

UNESP



**Faculdade de Engenharia do Campus de
Guaratinguetá**

**ANÁLISE ESTATÍSTICA DA VIDA EM FADIGA DE
COMPÓSITOS ESTRUTURAIS PELA DISTRIBUIÇÃO DE
WEIBULL**

Guaratinguetá

2013

RODOLFO CAMILLO NOGUEIRA

ANÁLISE ESTATÍSTICA DA VIDA EM FADIGA DE COMPÓSITOS
ESTRUTURAIS PELA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

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

Orientadora: Thatiane Brocks

Guaratinguetá

2013

N778a

Nogueira, Rodolfo Camillo

Análise estatística da vida em fadiga de compósitos estruturais pela distribuição de Weibull / Rodolfo Camillo Nogueira – Guaratinguetá : [s.n], 2013.

75 f. : il.

Bibliografia: f. 66-72

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.

Orientadora: Thatiane Brocks

1. Materiais compostos 2. Fibras de carbono 3. Resinas Epóxi
I. Título

CDU 620.1

ANÁLISE ESTATÍSTICA DA VIDA EM FADIGA DE COMPÓSITOS
ESTRUTURAIS PELA DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

RODOLFO CAMILLO NOGUEIRA

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

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


Prof. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



THATIANE BRÖCKS
Orientador/UNESP-FEG


ANDRESSA CECÍLIA MILANESE

UNESP-FEG



MARCOS YUTAKA SHIINO
UNESP-FEG

Dezembro 2013

DADOS CURRICULARES

RODOLFO CAMILLO NOGUEIRA

NASCIMENTO	26.06.1990 – UBÁ – MG
FILIAÇÃO	Wagner Geraldo Nogueira Sílvia Camillo
2008/2013	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá pela Universidade Estadual Paulista.
2011/2012	Aluno intercambista bolsista na Faculdade de Ciências Aplicadas Albstadt-Sigmaringen.

DEDICATÓRIA

...aos meus pais, Wagner e Sílvia, pelo legado em forma de educação, respeito e caráter; ao meu irmão Augusto pela amizade de sempre.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço à Deus, por proporcionar a vida e todas as belas oportunidades vividas até o presente momento.

aos meus pais, Sílvia Camillo e Wagner Geraldo Nogueira, pela contribuição em cada conquista e amor incondicional, possibilitando a realização de grandes sonhos.

ao meu irmão, Augusto Camillo Nogueira, por ser o melhor amigo de todas as horas e por compartilhar de momentos únicos nesta caminhada.

à minha família de um modo geral, por ser a base, essência e motivação para minha jornada.

à Odila Cioffi e Thatiane Brocks, pela amizade e importância inestimável no desenvolvimento deste trabalho.

aos amigos professores e técnicos do Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos, pela ajuda técnica constante e pelos momentos juntos vividos.

aos amigos da faculdade Giovana, Lilaine, Jéssica, Mateus, Marcelo e Renan, pela ajuda constante e mútua durante esses anos de faculdade.

Por fim, a todos com quem convivi na República Chatuba nestes últimos anos, onde pude desenvolver caráter, altruísmo e compartilhar muitas risadas. Em especial, Guilherme, Vinicius, Guilherme M., Heitor, Carlos, Renan, André e Bruno.

NOGUEIRA, R. C. **Análise estatística da vida em fadiga de compósitos estruturais pela distribuição de Weibull**. 2013. 74f. Tese de Graduação em Engenharia de Materiais – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

A evolução tecnológica busca materiais capazes de associar baixo peso com propriedades mecânicas satisfatórias, o que tornou a classe de materiais compósitos muito atraente e incentivou a formação de relevantes linhas de pesquisas. Devido à sua natureza heterogênea, esta classe de materiais apresenta dispersão em resultados de ensaios, principalmente mecânicos, sendo a dispersão dos resultados de resistência à fadiga muito frequentes. Por isso é importante prever a resistência à fadiga por meio de análise estatística, já que carregamentos cíclicos causam mais de 90% das falhas estruturais. O presente trabalho visou investigar o comportamento em fadiga do compósito Twill/Cycom 890, formado por resina polimérica e reforçado com fibra de carbono processado via RTM (moldagem por transferência de resina). As amostras do laminado foram submetidas a diferentes tensões em triplicata a fim de estabelecer uma relação entre estes valores. A análise estatística foi realizada pela distribuição de Weibull de dois parâmetros e permitiu avaliar os resultados da vida em fadiga para o compósito em questão. Com os gráficos de Weibull determinaram-se os parâmetros de forma e escala de Weibull. A curva S-N para o compósito Twill/Cycom foi determinada e indicam o número de ciclos para os primeiros danos no material. A probabilidade de falha foi relacionada com a confiabilidade do material, em gráficos para distintos níveis de tensão e vida em fadiga. O processamento por RTM foi avaliado através da inspeção ultrassônica como análise adicional. A análise fractográfica pela microscopia eletrônica de varredura (MEV) e indicou os mecanismos de falha que ocorrem em compósitos poliméricos quando estes são submetidos a carregamento cíclicos. Ao final do trabalho, pode-se concluir que o compósito mostrou boa homogeneidade da resina ao longo da placa, bem como apresentou alta resistência mecânica e excelente comportamento em fadiga: intervalo de fadiga entre 75 a 83%; apresentou também boa dispersão na análise de Weibull, exceto para 78% conforme indicado pelo parâmetro de forma. A análise

fractográfica revelou boa interface entre as fases e defeitos típicos, como falha coesiva na matriz, *hackles* e *pull-out*.

PALAVRAS-CHAVE: ensaio de fadiga, compósito estrutural, distribuição de Weibull, MEV.

NOGUEIRA, R. C. Fatigue Life Statistical analysis for Structural Composites by Weibull Distribution. 2013. 74f. Final Work in Material Engineering – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

Nowadays technological trend is based on finding materials that could support low weight with satisfactory mechanical properties and for this reason composite material became a very attractive topic in research projects all over the world. Due to its heterogenic properties, this type of material shows scatter in mechanical test results, especially in cyclic loading. Therefore it is important to predict its fatigue strength behaviour by statistic analysis, once fatigue causes approximately 90% of the failure in structural components. The present work aimed to investigate the fatigue behaviour of the Twill/Cycom 890 composite, which is carbon fiber reinforced with polymeric resin as matrix and manufactured via RTM process (Resin Transfer Molding). All samples were tested in different tensile level in triplicate in order to associate these values. The statistical analysis was conducted with Two-Parameter Weibull Distribution and then evaluated the fatigue life results for the composite. Weibull graphics were used to determine the scale and shape parameters. The S-N curve for the Twill/Cycom composite was drawn and indicated the number of cycles to occur the first damages in this material. The probability of failure was associated with material reliability, as shown in graphics for the different tensile levels and fatigue life. In addition, the laminate was evaluated by ultrasonic inspection showing a regular impregnation. The fractographic analysis conducted by SEM showed failure mechanisms for polymeric composites associated to cyclic loadings. Concluding this work, the composite showed high mechanical strength and excellent behaviour under fatigue: fatigue range between 75 and 83% of failure strength; the composite has also presented good scatter in the fatigue results by the Weibull analysis, except for the 78% sample as demonstrated low value for the Weibull slope.

KEY- WORDS: fatigue tests, structural composites, Weibull distribution, SEM.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Gráfico comparativo: Tenacidade à fratura interlamina - Modo I e II para compósitos NCF e compósitos de tecido Twill.....	22
Figura 2.2 Diferentes morfologias apresentadas pelos trançados: (a) plain weave; (b) twill.....	23
Figura 2.3 Esquema de entrelaçamento de tecido Twill: (a) microestrutura; (b) parâmetros de sua arquitetura.....	23
Figura 2.4 Radius 2100cc RTM injector.....	25
Figura 2.5 Ilustração do processo RTM.....	27
Figura 2.6 Tenacidade e densificação das trincas no compósito.....	29
Figura 2.7 Evolução de danos de fadiga em compósitos laminados.....	29
Figura 2.8 Exemplo de curva de Weibull – diferentes inclinações.....	33
Figura 2.9 Esquema de Diagrama SPT, aplicado em análises de Weibull.....	35
Figura 3.1 Tecido Twill: configuração 2x2.....	36
Figura 3.2 Figura do molde metálico utilizado no Processo RTM: (a) canaleta, (b) laminas e (c) canal de vedação.....	39
Figura 3.3 Representação do avanço da frente de fluxo de resina no molde, durante a etapa de injeção.....	40
Figura 3.4 Ultrassom utilizado para análise C-Scan.....	41
Figura 3.5 Corpo de prova para ensaio de fadiga.....	42
Figura 3.6 Diferentes tipos de falhas que ocorrem durante ensaio de fadiga.....	43
Figura 3.7 Carga de fadiga aplicada versus tempo de ensaio.....	43
Figura 3.8 Porta amostras de um modelo de JEOL JSM 5310, utilizado em análise fractográfica.....	45
Figura 3.9 Cdp fraturado pré-preparado para análise no MEV.....	45
Figura 4.1 C-Scan do laminado <i>twill weave</i> indica diferentes atenuações ao longo da placa.....	47

Figura 4.2 Escala de cores correspondente a atenuação da onda ultrassônica – branco corresponde a 100% e preto 0%.....	47
Figura 4.3 Corpo de prova fraturado após o ensaio de fadiga: (a) vista superior; (b) vista lateral.	49
Figura 4.4 Corpo de prova após ensaio de fadiga e cdp antes do ensaio acima.....	51
Figura 4.5 Curva S-N. Vida em fadiga do compósito Twill/Cycom.	52
Figura 4.6 Curva de Weibull para a triplicata da fadiga.	55
Figura 4.7 Curva de confiabilidade para diferentes níveis de tensão.	57
Figura 4.8 Confiabilidade 80% para diferentes níveis de tensão.	60
Figura 4.9 Corpos de prova fraturados após ensaio com tensão a 75%: (a) 2000x; (b) 5000x; (c) 10000x.....	61
Figura 4.10 Cdps fraturados após ensaio com tensão a 76,5%: (a) e (b) 2000x; (c) e (d) 10000x.	62
Figura 4.11 Cdp fraturado após ensaio da 78%: (a) 2000x; (b) 5000x; (c) 10000x.	63
Figura 4.12 Cdp ensaiado a 83%: (a) 2000x; (b), (c) e (d) 10000x.	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Comparação entre matrizes poliméricas: entre elas a resina epóxi utilizada no processamento do compósito (HEXCEL COMPOSITES, 2013).	20
Tabela 2 Propriedades do reforço	37
Tabela 3 Propriedades da matriz Cycom 890 RTM.	38
Tabela 4 Parâmetros de Processo RTM.	40
Tabela 5 Parâmetros usados no ensaio de fadiga	44
Tabela 6 Resultados dos ensaios de fadiga.	48
Tabela 7 Valores de tensão escolhidos para a triplicata.....	51
Tabela 8 Parâmetro da Distribuição de Weibull.....	54
Tabela 9 Regressão linear para as curvas de Weibull.....	56
Tabela 10 Valores de confiabilidade calculados entre 1 e 99%.	59
Tabela 11 Parâmetros para o ensaio de fadiga.	74

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

%	- Percentagem
cm ³ /min	- Taxa de injeção da resina
cP	- Centipoise
g/m ²	- Gramatura
g/m ³	- Massa específica
GPa	- Giga pascal
kJ/m ²	- Tenacidade
kPa	- Kilo pascal
MPa	- Mega pascal
mPa	- Milipascal
°C	- Graus Celsius
dB	- Decibel
Hz	- Hertz unidade de frequência
ASTM	- American Society for Testing and Materials
DMT	- Departamento de Materiais e Tecnologia
FEG	- Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
INPE	- Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
NCF	- Tecido não-tramado (<i>Non-crimp fabric</i>)
RTM	- Moldagem por Transferência de Resina
SPT	- Diagrama de <i>Strength-Probability-Time</i>
TWILL	- Tecido com trama tipo <i>twill 2x2</i>
UNESP	- Universidade Estadual Paulista
VS	- versus

LISTA DE SÍMBOLOS

A	- Amplitude de tensão
N_x	- Número de ciclos
E	- Módulo de elasticidade
σ_a	- Limite de resistência à tração
σ	- Tensão aplicada
α	- Parâmetro de escala
β	- Parâmetro de forma
F_f	- Função Probabilidade
R_x	- Confiabilidade
NP_x	- Número de ciclos para Probabilidade de falha x
NR_x	- Número de ciclos para Confiabilidade x
MR	- Rank médio de Bernard
R	- Razão de carga
R^2	- Coeficiente de correlação
a, b	- Parâmetros para curva S-N

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	17
1.1.	OBJETIVO	18
2.	Revisão Bibliográfica	19
2.1.	MATERIAIS COMPÓSITOS.....	19
2.1.1.	Matriz	19
2.1.2.	Reforço	20
2.1.2.1.	Tecido tramado Twill	21
2.1.3.	Interface	24
2.2.	PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS	24
2.2.1.	Processo RTM – Moldagem por Transferência de Resina.....	26
2.3.	CARACTERIZAÇÃO.....	27
2.3.1.	FADIGA	27
2.3.2.	WEIBULL.....	30
2.3.2.1.	Parâmetro de escala	32
2.3.2.2.	Parâmetro de forma	32
2.3.2.3.	Confiabilidade	33
2.3.2.4.	Diagrama SPT	34
3.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	36
3.1.	Materiais	36
3.1.1.	Reforço	36
3.1.2.	Matriz	37
3.2.	Metodologia	38
3.2.1.	Processamento	38
3.2.2.	Inspeção ultrassônica (C-Scan).....	41

3.2.3.	Ensaaios mecânicos	42
3.2.4.	Análise de Weibull.....	44
3.2.5.	Microscopia (MEV).....	45
4.	RESULTADOS.....	47
4.1.	Inspeção ultrassônica.....	47
4.2.	Ensaio mecânico de Fadiga.....	48
4.2.1.	Curva S-N.....	52
4.2.2.	Análise estatística – Aplicação da Distribuição de Weibull.....	53
4.2.2.1.	Estimando os Parâmetros de forma e escala.....	54
4.2.2.2.	Análise de Confiabilidade dos testes de fadiga.....	57
4.2.2.3.	Análise fractográfica - MEV.....	60
5.	CONCLUSÕES	66
	REFERÊNCIA.....	67
	APÊNDICE A – PARÂMETROS DO ENSAIO DE FADIGA	74
	APÊNDICE B – CÁLCULO PARA ANÁLISE DE WEIBULL	75

1. INTRODUÇÃO

A evolução dos materiais empregados nas indústrias de ponta, como aeroespacial, aeronáutica e automobilística, evidencia a crescente e contínua busca por materiais cada vez mais leves e com melhor desempenho (EMBRAER, 2005). Melhorar o desempenho de materiais estruturais quanto à resistência mecânica e à redução de peso e custo, tem sido o desafio desse setor industrial, sempre observando a tendência do uso de tecnologias de manufatura ligadas à redução do impacto ambiental (REIFSNIDER e CASE, 2002).

As ligas metálicas ainda são largamente utilizadas no mercado, no entanto, a introdução dos materiais compósitos é crescente e na indústria aeronáutica, justificado pelo fato de que os materiais compósitos podem apresentar alto desempenho estrutural e assim suprir a necessidade desta indústria (DAVIS et al., 2011; TAKAGI, LIU e OAUGI, 2012).

As ligas de alumínio, por exemplo, foram inseridas muito facilmente no setor aeronáutico e são utilizadas em grande escala atualmente. Esta aceitação se deve ao baixo custo e fácil processo de fabricação (ZIEGMANN et al., 2014), além da característica dos materiais metálicos de apresentar propriedades bem definidas e com excelente repetitividade. (AMIRKAHNLOU, KETABCHI e PARVIN, 2013).

Em oposição aos materiais isotrópicos como os metais, os compósitos dependem de uma ampla gama de fatores que influenciam suas propriedades. Este fato dificulta a previsão de seu comportamento mecânico, contudo possibilita o ajuste adequado de suas propriedades aos requisitos específicos de projetos (NETO e PARDINI, 2006).

Considerando as vantagens dos compósitos em relação aos materiais metálicos no que diz respeito às propriedades como baixa densidade, alta rigidez e resistência mecânica, fatores essenciais para atender às especificações de projetos e reduzir custos operacionais podem ser atingidos (WEETON, PETERS e THOMAS, 1987), mostrando a importância da evolução dos materiais bem como dos processos de fabricação (WANG, MA e CHEN, 2011).

1.1. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho de graduação foi investigar o comportamento mecânico em fadiga de um material compósito processado via RTM, correlacionando os pontos da curva S-N, analisados estatisticamente pela distribuição de Weibull, com a inspeção por ultrassom C-Scan do laminado. Análise fractográfica dos corpos de prova foi realizada através da microscopia eletrônica de varredura e complementaram o estudo.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. MATERIAIS COMPÓSITOS

Devido à necessidade de materiais de alto desempenho e baixo peso, intensificou-se o estudo sobre materiais compósitos. Esta classe de materiais é caracterizada pela presença de dois ou mais tipos de materiais numa combinação a nível macroscópico, cujas propriedades são combinadas, formando um sistema de características únicas a fim de otimizar o desempenho do mesmo (REIFSNIDER e CASE, 2002).

A maioria dos materiais compósitos é constituída por duas fases: matriz e reforço. A matriz tem a função de distribuir os esforços aplicados através da interface, proteger o reforço e dar estabilidade estrutural ao compósito (KHOUN et al., 2011). Já o reforço tem a função de suportar os esforços sofridos, dar resistência mecânica, além de rigidez ao compósito (HEIM et al., 2013). As propriedades do compósito dependem das características e quantidades relativas das fases que o constituem, bem como da interação entre essas fases, chamadas de interface reforço/matriz. Uma boa interface é fundamental para uma eficiente transferência de carga da matriz para o reforço, sendo influenciada pelo processo de produção (WANG, MA e CHEN, 2011).

A vantagem oferecida a uma estrutura pelo uso de um material compósito é a obtenção de um material que supra as necessidades específicas a um projeto, por meio da combinação de propriedades entre os constituintes de modo que apresente características únicas antes não presentes nos constituintes isoladamente (GIBSON, 1994; HEIM et al., 2013).

2.1.1. Matriz

A matriz em um compósito tem como função dar estrutura ao compósito. Assim permite que reforços trabalhem de forma integrada e divide os esforços mecânicos a que o compósito foi solicitado entre os mesmos. Uma matriz pode ser polimérica: termoplásticas ou termorrígidas, cerâmica ou metálica (EMBRAER, 2005).

Dentre as matrizes citadas, as poliméricas têm despertado interesse de diversas áreas da indústria. O seu uso é amplo na construção civil e indústrias automotiva,

eletroeletrônica, aeronáutica e aeroespacial devido ao alto desempenho fornecido às estruturas que elas constituem (KATNAM et al., 2011).

A resina epóxi, uma resina termorrígida, possui características que justificam sua aplicação na manufatura de compósitos estruturais com reforço pré-impregnado para a aeronáutica. Com baixa viscosidade e alto grau de reticulação oferecem melhor desempenho a altas temperaturas (LEE e NEVILE, 1968).

As propriedades desta resina dependem diretamente de sua composição. Os agentes de cura empregados são adequados ao tipo de processamento do compósito e as reações químicas envolvidas no processo de cura melhoram as propriedades da resina à medida que eleva a densificação de ligações cruzadas. Esta influência positiva ocorre em propriedades como resistência mecânica, tenacidade e baixa viscosidade (EGAN, McCARTHY e GRAY, 2013).

A utilização da resina epóxi como matriz no compósito junto a um reforço cerâmico caracteriza um material compósito com grande capacidade para aplicação estrutural, visto que suas propriedades proporcionam um desempenho satisfatório do material final. Comparada a outros tipos de resina, a resina epóxi Cycom 890 apresenta valores de propriedades mecânicas comparáveis, com vantagem principalmente no percentual de alongamento, conforme Tabela 1.

Tabela 1 Comparação entre matrizes poliméricas: entre elas a resina epóxi utilizada no processamento do compósito (HEXCEL COMPOSITES, 2013).

Propriedades	Hexcel 6376	Cycom 890 RTM	Hysol EA9380.05
Resistência a tração (MPa)	105	70	69
Módulo de elasticidade (GPa)	3.6	3.1	3
Deformação em tração (%)	3.1	6.8	3.8
Tenacidade, Gic (kJ/m ²)	0.43	0.2	-

2.1.2. Reforço

O reforço para um material compósito pode apresentar três diferentes formas: particulada, picada ou contínua. Os reforços contínuos são apresentados na forma

tramada ou não tramada e mais comumente aplicados na preparação de compósitos estruturais (BELINGARDI e KORICHO, 2013).

Dentre os reforços estruturais, as fibras de carbono são as mais indicadas por apresentarem elevados valores para módulo específico e resistência específica (ADUMITROAIE e BARBERO, 2011).

Os reforços cerâmicos têm grande potencial para aplicação estrutural na indústria aeronáutica. Apresentam propriedades fundamentais como elevada resistência mecânica e baixo peso, caracterizando um compósito confiável e mais leve que as estruturas de ligas metálicas convencionais (SONG, 2012).

As fibras têm como principal função, suportar o carregamento mecânico em compósitos, portanto necessitam estar bem envolvidas pela matriz. A interface criada entre matriz e reforço determina a eficiência da transferência de tensões entre os componentes, por isso se faz importante escolher um processamento adequado para o compósito, a fim de obter uma boa interface (VALLONS e BEHAEGHE, 2010; RIEBBER e MITSCHANG, 2013).

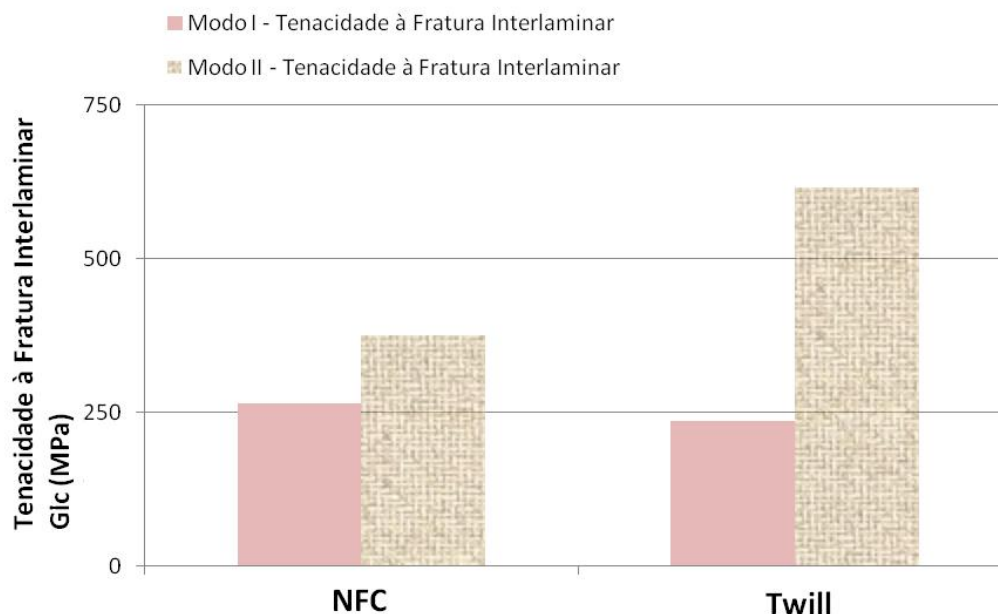
As propriedades mecânicas finais dos compósitos são influenciadas pela força de adesão fibra/matriz, pelo tipo de fibra utilizado bem como pela disposição das mesmas no compósito. Os reforços cerâmicos, como fibras de carbono apresentam um ótimo resultado no material compósito final junto de resinas termorrígidas, como a resina epóxi. (GU e WANG, 2013).

2.1.2.1. Tecido tramado Twill

Comumente aplicados a estruturas na indústria aeronáutica, este tipo de trama de fibra de carbono apresenta elevadas propriedades em relação ao esforço de cisalhamento. A trama *twill* confere alto valor de módulo elástico e de resistência ao cisalhamento (GU e WANG, 2013).

Frente a outros reforços cerâmicos, por exemplo, o NCF (do inglês *non-crimp fabric*), o tecido *twill* mostra propriedades superiores de tenacidade à fratura, como pode ser visto na Figura 2.1, ambos os reforços apresentam valores de tenacidade interlaminar (G_{IC}) próximos para o modo I que significa o início de falha, uma vez que a primeira falha depende principalmente das propriedades da matriz (BELINGARDI e KORICHO, 2013).

Figura 2.1 Gráfico comparativo: Tenacidade à fratura interlamina - Modo I e II para compósitos NCF e compósitos de tecido Twill.



FONTE: (VALLONS e BEHAEGHE, 2010).

Por outro lado, há uma significativa diferença entre os valores de propagação de G_{II} , modo II. Isto é explicado pela distinta estrutura dos reforços: para o NCF a trinca segue um caminho aproximadamente reto, pois segue a interface entre as duas camadas quase a 0° (VALLONS e BEHAEGHE, 2010).

No tecido *twill* a trinca segue a interface matriz/reforço e por isso tem trajetória mais ondulada e longa. Portanto, uma maior quantidade de energia é necessária para propagação da trinca no tecido *twill*, se comparado ao NCF (VALLONS e BEHAEGHE, 2010).

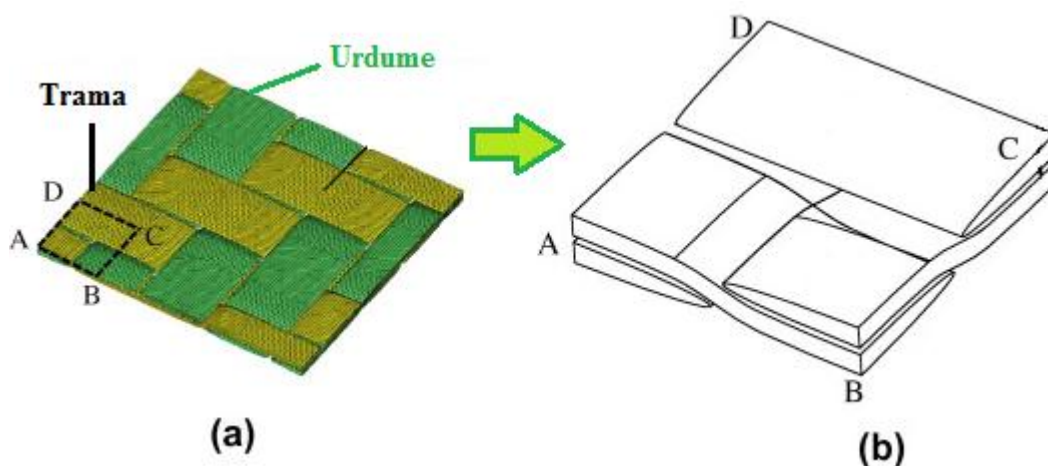
Considerando outros tipos de tecidos tramados, como *plain weave* (Figura 2.2), a trama *twill* apresenta vantagens notáveis devido às suas características estruturais. Vantagens como melhores propriedades mecânicas e melhor comportamento térmico e viscoelástico se devem ao menor entrelaçamento e, por consequência, melhor empacotamento do tecido conforme observado na Figura 2.3 (SONG, 2012; ADUMITROAIE e BARBERO, 2011).

Figura 2.2 Diferentes morfologias apresentadas pelos trançados: (a) plain weave; (b) twill.



FONTE: (VALLONS e BEHAEGHE, 2010).

Figura 2.3 Esquema de entrelaçamento de tecido Twill: (a) microestrutura; (b) parâmetros de sua arquitetura.



FONTE: Adaptado de (LIU e LIN, 2013).

Por outro lado, compósitos reforçados com tecido twill apresentam alto índice anisotrópico. Na Figura 2.3, podem-se notar parâmetros como largura e espessura da trama e urdume, bem como a lacuna entre os fios. Neste ponto de intersecção, há um vazio na forma de arcos elípticos que serão preenchidos pela resina durante o processamento do compósito (LIU e LIN, 2013).

2.1.3. Interface

Assim como as propriedades dos constituintes do material compósito, a adesão entre ambos também é importante. A interface é definida pela interação entre as fases matriz e reforço num compósito e responsável pela distribuição uniforme de esforços mecânicos para o reforço. Também é influenciada pela afinidade entre as fases e o tipo de processamento escolhido para o material (FINK, 2013).

Comumente considerada uma fase em um compósito, a interface influencia a resistência térmica e mecânica, resistência em fadiga, rigidez, entre outras propriedades de compósitos poliméricos (KAHTIBI, YE e MAI, 2001).

Sabe-se que a aplicação estrutural requer componentes com ótima resistência e a produção de partes com interface forte o bastante para este fim é uma dificuldade. Por este motivo, técnicas de tratamento superficial têm sido aplicadas aos materiais a fim de promover uma maior interação entre as fases, tais como ataque químico, abrasão de superfície, tratamento com plasma (WANG, MA e CHEN, 2011). Neste sentido, é comum embeber as fibras cerâmicas com soluções poliméricas para aumentar a interação com resinas (HAMEED et al., 2007).

Geralmente, materiais compósitos com interface fraca apresentam baixa rigidez e resistência mecânica, porém necessitam de altas tensões para que ocorra a fratura por serem mais tenazes; enquanto materiais com interfaces fortes são altamente rígidos e resistentes, contudo são frágeis (KAHTIBI, YE e MAI, 2001; DANDEKAR e SHIN, 2012).

2.2. PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS

Tratando-se de compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono, a redução de custos de processamento é necessária para compensar o alto custo dos seus constituintes, quando comparado aos metálicos. Do ponto de vista da fabricação, deseja-se processamento de peças de qualidade indiscutível em menor tempo possível. O desafio então é tornar robusta a fabricação de partes, entendendo a relação entre material, processamento e propriedades (DELÉGLISE e GROGNEC, 2011).

A ideia básica do processamento de compósitos consiste em impregnar o reforço com uma matriz. Comumente chamado de moldagem, este processo tem como característica positiva a integração das etapas de manufatura e moldagem, sendo que não há necessidade de usinagem e montagem após sua fabricação. O processo de fabricação para compósitos estruturais depende da matéria-prima utilizada, reforço e matriz, bem como da geometria da peça (NETO e PARDINI, 2006; LAURENZI e GRILLI, 2014).

Alguns dos processos de fabricação de compósitos são: moldagem por autoclave, bobinagem contínua, pultrusão e moldagem por transferência de resina (ou *resin transfer moulding*, RTM). Este último tem alto potencial para aplicações em automação, aeronáutica e indústrias aeroespaciais que demandam compósitos estruturais de alto desempenho, o que exige aplicação de fibras contínuas com comprimento igual ao do componente final ou dispostos de forma a otimizar a distribuição de tensão através deste (COSTA e SKORDOS, 2012; WANG e ZHOU, 2013).

O RTM também oferece vantagem na fabricação de peças grandes e de geometrias complexas, pois apresenta bom acabamento em ambas as superfícies e alta flexibilidade no projeto de molde (SREEKUMAR e SAITER, 2012). A Figura 2.4 ilustra o equipamento utilizado no processamento do compósito neste trabalho.

Figura 2.4 Radius 2100cc RTM injector.



2.2.1. Processo RTM – Moldagem por Transferência de Resina

O processamento via RTM tem sido amplamente utilizado, em razão do alto potencial para fabricação de estruturas devido à possibilidade de produzir peças com geometrias complexas e ótimo acabamento superficial, com altos teores de fibra e reduzida porcentagem de vazios (POODTS, 2014).

O RTM consiste em preencher a cavidade de um molde, geralmente fabricado de metal, pela injeção de resina. Os reforços são colocados previamente e o molde é mantido fechado e, em alguns casos, sob vácuo (GUPTA e BICKERTON, 2012; MA e WANG, 2011).

O processo é dividido basicamente em quatro etapas, como observado na Figura 2.5: posicionamento do reforço no molde, injeção da resina no molde fechado, cura por aquecimento (quando necessário) e remoção da peça pronta. Esta última etapa é comumente chamada de desmoldagem, e consiste da retirada do produto do molde (WALBRAN e VERLEYE, 2012).

O processo se inicia com a disposição do reforço no molde. Em seguida, há a injeção da resina por toda a cavidade do molde impregnando no reforço. Esta fase ocorre com certa aplicação de pressão e vácuo de maneira a evitar a movimentação do reforço e contribuir para uma melhor distribuição da resina pelo molde, além de reduzir consideravelmente a quantidade de vazios (WALBRAN e VERLEYE, 2012).

Para finalizar, é efetuado o processo de cura por meio de aquecimento de todo o sistema. Nesta etapa, estudos térmicos sobre a resina são primordiais. Por último, ocorre a remoção da peça pronta, após resfriamento do sistema proveniente da etapa de cura.

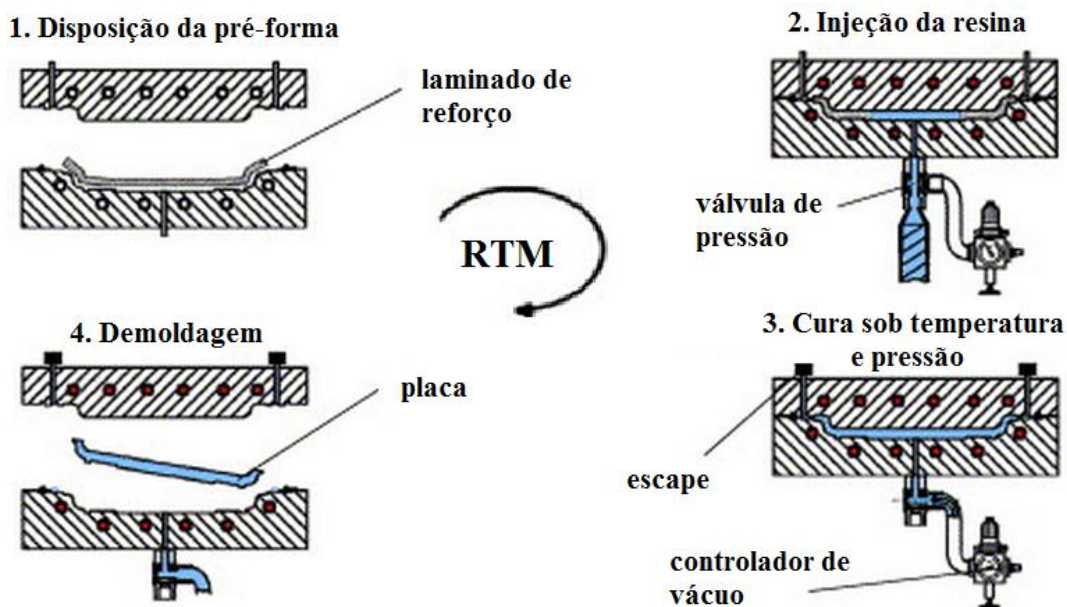
Para o sucesso do processamento, a fibra deve ter alta permeabilidade e a resina, baixa viscosidade, fatores que contribuem para uma distribuição uniforme da resina por toda a pré-forma (WANG e ZHOU, 2013).

Outra vantagem do processo RTM é a possibilidade de otimização do ciclo de produção em função da matriz utilizada, de forma a reduzir tempo de ciclo de produção e promover boa reprodutibilidade, além de permitir o uso de diferentes tipos de reforços (ZHANG e GU, 2014).

Para tornar o processo RTM mais competitivo economicamente e obter maior volume de produção, pode-se reduzir o tempo entre o preenchimento e o início da cura;

e também aumentar a taxa de injeção, limitando a pressão de injeção para evitar abertura do molde ou deslocamento da pré-forma de fibras (DELÉGLISE e GROGNEC, 2011).

Figura 2.5 Ilustração do processo RTM.



FONTE: Adaptado de (DELÉGLISE e GROGNEC, 2011).

2.3. CARACTERIZAÇÃO

2.3.1. FADIGA

A aplicação de compósitos carbono/epóxi nas indústrias aeronáutica e automobilística tem adquirido expressividade devido às vantagens que a aplicação deste material traz, como alta relação resistência-peso e alto módulo de elasticidade (VASCONCELLOS, TOUCHARD e ARNAULT, 2014).

O desafio destas indústrias é melhorar o desempenho mecânico dos compósitos de tal forma que estes possam ser aplicados como material estrutural, com alta resistência à fadiga e química, redução de peso, sempre observando a tendência do uso de novas tecnologias de manufatura de materiais estruturais (BOONYAPOOKANA e NAGATA, 2011).

Na indústria aeronáutica, a maioria das falhas em componentes estruturais, em cerca de 90% dos casos, ocorre por fadiga. Uma análise dos materiais compósitos em serviço revela que suas estruturas são geralmente submetidas à fadiga. Os danos causados por fadiga a este material reduzem suas propriedades mecânicas, como resistência mecânica e rigidez, e comprometem a segurança do componente. Portanto, faz-se necessário o estudo do comportamento em fadiga de um material compósito (BOONYAPOOKANA e NAGATA, 2011).

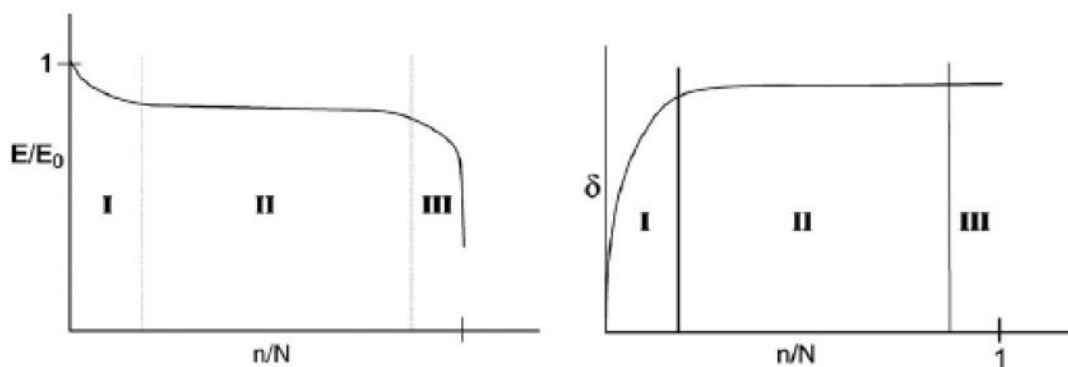
Os materiais compósitos têm sua resistência dependente das propriedades dos seus constituintes matriz e reforço, bem como da interação entre os mesmos – interface. Mais especificamente, compósitos reforçados com fibras contínuas de carbono apresentam elevada resistência à fadiga (GUDE, HUFENBACH e KOCH, 2013).

A fadiga é um tipo de falha que ocorre em estruturas submetidas a tensões dinâmicas ou oscilantes, em aeronaves e pontes, por exemplo, em um nível de tensão inferior ao limite de resistência à tração ou ao limite de escoamento para uma carga estática. Após certo período submetido a tensões cíclicas, a falha é iniciada pela propagação de trincas nucleadas no componente, que se propagam perpendicularmente à direção da tensão aplicada, definição para materiais isotrópicos (CALLISTER JR., 2012).

Materiais compósitos apresentam alto desempenho e bom comportamento sob carregamentos cíclicos (ARGUELLES, CORONADO e CANTELI, 2013). Quando materiais compósitos de matrizes poliméricas reforçados com fibras contínuas são submetidos a algum tipo de carregamento cíclico, ocorre um leve dano primeiro na matriz e não nas fibras. Este primeiro dano constitui a iniciação de uma trinca e está totalmente ligado à tenacidade da matriz polimérica.

Em seguida, ocorre propagação do dano no material polimérico por meio da densificação das trincas, indicado por I na Figura 2.6. Num próximo estágio, inicia-se o processo de delaminação que significa dano à interface matriz/reforço do compósito e este passa a depender exclusivamente das propriedades mecânicas das fibras, uma vez que a matriz já não tem capacidade de redistribuição de carga devido ao nível de comprometimento atingido (CIOFFI et al., 2011).

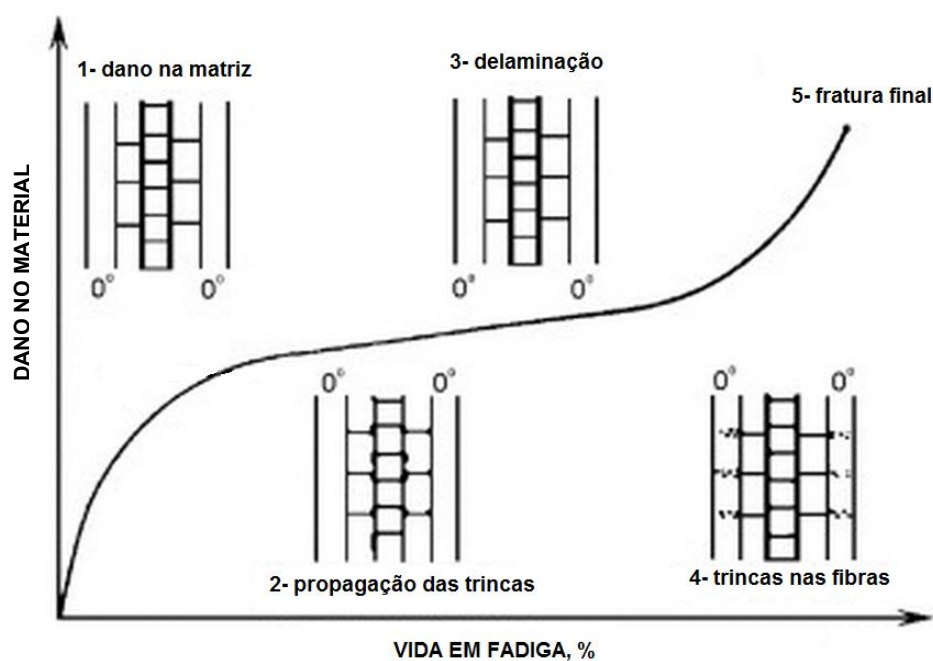
Figura 2.6 Tenacidade e densificação das trincas no compósito.



FONTE: (CALLISTER JR., 2012).

O mecanismo de fratura do compósito atinge então as fibras, seguido da eventual ruptura final do material. Conforme indicado na Figura 2.7, são quatro estágios classicamente descritos para falha de compósitos em fadiga. Esta figura associa a quantidade de dano no material com o tempo de vida em fadiga, revelando dois estágios críticos: densificação de trincas na matriz; início de trinca nas fibras (CIOFFI et al., 2011).

Figura 2.7 Evolução de danos de fadiga em compósitos laminados.



FONTE: (WU e YAO, 2010).

Para a indústria aeronáutica, a avaliação das propriedades mecânicas do material fabricado é bem importante, pois é fato que a grande maioria das falhas mecânicas em materiais poliméricos e cerâmicos ocorre por fadiga. Isso justifica o interesse da indústria em conhecer o comportamento do material com potencial para substituir um componente estrutural (GUDE, HUFENBACH e KOCH, 2013).

2.3.2. WEIBULL

Na maioria das aplicações, materiais compósitos são submetidos a esforços cíclicos e tanto seu comportamento quanto seus mecanismos de falha são muito complexos, justificando um estudo dedicado ao comportamento desses materiais para certificar que sua aplicação será feita de forma segura (SAKIN e AY, 2008).

Devido à natureza anisotrópica desta classe de materiais, pode ser observada grande dispersão nos resultados em testes de fadiga, evidenciando a importância de uma análise estatística da distribuição dos resultados dos testes.

A distribuição de Weibull tem sido muito utilizada e faz-se muito útil na análise da confiabilidade dos dados de fadiga, pois se trata de uma ferramenta muito confiável para modelar número de ciclos necessários para ocorrer falha e vida em fadiga (ECHARD, GAYTON e BIGNONNET, 2013).

As principais vantagens do uso de Weibull são a facilidade de cálculo e aplicação, bem como a apresentação gráfica de seus resultados. O fato de que as equações consideram restrições físicas quanto ao comportamento do parâmetro de forma, conforme condição descrita na eq. (1), a aplicação é uma grande vantagem para mensurar a aplicabilidade de certo material (SAKIN e AY, 2008).

Por definição, distribuição de Weibull associa a probabilidade de falha de um material com o valor de tensão correspondente, levando a uma aproximação que considera a população de defeitos em uma amostra. De maneira prática, a análise de Weibull em um ensaio de fadiga permite uma estimativa da probabilidade de falha do material sobre sua vida útil quando este é submetido a esforços mecânicos cíclicos para um determinado nível de tensão (ORNAGHI e MEIER, 2012).

A análise de Weibull consiste em dois que é dada pela Função Densidade de Probabilidade $f(x)$ conforme equação 1 (CANEVAROLO, 2004):

$$f(x) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{x}{\alpha}\right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad \Rightarrow \quad \begin{array}{l} \alpha \geq 0 \\ \beta \geq 0 \end{array} \quad (1)$$

onde α é parâmetro de escala e β parâmetro de forma; x corresponde ao número de ciclos que o material suportou durante o ensaio de fadiga.

Integrando a equação eq. (1), obtém-se a seguinte relação estabelecida entre esta e a probabilidade de falha (F_f), conhecida como Função de Densidade Acumulada dada pela eq. (2):

$$F_f(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad (2)$$

A função F_f indica a probabilidade de falha de um determinado corpo de prova considerando os parâmetros da distribuição de Weibull e é indicado como uma percentagem. De maneira análoga, pode-se relacionar a probabilidade de falha com a confiabilidade (R_x), a partir da relação, expressa na eq.(3):

$$R_x = 1 - F_f(x) \quad (3)$$

Considerando, por exemplo, uma probabilidade de falha $F_f(x) = 0,20$, ou seja, 20%, a um dado nível de tensão, através da relação estabelecida pela eq. (3) tem-se que a confiabilidade é o que falta para 1; portanto a confiabilidade R_x é 0,80, ou seja, 80%.

Se aplicado o logaritmo natural a ambos os lados da equação eq. (2), esta pode ser escrita na forma da eq. (4):

$$\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - F_f(x)} \right) \right) = \beta \ln(x) - \beta \ln(\alpha) \quad (4)$$

Com a linearização da equação eq. (4), obtém-se a regressão linear demonstrada nas eq. (5) e eq. (6), da qual os dois parâmetros da distribuição de Weibull, α e β são obtidos e por fim determinados.

$$(6)$$

$$Y = mX + c \quad (5) \quad \Rightarrow \quad \begin{aligned} \alpha &= e^{(-c/\beta)} \\ m &= \beta \end{aligned}$$

onde β é o coeficiente angular da equação de linearização da distribuição de Weibull; α é obtido da relação entre o coeficiente linear da linearização e o parâmetro de forma. Ambas as relações indicadas na eq. (6).

2.3.2.1. Parâmetro de escala

A partir da relação estabelecida para o parâmetro de escala na eq. (2) e a função probabilidade de Weibull, considerando $x = \alpha$, obtém-se o valor $F_f(x) = 0,632$:

$$\begin{aligned} F_f(x) &= 1 - e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \\ x &= \alpha \end{aligned} \quad \Rightarrow \quad F_f(x) = 0,632$$

Sendo α o parâmetro que dá a característica de vida do material e x a variável usada para medir a durabilidade do material, ou seja, o tempo ou número de ciclos na qual se espera que 63,2% da população testada apresentem falha (SAKIN e AY, 2008).

O parâmetro de escala na distribuição de Weibull é interpretado da seguinte maneira: quanto maior seu valor, melhor é o desempenho deste material em fadiga. Portanto, valores altos de α indicam que o material suporta um alto número de ciclos para dada tensão.

2.3.2.2. Parâmetro de forma

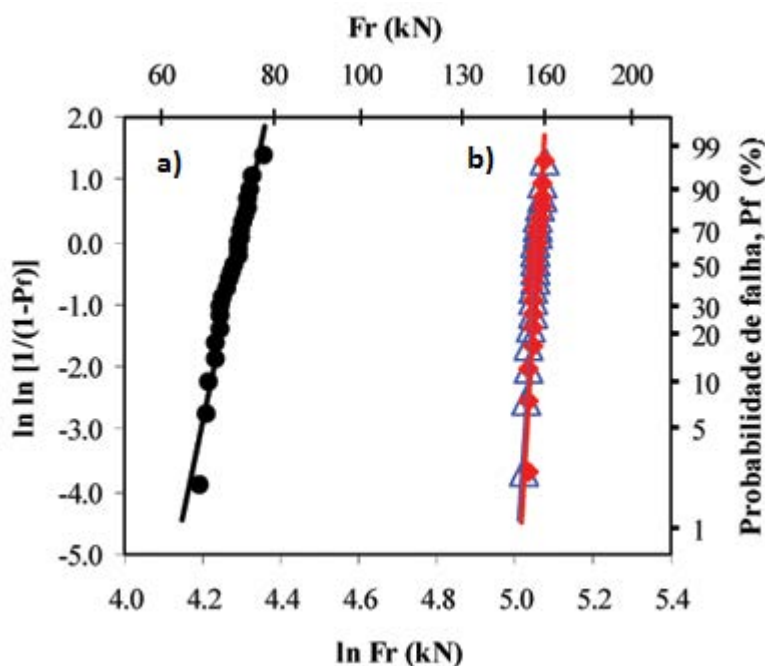
Por outro lado, o coeficiente angular da regressão linear obtida para a distribuição de Weibull corresponde ao parâmetro de forma, conhecido pela letra β . Este expressa a confiabilidade do material baseada na distribuição das falhas. Quanto maior o valor de β , menor a variabilidade na distribuição dos dados de fadiga, o que indica uma maior confiabilidade nos resultados obtidos e, uma provável menor heterogeneidade do material (SAKIN e AY, 2008; ORNAGHI e MEIER, 2012).

Na análise gráfica, quanto maior o valor para o parâmetro de forma, mais íngreme será a curva apresentada na curva de Weibull, como segue na Figura 2.8. Desta forma, pode-se afirmar que maior é a sensibilidade da vida em fadiga. Na Figura 2.8, a curva

da esquerda (a) apresenta maior inclinação, em relação ao eixo vertical e a curva da direita (b), em vermelho, apresenta - se perpendicular ao eixo y, pois apresenta maior valor de β e menor variabilidade dos resultados em fadiga.

Maiores valores de β indicam também uma baixa susceptibilidade do material ao crescimento de trincas críticas.

Figura 2.8 Exemplo de curva de Weibull – diferentes inclinações.



FONTE: (ORNAGHI e MEIER, 2012).

2.3.2.3. Confiabilidade

A vida em fadiga é o tempo ou o número de ciclos necessários para o material sofrer fratura. A vida crítica de peças e componentes estruturais projetados para fadiga, são indicados por P_{10} , P_1 e $P_{0,1}$ para menor probabilidade de falha e correspondem aos termos de confiabilidade indicados por R_{90} , R_{99} , $R_{99,9}$, respectivamente. Neste estudo, gráficos serão plotados com a finalidade de indicar valores de vida útil para estruturas, indicados por X% probabilidade de falha e calculados a partir da eq. (2) e eq. (3), chegando a eq. (7):

$$R_x = e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad (7)$$

Aplicando logaritmo natural em ambos os lados, pode-se estabelecer uma relação entre a confiabilidade e uma predição da vida em fadiga do material, considerando os parâmetros de Weibull, conforme a eq. (8):

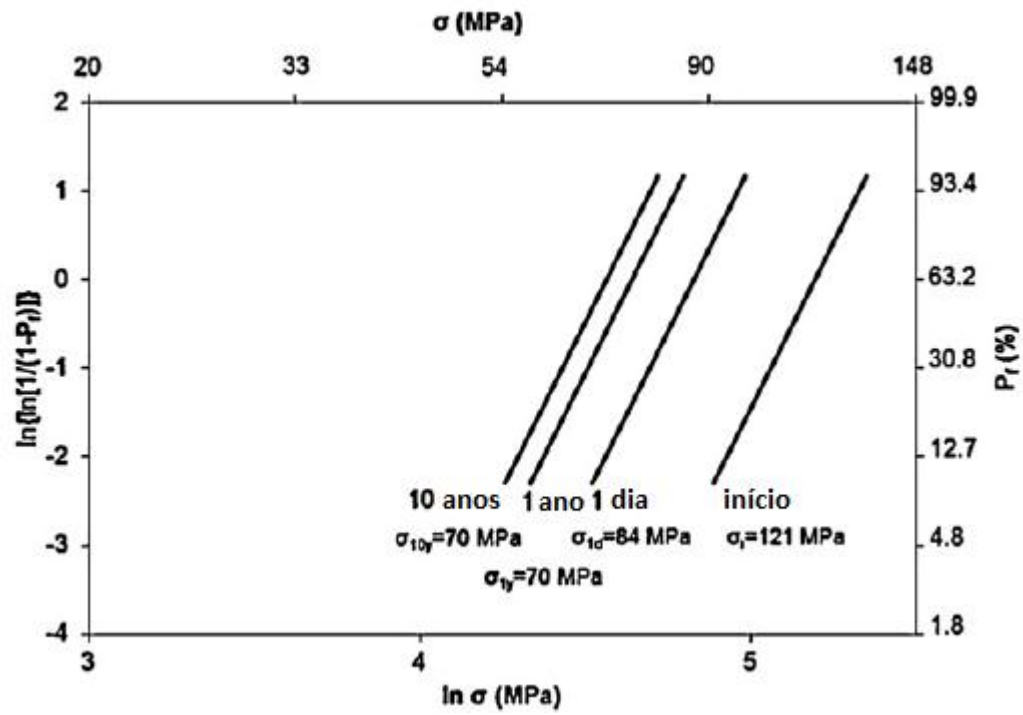
$$N_{P_x} = N_{R_x} = \alpha \cdot \left((-\ln(R_x))^{1/\beta} \right) \quad (8)$$

2.3.2.4. Diagrama SPT

A probabilidade de falha obtida através de Weibull pode ser mostrada em um diagrama comumente chamado de diagrama SPT na Figura 2.9 do inglês *strength-probability-time*, utilizados para prever a máxima tensão na qual o material pode ser utilizado, considerando o tempo sob esforço e a probabilidade de falha (LOHBAUER e KRAEMER, 2008).

Este diagrama consiste basicamente em uma série de curvas que representam a equivalência entre o tempo de falha em diferentes níveis de tensão aplicados. As curvas mais espaçadas, como a segunda curva indicada na Figura 2.9, mostram maior dano na resistência ao longo do tempo. De maneira geral, a uma mesma probabilidade de falha, a tensão é reduzida com o passar do tempo de exposição do material a certo esforço mecânico (GONZAGA et al., 2011).

Figura 2.9 Esquema de Diagrama SPT, aplicado em análises de Weibull.



FONTE: Adaptado de (ORNAGHI e MEIER, 2012).

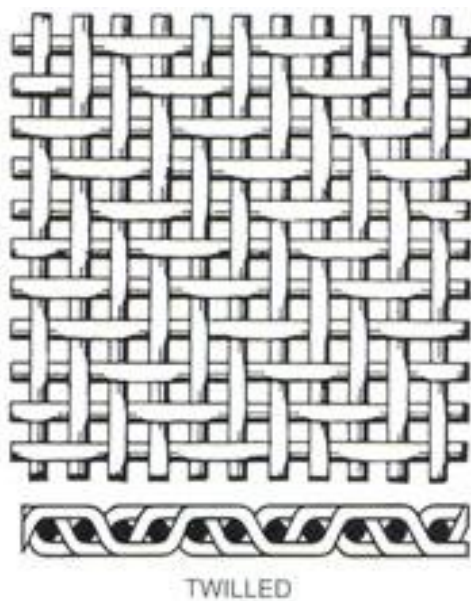
3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. MATERIAIS

3.1.1. Reforço

Foram empregados neste estudo para a confecção do compósito: o reforço em fibra de carbono, em formato de tecido Twill, fornecido pela Sigmatex Material Innovation, na configuração 2x2 conforme ilustra a Figura 3.1. A fibra de carbono deste tecido é IM7 GP 6K (Hexcel) e suas características são apresentadas na Tabela 2 Propriedades do reforço.

Figura 3.1 Tecido Twill: configuração 2x2.



FONTE: (GU e WANG, 2013).

Tabela 2 Propriedades do reforço

Tecido Twill Weave 2x2 IM7 GP 6K - Fornecido pela Sigmatech	
Direção da fibra	Trama e urdume entretrançados em 2x2
Massa específica	1,81 g/m ³
Gramatura	200 g/m ²
Resistência a Tração	5310 MPa
Módulo de elasticidade	276 GPa
Número de filamentos	6000
Número de camadas	15

FONTE: (SIGMATEX, 20XX)

3.1.2. Matriz

Como matriz foi empregada a resina epóxi monocomponente Cycom 890 RTM, fabricada pela empresa Cytech Engineered Materials, cujas especificações estão na Tabela 3 Propriedades da matriz Cycom 890 RTM.. Esta resina foi desenvolvida especificamente para o processamento de compósitos pelo método de infusão de resina como o RTM, apresentando perfis de viscosidade adequados à fabricação de compósitos com diferentes frações volumétricas de fibras, bastando apenas uma variação na temperatura de processamento para que a viscosidade seja reduzida ou aumentada, permitindo adequado preenchimento do molde.

Tabela 3 Propriedades da matriz Cycom 890 RTM.

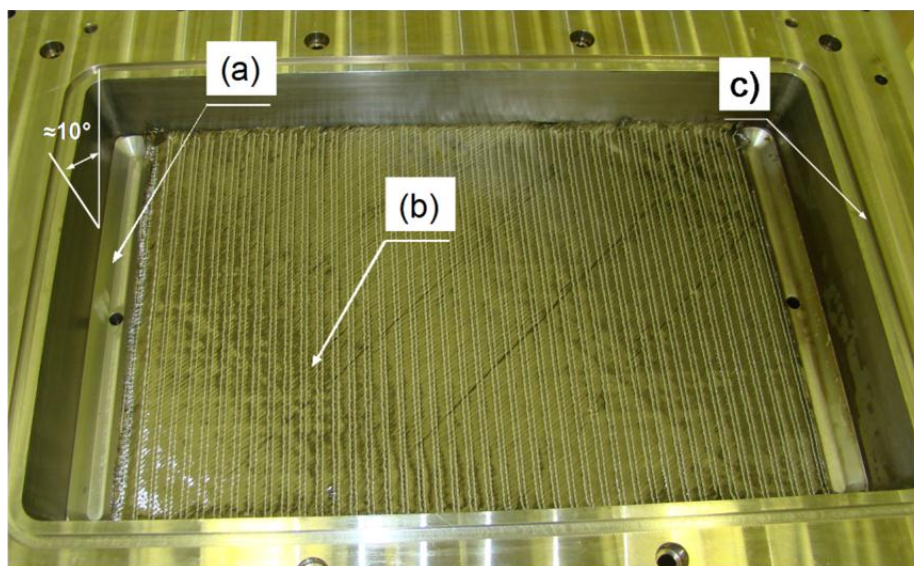
Sistema resina epóxi monocomponente	
Fornecedor	Cytec Engineered Materials
Massa específica	1,22 g/cm ³
Resistência a Tração	70 MPa
Módulo de elasticidade	3,1 GPa
Deformação	6.3%
Retração durante cura	0,2%
Temperatura de injeção	80 °C
Viscosidade	250 cps

3.2. METODOLOGIA

3.2.1. Processamento

O processamento do material compósito foi conduzido de modo a obter placas planas do laminado com teor de fibra superior a 50% em volume e com as seguintes dimensões: 500 mm x 300 mm x 3 mm, conforme Figura 3.2. Para tanto, foi preciso cortar os tecidos obtidos pelo fornecedor com auxílio de uma tesoura e régua para se adequarem à dimensão exata do molde metálico retangular. As superfícies do molde receberam duas camadas de desmoldante Frekote NC 700 (Loctite) para facilitar a retirada do laminado produzido.

Figura 3.2 Figura do molde metálico utilizado no Processo RTM: (a) canaleta, (b) laminas e (c) canal de vedação.



A Figura 3.2 (a) mostra a canaleta por onde a resina é introduzida no molde, (b) mostra as laminas de fibra de carbono posicionadas na cavidade e (c) mostra o canal de acomodação da vedação necessária para atingir o nível de vácuo necessário, bem como evitar vazamento da resina durante a injeção.

Após cortadas, as 15 camadas de tecidos foram colocadas dentro do molde na configuração (0/90)₁₅ e este foi fechado. A pré-forma foi deixada em vácuo de 25 kPa durante todo o tempo de processamento para eliminar eventuais gases enclausurados no sistema.

O processo se iniciou com o pré-aquecimento da injetora e do molde a 90°C por meio de resistências elétricas posicionadas nas partes superior e inferior do molde e ao redor do cilindro de injeção.

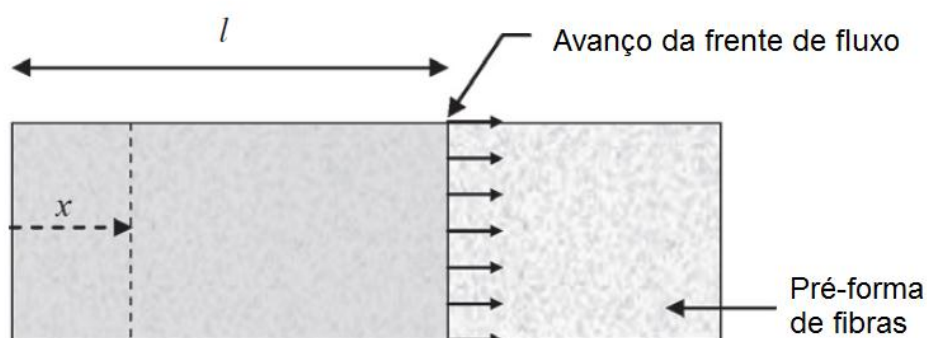
Tabela 4 Parâmetros de Processo RTM.

Temperatura de injeção	90 °C
Taxa de injeção	~1cm ³ /min
Pressão de injeção	0.015 a 0.040 mPa
Tempo de injeção	60 min
Temperatura de cura	180 °C
Tempo de cura	2 h

A injeção da resina ocorreu por uma extremidade do molde, a pressão variável de acordo com a Tabela 4, de forma a manter a velocidade de injeção constante. Acréscimos de pressão foram necessários, pois a medida que a frente de fluxo de resina avança no molde (Figura 3.3) afastando-se do ponto de injeção, maior a força necessária para continuidade e finalização do processo de injeção.

Após a injeção, a temperatura do molde foi elevada a 180°C e mantida por 2 horas para completa cura da resina. O resfriamento foi feito a temperatura ambiente em molde fechado. A desmoldagem foi feita após resfriamento total do molde.

Figura 3.3 Representação do avanço da frente de fluxo de resina no molde, durante a etapa de injeção.



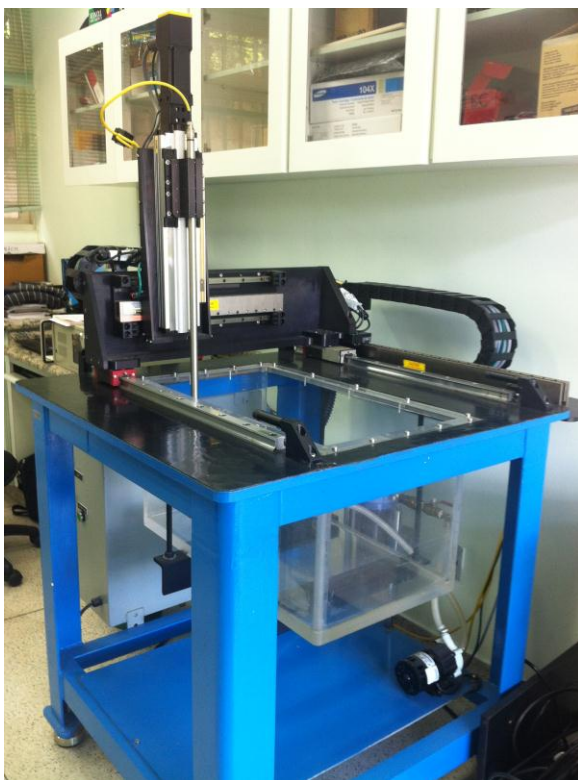
FONTE: (SREEKUMAR e SAITER, 2012).

3.2.2. Inspeção ultrassônica (C-Scan)

A técnica de ultrassom é um ensaio não destrutivo baseado no mecanismo de emissão de ondas ultrassônicas através de um meio elástico, que percorrem todo o material. Assim, identifica eventuais descontinuidades ou falhas na peça que alteram a atenuação da onda emitida que, quando retorna ao transdutor, tem sua intensidade interpretada e transformada em um mapa de atenuação. Portanto, esta é uma forma de caracterizar o material quanto à presença de delaminação, trincas interlaminares, vazios e até mesmo regiões ricas em resina ou onde a impregnação da resina nas fibras não foi suficiente.

As amostras foram analisadas com transdutor pulso-eco plano de 10 MHz e ganho de 20 dB. O ensaio foi conduzido em um equipamento ultrassom C-Scan disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP, Figura 3.4.

Figura 3.4 Ultrassom utilizado para análise C-Scan.



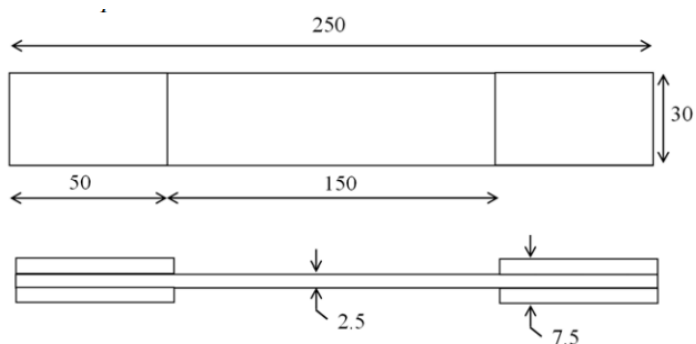
A inspeção foi conduzida no equipamento da marca Matec, modelo PSS-600 por imersão em água (meio-elástico). O software I-view, desenvolvido pelo fornecedor, possibilitou a criação das imagens, que associam diferentes atenuações da placa com uma escala de cores.

3.2.3. Ensaios mecânicos

Ensaios de tração axial foram conduzidos para estabelecer os parâmetros do ensaio de fadiga, de acordo com a norma ASTM D3039. Ambos os ensaios de tração e fadiga foram realizados em uma máquina universal de ensaios INSTRON 8801 e localizada no laboratório de Materiais Aeronáuticos e Fadiga - Departamento de Engenharia de Materiais da FEG/UNESP.

A confecção dos corpos de prova seguiu as especificações e apresenta dimensões de acordo com a Figura 3.5. Considerando a experiência do Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos em ensaio de materiais compósitos reforçados com tecido quadriaxial, não foram utilizados tabs, uma vez que este tipo de material apresenta ruptura transversal na área útil do corpo de prova.

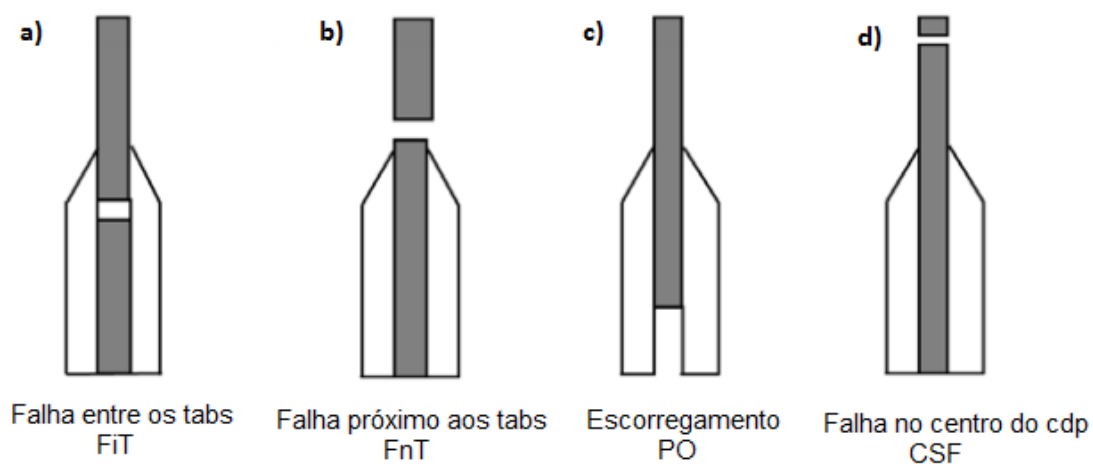
Figura 3.5 Corpo de prova para ensaio de fadiga.



FONTE: (ASTM, 2006).

Os corpos de prova confeccionados com tabs podem apresentar fratura na região entre eles ou escorregamento do cdp durante o ensaio e, em ambos os casos, o ensaio torna-se inválido, conforme Figura 3.6 (a), (b), (c) e (d).

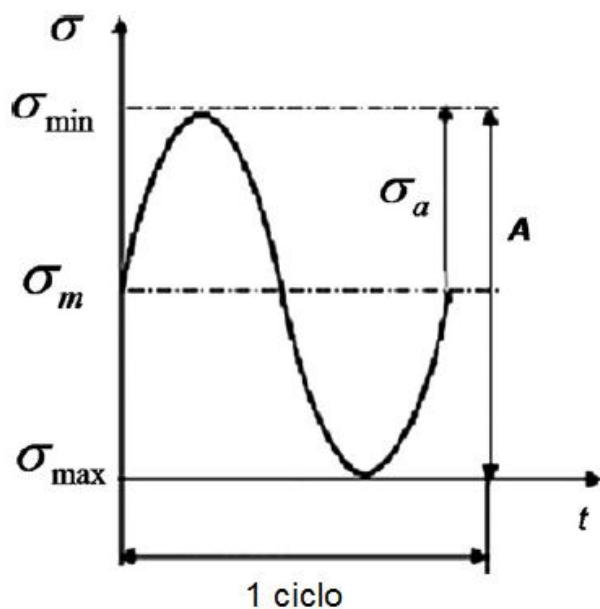
Figura 3.6 Diferentes tipos de falhas que ocorrem durante ensaio de fadiga.



FONTE: (BAERE e PAEPEGEM, 2011).

Os ensaios de resistência à fadiga foram conduzidos a uma razão de carga $R=0,1$; frequência de carregamento senoidal de 9 Hz e a uma amplitude (A) constante, de acordo com a especificação da ASTM D3479. A razão de carga estabelece a relação entre a tensão mínima e tensão máxima aplicada no ensaio, conforme Figura 3.7.

Figura 3.7 Carga de fadiga aplicada versus tempo de ensaio.



FONTE: (KAWAI e KOIZUMI¹, 2007 apud SHIINO, 2012).

¹KAWAI E KOIZUMI. **Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/ epoxy laminates at room temperature.** apud SHIINO, M. I.

Foram utilizados 3 cdps para cada nível de tensão escolhido, de forma a obter uma triplicata dos valores a serem analisados. A Tabela 5 mostra os diferentes níveis de tensão aplicados durante o ensaio. Estes que correspondem a um determinado número de ciclos, caracterizando a vida em fadiga do material.

Tabela 5 Parâmetros usados no ensaio de fadiga

Valor médio de resistência a tração		827,23 MPa
Nível de tensão	75%	620,42 MPa
	76,5%	632,83 MPa
	78%	645,24 MPa
	83%	686,60 MPa

Durante os ensaios, observou-se o comportamento dos corpos de prova sob os carregamento cíclico de maneira a associar o número de ciclos necessários para os primeiros sinais de delaminação (parcial ou total) na lateral da amostra, visíveis a olho nu. Com isto, busca-se estabelecer uma relação entre nível de tensão e início do dano no material, afim de estabelecer uma relação da faixa de aplicação a um nível de significância definido.

3.2.4. Análise de Weibull

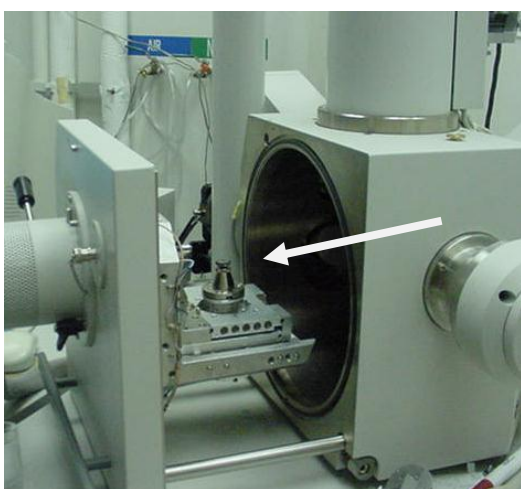
A análise da distribuição de Weibull foi realizada de acordo com os cálculos indicados no APÊNDICE A do presente trabalho. Estes se baseiam nas equações da seção 2.3.2 que trata da aplicação de Weibull.

Na prática, foi possível obter as análises Weibull a partir dos resultados do teste de fadiga: tensão aplicada (σ) vs. número de ciclos em fadiga (n). Desta maneira, um gráfico foi obtido a fim de se conhecer os parâmetros por meio do método gráfico, como será mostrado na seção 4.2.2 de resultados e discussões.

3.2.5. Microscopia (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada no INPE – São José dos Campos por meio do equipamento JEOL JSM 5310 com filamento de tungstênio operando a 20 kV. A esta voltagem, as imagens revelam maiores detalhes da topografia do material analisado e apresentam melhores respostas para o tipo de material compósito analisado neste trabalho (GREENHALGH, ROGERS e ROBINSONS, 2009). O equipamento utilizado neste trabalho é similar ao indicado pela Figura 3.8.

Figura 3.8 Porta amostras de um modelo de JEOL JSM 5310, utilizado em análise fractográfica.



Os corpos de prova de fadiga fraturados foram preparados previamente, onde receberam aplicação de uma fina camada de ouro Figura 3.9. Este revestimento é necessário para aumentar a condutividade de elétrons na superfície fraturada e deve ser menor que 20 nm para evitar interferência nos resultados (FRIEDRICH, 1989).

Figura 3.9 Cdp fraturado pré-preparado para análise no MEV.



As análises foram conduzidas em técnica de baixo vácuo, na qual as imagens são obtidas pelo método de espalhamento de elétrons. Assim foi possível avaliar a morfologia da matriz, reforço e interface dos constituintes, bem como os danos causados por fadiga (SHIINO et al., 2012).

4. RESULTADOS

4.1. INSPEÇÃO ULTRASSÔNICA

O mapa de cores obtido com o ultrassom C-Scan estabelece uma relação entre as escalas de cores e o nível de energia da onda ultrassônica que atingiu o material e retornou ao transdutor do equipamento. Como pode ser observado na Figura 4.1 C-Scan do laminado *twill weave* indica diferentes atenuações ao longo da placa. Figura 4.2 Escala de cores correspondente a atenuação da onda ultrassônica – branco corresponde a 100% e preto 0%, cuja escala de cores corresponde a cada atenuação, onde a cor corresponde a 100% e a cor preta 0%. Porém a placa apresentou satisfatória homogeneidade na distribuição da matriz e também boa impregnação da matriz no reforço. A diferença de cores na parte direita é função do empenamento da placa, sendo que os corpos de prova de fadiga foram retirados da região esquerda da placa.

Figura 4.1 C-Scan do laminado *twill weave* indica diferentes atenuações ao longo da placa.

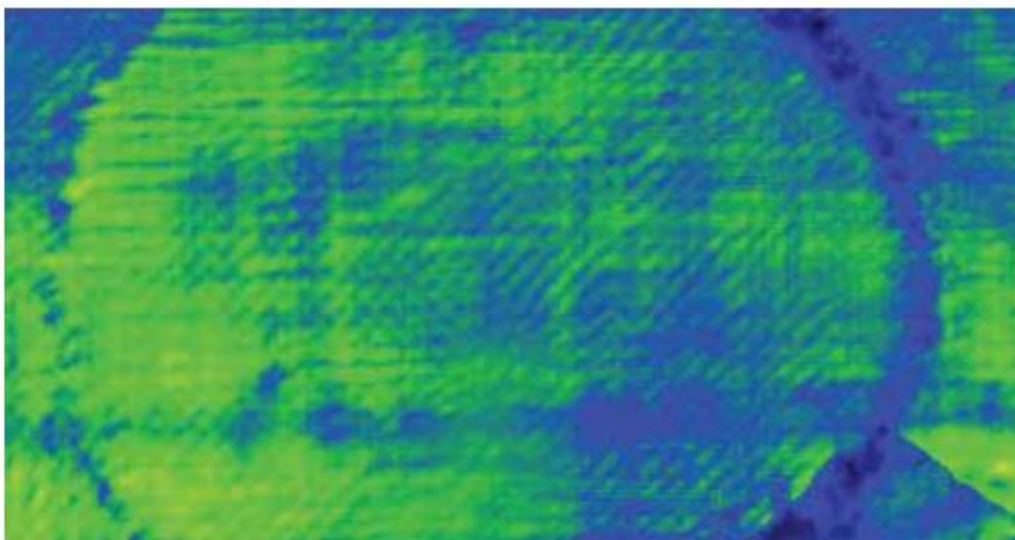


Figura 4.2 Escala de cores correspondente a atenuação da onda ultrassônica – branco corresponde a 100% e preto 0%.



4.2. ENSAIO MECÂNICO DE FADIGA

Com a realização dos ensaios, cujos itens foram descritos no item 3.2.3, foi possível estabelecer a vida em fadiga dos corpos-de-prova aplicados a diferentes tensões, conforme a Tabela 6. Todos os resultados e os cálculos referentes ao ensaio de fadiga, encontram-se no APÊNDICE B.

Tabela 6 Resultados dos ensaios de fadiga.

CDP de fadiga	Nível de Tensão (%)	Tensão Aplicada (MPa)	Número de ciclos (n)	Média* do Número de Ciclo \pm DP
F2	75	620,42	1.302.874	Vida infinita
F3			1.405.841	
F7	76,5	632,83	249.367	196.820 \pm 59.768
F6			131.799	
F11			209.293	
F5	78	645,24	104.000	224.031 \pm 206.979
F9			105.065	
F12			463.029	
F1	80	661,78	85.632	
F4	83	686,60	20.180	27.513 \pm 6.782
F10			28.800	
F13			33.560	

Limite de Resistência à Tração 827,23 MPa

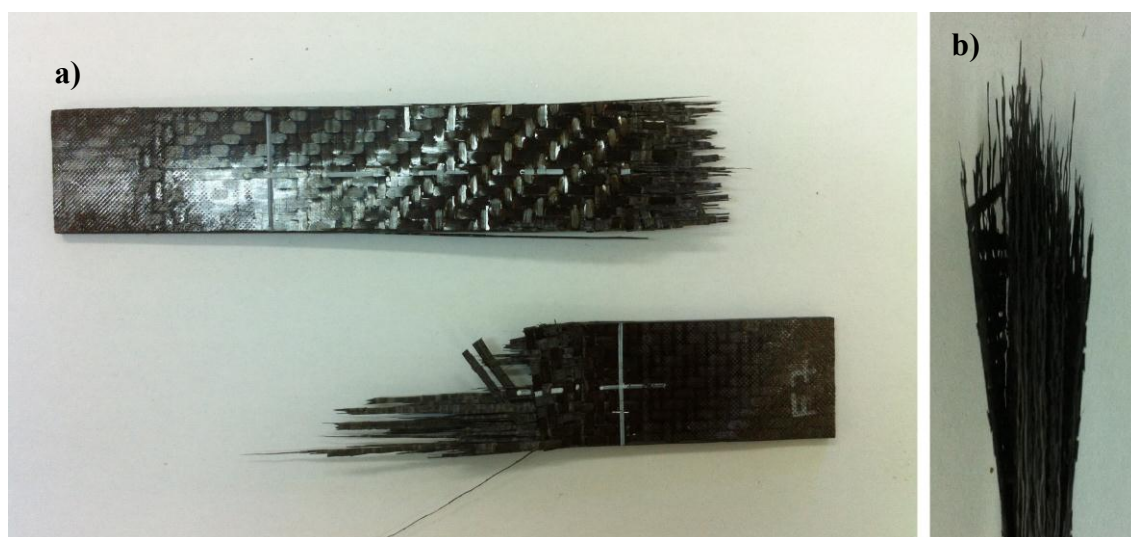
* somente para os ensaios realizados em triplicata.

A Tabela 6 apresenta o resultado da análise de fadiga feita em triplicata para os níveis de tensão de 76,5%, 78% e 83%. A 78% da Tensão de Ruptura do compósito Twill/Cycom (645,24 MPa), os três corpos de prova submetidos apresentaram vida em fadiga (n) bastante heterogênea, 104.000, 105.065 e 463.029, sendo um dos resultados da triplicata muito discrepante em relação aos demais. Considerando que não há diferença significativa de atenuação entre as regiões de onde foram tirados esses corpos de prova e os parâmetros de ensaio foram identificados para todos, a diferença entre os resultados pode ser atribuída à heterogeneidade inerente aos materiais compósitos.

Em relação à triplicata ao nível de tensão de 76,5% (632,83 MPa) os resultados de vida em fadiga foram mais homogêneos considerando-se a grandeza do número de ciclos suportados pelo cdp, apesar da dispersão entre eles.

A Figura 4.3 Corpo de prova fraturado após o ensaio de fadiga: (a) vista superior; (b) vista lateral, onde observa-se o tipo de fratura comum para o material testado. Classificada como explosiva mas não catastrófica, de acordo com a norma ASTM D5054, pois a fratura se inicia com a delaminação dos cdps e culmina com sua ruptura. A Figura 4.3(b) mostra o efeito da delaminação no material, que inicialmente possuía 3,0 mm de espessura.

Figura 4.3 Corpo de prova fraturado após o ensaio de fadiga: (a) vista superior; (b) vista lateral.



A 83% (686,60 MPa) da tensão de ruptura do compósito, os resultados de vida em fadiga foram os mais baixos, visto que o valor é mais próximo da tensão de ruptura e esta foi a maior tensão utilizada neste trabalho. Logo o material, submetido ao esforço cíclico em alta tensão, apresenta menor número de ciclo, caracterizando um ensaio de baixo ciclo, onde o material fratura com menor tempo de ensaio.

No Grupo de Pesquisa Fadiga e Materiais Aeronáuticos do DMT, a vida em fadiga é considerada infinita quando o material suporta mais que 10^6 ciclos. Como pode ser observado, os cdps submetidos ao ensaio de fadiga a 75% (620,42 MPa) da tensão de ruptura apresentam vida em fadiga superiores a 10^6 ciclos, caracterizando um ensaio de alto ciclo. Para este caso, foram realizados apenas 02 ensaios por dois motivos: primeiro pela limitação do número de corpos-de-prova; segundo, porque ambos os valores de vida em fadiga (1.302.874 e 1.405.841) são suficientes para garantir que a este nível de tensão, todos os cdps testados apresentariam vida em fadiga infinita.

A Figura 4.4 Corpo de prova após ensaio de fadiga e cdp antes do ensaio acima. ilustra alguns cdps após o ensaio de fadiga, a diferentes níveis de tensão aplicado. É possível verificar que os cdps da extremidade apresenta maior delaminação e ruptura a uma mesma altura; enquanto que o cdp do meio foi ensaio a uma maior tensão e apresenta aspecto mais frágil.

Na Tabela 6, há ainda um valor que não será utilizado nas análises estatísticas (81% da tensão). Este valor indica que alguns testes foram conduzidos, escolhendo valores arbitrários de tensão para o ensaio de fadiga (ver Tabela 7 abaixo), todos superiores a 75%, de forma a obter pontos suficientes para a construção da curva S-N do material. Os valores de tensão testados na triplicata foram definidos de modo a englobar os limites superior e inferior e dois valores intermediários, uma vez que os resultados de fadiga sofrem grandes alterações dentro de pequena variação da tensão.

Figura 4.4 Corpo de prova após ensaio de fadiga e cdp antes do ensaio acima.

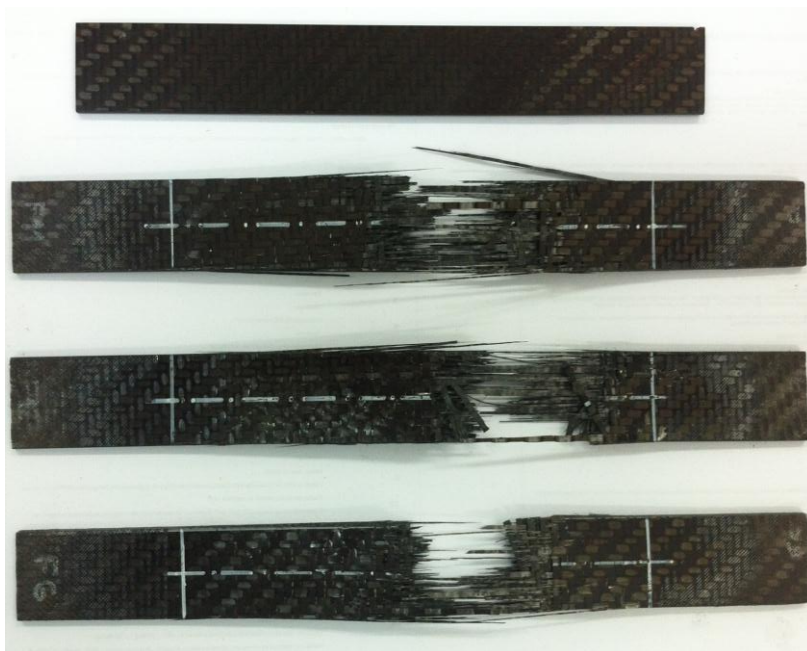


Tabela 7 Valores de tensão escolhidos para a triplicata.

TWILL / CYCOM 890			
Resistência a Tração		827,23 MPa	
72%	595.61	81%	670.06
73%	603.88	82%	678.33
74%	612.15	83%	686.60
75%	620.42	84%	694.87
76%	628.69	85%	703.15
76,5%	632.83	86%	711.42
77%	636.97	87%	719.69
78%	645.24	88%	727.96
79%	653.51	89%	736.23
80%	661.78	90%	744.51

onde os valores escolhidos para o ensaio de fadiga estão destacados e os valores de tensão estão em MPa.

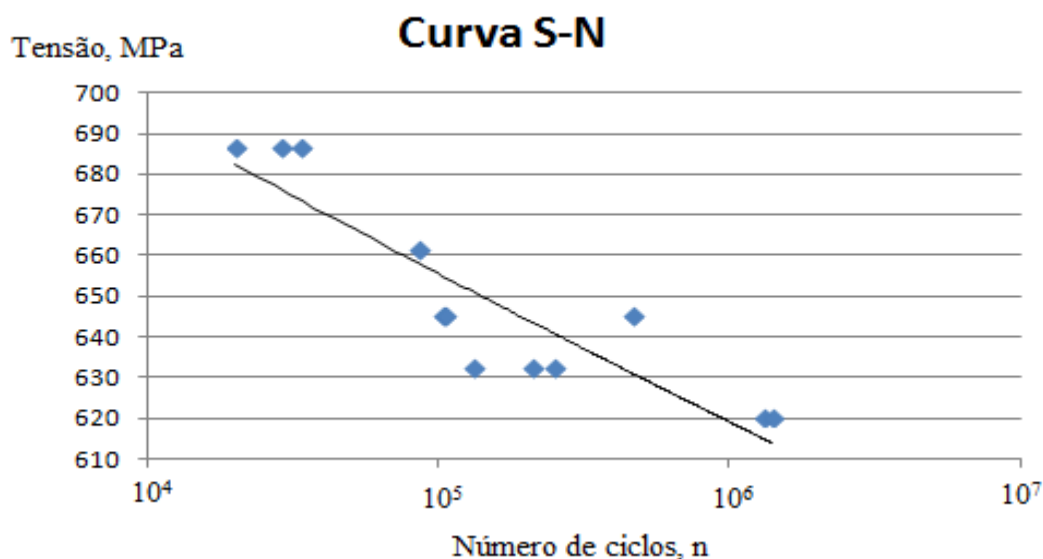
4.2.1. Curva S-N

A curva S-N obtida para o compósito Twill/ Cycom 890 é indicada na Figura 4.5 Curva S-N. Vida em fadiga do compósito Twill/Cycom. abaixo. Esta curva é dada pela equação representada abaixo:

$$S = a \cdot (N)^b \quad \text{Eq (9)}$$

onde S tensão aplicada
 N números de ciclos (vida em fadiga)
 a e b constantes características de cada material

Figura 4.5 Curva S-N. Vida em fadiga do compósito Twill/Cycom.



A partir do gráfico, obtém-se a equação da curva abaixo e o coeficiente de correlação R, que varia entre 0 e 1 e também indica que a aplicação de Weibull é uma boa aproximação para a curva S-N em questão.

$$\text{Curva S-N} \quad y = 872.85 x^{-0.025}$$

$$R^2 = 0.8092$$

Avaliando o gráfico, observa-se a primeira dispersão no intervalo entre 10^4 a 10^5 , a níveis de tensão entre 680 MPa e 690 MPa. A segunda grande dispersão ocorre no intervalo de 10^5 a 10^6 , a níveis de tensão entre 630 MPa e 660 MPa, indicando que a dispersão de resultados não depende do nível de tensão aplicado, mas é uma característica dos materiais compósitos. Esta tendência à dispersão é importante para o desenvolvimento de projetos de estruturas e deve ser considerada, a fim de indicar aplicações e design adequados à essa característica.

O fato do número de ciclos suportado pelo material ser maior para menores valores de tensão, pode ser justificado pelo tempo que os defeitos levam para nuclear e propagar trincas que atinjam o valor crítico para cada tensão.

4.2.2. Análise estatística – Aplicação da Distribuição de Weibull

Uma vez que os dados da vida em fadiga do compósito apresentaram considerável dispersão nos resultados devido à heterogeneidade na microestrutura do material, é desejada a aplicação de conceitos de probabilidade neste estudo para assegurar um valor coerente de resistência à fadiga deste material. Para desenvolver a curva de fadiga com probabilidade de falha, a análise estatística de Weibull foi aplicada para cada nível de tensão utilizado nos testes de fadiga – 75%; 76,5%; 78% e 83%.

Neste trabalho foi proposta aplicação da distribuição de Weibull para descrever a distribuição da probabilidade de vida em fadiga para os compósitos Twill/Cycom 890. Essa ferramenta tem como vantagem apresentar a função de probabilidade de fratura em função do nível de tensão, baseado no número de ciclos até a falha.

Além disso, o uso da distribuição de Weibull oferece argumentos confiáveis, é relativamente fácil para aplicar e tendo sido bastante utilizado para descrever o comportamento de vida em fadiga.

4.2.2.1. Estimando os Parâmetros de forma e escala

Uma vez realizados os ensaios de fadiga, pode-se associar os diferentes níveis de tensão aos seus números de ciclos, estes caracterizam a vida em fadiga do corpo-de-prova. Os parâmetros α e β necessários à análise de Weibull são estimados pelo método gráfico, como visto a seguir.

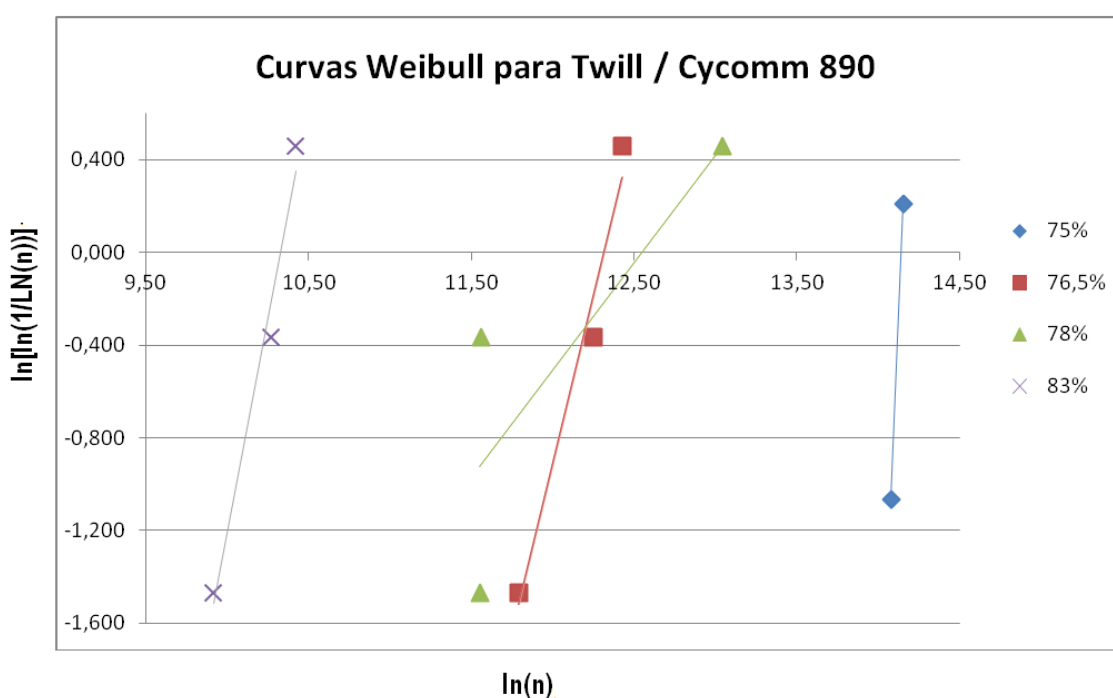
A partir da equação eq. (2) da Função da Densidade Acumulada citada anteriormente, foi possível executar uma regressão linear dos dados de fadiga e estabelecer uma relação para cada nível de tensão como indicado na Tabela 8 abaixo. O passo a passo detalhado sobre os cálculos para obtenção da tabela a seguir, encontra-se no Apêndice B.

Tabela 8 Parâmetro da Distribuição de Weibull.

Tensão Aplicada (MPa)	Número de ciclo (n)	Índice do CDP	RM (rank médio)	ln(ciclo) Eixo X	ln(ln1/1-MR) Eixo Y
620,42	1.302.874	1	0,29167	14,08008	-1,06467
	1.405.841	2	0,70833	14,15615	0,20876
632,83	131.799	1	0,20588	11,78903	-1,46740
	209.293	2	0,50000	12,25149	-0,36651
	249.367	3	0,79412	12,42668	0,45771
645,24	104.000	1	0,20588	11,55215	-1,46740
	105.065	2	0,50000	11,56233	-0,36651
	462.029	3	0,79412	13,04338	0,45771
686,60	20.180	1	0,20588	9,91245	-1,46740
	28.800	2	0,50000	10,26813	-0,36651
	33.560	3	0,79412	10,42109	0,45771

Ao estabelecer o gráfico entre $\ln[\ln(1/1-MR)]$ e $\ln(n)$, pode-se notar que o comportamento em fadiga para este material segue a distribuição de Weibull. Este gráfico relaciona os valores da regressão linear realizada para cada nível de tensão utilizado no ensaio de fadiga e desta maneira foi possível estabelecer uma reta com a melhor relação entre os 03 diferentes valores da triplicata, como segue na Figura 4.6 Curva de Weibull para a triplicata da fadiga.

Figura 4.6 Curva de Weibull para a triplicata da fadiga.



O gráfico da Figura 4.6 Curva de Weibull para a triplicata da fadiga, apresenta as regressões para todas as tensões avaliadas. Os valores do coeficiente de regressão linear, indicado pela letra R, correspondem à qualidade da regressão de um determinado conjunto de dados. Quanto mais o valor de R se aproximar de 1 (considera-se valores acima de 0,95 como satisfatórios), melhores são a distribuição dos dados analisados e a reta da regressão linear.

Nota-se no gráfico da Figura 4.6 que as curvas para 75, 76,5 e 83% apresentam pouca dispersão entre os pontos da triplicata, pois suas curvas estão pouco inclinadas em relação ao eixo vertical. Como indicado na Tabela 9 Regressão linear para as curvas de Weibull., os valores do coeficiente de regressão linear para estas 03 curvas são

satisfatórios, visto que apresentam valores de R^2 superiores a 0,95. Ressalva para a curva correspondente a 75% que apresenta coeficiente igual a 1 sendo o melhor resultado possível entre todas as demais.

Já para a curva para 78%, onde os valores da triplicata encontram-se bastante dispersos, sua curva apresenta grande inclinação em relação ao eixo vertical e o coeficiente R é bem inferior a 1 (um), como observado na Tabela 9. Este resultado é atribuído à diferença considerável de um dos valores da triplicata em relação aos outros dois valores, semelhantes entre si, gerando assim grande dispersão entre os dados avaliados.

Tabela 9 Regressão linear para as curvas de Weibull.

Tensão Aplicada (Mpa)	β	α	Equação das retas da regressão linear	Coefficiente de regressão R^2
620,42	16,7420*	1.388.135	$y = 16,742x - 236,79$	NA
632,83	2,8888	222.895	$y = 2,8888x - 35,574$	0,9708
645,24	0,9288	281.052	$y = 0,9288x - 11,653$	0,6808
686,60	3,6631	30.506	$y = 3,6631x - 37,824$	0,9796

* O valor é superior aos demais pois há somente dois valores para a reta, não apresentando DP.

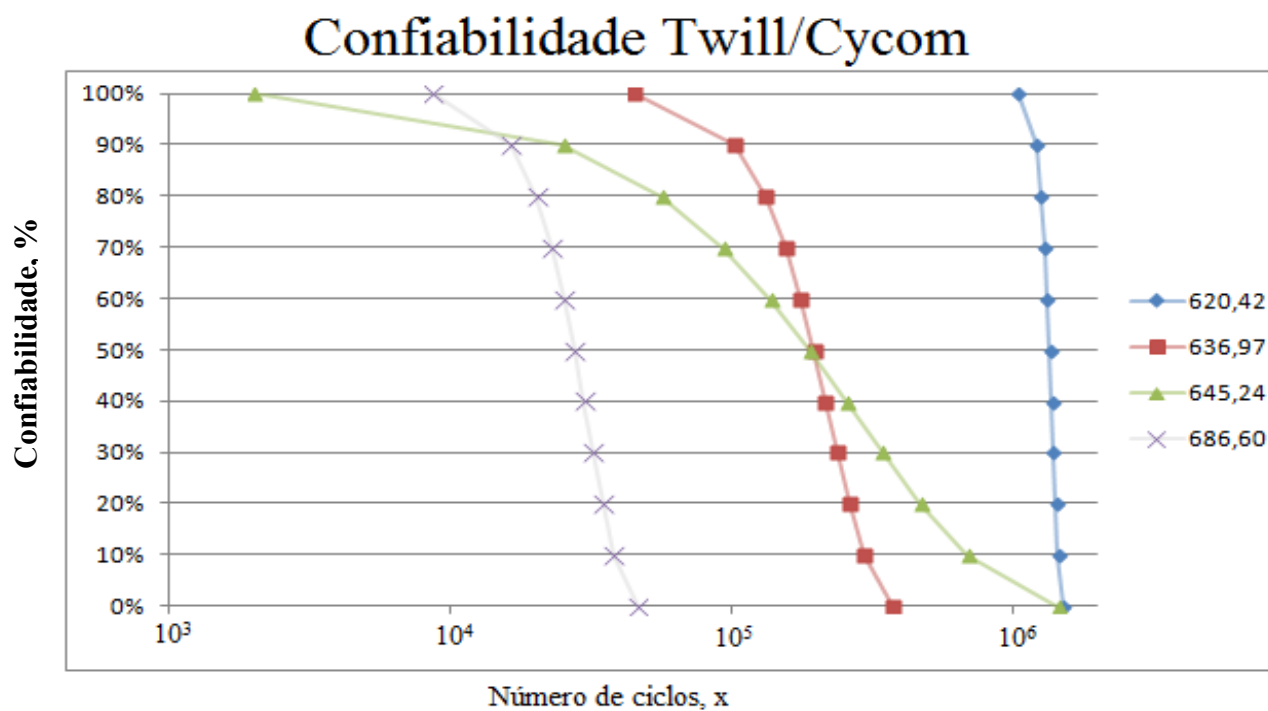
A partir da equação de reta das regressões apresentadas no gráfico de Weibull da Figura 4.6, foi possível obter os valores para ambos parâmetros de Weibull (forma e escala). O parâmetro de forma foi determinado como sendo o coeficiente angular da regressão e o parâmetro de escala foi obtido através da eq. (5) introduzida anteriormente e do coeficiente linear da regressão. Ambos os valores também são mostrados na Tabela 9.

Como observado, a análise de Weibull para as amostras testadas a 75% (620,23 MPa) apresenta valor de β muito elevado, o que indica pequena variabilidade dos resultados de fadiga e pode-se afirmar que este material expressa alta confiabilidade a este nível de tensão. Para as análises de 78 e 83%, os valores de β são menores (aproximadamente 3,0 e 3,5, respectivamente) porém igualmente satisfatórios, considerando que resultados semelhantes já foram encontrados para compósitos e considerados adequados (SAKIN e AY, 2008). O parâmetro de forma para o nível de 78% (645,24 MPa) apresentou valor inferior a 1, o que indica alto nível de dispersão em sua análise e informa maior heterogeneidade no material.

4.2.2.2. Análise de Confiabilidade dos testes de fadiga

O termo confiabilidade é geralmente utilizado para a probabilidade do desempenho funcional de uma peça ou componente estrutural submetido a condições de serviços em um definido período de tempo. Este termo é também conhecido como probabilidade de sobrevivência e seus gráficos, para cada valor de tensão das amostras do compósito Twill/Cycom 890, são mostrados na Figura 4.7.

Figura 4.7 Curva de confiabilidade para diferentes níveis de tensão.



Estes gráficos foram obtidos utilizando as equações eq. (7) e eq. (8), possibilitando então prever o número de ciclos que o material supostamente suportaria sob ação de um esforço cíclico, considerando um determinado nível de confiabilidade para a aplicação deste mesmo material, conforme dados na Tabela 10.

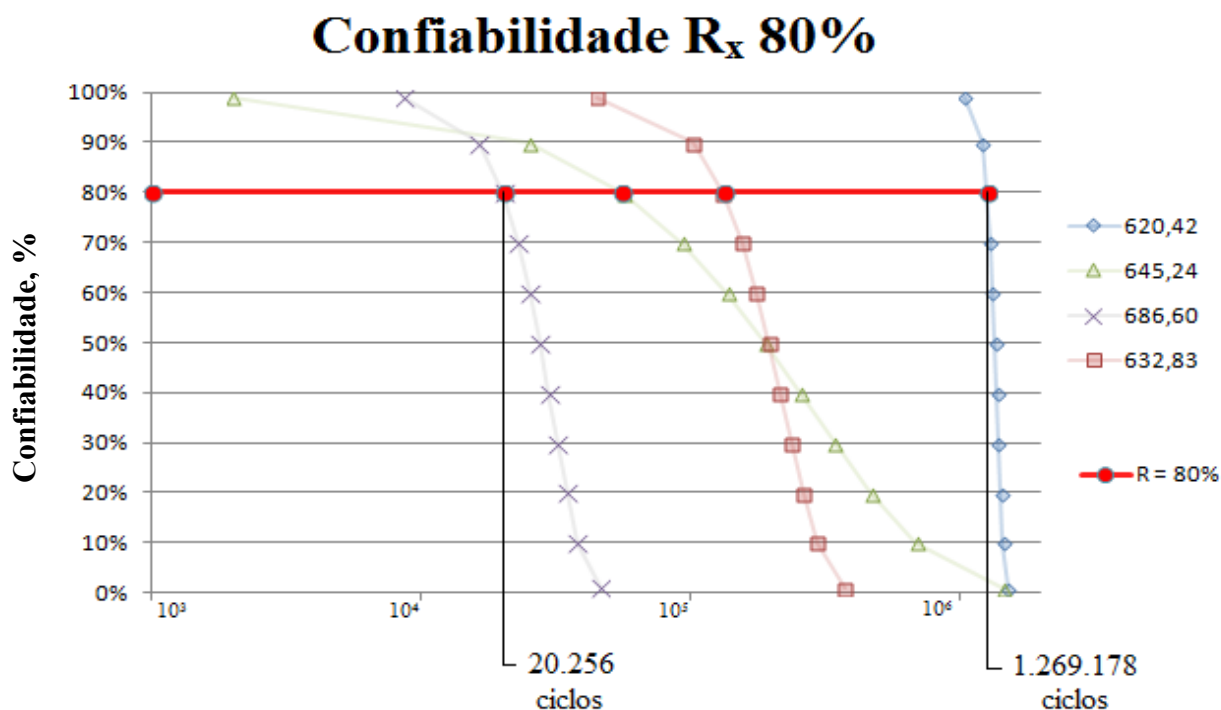
Tabela 10 Valores de confiabilidade calculados entre 1 e 99%.

Confiabilidade, R_x				
Nível	686,60 MPa	645,23 MPa	632,83 MPa	620,42 MPa
99%	8.690	1.985	45.345	1.054.634
90%	16.504	24.920	102.279	1.213.546
80%	20.256	55.903	132.618	1.269.178
70%	23.023	92.627	155.996	1.305.235
60%	25.395	136.363	176.650	1.333.542
50%	27.601	189.413	196.336	1.358.076
40%	29.787	255.805	216.251	1.380.905
30%	32.092	343.228	237.688	1.403.611
20%	34.738	469.142	262.811	1.428.158
10%	38.306	689.873	297.500	1.459.039
1%	46.286	1.455.042	378.175	1.520.713

A Figura 4.8 traz a representação gráfica dos dados da Tabela 10, exemplificando seu uso prático. Para uma confiabilidade de 80% a uma dada tensão, traça-se uma reta horizontal a partir do eixo Y, de modo a interceptar a curva desejada. Traça-se então uma reta vertical e paralela ao eixo Y, que interceptará o eixo X determinando a vida útil do material (em número de ciclos) para confiabilidade de 80%. Como indicado, a curva para a amostra de 620,42 MPa apresenta 1.269.178 ciclos, enquanto a curva para 686,60 MPa apresenta 20.256 ciclos a um nível de confiabilidade de 80%.

É importante destacar ainda que resultados menos dispersos geram curvas de confiabilidade mais paralelas ao eixo Y, enquanto aqueles mais dispersos o comportamento é contrário. Na Figura 4.8 observa-se que a curva para a tensão de 620,42 MPa é praticamente vertical, enquanto que a curva para 645,24 MPa é a menos vertical, uma vez que a primeira foi obtida de resultados pouco dispersos e a segunda, de resultados com maior dispersão, o que reduz sua confiabilidade.

Figura 4.8 Confiabilidade 80% para diferentes níveis de tensão.



De modo geral, a análise estatística de Weibull para os resultados do teste de fadiga do compósito Twill/Cycom 890 mostrou que o mesmo apresenta bons resultados quanto à dispersão de resultados e sua confiabilidade, com exceção de apenas um dos níveis de tensão utilizados, o que pode ser atribuído à heterogeneidade do material ou à anisotropia presente em sua estrutura. Desta forma, avaliar o comportamento em fadiga do material para determinação de uma faixa segura de aplicação é imprescindível, bem como conhecer a confiabilidade dos resultados para futuro desenvolvimento de estruturas em materiais compósitos.

4.2.2.3. Análise fractográfica - MEV

A fractografia por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) é fundamental para determinação das prováveis razões que levaram os materiais à fratura e as características da mesma além de permitir a avaliação da interface entre as fases do compósito, a superfície das fibras de carbono e possíveis deformações sofridas pela matriz polimérica.

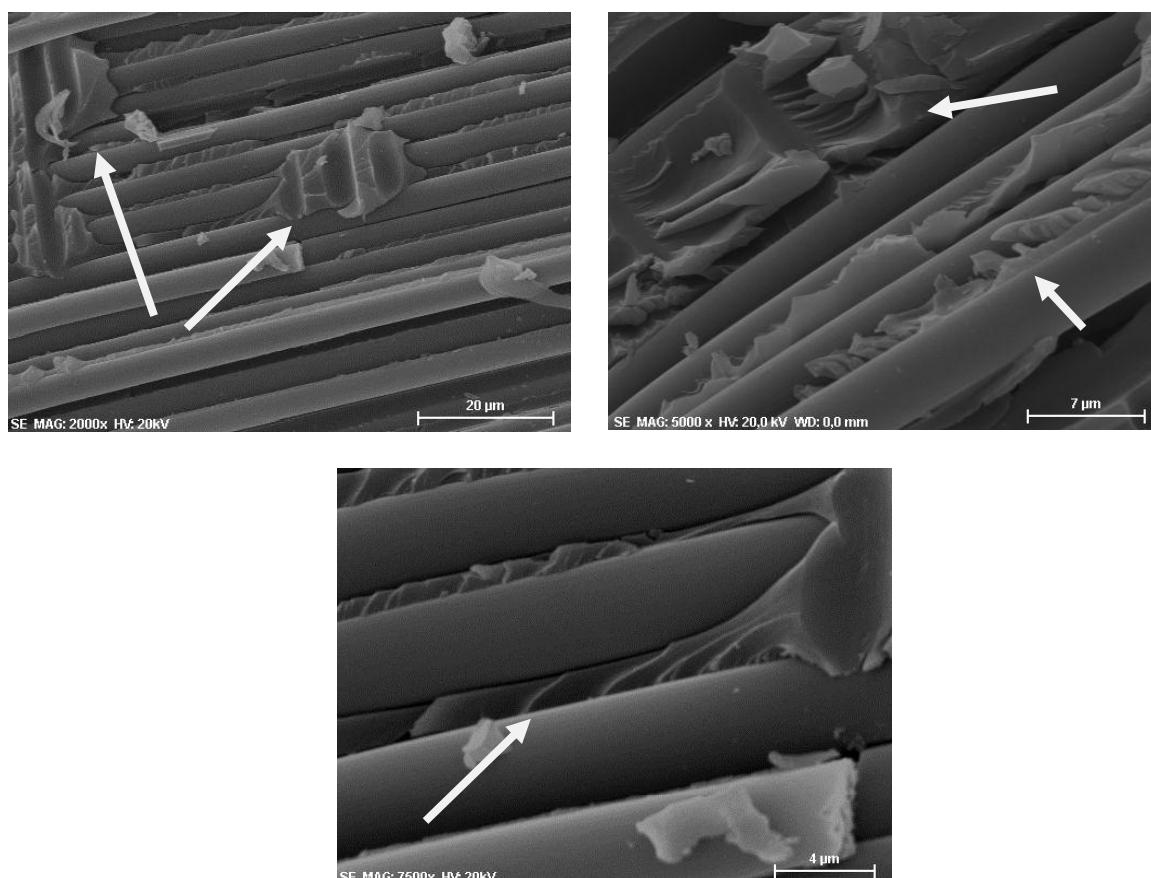
As figuras a seguir mostram as imagens dos cdps fraturados após o ensaio de fadiga para baixo e alto ciclos do compósito Twill/Cycom, para os diferentes níveis de tensões aplicados neste trabalho como citado anteriormente.

Fadiga de Alto Ciclo: cdp 75% - 10^6 ciclos

A Figura 4.9 refere-se ao corpo de prova submetido ao ensaio de fadiga com tensão de 75% do limite de resistência à tração, em diferentes ampliações. Na Figura 4.9(a) é possível observar parte da matriz marcada pelo arrancamento das fibras de uma camada superior, com fibras na direção perpendicular às observadas na imagem, indicadas pelas setas brancas. O fato da resina estar presente entre as fibras revela boa impregnação do reforço, o que leva à uma adequada transferência de carga entre os constituintes do compósito.

É possível observar resina entre os cabos de fibras nas Figura 4.9(b) e (c), bem como a presença de *hackles* (ou cristas de galo) principalmente na Figura 4.9(b), este efeito é bem comum em matrizes poliméricas e se deve ao carregamento cíclico, que induz tensões cisalhantes na matriz. Ainda na Figura 4.9(b), observa-se *hackles* formados pelo arrancamento de fibras (seta branca superior), indicando a formação de uma boa interface entre matriz e reforço, uma vez que a marca deixada na matriz é maior que o diâmetro de uma fibra e não é lisa, como apresentada na Figura 4.9(a).

Figura 4.9 Corpos de prova fraturados após ensaio com tensão a 75%: (a) 2000x; (b) 5000x; (c) 10000x.

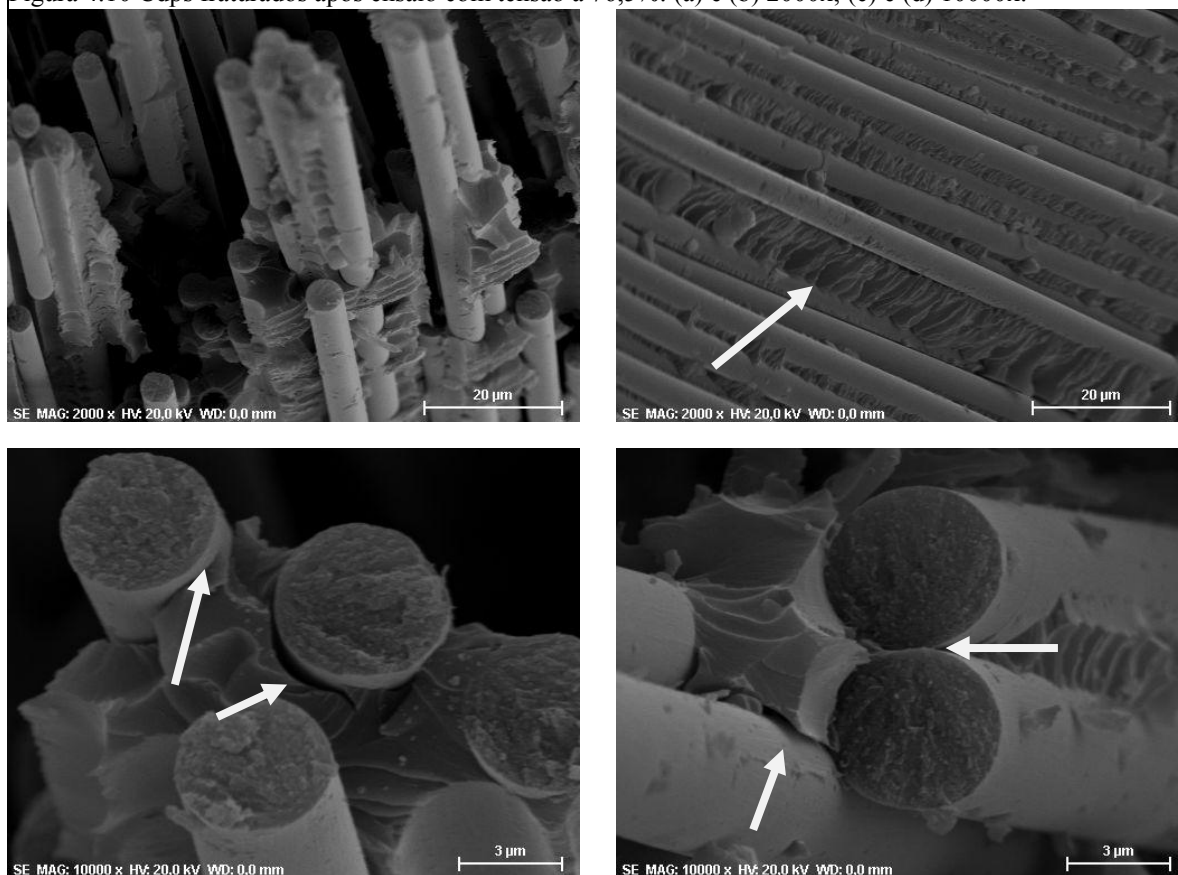


✓ **Corpo de prova F7 – 76,5%**

A 76,5% da tensão de fratura do material, têm-se as imagens demonstradas na Figura 4.10 Cdps fraturados após ensaio com tensão a 76,5%: (a) e (b) 2000x; (c) e (d) 10000x.. Na Figura 4.10(a) é possível verificar a topografia das fibras fraturadas bem como resina aderida às superfícies dos cabos de fibra. Nas Figura 4.10(b) e (d) há resina entre as fibras e também a presença de hackles, como indicado pelas setas.

Tanto na Figura 4.10(c) quanto na Figura 4.10(d), a topografia das superfícies das fibras é mostrada em maior detalhe, indicando o local do início e o sentido da propagação das trincas translaminares. A diferença entre os sentidos de propagação das trincas observadas na Figura 4.10(c) indica uma eficiente transferência de tensão da resina para as fibras através da interface. Observa-se ainda na Figura 4.10(c) e (d) a ocorrência de descolamento entre fibras e resina, um dano atribuído à fase que precede a falha de compósito por fadiga.

Figura 4.10 Cdps fraturados após ensaio com tensão a 76,5%: (a) e (b) 2000x; (c) e (d) 10000x.

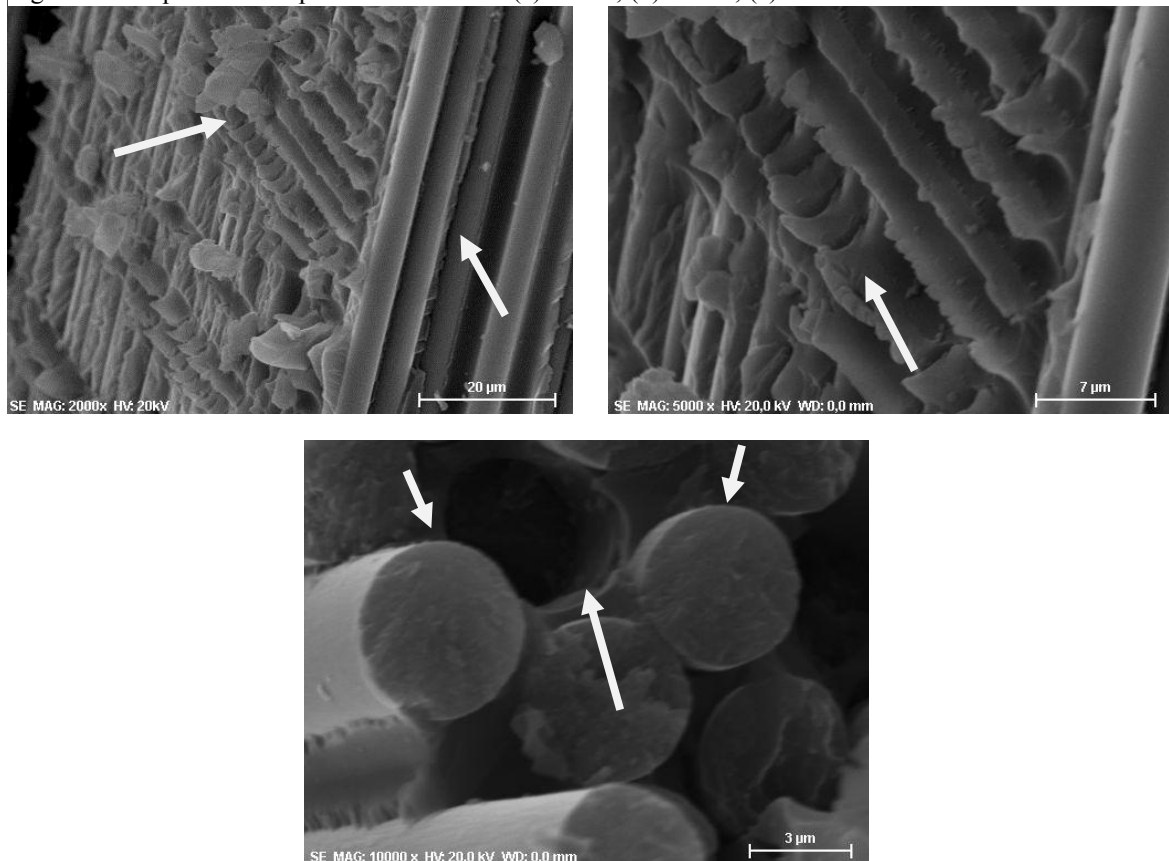


✓ **Corpo de prova F9 – 78%**

A Figura 4.11 mostra a fratura do corpo de prova ensaiado a 78% da tensão de ruptura em tração. Pode ser observado na Figura 4.11(a), a presença de resina sobre as fibras e a presença de *hackles*, mais detalhado na Figura 4.11(b). Devido à maior tensão utilizada, os *hackles* formados são mais evidentes que os apresentados pela amostra F7.

Na Figura 4.11(c), há presença de um espaço vazio que corresponde a um cabo de fibra arrancado (*pull-out*). É possível verificar também a topografia das fibras, bem como o aspecto nas superfícies que demonstram região do início e propagação da trinca.

Figura 4.11 Cdp fraturado após ensaio da 78%: (a) 2000x; (b) 5000x; (c) 10000x.

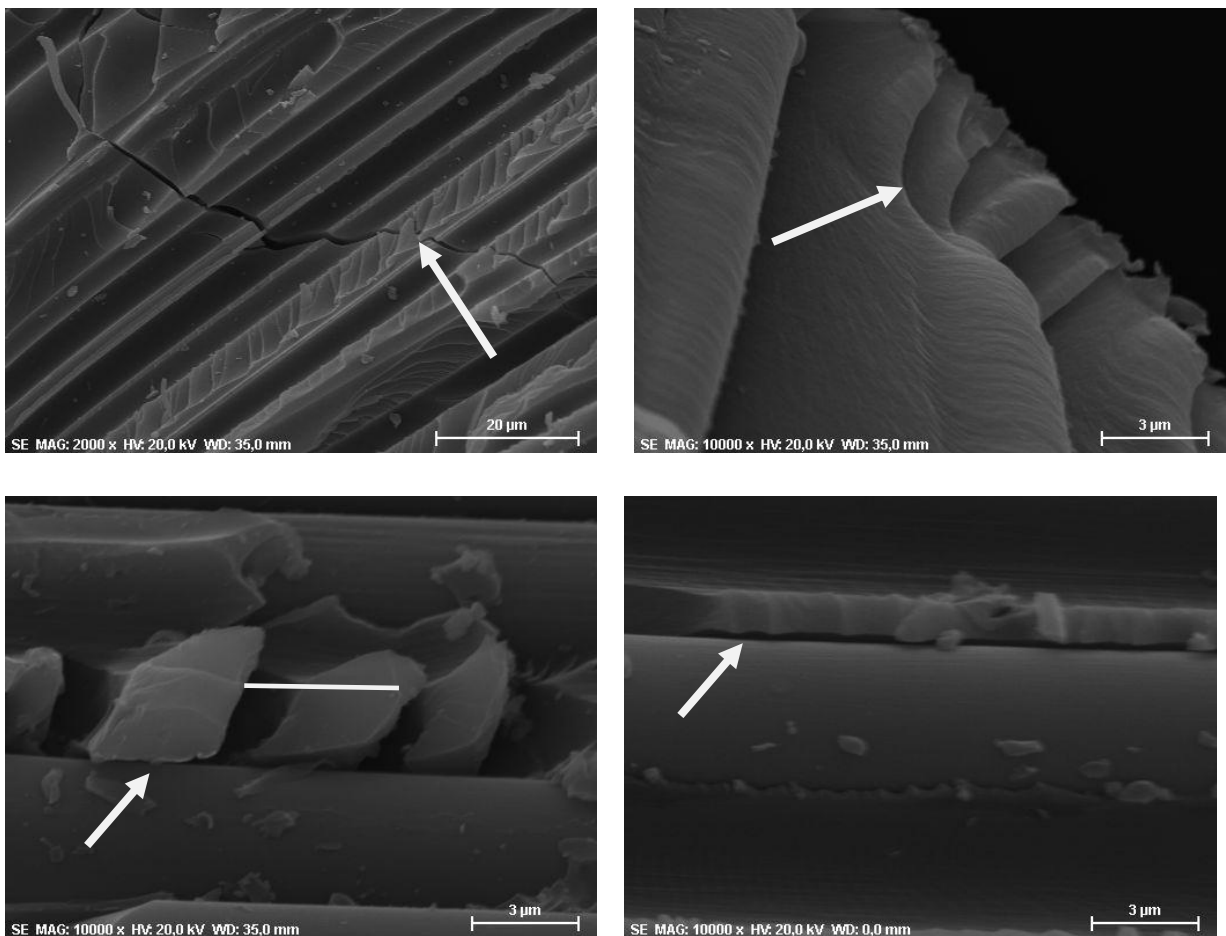


✓ **Baixo ciclo: corpo de prova ensaiado a 83%**

No ensaio de baixo ciclo, a fractografia revela aspecto mais frágil para a fratura devido à maior intensidade de tensão e baixa tenacificação da resina polimérica utilizada. Na Figura 4.12(a) observa-se a formação de trinca na matriz. Já na Figura 4.12(b), observa-se a propagação de trincas (como marcas de rio) em cada *hackle*, que convergem para a parte mais alta do mesmo.

Na Figura 4.12(c) pode ser observado *hackles* e maior espaçamento entre este defeito na matriz, devido à alta tensão utilizada. Por último, na Figura 4.12(d) nota-se descolamento da interface entre fibra e matriz.

Figura 4.12 Cdp ensaiado a 83%: (a) 2000x; (b), (c) e (d) 10000x.



De um modo geral, os ensaios de baixo ciclo apresentam maior deformação na resina e há maior incidência de falhas coesivas, uma vez que a matriz não é capaz de absorver e redistribuir adequadamente as tensões aplicadas por falta de tenacidade. As falhas nas fibras são ocasionadas pela fratura prematura da matriz. Para ensaio de alto ciclo, no qual o compósito apresenta vida infinita, a matriz apresenta aspecto de fratura dúctil.

5. CONCLUSÕES

Conclui-se, portanto, que os objetivos deste trabalho de graduação quanto à investigação do comportamento mecânico em fadiga do compósito Twill/ Cycom foram atingidos.

O material estudado revelou alta resistência mecânica e excelente comportamento em fadiga, justificando sua aplicação estrutural e a necessidade da aplicação do estudo estatístico de Weibull.

Em relação à análise de inspeção ultrassônica, o material compósito apresentou distribuição homogênea da resina entre os cabos de fibra, importante para garantir um comportamento mecânico mais uniforme deste material.

A distribuição de Weibull mostrou a confiabilidade do compósito em diferentes níveis de tensão. À 75% da tensão de ruptura em tração, o compósito twill/cycom apresentou vida em fadiga infinita. Os ensaios de baixo ciclo foram conduzidos a 83% do limite de resistência à tração, determinando então os limites inferior e superior para o intervalo de fadiga.

As análises de Weibull revelaram pouca dispersão entre os resultados, exceto pela grande variação ao nível de 78% (645,24 MPa) indicada pelo baixo valor do parâmetro de forma β e pelo aspecto da reta de regressão linear.

Com a análise fractográfica, foi possível observar a formação de uma satisfatória interface fibra/matriz e defeitos que tipicamente surgem em compósitos poliméricos submetidos à carregamentos cíclicos, como falha coesiva, formação de *hackles* e *pull-out*, sendo a coesão um defeito relacionado à tenacidade da resina Cycom 890 RTM.

REFERÊNCIAS

ADUMITROAIE, A., e BARBERO, E. J. (2011). **Beyond plain weave fabrics – I. Geometrical model.** *Composite Structures*, 1424-1432.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM D 3039: **Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials.** United States, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM D 3479: **Standard test method for tension-tension fatigue of polymer matrix composite materials.** United States, 2007.

AMIRKAHNLOU, S., KETABCHI, M., e PARVIN, N. (2013). **Accumulative press bonding; a novel manufacturing process of nanostructured metal matrix composites.** *Materials e Design* , 367-374.

ARGUELLES, A., CORONADO, P., e CANTELI, A. F. (2013). **Using a statistical model for the analysis of the influence of the type of matrix carbon–epoxy composites on the fatigue delamination under modes I and II fracture.** *International Journal of Fatigue* , 54-59.

BAERE, I., e PAEPEGEM, W. V. (2011). **On the tension–tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part I: Limitations of the ASTM D3039/D3479.** *Polymer Testing* , 625-632.

BELINGARDI, G., e KORICHO, E. G. (2013). **Characterization and damage analysis of notched cross-ply and angle-ply fabric GFRP composite material.** *Composite Structures* , 237–249.

BOONYAPOOKANA, A., e NAGATA, N. (2011). **Fatigue crack growth behavior of silica particulate reinforced epoxy resin composite.** *Composites Science and Technology* , 1124-1131.

CALLISTER JR., W. D. (2012). *Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução.* LTC.

CANEVAROLO, S. V. (2004). **Técnicas de Caracterização de Polímeros.** Artliber.

COMPOSITES, H. (s.d.). <http://www.hexcel.com/Products/Carbon-fiber>. Acesso em 10 de 09 de 2013, disponível em <http://www.hexcel.com/Products/Carbon-fiber>

COSTA, E. R., e SKORDOS, A. (2012). **RTM processing and electrical performance of carbon nanotube modified epoxy/fibre composites.** *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 593-602.

DANDEKAR, C. R., e SHIN, Y. C. (2012). **Modeling of machining of composite materials: A review.** *International Journal of Machine Tools and Manufacture* , 102-121.

DAVIS, D. C., WILKERSON, J. W., ZHU, J., e HADJIEV, V. G. (2011). **A strategy for improving mechanical properties of a fiber reinforced epoxy composite using functionalized carbon nanotubes.** *Composites Science and Technology* , 1089-1097.

DELÉGLISE, M., e GROGNEC, P. L. (2011). **Modeling of high speed RTM injection with highly reactive resin with on-line mixing.** *Composites: Part A* , 1390-1397.

ECHARD, B., GAYTON, N., e BIGNONNET, A. (2013). *International Journal of Fatigue. A reliability analysis method for fatigue design .*

EGAN, B., MCCARTHY, C., e GRAY, P. J. (2013). **Static and high-rate loading of single and multi-bolt carbon-epoxy.** *Composites: Part A* , 97-108.

EMBRAER, I. (2005). **Um século de História**. Informativo Embraer para o Brasil e exterior , 721-723.

FINK, J. K. (2013). **Chapter 3 - Epoxy Resins**. In: Reactive Polymers Fundamentals and Applications (pp. 95-153). William Andrew.

FRIEDRICH, K. (1989). **Capítulo 11 - Fractographic Analysis of Polymer Composites**. Hamburg: FRGM.

GIBSON, R. (1994). **Principles of composites materials mechanics**. New York: McGraw Hill.

GONZAGA, C. C., CESAR, P. F., MIRANDA, W. G., e YOSHIMURA, H. N. (2011). **Slow crack growth and reliability of dental ceramics**. *Dental Materials* , 394-406.

GREENHALGH, E., ROGERS, C., e ROBINSONS, P. (2009). **Fractographic observation on delamination growth and the subsequent migration through the laminate**. *Composite Science Technology* , 2345-2351.

GU, X., e WANG, H. (2013). **In-plane shear response of unidirectional fiber reinforced and fabric reinforced carbon/epoxy composites**. *Polymer Testing* , 594-601.

GUDE, M., HUFENBACH, W., e KOCH, I. (2013). **Fatigue testing of carbon fibre reinforced polymers under VHCF loading**. *Materials Science* , 18-24.

GUPTA, A., e BICKERTON, S. (2012). **Simulating the effect of temperature elevation on clamping force requirements during rigid-tool Liquid Composite Moulding processes**. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 2221-2229.

HAMEED, N., SREEKUMAR, P. A., FRANCIS, B., e YANG, W. (2007). **Morphology, dynamic mechanical and thermal studies on poly(styrene-co-acrylonitrile) modified epoxy resin/glass fibre composites.** *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 2422-2432.

HEIM, D., HARTMANN, M., NEUMEAYER, J., e KLOTZ, C. (2013). **Novel method for determination of critical fiber length in short fiber carbon/carbon composites by double lap joint.** *Composites Part B: Engineering* , 365-370.

KAHTIBI, A. A., YE, L., e MAI, Y. W. (2001). **An experimental study of the influence of fibre–matrix interface on fatigue tensile strength of notched composite laminates.** *Composites Part B: Engineering* , 371-377.

KATNAM, K. B., COMER, A. J., STANLEY, W. F., e BUGGY, M. (2011). **Characterising pre-preg and non-crimp-fabric composite single lap.** *International Journal of Adhesion e Adhesives* , 679-686.

KAWAI, M., e KOIZUMI, M. (2007). **Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/epoxy laminates at room temperature.** *Composites: Part A* , 2342-2353.

KHOUN, L., OLIVEIRA, R., MICHAUD, V., e HUBERT, P. (2011). **Investigation of process-induced strains development by fibre Bragg grating.** *Composites: Part A* , 275-282.

LAURENZI, S., e GRILLI, A. (2014). **Process simulation for a large composite aeronautic beam by resin transfer molding.** *Composites Part B: Engineering* , 47-55.

LEE, H., e NEVILE, K. (1968). **Handbook of epoxy resins.** New York: McGraw Hill.

LIU, Q., e LIN, Y. (2013). **Lightweight design of carbon twill weave fabric composite body structure for electric vehicle.** *Composite Structures* , 231-238.

LOHBAUER, U., e KRAEMER, N. (2008). **Correlation of in vitro fatigue data and in vivo clinical performance of a glassceramic material.** *Dental Materials* , 39-44.

MA, K., e WANG, B. (2011). **Plasma treatment of carbon fibers: Non-equilibrium dynamic adsorption and its effect on the mechanical properties of RTM fabricated composites.** *Applied Surface Science* , 3824-3830.

NETO, F., e PARDINI, L. (2006). **Compósitos Estruturais Ciência e Tecnologia.** SP: Editora Blücher.

NETO, F., e PARDINI, L. (2006). **Compósitos Estruturais Ciência e Tecnologia.** SP: Editora Blücher.

ORNAGHI, B., e MEIER, M. M. (2012). **Subcritical crack growth and in vitro lifetime prediction of resin composites with different filler distributions.** *Dental Materials* , 985-995.

POODTS, E. (2014). **Fabrication, process simulation and testing of a thick CFRP component using the RTM process.** *Composites Part B: Engineering* , 673-680.

REIFSNIDER, K. L., e CASE, S. W. (2002). **Damage Tolerance and Durability of Material Systems.** Virginia: Wiley.

RIEBBER, G., e MITSCHANG, P. (2013). **Influence of textile parameters on the in-plane Permeability.** *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 89-98.

SAKIN, R., e AY, I. (2008). **Statistical analysis of bending fatigue life data using Weibull distribution in glass-fiber reinforced polyester composites.** *Materials e Design* , 1170-1181.

SHIINO, M., CAMARGO, L., CIOFFI, M. O., VOORWALD, H., e REZENDE, M. C. (2012). **Correlation of microcrack fracture size with fatigue cycling on non-crimp fabric/RTM6 composite in the uniaxial fatigue test.** *Composites: Part B*, 2244-2248.

SONG, Y. (2012). **Viscoelastic and thermal behavior of woven hemp fiber reinforced poly(lactic acid) composites.** *Composites Part B: Engineering* , 856-860.

SREEKUMAR, P., e SAITER, J. M. (2012). **Electrical properties of short sisal fiber reinforced polyester composites fabricated by resin transfer molding.** *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 507-511.

TAKAGI, H., LIU, K., e OAUGI, R. (2012). **Effect of physicochemical structure of natural fiber on transverse thermal conductivity of unidirectional abaca/bamboo fiber composites.** *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 1234-1241.

VALLONS, K., e BEHAEGHE, A. (2010). **Impact and post-impact properties of a carbon fibre non-crimp fabric and a twill weave composite.** *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 1019-1026.

VASCONCELLOS, D. S., TOUCHARD, F., e ARNAULT, L. C. (2014). **Tension-tension fatigue behaviour of woven hemp fibre reinforced epoxy composite: A multi-instrumented damage analysis.** *International Journal of Fatigue* , 159-169.

WALBRAN, W. A., e VERLEYE, B. (2012). **Prediction and experimental verification of normal stress distributions on mould tools during Liquid Composite Moulding.** *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* , 138-149.

WANG, B., MA, K., e CHEN, P. (2011). **Plasma treatment of carbon fibers: Non-equilibrium dynamic adsorption and its effect on the mechanical properties of RTM fabricated composites.** *Applied Surface Science* , 3824-3830.

WANG, B.-C., e ZHOU, X. (2013). **Fabrication and properties of CNTs/carbon fabric hybrid multiscale composites processed via resin transfer molding technique.** *Composites Part B: Engineering* , 123-129.

WEETON, J., PETERS, D., e THOMAS, K. (1987). **Engineers Guide to Composite Materials.** ASM.

WU, F., e YAO, W. (2010). **A fatigue damage model of composite materials.** *International Journal of Fatigue* , 134-138.

WU, W., ABLIZ, D., JIANG, B., ZIEGMANN, G., e MEINERS, D. (2014). **A novel process for cost effective manufacturing of fiber metal laminate with textile reinforced pC/BT composites and aluminum alloy.** *Composite Structures* , 172-180.

ZHANG, K., e GU, Y. (2014). **Effect of rapid curing process on the properties of carbon fiber/epoxy composite fabricated using vacuum assisted resin infusion molding.** *Materials e Design* , 624-631.

APÊNDICE A – PARÂMETROS DO ENSAIO DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram conduzidos com auxílio dos parâmetros de amplitude e tensão média, listados na Tabela 11 a seguir:

Tabela 11 Parâmetros para o ensaio de fadiga.

CDP de fadiga	Tensão Aplicada (MPa)	Largura w (mm)	Espessura b (mm)	$\sigma_{\text{máx}}$ (kN)	σ_{min} (kN)	A (kN)	$\sigma_{\text{médio}}$ (kN)
F2	620,42	24,42	2,92	44,240	4,424	19,908	24,332
F3		25,01	2,9	44,998	4,500	20,249	24,749
F7	632,83	24,99	2,87	45,387	4,539	20,424	24,963
F6		25,22	2,87	45,805	4,581	20,612	25,193
F11		25,54	2,92	47,194	4,719	21,237	25,957
F5	645,24	25,08	2,88	46,606	4,661	20,973	25,633
F9		24,78	3,01	48,127	4,813	21,657	26,470
F12		25,5	2,92	48,045	4,804	21,620	26,425
F4	686,60	24,82	2,9	49,420	4,942	22,239	27,181
F10		25,45	2,96	51,723	5,172	23,275	28,448
F13		25,08	2,93	50,454	5,045	22,704	27,750

Limite de Resistência à Tração **827,23 MPa**

Razão de carga **R = 0,1**

Onde se tem que:

$$\sigma_{\text{máx}} = \sigma \cdot w \cdot b$$

$$\sigma_{\text{min}} = \sigma_{\text{máx}} \cdot R$$

$$A = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{min}}$$

$$\sigma_{\text{médio}} = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{min}}) / 2$$

APÊNDICE B – CÁLCULO PARA ANÁLISE DE WEIBULL

A análise dos resultados de fadiga por meio da distribuição de Weibull seguiram os seguintes passos:

- i. Agrupar os resultados de vida em fadiga, em ordem crescente, de acordo com o nível de tensão aplicado e atribuir índices a cada resultado.
- ii. A probabilidade de falha é dada pela fórmula de Rank Médio de Bernard

$$MR = \frac{i - 0.3}{n + 0.4}$$

i. é o número de série de falha

n. número total de amostras para cada tensão

- iii. Associando valores de $\ln(\ln(1/(1-MR)))$ e também de $\ln(\text{ciclos})$ em uma tabela (ver Tabela 8), é possível traçar o gráfico $\ln(\ln(1/(1-MR)))$ eixo-Y vs $\ln(\text{ciclos})$ eixo X.
- iv. A equação da reta da regressão linear (vide Eq. 5) para cada triplicata fornece o coeficiente angular (parâmetro de forma) e coeficiente angular c útil para obter o parâmetro de escala pela Eq. 6.