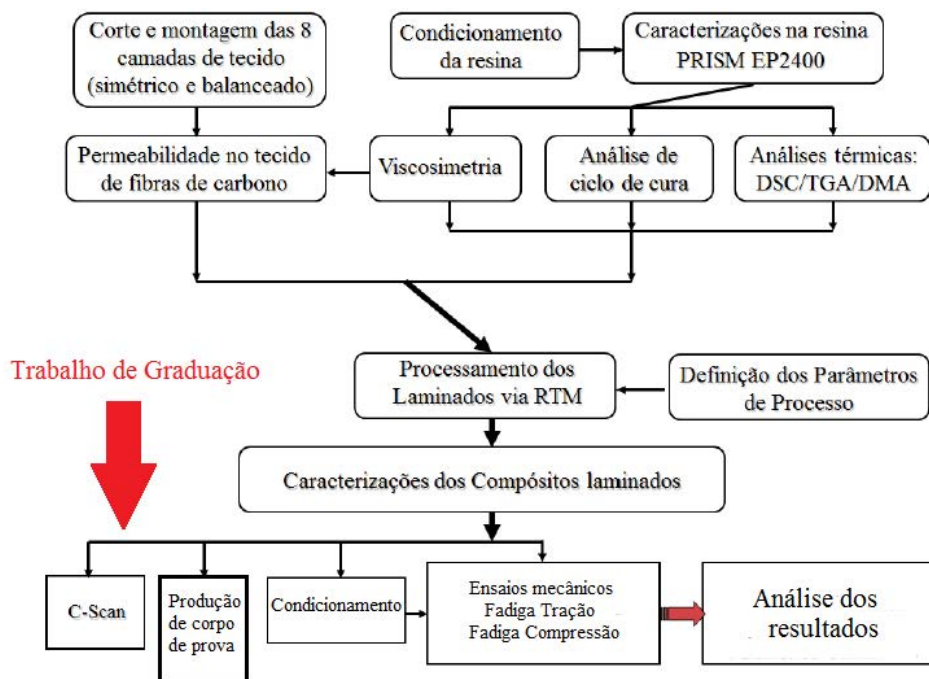
Visto algumas contradições, neste trabalho será abordado o efeito da temperatura e da umidade em corpos de prova condicionados submetidos à fadiga axial com $R=0,1$ e $R=-1$ com concentrador de tensão, considerando possíveis avaliações das contribuições dos modos I e II de delaminação via análise de fratura.

3 MÉTODOS

O planejamento experimental e a produção dos laminados foram realizados durante o trabalho de Doutorado do Prof. Dr. Sérgio Roberto Montoro e as caracterizações realizadas nos compósitos, processados via RTM, são apresentadas neste capítulo.

A Figura 8 apresenta um fluxograma das etapas desenvolvidas para a produção dos compósitos e também apresenta a parte principal da pesquisa desenvolvida neste trabalho final de graduação.

Figura 8. Fluxograma de todas as etapas envolvidas nas caracterizações realizadas nos laminados compósitos processados.



Fonte: (adaptado de MONTORO, 2014)

Os laminados caracterizados nesta pesquisa, portanto, foram fornecidos pelo Prof. Dr. Sérgio Roberto Montoro, como parte de seu trabalho de doutorado conduzido na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

3.1 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS LAMINADOS

O reforço utilizado neste trabalho foi o tecido biaxial $[-45^{\circ}/+45^{\circ}]$ de fibra de carbono Hexcel IM7 GP, que foi costurado com linha de poliéster da empresa SAERTEX. O compósito foi montado em uma arquitetura quadriaxial de $[0^{\circ}/90^{\circ}/+45^{\circ}/-45^{\circ}/-45^{\circ}/+45^{\circ}/90^{\circ}/0^{\circ}]_s$ em 8 camadas, de forma a garantir um volume de fibras superior a 50% (MONTORO, 2014).

Os compósitos laminados foram processados com equipamento *Radius 2100cc RTM Injector* via RTM, instalado no DMT/FEG/UNESP. O sistema está ilustrado na Figura 9, com detalhes e descrições de todo o sistema a seguir:

- Sistema de bicos injetores para resina, projetado de forma a garantir a extração após moldagem e fácil limpeza interna com canais cônicos, Figura 9 (*detalhe 1*);
- *Trap*-primário para proteção da bomba de vácuo contra resina epóxi, Figura 9 (*detalhe 2*)/ *Trap*-secundário refrigerada para proteção do ambiente contra voláteis liberados pela resina, Figura 9 (*detalhe 3*);
- Sistema de vácuo para direcionar o fluxo de resina, diminuindo quantidade de gases que geram bolhas indesejáveis no produto final, Figura 9 (*detalhe 4*);
- Molde com um único canal de injeção para criar uma frente de resina perpendicular ao tecido, diminuindo o risco de formação de bolsas de ar aprisionado e aumentando a homogeneidade da distribuição de resina no tecido, Figura 9 (*detalhe 5*);
- Sistema de aquecimento, composto por resistências superior e inferior e sistema de controle de temperatura independente com aquisição de dados, projetado com objetivo de fornecer calor de forma homogênea, pois desvios de temperatura durante a cura geram mudanças nas propriedades ao longo do compósito, Figura 9 (*detalhe 6*);
- Sistema de injeção de resina com controle de pressão, volume e temperatura da resina, Figura 9 (*detalhe 7*), sendo o controle de temperatura um parâmetro de muita importância, visto que pode causar variações na viscosidade da resina e assim, comprometer a injeção e seu comportamento diante do tecido;
- Linha aquecida em tubulação de cobre, Figura 9 (*detalhe 8*), para evitar mudança de viscosidade na entrada do molde;
- Controlador de vácuo, Figura 9 (*detalhe 9*), para evitar a volatilização dos componentes da resina.

Figura 9. Montagem do processo RTM.



Fonte: (SHIINO, 2011)

O molde metálico foi projetado pelo Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos – GFMA da UNESP/FEG. O molde é aquecido por resistência elétrica e fechado por parafusos. O molde é constituído por três partes: a parte inferior, onde se localiza o ponto de injeção da resina; a parte central, que define a espessura do compósito; e a parte superior, responsável pelo fechamento do molde. Oito camadas do tecido biaxial costurado de carbono foram colocadas dentro do molde metálico, que posteriormente foi fechado para injeção da resina.

A resina epóxi foi vertida para dentro do cilindro da injetora, que contém um pistão. Antes da injeção da resina, foi aplicado vácuo no molde na ordem de 550 mbar (52 kPa) para a retirada do ar interno. O vácuo foi mantido durante todo o processamento para minimizar a formação de bolhas na matriz durante a etapa de injeção.

Tabela 3. Resumo dos parâmetros de processamento para cada laminado.

Laminados	A: Tempo de Degasagem (min)	B: Temperatura de Injeção (°C)	C: Temperatura de Cura (°C)
1	30	100	150
2	30	120	210
3	60	100	210
4	60	120	150
5	45	110	180
6	45	110	180
7	45	110	180

Fonte: (Montoro, 2014)

3.2 ULTRASSOM C-SCAN

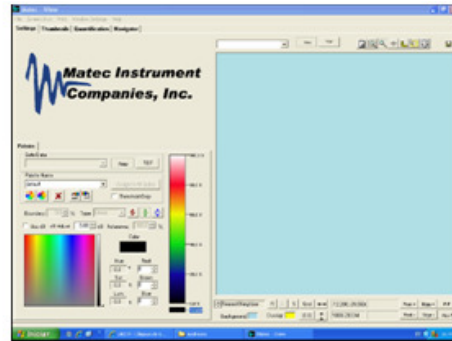
A inspeção acústica por ultrassom foi realizada com o equipamento MI-SCAN Figura 10.(a) por imersão em água do compósito produzido. As imagens foram obtidas pelo programa MUIS32 da MATEC. Os dados foram coletados por um transdutor côncavo de frequência de 2,25 MHz e foram analisados no *software I View*, desenvolvido pela MATEC, cuja base de trabalho está ilustrada na Figura 10.b.

O *software* possibilita uma visão mais detalhada das atenuações encontradas no equipamento MI-SCAN com escalas de cores, assim como outros parâmetros importantes para análise qualitativa dos compósitos. As análises foram realizadas nos compósitos laminados carbono/epóxi.

Figura 10. (a) Equipamento MI-Scan, (b) Área de trabalho do Software I-View.



(a)



(b)

Fonte: (MONTORO, 2014)

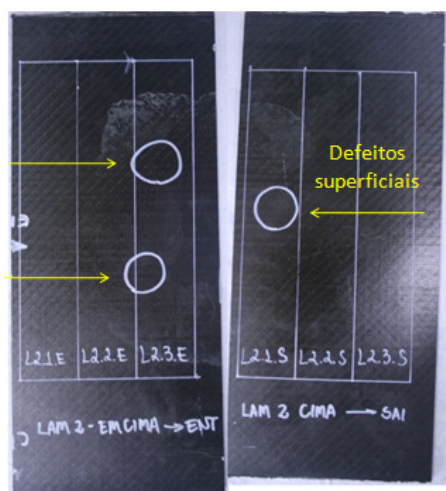
O método empregado foi o pulso-eco com o transdutor de 2,25 MHz. Como não foram usados padrões de defeitos para comparar com os sinais de atenuação gerados no laminado, a ocorrência de sinais de atenuação fora do padrão foi rastreada nas análises seguintes. Caso os sinais de atenuação característicos do compósito fossem evidentes, qualquer sinal característico de vazios ou delaminação poderia facilmente ser tratado como defeito e, consequentemente, a interpretação seria facilitada.

A correlação do tipo de atenuação com outros ensaios também foi empregada para melhor interpretação dos sinais como, por exemplo, a dispersão nos resultados dos ensaios mecânicos.

3.3 PREPARO DOS CORPOS DE PROVA

As amostras foram retiradas dos sete laminados conforme ilustrado na Figura 11, ou seja, da entrada e da saída de resina no molde. Este reforço apresenta uma arquitetura quadriaxial, disposto em oito camadas, de forma a garantir um volume de fibras superior a 50%.

Figura 11. Esquema adotado em todos os sete laminados.



Fonte: (Autor)

As setas na Figura 11 indicam defeitos superficiais no Laminado 2. Com o ensaio por ultrassom verifica-se se há algum concentrador de tensão indesejado no laminado proveniente do processamento.

Os índices nos corpos de prova, como por exemplo, L2.1.E significa que o corpo de prova foi retirado do Laminado 2 na região de entrada de resina (ponto de injeção). Assim, o L2.1.S é o corpo de prova retirado do Laminado 2 na região de saída e é o mais distante da região de saída de resina. Esse padrão se aplica a todos os sete laminados.

Com o objetivo de se evitar a geração de novos defeitos durante o corte e preparação de todos os corpos de prova e amostras, foi utilizada uma cortadeira metalográfica, Figura 12, com avanço automático, da marca *Allied High Tech Products*- modelo *TechCut-5*, provida de disco de corte diamantado e adquirida pelo processo CNPq nº 483308/2010-2, a qual está localizada no Laboratório de Caracterização de Compósitos do DMT/FEG/UNESP.

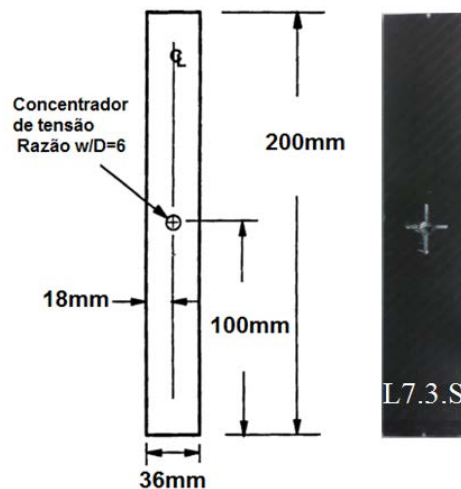
Figura 12. Cortadeira metalográfica com disco diamantado.



Fonte: (Autor)

Os corpos de prova de dimensões (200 x 36 x 3,5) mm foram retirados dos laminados e posteriormente um furo central de diâmetro igual a 6 mm foi usinado com uma broca de aço rápido (HSS), de acordo com a norma ASTM D5766/D6484, representado na Figura 13. Metade dos corpos de prova foi separada para a realização do condicionamento na câmara climática.

Figura 13. Dimensões dos corpos de provas para realizar o ensaio de Tração/Fadiga ASTM D5766.



Fonte: Adaptado (ASTM D5766)

Foram retirados seis corpos de prova de cada laminado: três da entrada de resina e três da saída. Foram produzidos sete laminados totalizando quarenta e dois corpos de prova.

3.4 CONDICIONAMENTO AMBIENTAL

Corpos de prova, da região de entrada da resina, dos laminados foram colocados na câmara de condicionamento ambiental, Modelo Marconi MA 835/UR localizada na UNESP-FEG no Departamento de Materiais e Tecnologia. As amostras foram pesadas antes de serem colocadas na câmara e durante a primeira semana de ensaio, sendo que a temperatura usada foi de 80°C com umidade relativa de 90%. Durante o condicionamento, as amostras foram pesadas a cada sete dias: do dia 26 de Setembro até o dia 13 de Novembro de 2014, até atingir a estabilidade da quantidade de água absorvida pela matriz de acordo com a norma ASTM D-5229.

O ganho de umidade da amostra ao longo do ensaio é obtido apela equação (5):

$$M(\%) = \left(\frac{W_A - W_s}{W_s} \right) \times 100 \quad (5)$$

em que:

W_A = Massa atual da amostra no tempo considerado, em gramas (g) e

W_s = Massa da amostra seca, em gramas (g).

Após a saturação, as amostras foram retiradas da câmara e submetidas aos ensaios mecânicos para verificar a influência de absorção de umidade.

Figura 14. Câmara climática modelo Marconi MA 835/UR.



Fonte: (Autor)

3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram confeccionados de acordo com a norma ASTM D-5766, Figura 15. Foram ensaiados um total de 3 corpos de prova em regime quase estático que serviram de parâmetros para o ensaio de fadiga em tração.

Figura 15. Equipamento INSTRON 8801 utilizada para ensaios mecânicos.



Fonte: (Autor)

Para os ensaios de fadiga axial de tração, foram utilizados quatro corpos de prova condicionados e cinco corpos de prova *in natura* (sem condicionamento), os quais foram ensaiados de acordo com a norma ASTM D-5766. Uma carga cíclica senoidal foi empregada com frequência de 10 Hz e razão de carga de $R = 0,1$ em uma máquina universal de ensaios INSTRON 8801, localizada na UNESP-FEG no Laboratório de Fadiga dos Materiais. As análises foram baseadas na curva tensão por número de ciclos (S_xN), a qual indica o intervalo de fadiga do material. O objetivo foi obter dados de fadiga para verificar a influência de concentrador de tensão em ambiente severo, bem como a qualidade do mesmo, já que defeitos reduzem significativamente a vida do compósito.

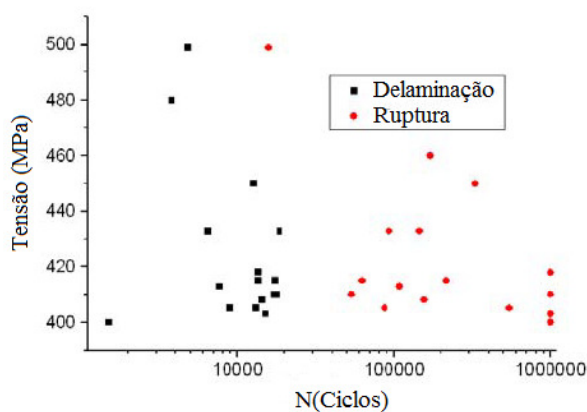
Tabela 4. Porcentagem de tensão de ruptura aplicada nos respectivos corpos de prova de tração-tração.

Condicionado		<i>In natura</i>	
Nº C.D.P	Tensão (%)	Nº C.D.P	Tensão (%)
L1.1.E	74	L3.2.S	74
L1.2.E	72	L3. 1.S	72
L1.3.E	70	L2.2.S	69
L2.1.E	67	L2.1.S	67
		L7.2.S	63

Fonte: Autor

A Figura 16 representa um exemplo de curva de tensão (S) por número de ciclos (N) que foi adquirida durante este trabalho de graduação.

Figura 16. Exemplo de Curva SxN teórica.

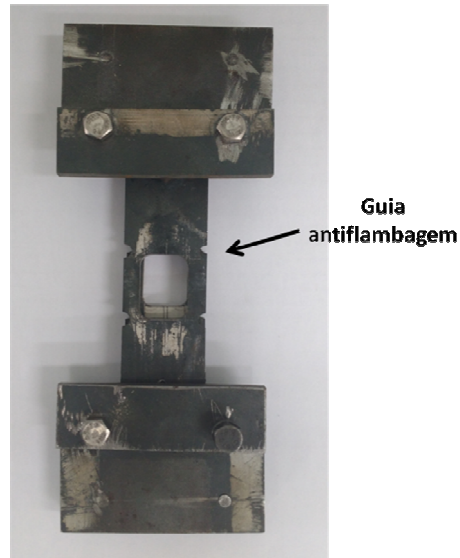


Fonte: Adaptado(CIOFFI et al., 2010).

3.6 ENSAIO DE FADIGA COMPRESSÃO-TRAÇÃO

Os corpos de prova para ensaios de fadiga em compressão-tração foram confeccionados de acordo com a norma ASTM D-5766. Para este ensaio foi construído um dispositivo, mostrado na Figura 17, de acordo com a norma ASTM D- 6484, para guiar o corpo de prova e, conseqüentemente, evita-se a flambagem.

Figura 17. Dispositivo construído.



Fonte: (Autor)

Em fadiga axial de compressão-tração foram ensaiados quatro corpos de prova condicionados e quatro corpos de prova *in natura*, de acordo com a norma ASTM D6484. Foi aplicada carga cíclica senoidal com frequência de 8 Hz e razão de carga $R = -1$, em uma máquina universal de ensaios INSTRON 8801. As análises foram conduzidas em uma curva SxN, que indica o intervalo de fadiga na condição compressão-tração.

Tabela 5. Tensão aplicada nos respectivos corpos de prova em compressão-tração.

Condicionado		<i>In natura</i>	
Nº C.D.P	Tensão (MPa)	Nº C.D.P	Tensão (MPa)
L6.1.E	135	L5.1.S	150
L5.3.E	120	L7.1.S	140
L5.1.E	115	L5.2.S	130
L4.3.E	100	L1.3.S	110

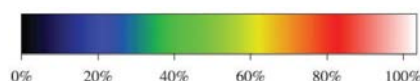
Fonte: Autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 INSPEÇÃO POR ULTRASSOM

A escala de cores da Figura 18 foi utilizada como referência para análise dos mapas de atenuação C-scan para todos os sete laminados. A escala 0% em preto representa alta atenuação ou região do material de baixa densidade, como vazios, e 100% em branco representa nenhuma atenuação ou completo retorno do eco. O *software* I-View produz estas imagens baseado nas amplitudes dos sinais obtidos durante as inspeções por ultrassom.

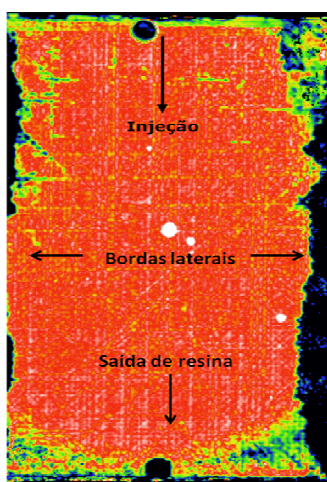
Figura 18. Escala de cores para mapas de C-Scan.



Fonte: (MONTORO, 2014)

Foram discutidas algumas peculiaridades referentes aos sete laminados. Entretanto, pode-se constatar que ocorreu uma boa impregnação, indicadas pelas grandes regiões de baixa atenuação, apresentando valores maiores que 75% (tonalidades amarelo-vermelha) para todos os laminados.

Figura 19. Esquema para interpretação das regiões. Exemplo do Laminado 1.



Fonte: Adaptado (MONTORO 2014)

Contudo, com o *software* I-View foram analisadas as imagens e as atenuações geradas para se entender melhor o que ocorreu em cada laminado durante o processo. Como, neste trabalho, o foco é o comportamento em fadiga foi feito um resumo das atenuações por região conforme a Tabela 6.

Tabela 6. Resumo das atenuações dos laminados por regiões

Laminados	Bordas laterais	Entrada de resina	Saída de resina
1	Alta atenuação	75%	60%
2	Baixa atenuação	60%	60%
3	Média atenuação	80%	80%
4	Média atenuação	70%	60%
5	Alta atenuação	70%	80%
6	Baixa atenuação	75%	80%
7	Baixa atenuação	75%	80%

Fonte: Autor

4.2 PROCESSO DE SATURAÇÃO

4.2.1 Corpos de prova em Tração-tração

Foram escolhidos os corpos de prova, conforme a Tabela 7, dos laminados um e dois (L1 e L2) e da região de entrada (E) da resina e colocados na câmara de condicionamento ambiental (Modelo Marconi MA 835/UR).

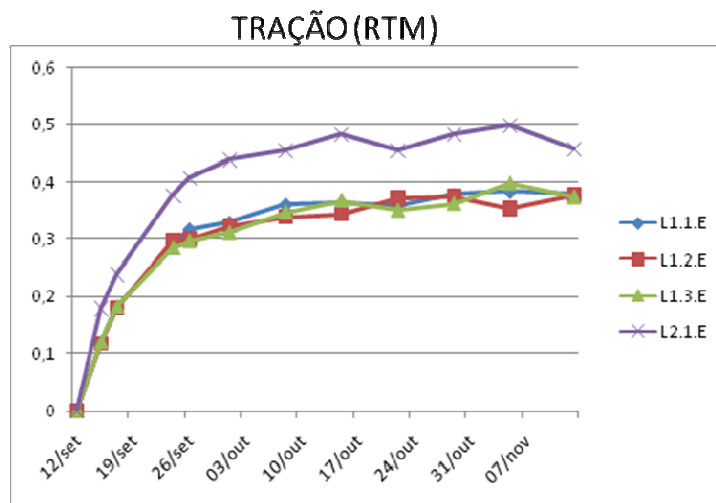
Tabela 7. Porcentagem da absorção da umidade medida ao longo do tempo (Tração).

C.D.P	12 até 26/setembro					01 até 22/outubro				29 até 13/novembro		
L1.1.E	0,00	0,12	0,18	0,29	0,32	0,33	0,36	0,36	0,36	0,38	0,38	0,38
L1.2.E	0,00	0,12	0,18	0,30	0,30	0,32	0,34	0,34	0,37	0,37	0,35	0,38
L1.3.E	0,00	0,12	0,18	0,28	0,30	0,31	0,35	0,37	0,35	0,36	0,40	0,37
L2.1.E	0,00	0,18	0,24	0,38	0,41	0,44	0,45	0,48	0,45	0,48	0,50	0,46

Fonte: Autor

Durante o condicionamento, as amostras destinadas aos ensaios de fadiga em tração foram pesadas a cada sete dias: do dia 26 de Setembro até o dia 13 de Novembro de 2014, até atingir a estabilidade da quantidade de água absorvida pela matriz. Os dados obtidos durante a pesagem são demonstrados no gráfico de porcentagem de absorção pela quantidade de dias, como ilustra a Figura 20.

Figura 20. Ganho de umidade nas amostras ao longo do tempo em porcentagem (Tração-tração).



Fonte: (Autor)

4.2.2 Corpos de prova em Compressão-tração

Foram escolhidos os corpos de prova, conforme a Tabela 8, dos laminados quatro, cinco e seis (L4, L5 e L6), na região de entrada (E) da resina, e colocados na câmara de condicionamento ambiental.

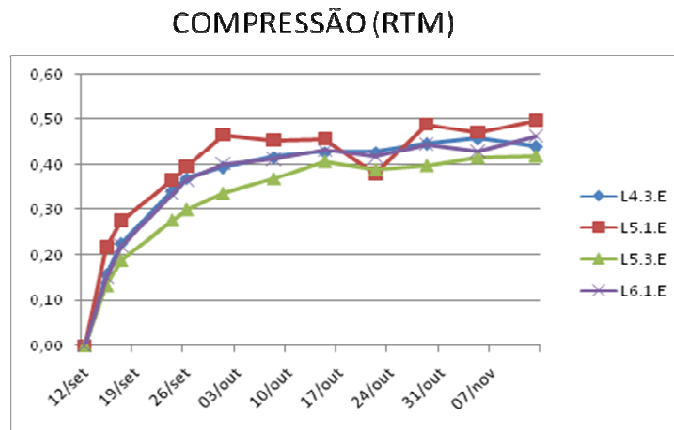
Tabela 8. Porcentagem da absorção da umidade medida ao longo do tempo (Compressão).

C.D.P	12 até 26/setembro				01 até 22/outubro				29 até 13/novembro			
L4.3.E	0,00	0,16	0,23	0,34	0,37	0,39	0,42	0,43	0,43	0,45	0,46	0,44
L5.1.E	0,00	0,22	0,28	0,37	0,39	0,46	0,45	0,46	0,38	0,49	0,47	0,50
L5.3.E	0,00	0,13	0,19	0,28	0,30	0,34	0,37	0,41	0,39	0,40	0,42	0,42
L6.1.E	0,00	0,15	0,22	0,34	0,37	0,40	0,41	0,43	0,42	0,45	0,43	0,46

Fonte: Autor

O mesmo procedimento feito nos cdps de tração foi repetido com as amostras destinadas a ensaios de fadiga em compressão. Durante o condicionamento as amostras foram pesadas a cada sete dias: do dia 26 de Setembro até o dia 13 de Novembro de 2014, até atingir a estabilidade da quantidade de água absorvida pela matriz. Com estes dados o gráfico da Figura 21 foi obtido.

Figura 21. Ganho de umidade em porcentagem nas amostras ao longo do tempo (Compressão-Tração).



Fonte: Autor

Em geral, observou-se certa variação na quantidade de absorção de umidade entre os corpos de prova. O conceito mais difundido para esta absorção é pelo processo de difusão segundo a 2ª Lei de Fick, que é baseada na concepção de que o fluxo de umidade é proporcional ao gradiente de concentração e pode ser aumentado com o aumento da temperatura. O tipo da fibra, a sua orientação, a sequência de empilhamento das camadas podem influenciar o processo de difusão da umidade no compósito. A variação observada pode estar relacionada em grande parte a quantidade de matriz, mais presente em algumas amostras (REZENDE, M. C. COSTA, M. L. BOTELHO, 2011).

Os efeitos higrotérmicos induzem danos irreversíveis na estrutura molecular do polímero, as moléculas de água se ligam na resina por meio de ligações secundárias do tipo pontes de hidrogênio. Na literatura, foram classificados dois tipos de ligações de hidrogênio: tipo I e II (ZHOU; LUCAS, 1999).

As ligações do tipo I correspondem a uma molécula de água que forma uma única ligação de hidrogênio com a rede de resina epóxi, diretamente ligado a absorção de água e atuando como um fator plasticizante, aumentando, assim, a resistência a delaminação no caso onde há predominância do modo I (Abertura da trinca) (ZHOU; LUCAS, 1999).

As ligações de hidrogênio do tipo II é o resultado de múltiplas ligações (pontes) de hidrogênio com a rede de resina, depende fortemente do tempo e da temperatura que o material foi exposto. Para o modo II (cisalhamento) o efeito plasticizante não é interessante, pois proporciona mais mobilidade entre as camadas do material, diminuindo, assim, sua

resistência a fadiga (REZENDE, M. C. COSTA, M. L. BOTELHO, 2011; ZHOU; LUCAS, 1999). Após a saturação, as amostras foram retiradas da câmara e submetidas aos ensaios mecânicos para realização dos testes para se estudar os efeitos da absorção de umidade.

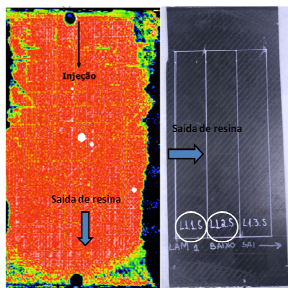
4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram realizados ensaios de tração para uma primeira análise do desempenho mecânico dos compósitos, que foram avaliados quanto aos desvios, bem quanto à comparação dos resultados de outras análises, para dar prosseguimento ao ensaio de fadiga. As caracterizações foram feitas a partir do laminado 1 – NCF e laminado 4 – NCF para conhecer o comportamento mecânico nas duas faixas de atenuação.

Laminado 1-NCF

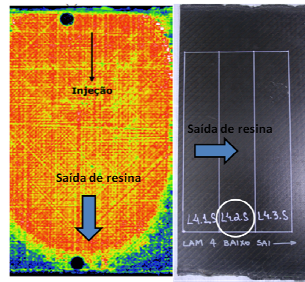
Os corpos de prova de tração foram retirados onde as faixas de atenuação são distintas como se observa nas Figuras 22 e 23. As análises tiveram a intenção de avaliar a influência do nível de atenuação do sinal, obtido com o ensaio por ultrassom, no desempenho mecânico, tanto no ensaio de tração quanto no ensaio fadiga.

Figura 22. Locais de retiradas dos corpos de prova do laminado 1.



Fonte: (Autor)

Figura 23. Local de retirada do corpo de prova do laminado 4.



Fonte: (Autor)

Como pode se notar os corpos de prova foram retirados na região de saída da resina, tanto para o laminado 1 quanto para o laminado 4. Na Tabela 9 são apresentados os valores das áreas dos corpos de prova.

Tabela 9. Áreas dos corpos de prova.

Nº C.D.P	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área $\times 10^{-6}$ (m ²)
L1.1.S	35,14	3,15	110,70
L1.2.S	35,50	3,15	111,83
L4.2.S	35,33	3,15	111,29

Fonte: Autor

Cálculo da tensão máxima para cada corpo de prova.

$$L1.1.S - \sigma = \frac{60,293 \times 10^3 (N)}{110,691 \times 10^{-6} (m^2)} = 544,70 (MPa)$$

$$L1.2.S - \sigma = \frac{62,457 \times 10^3 (N)}{111,825 \times 10^{-6} (m^2)} = 558,53 (MPa)$$

$$L4.2.S - \sigma = \frac{53,776 \times 10^3 (N)}{111,290 \times 10^{-6} (m^2)} = 483,21 (MPa)$$

Na Tabela 10 são apresentados os resultados de resistência à tração, assim, encontrando a média para os laminados.

Tabela 10. Resultados de tração

Nº C.D.P	Resistência a tração (MPa)
L1.1.S	544,70
L1.2.S	558,53
L4.2.S	483,21
Média Geral	528,83

Fonte: Autor

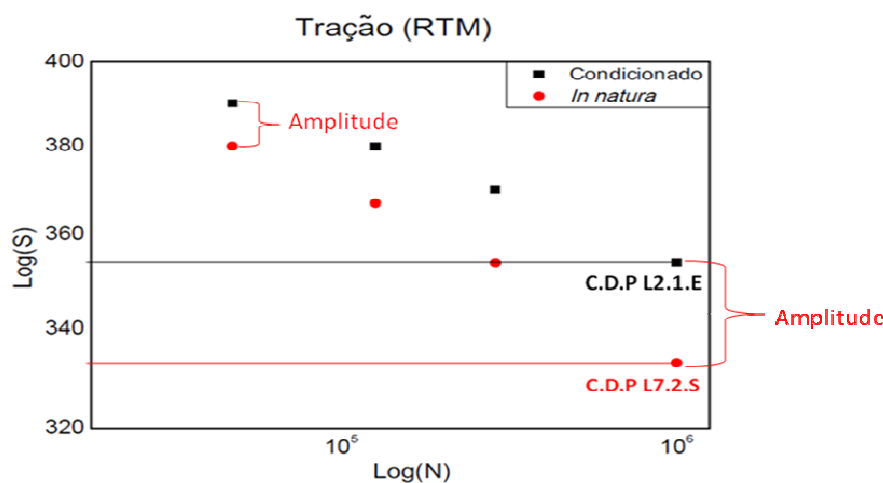
Apesar dos mapas de atenuação da Figura 25 e 26 apresentarem alguns aspectos um pouco distintos, a princípio, considera-se a faixa de baixa atenuação com uma distribuição mais uniforme de resina. Pois, esta variação de resistência a tração é atribuída a modificações nos parâmetros de processamento do laminado 1 e do laminado 2, como por exemplo, o aumento da pressão para se obter uma melhor impregnação da resina.

4.4 ENSAIO DE FADIGA

4.4.1 Tração-tração

Na curva da Figura 24, observa-se que o condicionamento ambiental aumentou à resistência a fadiga em tração (LRFT) das amostras. Para 6×10^4 ciclos foram obtidos valores de tensão de 390 MPa e 378 MPa para os corpos de prova condicionado e *in natura*, respectivamente. Assim, conforme aumentou-se o número de ciclos a diferença da amplitude de tensão foi aumentada entre as condições.

Figura 24. Curva Log(S)x Log(N). (Tração).



Fonte: (Autor)

O aumento na resistência a fadiga nos corpos de prova condicionados pode ser atribuído a diminuição do processo de delaminação. Como exposto na literatura, essa condição aumenta a resistência a delaminação no modo I. Portanto, o mecanismo de delaminação no ensaio de fadiga tração-tração pode ser predominantemente no modo I de propagação.

Resultados de resistência a delaminação da literatura são apresentados na Tabela 11. No modo I, a umidade aumentou a resistência de delaminação em 14,9%. No modo II, a umidade provocou um decréscimo de 37,5% na resistência à delaminação. No modo misto, a resistência a delaminação diminuiu 25,2%, 47,3% e 61,5% em amostras que foram expostas à

umidade para as razões de modos I/II de 0.25, 0.50 e 0.75, respectivamente (LEBLANC; LAPLANTE, 2015).

Tabela 11. Resistência a delaminação das amostras in natura e condicionadas.

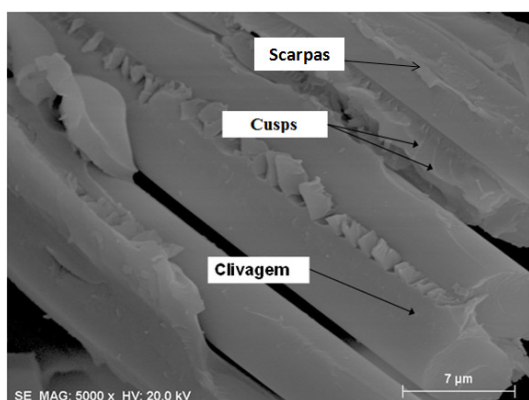
Taxa do modo misto ^a	G _c Amostras <i>in natura</i> (J/m ²)	G _c Amostras condicionadas (J/m ²)	ΔG _c (%)
0,0	320±12	367±25	14.9
0,25	404±47	302±20	-25.2
0,50	721±185	380±49	-47.3
0,75	1143±99	440±71	-61.5
1,0	1054±116	659±38	-37.5

^a Razão do modo misto de 0,0 e 1,0 são referentes ao modo I e II, respectivamente.

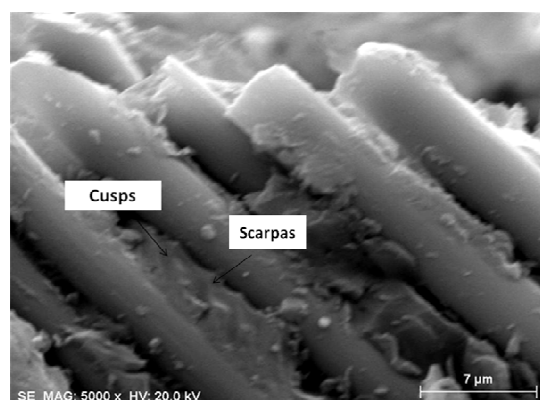
Fonte: Adaptado (LEBLANC; LAPLANTE, 2015).

O padrão de fratura no modo I é provavelmente um dos modos de fratura mais bem caracterizado em laminados com fibras reforçadas. Nas Figuras 25.(a) e (b) percebe-se a presença de *cusps*, algum indício de escarpas na superfície da fibra e sinais de clivagem. As presenças de clivagem e escarpas confirmam os resultados do ensaio de fadiga, ou seja, que o modo I de delaminação é presente no ensaio de fadiga a tração-tração e o condicionamento ambiental influencia positivamente nas amostras. (GREENHALGH, 2009).

Figura 25. MEV- Tração (a) CDP L2.1.E Condicionado, (b) CDP L7.2.S *In natura*.



(a) Amostra condicionada (5000x)



(a) Amostra *in natura* (5000x)

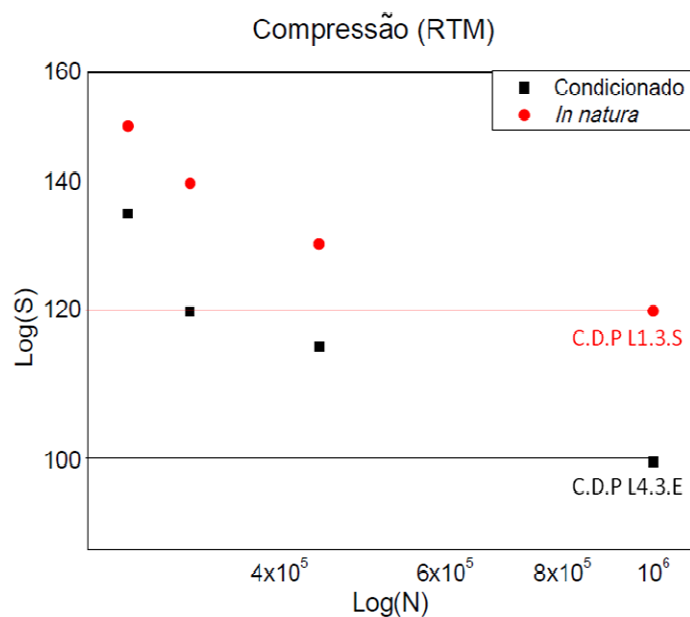
Fonte: (INPE)

4.4.2 Compressão-tração

Na curva da Figura 26 observa-se influência do condicionamento ambiental severo e o concentrador de tensão das amostras diminuíram a resistência a fadiga em compressão-tração (LRFTC).

Para 4×10^5 ciclos foram obtidos valores de tensão de 118 MPa e 137 MPa para os corpos de prova condicionado e *in natura*, respectivamente. Assim, em um número de ciclos fixo, houve diferença entre a amplitude de tensão entre as duas condições. Fixando no ciclo de 4×10^5 houve um decréscimo de aproximadamente 14% e quando fixado no ciclo de 1×10^6 obteve-se um decréscimo ainda maior (~17%), em que a absorção de umidade foi maior, ou seja, quanto maior a absorção de umidade, maior foi o dano causado para este tipo de carregamento.

Figura 26. Curva Log(S)x Log(N). (Compressão-Tração).



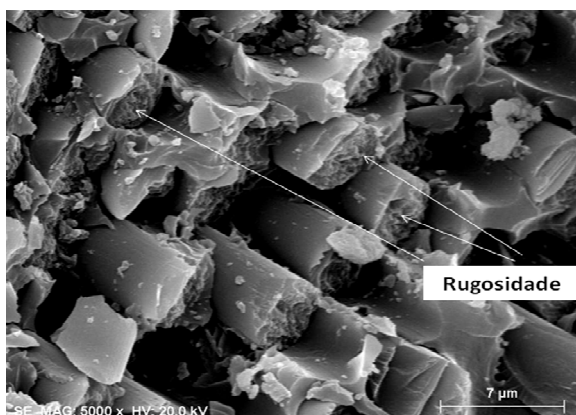
Fonte: Autor

A curva da Figura 26 demonstra que a influência do condicionamento afeta negativamente. Ao analisar a Tabela 11, verifica-se que o condicionamento é deletério para o modo II, o que indica a possibilidade do mecanismo de delaminação ser dominado pelo modo II.

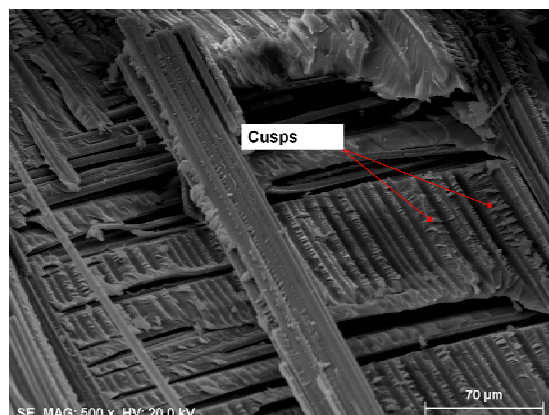
O padrão de fratura no modo II é um dos mais comuns em modos de falha nos compósitos laminados, e a morfologia das fraturas é muito particular para estes materiais.

Observou-se que após as análises no MEV, as amostras tinham praticamente o mesmo padrão de fratura. Na Figura 27. (a) ilustra o topo das fibras e pode-se notar que a fibra tem um aspecto rugoso o que caracteriza uma possível falha por cisalhamento, ou seja, há possibilidade da influencia do modo II de delaminação. Na Figura 27. (b), já se observa predomínio do modo II de delaminação, que são os “cusps”, que são formações perpendiculares as fibras na região da matriz. Portanto, evidencia-se a maior proporção do modo II quando as amostras estão sobre compressão-tração.

Figura 27. MEV- Compressão (a) CDP L4.3.E Condicionado, (b) CDP L1.3.S *In natura*.



(a) Amostra Condicionada (5000x).



(b) Amostra *In natura* (5000x).

Fonte: (INPE)

5 CONCLUSÃO

O objetivo do trabalho quanto a análise do comportamento em fadiga em tração-tração e compressão-tração com concentrador de tensão no material, o qual passou por condicionamento ambiental e a condições normais de temperatura e umidade, foram atingidos.

Em todos os sete laminados houve uma boa impregnação que foi confirmada a partir das análises de ultrassom C-Scan. Em que se constatou elevado grau de impregnação da resina epóxi no reforço de fibras de carbono.

No ensaio de fadiga tração-tração condicionado foram utilizados três amostras retiradas do laminado 1 e uma amostra do laminado 2, todas da entrada de resina. O corpo de prova L2.1.E foi o que mais absorveu umidade e atingiu 1×10^6 ciclos dentre estas quatro amostra, assim, atingindo a maior amplitude de tensões na curva de tensão versus número de ciclos para as amostras condicionadas e *in natura*.

No ensaio de fadiga tração-tração *in natura* foram utilizados dois corpos de prova do laminado 2, um do laminado três e um do laminado 7 todas da saída de resina. Comparando as curvas S-N e analisando as imagens de fratura das amostras condicionadas e as amostras *in natura*, pode-se notar a predominância do modo I de delaminação. Portanto, em fadiga tração-tração condicionados houve uma melhora nas suas propriedades, ou seja, a absorção de umidade melhorou a tenacidade a fratura devido ao processo de plasticização.

Quando a amostra foi ensaiada em compressão-tração inverteram-se os resultados, ou seja, o limite de resistência a compressão-tração condicionada foi menor do que as amostras *in natura*. Pode-se afirmar que nestas condições a umidade degrada as amostras e o mecanismo de falha é predominante no modo II.

As amostras que foram utilizadas para ensaio de compressão-tração absorveram mais umidade do que as amostras em tração-tração, degradando ainda mais os corpos de prova. Comparando as curvas S-N e as imagens de fratura das amostras condicionadas e as amostras *in natura*, pode-se notar a grande influência do modo II de delaminação. Portanto, em fadiga compressão-tração condicionados houve uma degradação nas suas propriedades, pois a infusão de água na matriz possibilita maior mobilidade favorecendo a delaminação.

REFÊRENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D5229**: Standard test method for moisture absorption properties and equilibrium conditioning of polymer matrix composite materials. United States, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM-D5766**: Standard test method for open-hole tensile strength of polymer matrix composite laminates. United States, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM-D6484**: Standard test method for open-hole compressive strength of polymer matrix composite laminates. United States, 2014.

ANDREUCCI, R. **Aplicação industrial**: ensaio por ultrasom. 2003.

BROCKS, T. **Compósito estrutural carbono/epoxi via RTM para aplicação aeronáutica : processamento e caracterização**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá , Universidade Estadual Paulista, 2011.

BROCKS, T. **Experimental RTM manufacturing analysis of carbon / epoxy composites for aerospace application : non-crimp and woven fabric differences**. 2013.

BRYAN, H. **Fatigue in composites**. England: CRC, Cornwall, 2003.

CALLISTER, W. D. **Uma introdução a ciência e engenharia de materiais**. 8^a. ed. São Paulo, editor LTC, 2012.

CIOFFI, M. O. H. Carbon fiber non-crimp multi-axial reinforcement and epoxy mono-component system composite: Fatigue behavior. **Procedia Engineering**, v. 2, n. 1, p. 341–348, 2010.

DAI, S. **Open hole quasi-static and fatigue characterisation of 3D woven composites**. Composite Structures, v. 131, p. 765–774, 2015.

GREENHALGH, E. S. **Failure analysis and fractography of polymer composites**, 2009.

LEBLANC, L. R.; LAPLANTE, G. **Experimental investigation and finite element modeling of mixed- mode delamination in a moisture-exposed carbon / epoxy composite** Luc R . LeBlanc and Gabriel LaPlante *. COMPOSITES PART A, 2015.

LI, M. **Effects of carbon fiber surface characteristics on interfacial bonding of epoxy resin composite subjected to hygrothermal treatments.** Applied Surface Science, v. 288, p. 666–672, 2014.

MARTINEZ, C.B. **Estudo da influência do ciclo de cura nas propriedades mecânicas de compósitos fabricados pelo processo de infusão de resina.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Universidade de São Paulo. São Carlos, 2011.

MCMURRY, J. **Química orgânica.** 7^a. ed. Rio de Janeiro: 2011.

MENG, M. et al. Effects of hygrothermal stress on the failure of CFRP composites. **Composite Structures**, v. 133, p. 1024–1035, 2015.

MONTORO, S. R. **Influência dos parâmetros de processamento por RTM no volume de vazios em compósitos carbono / epóxi.** Tese(Doutorado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá , Universidade Estadual Paulista,2014.

NAIK, N. K.; SIRISHA, M.; INANI, A. Permeability characterization of polymer matrix composites by RTM/VARTM. **Progress in Aerospace Sciences**, v. 65, p. 22–40, 2014.

NIXON-PEARSON, O. J. et al. Damage development in open-hole composite specimens in fatigue. Part 2: Numerical modelling, 2013. **Composite Structures**, v. 106, p. 890–898, 2013.

POODTS, E. et al. Fabrication, process simulation and testing of a thick CFRP component using the RTM process. **Composites Part B: Engineering**, v. 56, p. 673–680, 2014.

REZENDE, M. C. COSTA, M. L. BOTELHO, E. C. **Uso de Compósitos estruturais na indústria aeroespacial.** **Compósitos estruturais**, 2011

RODRIGUES. **Estudo de tolerância ao dano no compósito processado via RTM de fibra de carbono NCF/resina epóxi CYCOM 890.** 2013.Dissertação(Mestrado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá , Universidade Estadual Paulista, 2013.

SHIINO, M. Y. **Desenvolvimento e caracterização de compósitos processados por RTM para aplicação aeroespacial.** Dissertação(Mestrado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá , Universidade Estadual Paulista,2011. 2011.

SHIINO, M. Y. **Tricot stitched carbon fiber reinforced polymer composite laminates manufactured by resin transfer molding process: C-scan and flexural analysis.** Journal of Composite Materials, 2012.

SU, Z. C. et al. **Progressive damage modeling of open-hole composite laminates under compression.** *Composite Structures*, v. 122, p. 507–517, 2015.

XIAO, G. Z.; SHANAHAN, M. E. R. Irreversible effects of hygrothermal aging on DGEBA/DDA epoxy resin. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 69, n. 2, p. 363–369, 1998.

ZHOU, J.; LUCAS, J. P. Hygrothermal effects of epoxy resin. Part I: The nature of water in epoxy. **Polymer**, v. 40, n. 20, p. 5505–5512, 1999.