

THATIANE BROCKS

COMPÓSITO ESTRUTURAL CARBONO/EPÓXI VIA RTM PARA APLICAÇÃO  
AERONÁUTICA: PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO

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

Orientadora: Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Maria Odila Hilário Cioffi  
Co-orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Guaratinguetá  
2011

Brocks, Thatiane

B864c      Compósito estrutural carbono/epóxi via RTM para aplicação  
aeronáutica: processamento e caracterização / Thatiane Brocks . –  
Guaratinguetá : [s.n.], 2011

92 f. : il.

Bibliografia: f. 87-91

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,  
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011

Orientadora: Profa. Dra. Maria Odila Hilário Cioffi

Co-orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

1. Materiais compostos 2. Moldagem 3. Fadiga I. Título


CDU 620.1

THATIANE BROCKS

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira  
Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**

  
Prof. Dr. MARIA ODILA HILARIO CIOFFI  
Orientador / Unesp-Feg

  
Prof. Dr. MIRABEL CERQUEIRA REZENDE  
IAE/CTA

  
Prof. Dr. CARLOS ALBERTO CIMINI JUNIOR  
UNICAMP/FEM

Julho de 2011

## **DADOS CURRICULARES**

### **THATIANE BROCKS**

NASCIMENTO	08.03.1983 – SANTA BÁRBARA D´OESTE / SP
FILIAÇÃO	José Geraldo Brocks Mara Sílvia Liasch Brocks
2001/2002	Curso Técnico em Administração de Empresas, no Centro Paula Souza de Americana.
2004/2008	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

...aos meus pais Geraldo e Mara, pelo grande incentivo, e ao meu namorado Leonardo, pelo carinho e por estar sempre ao meu lado.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, minha rocha e minha fortaleza, por guiar meus passos;

à minha orientadora, Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Maria Odila Hilário Cioffi, pela confiança, amizade e todo apoio no desenvolvimento deste trabalho;

ao meu co-orientador Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, por me transmitir parte do seu grande conhecimento;

ao meu amado Leonardo Zanetti de Lima, pelo amor, apoio, paciência e as muitas horas de ajuda no laboratório;

à minha família, em especial meus pais José Geraldo Brocks e Mara Sílvia Liasch Brocks, por apoiarem minhas decisões e terem me dado a oportunidade de estar aqui;

aos meus queridos avós Amélia Gimenes Brocks e José Brocks pelo carinho durante toda a vida;

ao amigo Marcos Yutaka Shiino por dividir tarefas essenciais para o andamento deste trabalho;

aos amigos do Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos pelo constante apoio e amizade,

aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP - Manoel Francisco dos Santos Filho, Odir Vieira da Silva, José Manoel Bernardes e Domingos Hasmann Neto, pelo apoio e dedicação nas diversas etapas deste trabalho;

ao técnico e amigo Urbano Gonçalves de Oliveira, pela amizade, ajuda e sua disponibilidade e bom-humor incessantes;

ao Professor Carlos Y. Shigue e sua aluna Mariane M. S. P. de Abreu, pela colaboração nas análises térmicas;

ao INPE, na pessoa de Maria Lucia Brison de Mattos, pela possibilidade de realizar as análises por microscopia eletrônica de varredura.

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade:

- FAPESP – através do contrato nº 2009/03284-4.

“Quem presta atenção no que lhe ensinam terá sucesso; quem confia em Deus será feliz.”

Provérbios 16:20



BROCKS, T. **Compósito estrutural via RTM para aplicação aeronáutica: processamento e caracterização**. 2011. 92f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

## RESUMO

A indústria aeronáutica nacional tem intensificado sua busca por materiais alternativos, com características e propriedades que permitam a substituição segura do material metálico. Com o objetivo de ganhar competitividade no mercado internacional e contribuir para o desenvolvimento tecnológico no país, o presente trabalho apresenta a técnica de processamento de moldagem por transferência de resina (RTM), utilizada na fabricação de materiais compósitos estruturais e ainda pouco estudada no Brasil. Os compósitos processados por essa técnica apresentam maior fração volumétrica de fibras, melhor acabamento superficial e pouca ou nenhuma necessidade de acabamento do componente produzido. Este trabalho compreende o processamento e a caracterização de compósitos produzidos com resina epóxi monocomponente Cycom 890 e dois tipos de tecidos, *plain weave* e *twill 2x2*, ambos de fibra de carbono. Para a determinação dos parâmetros de processamento, a resina foi caracterizada quanto aos seus comportamentos térmico e viscoso. Com base nos resultados e testes preliminares foi determinada a temperatura mais adequada de injeção em 100°C, a pressão de injeção entre 0,2 e 0,4 MPa e de vácuo em 250 mPa.s. Os compósitos produzidos foram analisados pela técnica de ultrassom *C-Scan* e os resultados mostraram que os laminados processados estão homogêneos quanto à impregnação. Testes de tração mostram que os laminados com tecido tipo *Twill* apresentam maior média de resistência à tração, enquanto que a diferença de trama não influencia significativamente às propriedades de flexão e cisalhamento, que se mostraram superiores as propriedades de compósitos produzidos em autoclave com maiores porcentagens de reforço. Em fadiga, ambos os laminados apresentaram um

curto intervalo, com tensões próximas à de tração, no entanto, o laminado PW/Cycom apresentou maior resistência à fadiga, com intervalo entre 85-92% da tensão de ruptura em tração. Quanto ao comportamento térmico observou-se melhora nas propriedades com a adição do reforço de fibras de carbono, que promoveram o aumento da temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ). Quanto ao comportamento viscoelástico, o material reforçado com tecido tipo *Plain Weave* apresentou maiores valores de módulos elástico e de perda. Considerando as propriedades mecânicas e térmicas, ambos os compósitos foram classificados como adequados à aplicação proposta.

**PALAVRAS-CHAVE:** moldagem por transferência de resina (RTM), compósito estrutural, comportamento mecânico, comportamento térmico.

**BROCKS, T. Structural composite via RTM for aeronautical application: processing and characterization.** 2011. 92f. Thesis (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

## **ABSTRACT**

The national aeronautical industry has intensified your search for alternative materials, with characteristics and properties that allow the safety replacement of metallic material. The goal is to gain competitiveness on international market and contribute with technological development in the country. This work presents a processing technique of resin transfer molding (RTM), used on manufacture of structural composites and understudied in Brazil. Composites processed by this method have a higher fibers volume fraction, better surface finish and little or no finishing require of produced component. This work includes the processing and characterization of composites made with monocomponent epoxy resin Cycon 890 and two types of carbon fiber fabrics, plain weave and twill 2x2. To determine processing parameters, the resin was characterized regarding thermal behavior and viscosity. Based on this results and preliminary tests, it was determined the most appropriate injection temperature at 100°C, the injection pressure between 0.2 and 0.4 MPa and vacuum pressure in 250 mPa.s. Composites produced were analyzed by C-scan ultrasound technique showing a homogeneous impregnation of processed panels. Tensile and flexural tests characterized mechanically composites, allowing seeing that Twill fabric has higher medium tensile performance, while the difference of weft does not influence significantly the flexural and shear properties, that are superior than properties of composites made by autoclaving with higher reinforced volume. In fatigue, both composites showed short interval, close to ultimate tensile strength (uts), however, the PW/Cycom laminated showed higher fatigue resistance, with an interval between 85-92% of uts. About the thermal behavior, it was observed an improvement

in properties with the addition of carbon fiber reinforcement, which caused an increase in Tg. As for the viscoelastic behavior, the Plain Weave showed higher elastic and loss modulus. Considering these mechanical and thermal properties, both composites are considered suitable for the application proposal.

**KEYWORDS:** resin transfer molding (RTM), structural composites, mechanical behavior, thermal behavior.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 4.1 - Tipos de tecido: (a) <i>plain weave</i> , (b) <i>twill</i> , (c) <i>HS weave</i> (PARNAS, 2000).....	9
Figura 4.2 - Ilustração do processamento por RTM com resina bicomponente ( <i>Magnum Vênus Plastech, 2010</i> ).....	10
Figura 4.3 - Sistema RTM ilustrado. ....	12
Figura 4.4 - Curva S-N relative ao compósito NC2/RTM6 e a liga Al 7050-T7451(Cioffi <i>et al.</i> , 2010). ....	14
Figura 4.5 – Evolução do dano por fadiga em materiais compósitos (WU; YAO, 2010). .....	15
Figura 4.6: Esquema da onda longitudinal. ....	19
Figura 4.7: Esquema da onda transversal. ....	19
Figura 4.8: O campo sônico nas proximidades do cristal.....	20
Figura 5.1 - Fluxograma esquemático da metodologia empregada neste trabalho. ....	22
Figura 5.2 – Resina Cycom 890 RTM.....	23
Figura 5.3 – Esquema do (a) tecido Plain Weave; (b) tecido Twill. ....	25
Figura 5.4 – Cavidade do molde (dimensões em mm).....	25
Figura 5.5 – Molde para RTM utilizado.....	27
Figura 5.6 – Tubo de condução de resina entre injetora e molde.....	27
Figura 5.7 - Sistema RTM do GFMA/FEG/UNESP.....	28
Figura 5.8 – Programação das resistências do molde.....	29
Figura 5.9 – Desenho dos corpos de prova nos laminados: (a) <i>Plain Weave</i> ; (b) <i>Twill Weave 2X2</i> .....	31
Figura 5.10 – Regiões selecionadas para análise de TGA/DTG. ....	32
Figura 5.11 - Corpo de prova de tração - Norma ASTM 3039. ....	34
Figura 5.12 - Corpo de prova para ensaio de flexão de acordo com a norma ASTM D790. ....	34
Figura 5.13 – Corpo de prova de cisalhamento - Norma ASTM D2344. ....	35
Figura 5.14 – Máquina e suporte de três apoios usado no ensaio de cisalhamento <i>Short Beam</i> . ....	35
Figura 5.15 – Equipamento de ultrassom C-Scan por imersão em água.....	36
Figura 6.1 – Varreduras dinâmicas da resina Cycom 890 RTM: (a) Curva de cura da resina Cycom 890 RTM; (b) Tg da resina Cycom 890 RTM. ....	39
Figura 6.2 – Isotermas de cura da resina Cycom 890 RTM a 180°C, 210°C e 230°C.....	40
Figura 6.3 – TGA da resina Cycom 890 RTM, sob atmosfera de N <sub>2</sub> . ....	41
Figura 6.4 – Análise DMA da resina Cycom 890 RTM. ....	42
Figura 6.5 – Isotermas de análise viscosimétrica da resina Cycom 890 RTM. ....	43
Figura 6.6 – (a) Progressão do volume de resina injetado; (b) Progressão da pressão de injeção.....	44
Figura 6.7 – Laminado em fibra de vidro processado em ensaio preliminar do sistema RTM. ....	45
Figura 6.8 – Esquema da aplicação do silicone nas laterais do laminado.....	47
Figura 6.9 – Laminados obtidos nos testes: (a) NCF1; (b) NCF2 e (c) NCF4.....	47
Figura 6.10 – Laminados PW: (a) falha no preenchimento; (b) resultado satisfatório. ....	48
Figura 6.11 – Evolução da pressão e volume injetados no laminado PW 1. ....	49

Figura 6.12 – Evolução da pressão e volume injetados no laminado PW 2. ....	49
Figura 6.13 – Evolução da pressão e volume injetados no laminado TWILL. ....	50
Figura 6.14 – Mapa de impregnação (a) laminado PW; (b) laminado TWILL. ....	52
Figura 6.15 – Legenda do mapa de cores. ....	52
Figura 6.16 – Análise TGA e DTG do compósito PW/Cycom 890 RTM na região (a) superior; (b) inferior, sob atmosfera de N <sub>2</sub> . ....	55
Figura 6.17 – Análise TGA e DTG do compósito TWILL/Cycom 890 RTM na região (a) superior; (b) inferior, sob atmosfera de nitrogênio. ....	56
Figura 6.18 – Análise TGA dos tecidos (a) <i>Plain Weave</i> e (b) <i>Twill Weave</i> , em atmosfera de N <sub>2</sub> . ....	58
Figura 6.19 – Análise DSC dos compósitos (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom. ....	59
Figura 6.20 – Análises de DMA para os compósito: (a) PW/Cycom; (b) TWILL/Cycom. ....	61
Figura 6.21 – Regiões de retirada dos CDP de tração nos laminados: (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom. ....	63
Figura 6.22 – Ondulação das fibras na direção (a) da trama e (b) do urdume. ....	63
Figura 6.23 – Rugosidade superficial da fibra de carbono do tecido tipo TWILL. ....	64
Figura 6.24 - Corpos de provas (PW/Cycom) após ensaio de flexão do compósito: (a) CDP com 25X de aumento; (b) detalhe da fratura com 70X de aumento. ....	66
Figura 6.25 - Corpos de provas (TWILL/Cycom) após ensaio de flexão do compósito: (a) CDP com 25X de aumento; (b) detalhe da fratura com 70X de aumento. ....	67
Figura 6.26 – Modos de falha no teste <i>Short Beam</i> (ASTM D 2344). ....	68
Figura 6.27 – Corpos de prova após ensaio de cisalhamento <i>Short Beam</i> : (a) laminado PW/Cycom e (b) laminado TWILL/Cycom, com aumento de 6,5X. ....	69
Figura 6.28 – Detalhes das fraturas de cisalhamento <i>Short Beam</i> : (a) laminado PW/Cycom e (b) laminado TWILL/Cycom, com aumento de 50X. ....	70
Figura 6.29 – Curva S-N axial para o compósito PW/Cycom 890 RTM: (a) tensão nominal, (b) tensão em % da máxima resistência à tração. ....	71
Figura 6.30 – Curva S-N para o compósito TWILL/Cycom 890 RTM: (a) tensão nominal, (b) tensão em % da máxima resistência à tração. ....	72
Figura 6.31 – Macrografia da fratura por tração dos compósitos (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom. ....	74
Figura 6.32 – Detalhes da fratura por tração do compósito PW/Cycom com aumentos de (a) 350X e (b), (c) e (d) 5000X. ....	75
Figura 6.33 – Detalhes da fratura por tração do compósito TWILL/Cycom com ampliações de (a) 1000X, (b) 3500X e (c) 3500X. ....	76
Figura 6.34 – Macrografia da fratura por flexão dos compósitos (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom com aumento de 50X. ....	77
Figura 6.35 – Detalhes da fratura por flexão nos compósitos PW/Cycom, com aumentos de (a) 2000X, (b) 3500X e (c) 3500X. ....	78
Figura 6.36 – Detalhes da fratura por flexão nos compósitos TWILL/Cycom, com aumentos de (a) 1500X, (b) 2000X e (c) 5000X. ....	78
Figura 6.37 – Falha por fadiga do compósito PW/Cycom com baixo ciclo e aumento de (a) 5000X, (b) 5000X, (c) 5000X e com alto ciclo e aumento de (d) 500X, (e) 5000X e (f) 5000X. ....	80

Figura 6.38 – Falha por fadiga do compósito TWILL/Cycom com baixo ciclo e aumento de (a) 3500X, (b) 5000X, (c) 5000X, (d) 5000X e com alto ciclo e aumento de (e) 1500X, (f) 750X, (g) 3500X e (h) 5000X. ....82

## LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1 - Propriedades do matriz Cycom 890 RTM (Cytec Engineered Materials). .....	23
Tabela 5.2 – Característica das fibras dos tecidos usados nesse trabalho (HEXCEL, TORAY, 2010).....	25
Tabela 5.3 – Determinação da quantidade de tecido e resina para o processo. ....	26
Tabela 5.4 – Parâmetros de processamento dos laminados por RTM. ....	30
Tabela 6.1 – Parâmetros de processamento utilizados nos testes preliminares. ....	46
Tabela 6.2 – Dados da análise de digestão ácida .....	53
Tabela 6.3 – Valores utilizados para cálculo da massa densidade aparente dos compósitos .....	54
Tabela 6.4 – Propriedades dos laminados e da resina determinadas por DMA. ....	60
Tabela 6.5 – Dados de resistência à tração dos compósitos. ....	62
Tabela 6.6 - Propriedades mecânicas em flexão dos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom. ....	65
Tabela 6.7 - Propriedades mecânicas em cisalhamento dos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom. ....	68



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
$\Delta H_f$	Calor de fusão
CDP	Corpo de prova
$C_p$	Calor específico
DMA	Análise Dinâmico Mecânica
DSC	Calorimetria Exploratória Diferencial
$E'$	Módulo elástico
$E''$	Módulo de perda
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
NCF	Tecido não tramado
PW	Tecido com trama comum tipo <i>plain waeve</i>
RTM	Moldagem por Transferência de Resina
$T_c$	Temperatura de cristalização
$T_g$	Transição Vítreá
TGA	Termogravimetria
$T_m$	Temperatura de fusão
TWILL	Tecido com trama tipo <i>twill 2X2</i>

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
<b>2 MOTIVAÇÃO</b> .....	<b>3</b>
<b>3 OBJETIVO</b> .....	<b>4</b>
<b>4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>5</b>
4.1 Importância do estudo das fases: matriz e reforço .....	5
4.2 Características físicas, térmicas e mecânicas dos componentes.....	5
4.2.1 Matrizes .....	5
4.2.2 Reforços.....	7
4.3 Processamento RTM: definição, parâmetros e suas influências no laminado .....	9
4.4 Sistema utilizado no processo RTM.....	11
4.5 Caracterização para validação do compósito: mecânica e térmica .....	12
4.5.1 Caracterização mecânica: tração, flexão, cisalhamento e fadiga .....	13
4.5.2 Caracterização térmica: DSC, TGA, DMA.....	16
4.5.3 Caracterização microscópica: acústica, óptica e eletrônica.....	18
<b>5 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>22</b>
5.1 Preparação da Matriz .....	22
5.2 Preparação da Pré-forma .....	24
5.3 Preparação do molde .....	26
5.4 Definição dos parâmetros de processamento .....	28
5.4.1 Parâmetros de Injeção.....	28
5.4.2 Parâmetros de Cura.....	29
5.4.3 Parâmetros de Vácuo .....	29
5.5 Processamento .....	30
5.6 Corte dos Corpos de Prova .....	31
5.7 Caracterização térmica dos compósitos.....	32
5.7.1 Termogravimetria (TGA/DTG).....	32
5.7.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC).....	32
5.7.3 Análise dinâmico-mecânica (DMA).....	33
5.8 Caracterização mecânica .....	33
5.8.1 Ensaio de resistência à tração .....	33
5.8.2 Ensaio de resistência à flexão em três pontos .....	34
5.8.3 Ensaio de cisalhamento .....	34
5.8.4 Ensaio de fadiga .....	35
5.9 Caracterização microscópica .....	36
5.9.1 Microscopia Acústica (A-Scan/ C-Scan) .....	36
5.9.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) .....	37
5.9.3 Microscopia Óptica (MO) .....	37
5.10 Análise de digestão ácida .....	37
<b>6 RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>39</b>
6.1 Caracterização da resina .....	39

6.1.1 DSC .....	39
6.1.2 TGA .....	40
6.1.3 DMA .....	41
6.1.4 Viscosimetria .....	42
6.1.5 Definição de parâmetros de processamento e ciclo de cura .....	43
6.2 Testes preliminares de processamento .....	44
6.3 Processamento dos laminados .....	47
6.3.1 Laminado <i>Plain Weave</i> (PW) .....	48
6.3.2 Laminado <i>Twill Weave 2X2</i> (TWILL) .....	50
6.4 Inspeção Acústica dos Laminados .....	50
6.5 Análise de digestão ácida dos compósitos .....	52
6.6 Caracterização térmica dos compósitos .....	54
6.6.1 Termogravimetria (TGA) .....	54
6.6.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC) .....	58
6.6.3 Análise dinâmico-mecânica (DMA) .....	59
6.7 Ensaios mecânicos dos compósitos .....	62
6.7.1 Ensaio mecânico de tração .....	62
6.7.2 Ensaio mecânico de flexão em três pontos .....	64
6.7.3 Ensaio mecânico de cisalhamento <i>Short Beam</i> .....	67
6.7.4 Ensaio de fadiga .....	70
6.8 Fractografia dos compósitos .....	73
6.8.1 Fractografia do ensaio de tração .....	74
6.8.2 Fractografia do ensaio de flexão .....	77
6.8.3 Fractografia do ensaio de fadiga .....	79
<b>7 CONCLUSÃO</b> .....	<b>84</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>87</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A seleção de materiais é a principal etapa do complexo projeto de uma aeronave, pois envolve a consideração de inúmeros fatores como durabilidade, parâmetros de carga, tolerância ao dano, entre outras. Essas exigências promoveram a evolução dos modelos de aeronaves e, principalmente, dos materiais utilizados em sua construção (BOYER, 2008; INFORMATIVO EMBRAER, 2005).

Na década de 40, os materiais metálicos compunham quase totalmente a aeronave. Em meados da década de 60 os primeiros compósitos de matriz polimérica foram introduzidos na estrutura das aeronaves, visando a redução de custos e o aumento da eficiência estrutural. Inicialmente aplicados somente em carenagens, mais tarde foram introduzidos em estruturas primárias e seções completas de fuselagens (BOYER, 2008; INFORMATIVO EMBRAER, 2005).

O desafio crescente dessa área é atender às exigências do mercado global, quais sejam: elevados requisitos de qualidade e eficiência com baixo custo. Alcançar esse objetivo envolve melhorar os materiais quanto ao desempenho, à resistência e à redução de peso e custos, bem como aplicar novas tecnologias de manufatura na obtenção de componentes estruturais que sejam ligados à redução do impacto ambiental (BOYER, 2008; WILLIAMS; STARKE, 2003).

Atualmente, os materiais compósitos com propriedades específicas permitem produzir componentes de compósitos estruturais de peso reduzido com elevados valores de rigidez e resistência mecânica (McLLHAGGER; BROWN; HILL, 2000; CÂNDIDO; REZENDE; ALMEIDA, 2000; HULL; CLYNE, 1996; DILANDRO; BIBENEDETTO; GROEGER, 1988), promovendo uma considerável economia de energia em comparação ao processamento do componente metálico, além do melhor desempenho mecânico. Estes fatores são essenciais para atender às especificações de projetos e para reduzir o custo operacional.

Acompanhando a melhora desses materiais, é natural que os processos de manufatura dos compósitos também tenham evoluído, promovendo a otimização de suas propriedades. Os processos evoluíram desde a laminação manual até os automatizados e modernos como RTM (Moldagem por Transferência de Resina),

sendo as propriedades dos compósitos fortemente influenciadas pelo processo de manufatura utilizado (STRONG, 1989).

Atualmente, a produção de compósitos avançados no Brasil baseia-se na técnica de autoclave, no entanto, estudos já foram realizados nas áreas de infusão de resina com VARTM e RTM, buscando inovações para aplicação desses materiais na área de engenharia (REZENDE; BOTELHO, 2000).

A contribuição deste trabalho está em introduzir de maneira sistemática o uso de RTM para fabricação de peças estruturais em compósitos, sendo este grupo de pesquisas (Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos) o primeiro do país a projetar e montar e operar um sistema completo para processamento por RTM.

## 2 MOTIVAÇÃO

Este trabalho foi motivado pela necessidade de inovação e desenvolvimento de novas técnicas de processamento para uso da indústria aeronáutica brasileira, a qual ainda utiliza grande quantidade de material metálico em suas aeronaves.

Sabe-se que aviões produzidos no exterior estão à frente dos nacionais no que diz respeito ao uso de materiais mais leves e de bom desempenho mecânico, como os compósitos estruturais. No entanto, o objetivo não é importar novas peças, mas desenvolvê-las no Brasil, com recursos e conhecimento nacionais.

Segundo Pipes (1989), “grande parte do carregamento suportado por estruturas é o peso delas mesmas. Se o peso do material estrutural for reduzido, o carregamento do componente será também reduzido”.

O trabalho de desenvolver tecnologia e ampliar o conhecimento sobre o processamento de compósitos estruturais de boa qualidade, e com condições de substituir materiais metálicos, é a motivação deste estudo. Assim, a principal contribuição pretendida com este estudo está no desenvolvimento e aperfeiçoamento da técnica de processamento RTM, que permitirá a indústria aeronáutica brasileira competir com maior variedade de técnicas para a produção de compósitos de boa qualidade, elevado desempenho mecânico e menor custo, de maneira similar às aeronaves produzidas mundo a fora.

Este estudo aborda as etapas de processamento e a caracterização de laminados processados pela técnica de RTM, abrangendo os principais detalhes envolvidos, além das caracterizações mecânica, microscópica e térmica dos compósitos produzidos.

### **3 OBJETIVO**

O presente trabalho tem como objetivo o desenvolvimento e a caracterização de laminados compósitos estruturais processados com matriz epóxi monocomponente e dois diferentes tipos de tecidos de fibras de carbono pelo uso do processo RTM, visando a aplicação do material processado na indústria aeronáutica nacional, por meio da substituição de peças metálicas, promovendo a redução de peso das aeronaves, sem deixar, no entanto, de assegurar o desempenho mecânico e a segurança.

## 4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 4.1 Importância do estudo das fases: matriz e reforço

Conhecer as características e propriedades de cada componente, a interação entre elas e as particularidades do processo são fundamentais para o sucesso de qualquer técnica de processamento.

Para a matriz é importante que se conheça suas propriedades térmicas, físicas e mecânicas. O estudo desse conjunto de propriedades norteia a definição de parâmetros de processamento, como as temperatura de injeção e de cura, tempo máximo de injeção, além de proporcionar uma idéia do desempenho mecânico (CANEVAROLO, 2004).

O reforço é geralmente definido quanto ao seu desempenho mecânico considerando a relação custo-benefício. Para isso, são levados em conta a qualidade e o desempenho das fibras, bem como o tipo de trama do tecido. A construção do tecido deve satisfazer as necessidades específicas de cada projeto, além de ser compatível com a técnica de processamento.

A escolha da resina e do reforço é uma etapa importante e requer uma análise prévia para que seja adequada à fabricação por RTM. A otimização desses dois fatores são fundamentais na obtenção de produtos econômicos e de alta qualidade (LAWRENCE et al., 2002).

A seguir, são descritos os principais tipos de reforços e matrizes utilizados no processo RTM.

### 4.2 Características físicas, térmicas e mecânicas dos componentes

#### 4.2.1 Matrizes

Matriz é a fase responsável pela união das fibras e definição do formato da peça, distribuição das tensões aplicadas no compósito, além de ser a fase que determina os



parâmetros de processamento (VASILIEV; MOROZOV, 2001).

A matriz perfeita deve ser capaz de redistribuir constantemente a carga aplicada, ou seja, se uma fibra se romper, a carga anteriormente suportada por ela deve ser imediatamente transferida para as fibras adjacentes. Por isso, é essencial que a matriz possua boa tenacidade e dureza suficientemente baixa para evitar que a capacidade de distribuição de carga seja prejudicada (VASILIEV; MOROZOV, 2001).

Para a indústria aeronáutica, o bom desempenho das funções da matriz é tão importante quanto a baixa densidade, isso motiva o uso de matrizes poliméricas na fabricação de materiais compósitos que, quando reforçados com fibras de vidro e carbono, por exemplo, apresentam boas características para aplicação estrutural e baixo peso (REZENDE; BOTELHO, 2000).

As matrizes poliméricas, especialmente as termorrígidas, são as mais usadas na fabricação de materiais avançados. No entanto, essa opção deve vir acompanhada pelo cuidadoso estudo térmico das matrizes, visto que a temperatura de operação da peça fabricada será limitada pela matriz. Nos termorrígidos o aquecimento além do limite de estabilidade térmica promove sua degradação, com a perda de suas propriedades mecânicas (VASILIEV; MOROZOV, 2001).

Em função disso, é importante determinar, por meio de ensaios térmicos, as temperaturas limites de trabalho que, por questões de segurança, não devem exceder a Temperatura de Transição Vítrea ( $T_g$ ), a partir da qual as propriedades mecânicas do polímero sofrem redução acentuada.

As resinas epóxi, classificadas como termorrígidas, são as de maior destaque para o uso estrutural por apresentarem excelentes propriedades térmicas e mecânicas em relação a outras matrizes poliméricas, como bom módulo e resistência à tração, além de excelente resistência química e propriedades elétricas, mantidas em uma faixa de  $-60^{\circ}\text{C}$  a  $180^{\circ}\text{C}$  (TSANZALIS, et al., 2007).

Considerando-se as características e parâmetros do processo RTM, foram desenvolvidos sistemas epóxis específicos para esta finalidade. São resinas com viscosidades reduzidas para permitir a impregnação da pré-forma. Com aplicação de temperatura há um aumento da viscosidade e a cura do polímero.

Os sistemas epóxi para RTM podem ser mono ou bicomponente, os mono

componentes são aqueles em que o polímero e o agente de cura coexistem, de maneira pré-estabelecida, desde a síntese da resina, o que exige refrigeração constante para prolongar sua vida útil. Os bicomponentes são aqueles em que o agente de cura é adicionado ao polímero no momento da injeção da resina.

Mesmo que a matriz seja próxima do ideal (com relação linear entre tensão e deformação e elevado módulo de elasticidade) e tenha ótima compatibilidade com as fibras escolhidas, suas propriedades não serão demonstradas se a adesão entre essas fases não for boa o suficiente. A adesão promove a integridade necessária para o elevado desempenho do compósito (VASILIEV; MOROZOV, 2001).

As condições para uma boa interface são:

- baixa viscosidade da matriz para o preenchimento adequado do tecido, inclusive os cabos de fibras;
- boa molhabilidade da superfície do tecido;
- fibras de carbono com alta energia superficial alta para que a resina se mantenha na superfície no tecido já impregnado;
- parâmetros de processamento bem definidos em função das características da matriz.

Ainda de acordo com Vasiliev e Morozov (2001), bons métodos processamento RTM não requerem altas temperaturas e pressão de injeção.

#### 4.2.2 Reforços

Os reforços podem ser formados por diferentes tipos de fibras, bem como diferentes arquiteturas (REZENDE; BOTELHO, 2000).

As fibras de vidro foram as primeiras utilizadas para reforçar compósitos avançados. No entanto, o padrão requerido pela indústria aeronáutica no que diz respeito à fabricação de componentes estruturais só foi atingido com o desenvolvimento das fibras de carbono, um importante passo para o aumento de rigidez das fibras (VASILIEV; MOROZOV, 2001; REZENDE; BOTELHO, 2000).

As fibras de carbono apresentam alta relação resistência-peso, excelente resistência à fadiga, elevado módulo elástico, elevadas resistências química e

biológica, reduzidas densidade e coeficiente de expansão térmica, além de suportarem temperaturas acima de 1500°C, na ausência de O<sub>2</sub>, sem alteração na resistência mecânica. São reforços de baixa tenacidade geralmente aplicados com matrizes dúcteis (VASILIEV; MOROZOV, 2001; UNIVERSIA, 2009).

Existem diversos tipos de fibras de carbono, classificadas quanto ao processo de fabricação e ao tipo de precursor. Sua massa específica fica em torno de 1,8 g/cm<sup>3</sup>. Suas propriedades são afetadas pelo tamanho do cristalito, orientação cristalina, porosidade e pureza da estrutura de carbono, todos influenciados pelo tipo de processo e precursor (VASILIEV; MOROZOV, 2001).

A superfície das fibras, em sua maioria, é tratada para garantir adesão da matriz. O tratamento é feito no decorrer do processo de fabricação por meio de tratamento da sua superfície por plasma, ácido ou recobrimento com material metálico ou cerâmico (VASILIEV; MOROZOV, 2001).

Para compósitos processados por RTM o reforço é aplicado preformado, ou seja, no formato do produto final como um esqueleto da peça a ser processada. Quando devidamente tramados, os tecidos de carbono podem atingir resistência e tenacidade de um material metálico com significativa redução de peso (HEXCEL COMPOSITES, 2010).

Tecidos são extensivamente usados em processos de moldagem líquida, como RTM, pois podem ser obtidas melhores propriedades mecânicas através da orientação das fibras. O tipo de tecido interfere também na dinâmica do preenchimento do reforço pela resina, visto que a ondulação interfere na permeabilidade, sendo maior para tecidos do tipo *plain weave* (PARNAS, 2000).

A Figura 4.1 ilustra os principais tipos de tecido empregados em reforços estruturais, sendo o *plain weave* o padrão mais comum. Nesse tipo de tecido, as fibras são intercaladas em duas direções ortogonais, mas pode haver variação, gerando tecidos diferentes (PARNAS, 2000).

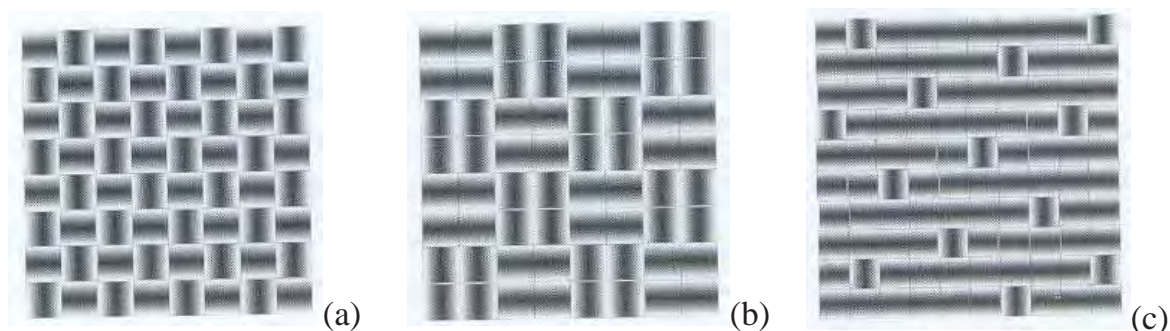


Figura 4.1 - Tipos de tecido: (a) *plain weave*, (b) *twill*, (c) *HS weave* (PARNAS, 2000).

Fibras de carbono tratadas são compatíveis com diversos sistemas de resina, incluindo epóxi, poliéster e resinas éster vinílicas (HEXCEL COMPOSITES, 2010).

#### 4.3 Processamento RTM: definição, parâmetros e suas influências no laminado

O processo RTM é relativamente novo, atrativo e com elevado potencial para aplicações em automação, aeronáutica e indústrias aeroespaciais (REZENDE; BOTELHO, 2000).

Este consiste em injetar resina para dentro de um molde fechado, onde o material de reforço preformado foi previamente posicionado. O molde é mantido fechado e sob vácuo para facilitar a remoção de ar aprisionado no reforço e acelerar a impregnação do tecido (STRONG; 1989; HILLERMEIER; SEFERIS, 2001; RESTREPO, et al., 2007).

Essa técnica reduz a emissão de monômeros, melhorando a insalubridade do ambiente de trabalho. Permite moldar peças grandes com geometria complexa de modo eficiente. A fabricação é econômica e o ciclo de tempo é menor comparado aos métodos convencionais, as peças produzidas possuem excelente qualidade de acabamento e boa reprodutibilidade, além do mais, diferentes tipos de reforços podem ser utilizados (STRONG; 1989; HILLERMEIER; SEFERIS, 2001; MORREN, et al., 2009).

A Figura 4.2 ilustra o processo de RTM, que consiste em quatro etapas: definição do molde, injeção de resina, cura da resina por meio de aquecimento e remoção da peça pronta (LUO; LIANG; ZHANG; WANG, 2001).

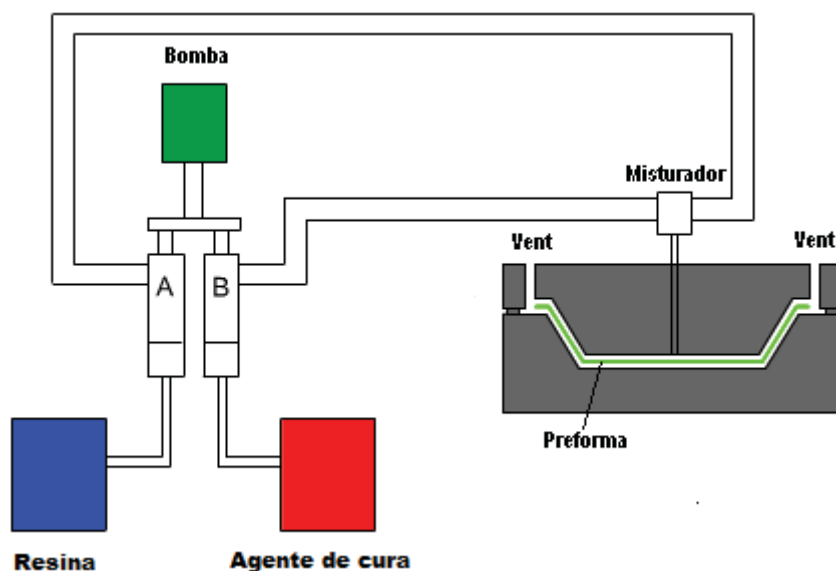


Figura 4.2 - Ilustração do processamento por RTM com resina bicomponente (Magnum Vênus Plastech, 2010).

A preparação da preforma é parte fundamental do processo e exige atenção e cuidado. Indústrias produtoras de compósitos por RTM têm utilizado técnicas para cortar e juntar partes de tecido na preparação da preforma, entre eles estão os adesivos poliméricos e as costuras (MILLS, 2001). Atenção especial deve ser dada ao corte do tecido, pois o descuido pode ocasionar distorções e perda de material nas bordas, induzindo deformações e prejudicando a homogeneidade das propriedades mecânicas do produto final (FANGUEIRO et al., 2009).

Tecidos de alta gramatura associados a resinas de cura muito rápida podem levar à uma saturação incompleta e aprisionamento de gás entre as fibras. Esse tipo de falha causa a rejeição da peça e exige uma otimização dos parâmetros de processamento como o tempo de gel da resina, pressão de injeção e o tempo de sangria a fim de obter um produto com menor quantidade de vazios possível (GOURICHON; BINETRUY; KRAWCZAK, 2006).

Dentre as variáveis do processo de injeção, existem quatro principais parâmetros que devem ser controlados, sendo eles: posição de entrada e saída de resina, temperatura de injeção, pressão de injeção e pressão de vácuo.

Fatores como pressão e temperatura de injeção e posição de entrada e saída da resina, influenciam significativamente a qualidade final e as propriedades mecânicas do compósito, além de variarem com a geometria da peça fabricada e com o tipo de resina (RESTREPO, et al., 2007; PALARDY, et al., 2008). Esses mesmos fatores aliados ao projeto do molde afetam também a distribuição uniforme da resina durante sua injeção, podendo prejudicar os bons resultados e causar rejeição do produto final (LUO; LIANG; ZHANG; WANG, 2001; LAWRENCE, et al., 2002; BAKER; DUTTON; KELLY, 2004).

Os parâmetros pressão e velocidade de injeção da resina podem induzir falhas como dobramento do tecido no momento da injeção (*fiber wash out*), formação de pontos secos em locais imprevisíveis e o fenômeno de *race tracking*, caminho preferencial escolhido pela resina durante a injeção, ocorrendo principalmente em regiões com menor quantidade de fibras. Os microvazios são outro tipo de defeito, ocorrendo geralmente pela menor permeabilidade no interior dos cabos de fibras. Diferentemente da superfície e região entre os cabos de fibras, a região interna dos cabos tem sua permeabilidade regida pela pressão de capilaridade (LEE; LEE; KANG, 2006).

#### 4.4 Sistema utilizado no processo RTM

O sistema utilizado no processo RTM é composto por bomba de vácuo, *traps* (reservatórios para resina excedente), injetora, molde e compressor, além de válvulas e manômetros.

A injetora é especialmente desenvolvida para este processo, com controle de aquecimento de resina e linhas de injeção. O compressor complementa o sistema.

O molde é projetado de acordo com o formato da peça a ser produzida, permitindo o posicionamento ideal de entradas e saídas de resina. Além disso, seu

acabamento superficial deve garantir mínima rugosidade para produção de peças com excelente acabamento superficial (PALARDY, et al., 2008).

A bomba de vácuo deve ter potência suficiente para retirar o ar da preforma, direcionar o fluxo de resina injetado e retirar as bolhas de ar da resina durante a injeção, permitindo a produção de um compósito de melhor qualidade.

Entre o molde e a bomba de vácuo é instalado um sistema com válvulas e *traps* que protegem a bomba de vácuo da resina e seus vapores. Por este motivo são instalados dois *traps*, um para o depósito da resina líquida e outro refrigerado, para reter os vapores.

Todo o sistema deve ser cuidadosamente montado para evitar danos aos equipamentos (injetora, bomba de vácuo e compressor), além de garantir a segurança do operador. A Figura 4.3 ilustra o sistema descrito.

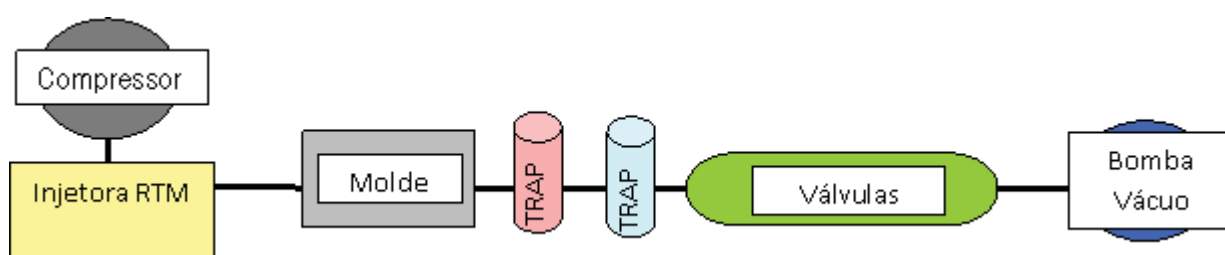


Figura 4.3 - Sistema RTM ilustrado.

#### 4.5 Caracterização para validação do compósito: mecânica e térmica

Os testes de caracterização têm sido realizados a décadas para garantir a qualidade e a utilização segura dos materiais. A realização dos testes permite o controle de qualidade e segurança, estima o desempenho mecânico sob condições desejadas, permitindo até mesmo a formulação de novas teorias (HODGKINSON, 2000). Para isso, existem normas que regulam os ensaios e padronizam os corpos de prova, merecedores de atenção especial quanto à preparação.

Apesar de ser uma ótima opção para substituir processos mais tradicionais de produção de compósitos, no processo RTM podem surgir alguns defeitos. Esses



defeitos induzem concentrações de tensão que levam o material ao dano e, muitas vezes, são gerados em decorrência do processamento. Parâmetros inadequados podem produzir compósitos com descontinuidades de resina, porosidade, delaminação e áreas pobres ou ricas em resina (FONSECA; BOTELHO; ANDELOTTI, 2008).

Tendo em vista essas características do processo RTM e a aplicação desejada, torna-se necessária uma caracterização criteriosa dos laminados. Com essa caracterização é possível avaliar se os compósitos atendem aos requisitos para aplicações estruturais na indústria aeronáutica e se os parâmetros de processo foram estabelecidos adequadamente.

#### 4.5.1 Caracterização mecânica: tração, flexão, cisalhamento e fadiga

O ensaio mecânico de TRAÇÃO tem como objetivo específico determinar a tensão de ruptura do material e o módulo de elasticidade ( $E$ ). Essas duas informações são muito utilizadas no projeto de componentes visando a prevenção de falhas catastróficas. Quando conduzido sob condições controladas, o teste pode fornecer informações sobre o comportamento do material sob tensão, como delaminação e cisão, bem como a maneira que as falhas se iniciam (HODGKINSON, 2000).

Tanto o ensaio de FLEXÃO como o de CISALHAMENTO avaliam propriedades do laminado e também da matriz. O teste de flexão, relativamente simples e de baixo custo, determina a resistência e o módulo em flexão ( $E_f$ ), podendo ser empregado para a análise da tenacidade à fratura interlaminar. O teste de cisalhamento, especialmente o *Short-Beam*, é amplamente utilizado para avaliação de materiais compósitos frequentemente pouco resistentes à este tipo de sollicitação, auxiliando no projeto de laminados com arranjo de fibras que maximize a resistência à esse tipo de sollicitação. Nesses ensaios são determinados a resistência e o módulo de cisalhamento ( $G$ ) (HODGKINSON, 2000).



#### 4.5.1.1 Fadiga

Desde o início dos anos 80 as falhas por fadiga tem sido o problema fundamental dos materiais de engenharia. Com o aumento na frequência de falhas dos materiais metálicos, os compósitos ganharam espaço e passaram a ser mais estudados. Estes se mostraram mais resistentes à aplicação de carregamento cíclico, mesmo com aplicação de tensões superiores àsquelas suportadas pelos metais usados pela indústria aeronáutica, onde a fadiga é a principal causa de falha dos componentes (HODGKINSON, 2000).

Cioffi et al. (2010) mostrou a diferença entre o comportamento de um compósito processado por RTM e uma liga de alumínio aeronautica (Al 7075-T7451). A Figura 4.4 mostra que o compósito é mais resistente à fadiga, com tensões entre 60-75% da tensão máxima do material, enquanto que as tensões aplicadas à liga de alumínio variam entre 35-55%.

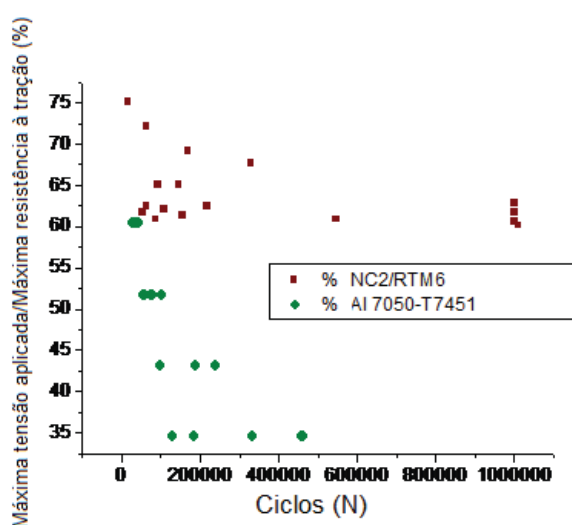


Figura 4.4 - Curav S-N relative ao compósito NC2/RTM6 e a liga Al 7050-T7451(Cioffi *et al.*, 2010).

O teste de fadiga pode ser feito em tração, compressão, flexão ou até mesmo de modo biaxial, sendo mais comum o modo de tração (HODGKINSON, 2000).

Nos materiais compósitos a resistência à fadiga é dependente principalmente do nível de tensão aplicada, modo de aplicação da carga e composição do material. Por

ser heterogêneo e apresentar anisotropia, o processo de redução da resistência por fadiga é complexo e pode apresentar muitos modos de falha (HODGKINSON, 2000).

Nos materiais metálicos a fadiga é caracterizada pela nucleação e propagação de trincas que levam à fratura do material. Nos compósitos, a fadiga passa pelos estágios de nucleação, propagação estável da trinca, delaminação e ruptura das fibras e fratura, como ilustrado na Figura 4.5. Trincas na matriz, deslocamento interfacial, delaminação e ruptura das fibras são as principais causas das falhas por fadiga em compósitos (CIOFFI et al., 2011).

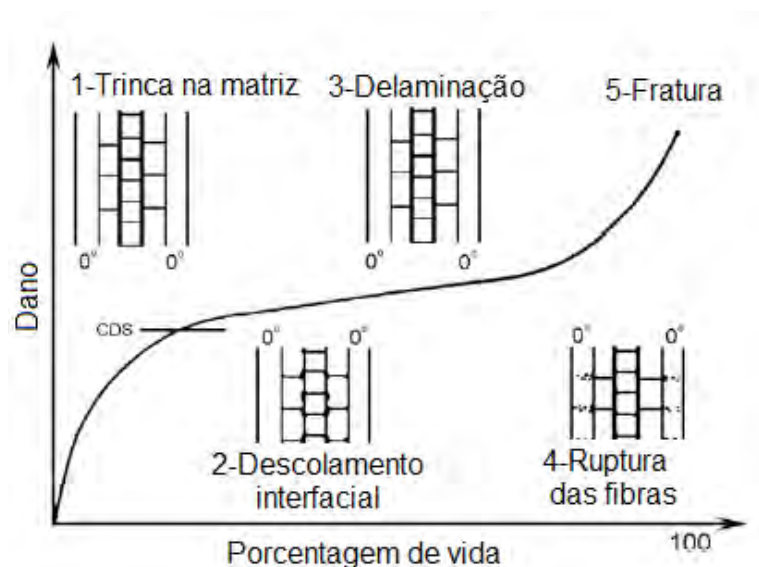


Figura 4.5 – Evolução do dano por fadiga em materiais compósitos (WU; YAO, 2010).

Nos materiais compósitos as inclusões, microfissuras da matriz ou vazios gerados pelo processamento, atuam como concentradores de tensão nucleando trincas durante o carregamento cíclico e exercem forte influencia no comportamento mecânico do material. A nucleação é seguida pela propagação estável da trinca, que depende da orientação das fibras, ductilidade da matriz e adesão interfacial, e culmina com falha semelhante à do teste de tração (CIOFFI et al., 2011).

Microtrincas e cisalhamento da matriz são dois modos comuns de falha em compósitos de matriz polimérica, estando associados à estrutura molecular da matriz, técnica de processamento, tipo de reforço, taxa de carregamento e carga aplicada (CIOFFI et al., 2011).

Modo e causa de falhas são frequentemente determinados através da análise de imagens, que pode indicar direção de propagação da trinca, presença ou falta de adesão interfacial, além de permitir a avaliação da deformação da matriz, muito frequente em matrizes poliméricas submetidas à carregamento cíclico (CIOFFI et al., 2011).

Matrizes de baixa tenacidade podem levar a falhas coesivas da resina e degradação da interface durante o carregamento cíclico (CIOFFI et al., 2010).

Tecidos com costura (tipo NCF) podem levar a falhas interlaminares ou trincas transversais, devido à concentração de tensões nas regiões próximas à costura que induzem a falha da matriz (Aono et al., 2008).

Portanto, as fases matriz e reforço tem tanta influência no comportamento do compósito em fadiga quanto a técnica de processamento escolhida. Estudos têm mostrado que compósitos processados por RTM apresentam maior resistência ao carregamento cíclico que aqueles produzidos por VARTM ou técnicas menos automatizadas devido à possibilidade de acrescentar maior volume de fibras e reduzir a quantidade de vazios (HIMMEL; BACH, 2006).

#### 4.5.2 Caracterização térmica: DSC, TGA, DMA

Análises térmicas são amplamente utilizadas na caracterização de compósitos, visando determinar a faixa de temperaturas mais adequada para trabalho, degradações e variações físicas e químicas do material.

A TERMOGRAVIMETRIA (TGA) é a técnica na qual são verificadas alterações de massa durante a programação controlada de temperatura, que pode ser isotérmica ou dinâmica. O resultado da análise é mostrado sob a forma gráfica temperatura *versus* percentual de massa ganha ou perdida (CANEVAROLO, 2004).

Fatores como tamanho da amostra, atmosfera do forno, tipo de sonda e cadinho podem interferir no resultado e devem ser escolhidos cuidadosamente (LUCAS; SOARES; MONTEIRO, 2001).

A aplicação de calor em polímeros é extensivamente estudada, visto a frequência com que esses materiais são aplicados como matrizes em compósitos aeronáuticos. Neste ramo da indústria estes são frequentemente submetidos a elevadas temperaturas.

Tratando-se da degradação térmica de polímeros é essencial o entendimento de alguns aspectos para melhor interpretar as curvas termogravimétricas. Quando aquecidos, a principal alteração que leva à degradação do polímero é a ruptura de ligações, com conseqüente redução de massa molar e liberação de voláteis. Cristalinidade, forças de ligação, grau de ligações cruzadas, regularidade da estrutura e pureza são fatores capazes de elevar a resistência térmica quando aumentados (LUCAS; SOARES; MONTEIRO, 2001).

A CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC) avalia a variação entálpica durante um aquecimento controlado. Assim como a TGA, o programa de análise pode ser isotérmico ou dinâmico.

O gráfico gerado (fluxo de calor  $\times$  temperatura) informa a quantidade de energia absorvida ou liberada durante o ciclo de aquecimento ou resfriamento através dos picos característicos de cada evento térmico.

Esta técnica permite detectar transições como transição vítrea ( $T_g$ ) temperatura de cristalização ( $T_c$ ), temperatura de fusão ( $T_m$ ) e medidas de calor específico ( $C_p$ ) e calor de fusão ( $\Delta H_f$ ) (LUCAS; SOARES; MONTEIRO, 2001).

A ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA) é uma técnica sensível para determinação de propriedades viscoelásticas de materiais. Através de um sistema com controle de temperatura e frequência, os materiais podem ser caracterizados rapidamente quanto à rigidez e dissipação de energia quando ciclicamente carregados, fornecendo medidas qualitativas e quantitativas do desempenho dos materiais (ZHANG; RUAN; LI, 2001; BRAHAM; MATTHEWS; McLLHAGGER, 1998).

Através de testes oscilatórios dinâmicos ou transitórios, a técnica DMA mede propriedades viscoelásticas. Dentre esses, os ensaios oscilatórios dinâmicos são os mais comuns e consistem em medir a deformação resultante da aplicação de uma tensão senoidal (TA INSTRUMENTS, 2010).

Deste modo são determinados o módulo de armazenamento ( $E'$ ), componente elástico relacionado à rigidez da amostra, o módulo de perda ( $E''$ ), componente viscoso relacionado a habilidade de dissipação de energia através da movimentação molecular, e o ângulo de fase ou  $\tan \delta$ . Este último parâmetro fornece a relação entre o componente elástico e viscoso e indica se o comportamento do material é puramente elástico ( $\tan \delta = 0^\circ$ ), puramente viscoso ( $\tan \delta = 90^\circ$ ) ou intermediário (TA INSTRUMENTS, 2010; CANEVAROLO, 2004).

#### 4.5.3 Caracterização microscópica: acústica, óptica e eletrônica

A MICROSCOPIA POR INSPEÇÃO ACÚSTICA, também conhecida por Ultrassom *C-Scan*, é uma técnica não-destrutiva que tem por objetivo detectar discontinuidades e defeitos provenientes do processo de fabricação, como trincas devido a tratamento térmico e fissuras. Com esta técnica é possível avaliar o tamanho e a profundidade da falha, fator importante para realizar um reparo (KAS; KAYNAK, 2005).

O ensaio apresenta vantagens como sensibilidade para detectar pequenas discontinuidades internas, além de não requerer equipamentos e planos de segurança. A desvantagem está na dificuldade de aplicar o método em peças de espessura muito fina (ANDREUCCI, 2003).

O princípio de funcionamento baseia-se na formação de ondas mecânicas a partir da oscilação de partículas discretas em um determinado meio de inspeção, pois sob a ação de vibração mecânica as moléculas ou partículas são levadas de um lugar a outro, voltando em seguida à sua posição de equilíbrio (ANDREUCCI, 2003; NEPOMUCENO, 1980; YOUNG; FREEDMAN, 2008).

No caso de meios elásticos o tipo de onda pode ser classificado em:

1. *Ondas longitudinais*: são aquelas em que as partículas se propagam na direção de propagação da onda, Figura 4.6. Também são conhecidas como compressional ou irrotacional.

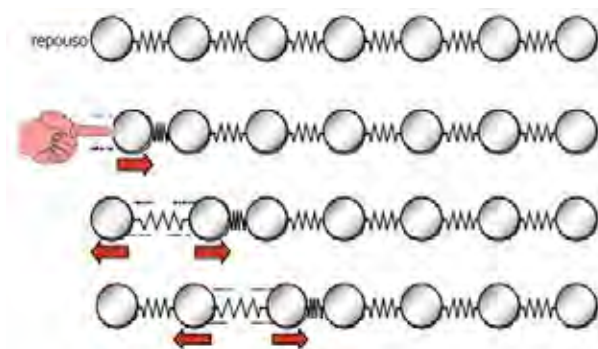


Figura 4.6: Esquema da onda longitudinal.

2. *Ondas transversais*: o movimento das partículas ocorre na direção perpendicular ao movimento da onda, Figura 4.7, sendo que a distância entre as partículas permanece constante ocorrendo movimento apenas na vertical (KRAUTKRÄMER; KRAUTKRÄMER, 1977; FILIPCKYNSKI; PAWLOWSKI; WEHR, 1966; YAMANI, 2008).

3. Ondas superficiais: propagam-se na superfície dos materiais e podem ser classificadas em ondas de Rayleigh, ondas de “Love” ou ondas tipo “Lamb”, cuja principal diferença está na espessura do material e no sentido e movimento de propagação das ondas (FILIPCKYNSKI; PAWLOWSKI; WEHR, 1966; KRAUTKRÄMER, KRAUTKRÄMER 1977).

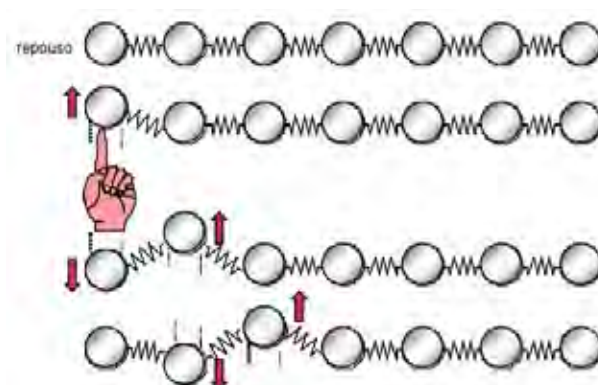


Figura 4.7: Esquema da onda transversal.

As ondas ultrassônicas são geradas ou introduzidas no material através de um elemento emissor com uma determinada dimensão e que vibra com uma certa frequência. Tanto o elemento emissor quanto o receptor recebem o nome de transdutor (ANDREUCCI, 2003).

Há um tipo especial de análise em que a inspeção é feita por imersão, fazendo uso de um meio acoplante (geralmente a água) e um transdutor piezoelétrico. Dessa maneira a atenuação do sinal emitido é reduzida permitindo que as ondas se propaguem com maior energia, podendo assim receber sinais mais fortes, melhorando significativamente os resultados obtidos por tal análise (FILIPCKYNSKI; PAWLOWSKI; WEHR, 1966; KRAUTKRÄMER; KRAUTKRÄMER, 1977).

Na região próxima à superfície do transdutor, há interferência destrutiva e construtiva entre diversas frentes de ondas, Figura 4.8, dando como consequência zonas de maior intensidade, junto com zonas de intensidade reduzida. Nessas condições, o feixe sônico pode ser dividido em duas zonas: o campo próximo ou zona de Fresnel e o campo distante ou região de Fraunhofer (FILIPCKYNSKI; PAWLOWSKI; WEHR, 1966).

A região próxima ao cristal onde existe uma interferência de ondas muito intensa denomina-se Campo Próximo ou zona de Fresnel. Este tem uma extensão  $N$  que depende do diâmetro do cristal e do comprimento de onda  $\lambda$  (ANDREUCCI, 2003).

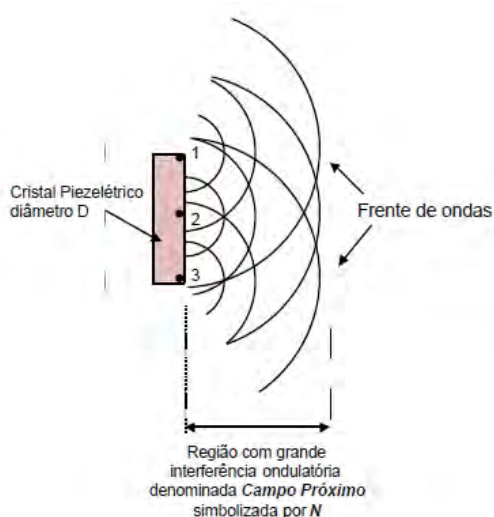


Figura 4.8: O campo sônico nas proximidades do cristal.

Na inspeção ultrassônica, a distância tem importância fundamental, uma vez que a amplitude do eco recebido varia com a posição do transdutor de maneira brusca e com intensidades que partem de zero e chegam a atingir altos valores. Caso o defeito



esteja num ponto de emissão mínima ou nula, o defeito não será detectado e, caso esteja num ponto de máximo dará origem a um eco exageradamente grande, de difícil interpretação. Nessas condições, a inspeção realizada no campo próximo não é confiável (ANDREUCCI, 2003).

Logo após o campo próximo, existe a zona onde as frentes de ondas são mais bem definidas. Esse campo é chamado Campo Distante ou zona de Fraunhofer. Nesta região, a onda sônica diminui quase que com o quadrado da distância e se diverge igual a um feixe de luz de uma lanterna em relação ao seu eixo central.

Fatores como falha na calibração do equipamento, na seleção do transdutor ou na interpretação dos resultados são algumas das causas que contribuem para a falta de consistência nos resultados e interpretações (YAMANI, 2008).

Cientes da sensibilidade da análise, a calibração do equipamento deve ser realizada minuciosamente para que não ocorram interpretações errôneas.

Outras duas técnicas de caracterização microscópica utilizadas com frequência são: microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

A MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) é uma técnica amplamente difundida, utilizada para observações da microestrutura dos materiais. A resolução máxima é de cerca de 1  $\mu\text{m}$ , limitada pela natureza da luz. A imagem é formada pela interação entre a luz e o objeto em estudo (CANEVAROLO, 2004).

A MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) ultrapassa a barreira imposta pela luz visível, pois utiliza feixe de elétrons para a formação de imagens. Dessa maneira traz vantagens quanto à resolução e visualização de detalhes, que podem ser menores que 1 nanômetro. A técnica é muito utilizada para o estudo de estruturas finas e morfologia de superfícies de materiais (CANEVAROLO, 2004).

A combinação das técnicas de MO e MEV permite uma investigação detalhada e minuciosa da natureza das falhas em compósitos e a maneira como se iniciam. É útil também na investigação da adesão entre fibras e matriz.



## 5 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma da Figura 5.1 descreve de maneira geral todas as etapas de obtenção e caracterização do material desenvolvido.

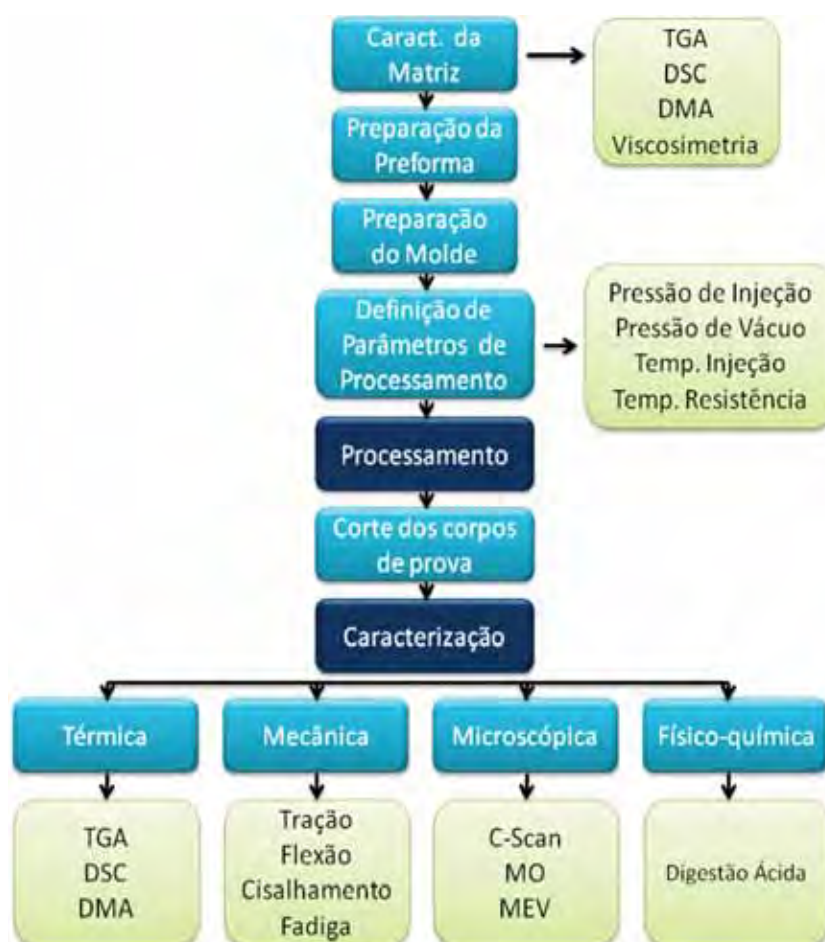


Figura 5.1 - Fluxograma esquemático da metodologia empregada neste trabalho.

### 5.1 Preparação da Matriz

A matriz epoxídica CYCOM 890 RTM (Figura 5.2) do fabricante Cytec Engineered Materials, cedida pela Embraer/ELEB, é um sistema monocomponente especialmente desenvolvido para o processo RTM, devido à sua baixa viscosidade.

A Tabela 5.1 mostra as principais propriedades dessa matriz, fornecidas pelo fabricante.

Tabela 5.1 - Propriedades do matriz Cycom 890 RTM (Cytac Engineered Materials).

Propriedade	Valor
Viscosidade	10-100 mPa.s (90 – 190°C)
Temperatura de cura	180° C por 2 horas
Tg (transição vítrea)	210°C
Resistência à tração	70 MPa
Resistência à flexão	139MPa
Módulo Elástico (E')	3,1 GPa
Módulo em Flexão	3,2 GPa
Massa específica	1,22 g/cm <sup>3</sup>



Figura 5.2 – Resina Cycom 890 RTM.

A fim de comprovar os dados fornecidos pelo fabricante e levantar dados para determinação dos parâmetros de processamento, foram realizados ensaios de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC), Análise Termogravimétrica (TGA), Análise Dinâmico-Mecânica (DMA) e viscosimetria na resina, descritos a seguir.

- **DSC:** A resina não curada Cycom 890 foi analisada com a colaboração da Escola de Engenharia de Lorena – USP, utilizando o equipamento DSC TA Instruments Q10 de fluxo de calor, com atmosfera de nitrogênio, utilizando recipiente de alumínio hermeticamente fechado.

Para a amostra com massa de 10,1 mg, utilizou-se taxa de aquecimento de 3°C/min a partir de 80°C até 285°C. Em uma segunda corrida determinou-se a Tg do

material, bem como se houve cura completa. Nesse segundo aquecimento utilizou-se a taxa de aquecimento de 10°C/min na faixa de temperaturas entre 80°C e 285°C.

Para a análise da cinética de cura foram levantadas três isotermas. As temperaturas de 180°C, 210°C e 230°C foram escolhidas com base na curva gerada pela cura da resina. Todas as análises foram realizadas em atmosfera de nitrogênio a fim de determinar o tempo necessário para a cura em cada temperatura.

- **TGA:** A amostra com aproximadamente 6 mg foi analisada em uma termobalança Seiko modelo TGA-50, disponível no DMT/FEG/UNESP, operando sob fluxo de nitrogênio, em uma faixa de temperatura de 30°C a 800°C com uma taxa de aquecimento de 10°C/min.

- **DMA:** Esta análise foi realizada com a colaboração da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutico e Espaço em São José dos Campos, em um equipamento TA Instruments 2980, com uma amostra de dimensões (35,0 X 10,2 X 4,1) mm, em uma faixa de temperaturas entre 25°C e 300°C, com fluxo de calor de 1,5°C/min e frequência de 1 Hz em atmosfera de nitrogênio.

- **Viscosimetria:** A análise foi realizada no Departamento de Materiais e Tecnologia desta universidade, num equipamento Brookfield DV-II + PRO. O tempo de cada ensaio foi determinado em função do máximo tempo esperado para a injeção das resinas.

Foram feitas três análises isotérmicas em que a amostra foi mantida durante aproximadamente 50 min a 80°C, 100°C e 120°C. Com isso pode-se determinar o perfil de viscosidade em cada uma das temperaturas durante o tempo de ensaio.

## 5.2 Preparação da Pré-forma

Neste estudo foram avaliados dois tipos de tecido de fibras de carbono cedidos pela Embraer/ELEB, *Plain Weave* e *Twill Weave 2X2*, exemplificados na Figura 5.3.



Figura 5.3 – Esquema do (a) tecido Plain Weave; (b) tecido Twill.

TECIDO 1 - *Plain Weave* (200 g/m<sup>2</sup>): tecido comum, resultante do entrelaçamento simples da trama e urdume (METAL DELTA, 2010). Esse tecido foi confeccionado com fibras de carbono Toray T800HB 6K 40B.

TECIDO 2 – *Twill Weave 2X2* (200g/m<sup>2</sup>): resultante do entrelaçamento dos fios de forma que cada fio da trama passa por cima e por baixo de dois fios de urdume. Este tipo de configuração permite o uso de fios mais grossos que o tecido simples (METAL DELTA, 2010). O tecido adquirido foi confeccionado com fibras de carbono Hexcel IM7 GP 6K.

Na Tabela 5.2 estão descritas as propriedades das fibras usadas na confecção dos tecidos, de acordo com os fornecedores respectivos.

Tabela 5.2 – Característica das fibras dos tecidos usados nesse trabalho (HEXCEL, TORAY, 2010)

<i>Fibra</i>	<i>Número de filamentos</i>	<i>Resistência à Tração (MPa)</i>	<i>E (GPa)</i>	<i>Massa Específica (g/cm<sup>3</sup>)</i>
T800HB 6K 40B	6000	5490	294	1,81
IM7 GP 6K	6000	5310	276	1,78

Para o processamento de cada laminado foram cortadas 14 camadas de fibras nas dimensões da cavidade do molde (500 X 300) mm, ilustrado na Figura 5.4.

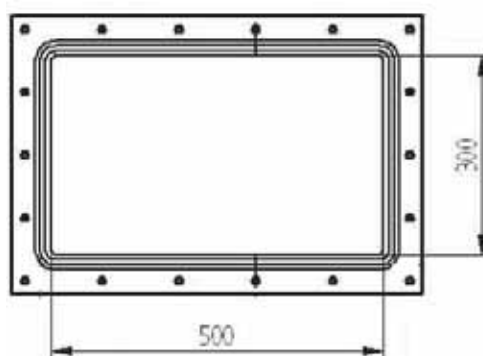


Figura 5.4 – Cavidade do molde (dimensões em mm).

O número de camadas foi definido em função da fração volumétrica de fibras necessárias para aplicação aeronáutica (mais de 50%), considerando a gramatura do tecido, volume da cavidade do molde e espessura do tecido, conforme Tabela 5.3 (memorial de cálculo no Anexo A). Dessa maneira foi definido o volume de fibras e resina usado no processamento.

Tabela 5.3 – Determinação da quantidade de tecido e resina para o processo.

<i>Tecido</i>	<i>Espessura (mm)</i>	<i>Nº de camadas</i>	<i>% volumétrica de fibras</i>	<i>Volume de Resina para 14 camadas (mL)</i>
<i>Plain Weave</i>	0,44	13	47,8	198,5
		14	51,2	
		15	55,2	
<i>Twill 2X2</i>	0,47	13	48,6	194,5
		14	52,4	
		15	56,2	

### 5.3 Preparação do molde

O molde foi usinado em aço 1045, sendo formado por três partes: inferior, espaçador e superior, conforme Figura 5.5. A cavidade do molde foi retificada para garantir bom acabamento superficial dos laminados.

A preparação do molde seguiu as seguintes fases:

- aplicação de desmoldante: todo o molde foi recoberto com 3 camadas de desmoldante Frekote NC 700 da marca Loctite, de acordo com as instruções do fabricante.

- montagem e vedação do molde: as partes foram vedadas com anéis de vedação em Viton, material resistente a temperatura e produtos químicos. Para vedar as conexões foi utilizado veda-rosca.

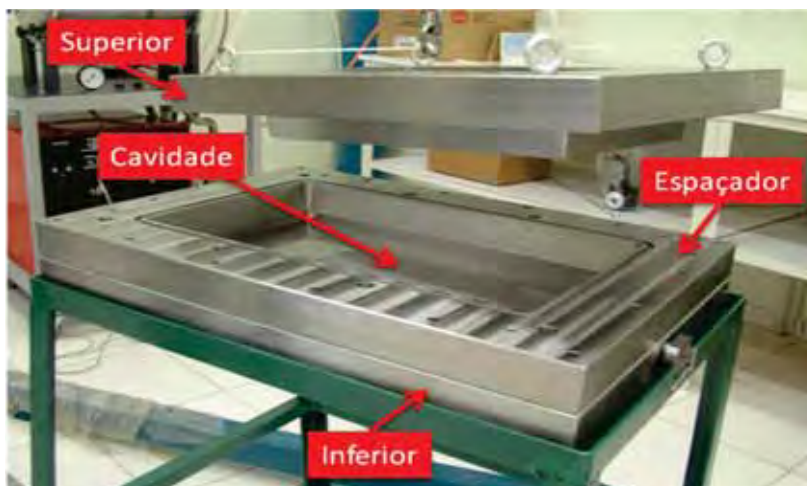


Figura 5.5 – Molde para RTM utilizado.

- montagem do tubo de injeção: para conduzir a resina da injetora ao molde foi montado um tubo de cobre, recoberto por uma resistência flexível (Figura 5.6), para garantir que a temperatura não varie durante a injeção.



Figura 5.6 – Tubo de condução de resina entre injetora e molde.

- teste de vácuo: a bomba de vácuo é acionada para testar a vedação do molde, essencial para o bom processamento.

Todo o sistema ilustrado na Figura 5.7 foi montado no Departamento de Materiais e Tecnologia, no Laboratório de Ensaios Mecânicos desta Universidade.



Figura 5.7 - Sistema RTM do GFMA/FEG/UNESP.

#### 5.4 Definição dos parâmetros de processamento

Os parâmetros envolvidos no processamento foram definidos como descrito a seguir.

##### 5.4.1 Parâmetros de Injeção

Foram definidos pressão, tempo e temperatura de injeção.

A pressão de injeção, inicialmente, foi definida em 0,2 MPa. Após o primeiro processamento a pressão de injeção foi readequada para 0,15 MPa.

A temperatura de injeção foi definida inicialmente em 80°C, com viscosidade de 250 mPa.s, de acordo com a recomendação do fabricante, no entanto, foi readequada para 100°C, com 75 mPa.s, em função da menor viscosidade alcançada nessa temperatura. Dessa maneira foi facilitada a impregnação e reduzida a possibilidade de defeitos causados por aprisionamento de ar e deslocamento da preforma, já que a pressão de injeção pode ser reduzida.

O tempo programado para a injeção foi definido em função do tempo em que a resina permanece com viscosidade baixa o suficiente a 100°C, temperatura escolhida para injeção, durando aproximadamente 120 minutos.



#### 5.4.2 Parâmetros de Cura

O molde é aquecido por duas resistências elétricas localizadas nas faces superior e inferior da cavidade. Devido ao volume de material metálico do molde há grande dispersão da temperatura, o que gerou a necessidade de calibração das resistências para que a cavidade atingisse a temperatura necessária para injeção e cura da resina.

A Figura 5.8 mostra a curva determinada para o processamento. A linha azul corresponde ao programado, a linha vermelha ao executado e a linha verde, à temperatura no interior da cavidade. Para essa análise foram introduzidos termopares na cavidade do molde através dos orifícios de entrada e saída de resina.

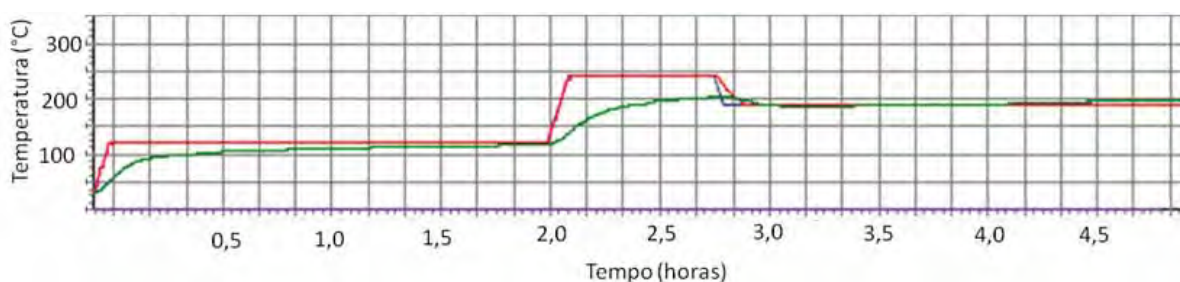


Figura 5.8 – Programação das resistências do molde.

A temperatura de cura foi determinada por análises de DSC em 180°C por 2 h. No entanto, a cura foi realizada a 210°C, pelo mesmo período de tempo, para garantir a cura da resina no interior do laminado, devido à inércia térmica do ferramental de moldagem.

#### 5.4.3 Parâmetros de Vácuo

Todo o sistema foi mantido sob vácuo médio de 25 kPa, sendo eficiente na remoção de ar aprisionado entre os cabos de fibras do tecido e auxiliando no direcionamento da frente de fluxo de resina durante a injeção.



## 5.5 Processamento

Definidos os parâmetros de processamento, seguiu-se as seguintes etapas.

A resina foi retirada do freezer a  $-17^{\circ}\text{C}$  e aquecida até atingir  $100^{\circ}\text{C}$ , numa estufa com vácuo de 80 kPa para desgaseificação. Em seguida as 14 lâminas de tecido foram posicionadas na cavidade do molde e receberam um cordão de silicone em cada extremidade para evitar o *race tracking*. O molde foi fechado para o início de seu aquecimento e também da injetora. Após alguns minutos de homogeneização de temperatura, a injetora foi carregada com a resina e procedeu-se a retirada do ar aprisionado no cilindro de injeção.

A injetora foi conectada ao molde através de um tubo de cobre com sistema de aquecimento individual. Todas as válvulas foram abertas e o vácuo foi aplicado ao sistema.

A pressão de injeção foi regulada no manômetro para início em 0,15 MPa e iniciou-se a injeção, que foi conduzida até que a resina saísse sem bolhas de ar pela outra extremidade do molde. As válvulas foram fechadas para o processo de cura.

O molde foi aberto após o resfriamento para desmoldagem do laminado e limpeza do molde.

Todos os parâmetros de processamento dos laminados estão resumidos na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Parâmetros de processamento dos laminados por RTM.

<i>Tecido</i>	<i>Pressão no Manômetro (MPa)</i>		<i>Pressão no Molde (MPa)</i>		<i>Temperatura (°C)</i>	<i>Vácuo (kPa)</i>
	Início	Final	Início	Final		
<i>Plain Weave</i>	0,15	0,20	0,35	0,45	100	25
<i>Twill</i>	0,15	0,20	0,20	0,43	100	25

## 5.6 Corte dos Corpos de Prova

Os corpos de prova para os ensaios mecânicos e térmicos foram desenhados no laminado, conforme Figura 5.9, de acordo com as medidas sugeridas pela norma reguladora de cada um deles. O corte foi feito no Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP, em uma máquina de corte para material compósito, utilizando disco diamantado para melhor acabamento e menor indução de defeitos na amostra.

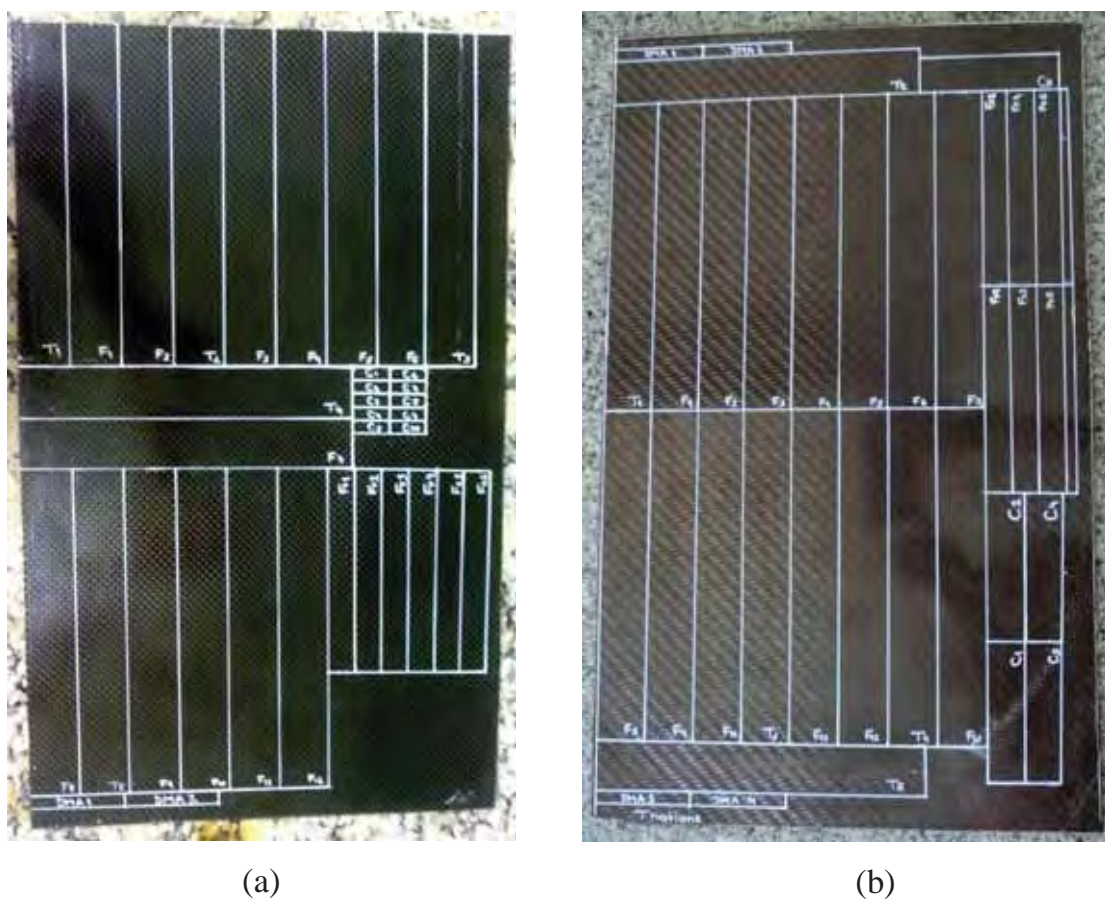


Figura 5.9 – Desenho dos corpos de prova nos laminados: (a) *Plain Weave*; (b) *Twill Weave 2X2*.

## 5.7 Caracterização térmica dos compósitos

### 5.7.1 Termogravimetria (TGA/DTG)

Amostras, com aproximadamente 10 mg, foram retiradas dos laminados e analisadas em uma termobalança Seiko modelo TGA-50, operando sob fluxo de nitrogênio, na faixa de temperaturas de 30°C a 800°C com uma taxa de aquecimento de 10°C/min. A análise foi aplicada a duas amostras de cada laminado, retiradas de regiões diferentes, a fim de determinar a temperatura de degradação e a perda de massa em cada evento térmico e verificar se há diferença entre as regiões selecionadas. As amostras foram retiradas das partes superior e inferior dos laminados, conforme Figura 5.10, por serem as regiões de entrada (*inlet*) e saída (*vent*) de resina durante a injeção.



Figura 5.10 – Regiões selecionadas para análise de TGA/DTG.

### 5.7.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC)

Os laminados processados foram analisados com a colaboração da Escola de Engenharia de Lorena – USP, utilizando o equipamento DSC TA Instruments Q10 de fluxo de calor, com atmosfera de nitrogênio, utilizando recipiente de alumínio hermeticamente fechado.

As amostras, pesando aproximadamente de 6 mg, foram aquecidas a uma taxa de 10°C/min, numa faixa entre 40°C até 250°C. Foram conduzidas duas análises para

cada amostra, sendo que a primeira para remoção de histórico térmico e a segunda para verificação da temperatura de transição vítrea.

### 5.7.3 Análise dinâmico-mecânica (DMA)

As amostras, com dimensões (50x7,2x3,0) mm, foram retiradas das regiões de entrada e saída de resina, assim como foi feito para a análise de TGA. O objetivo foi averiguar se há diferença entre as propriedades de diferentes regiões do laminado.

As análises foram realizadas de acordo com a norma ASTM D7028, em um equipamento DMS 6100 modelo EXSTAR 6000 do fabricante SII Nanotechnology Inc., disponível no DMT/FEG/UNESP. Foi utilizada a garra tipo *Three Point Bending*, amplitude de 10  $\mu\text{m}$ , frequência de 1 Hz, na faixa de temperaturas entre 30°C e 300°C, com taxa de aquecimento de 3°C/min.

## 5.8 Caracterização mecânica

### 5.8.1 Ensaio de resistência à tração

Os compósitos obtidos foram analisados em uma máquina universal de ensaios Instron 8801, com célula de carga de 100 kN, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. Foram analisados cinco corpos de prova de cada laminado compósito produzido, com dimensões de acordo com a norma ASTM D3039. Com o ensaio foi avaliada a propriedade mecânica de resistência à tração.

O formato e as dimensões dos corpos de prova utilizados estão indicados na Figura 5.11.

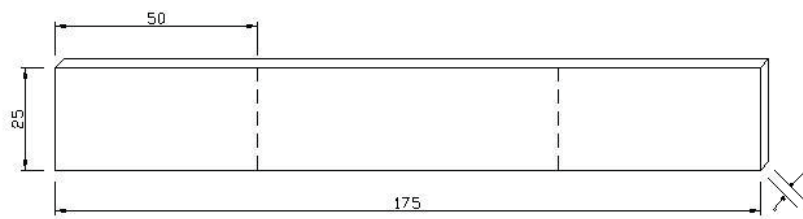


Figura 5.11 - Corpo de prova de tração - Norma ASTM 3039.

### 5.8.2 Ensaio de resistência à flexão em três pontos

Os compósitos foram analisados em uma máquina universal de ensaios Shimadzu modelo AG-X, com célula de carga de 50 kN, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. Foram analisados cinco corpos de prova para cada laminado compósito, com dimensões de acordo com as normas ASTM D790, seguindo o procedimento A (Figura 5.12).

Por recomendação da norma, foi utilizada a razão  $L/d$  (na qual  $L$  = distância entre apoios e  $d$  a espessura do corpo de prova) igual a 32 e velocidade de ensaio de 4,98 mm/min.

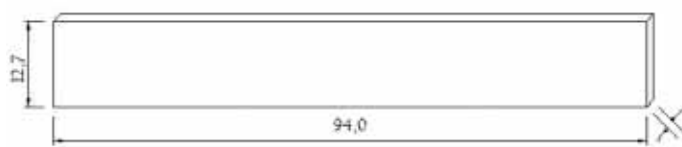


Figura 5.12 - Corpo de prova para ensaio de flexão de acordo com a norma ASTM D790.

A tensão de flexão (MPa), bem como o módulo de flexão (GPa) e o deslocamento (%) foram calculados pelo *Software* do equipamento, Trapezium X versão 1.1.4.

As propriedades mecânicas de resistência à flexão e o módulo elástico foram avaliadas.

### 5.8.3 Ensaio de cisalhamento

Os corpos de prova para o ensaio de cisalhamento foram preparados de acordo

com a norma ASTM D2344, com as dimensões da Figura 5.13. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios Shimadzu modelo AG-X disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. Foram analisados cinco corpos de prova para cada laminado compósito.

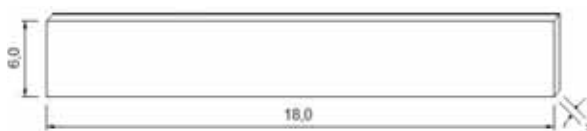


Figura 5.13 – Corpo de prova de cisalhamento - Norma ASTM D2344.

O ensaio foi realizado com velocidade de 1 mm/min, com célula de carga de 5 kN e suporte de 3 apoios (Figura 5.14).



Figura 5.14 – Máquina e suporte de três apoios usado no ensaio de cisalhamento *Short Beam*.

Foram avaliados a tensão de cisalhamento (MPa), bem como o módulo de cisalhamento (GPa) dos laminados.

#### 5.8.4 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados no equipamento Instron 8801 disponível no DMT/FEG/UNESP, com célula de carga de 100 kN, razão de carga  $R=0,1$  e frequência de 9 Hz. Foi utilizada a norma ASTM D3479.

Para a determinação da curva S-N dos compósitos foram utilizados o número necessário de corpos de prova e tensões abaixo da tensão de ruptura em tração de cada laminado.

## 5.9 Caracterização microscópica

### 5.9.1 Microscopia Acústica (A-Scan/ C-Scan)

A inspeção por ultrassom A-scan e C-scan foi realizada com o microscópio de inspeção acústica, Figura 5.15, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. O equipamento da marca Matec Ultrasonic Inspection System, utiliza água como meio acoplante, reduzindo o espalhamento das ondas e direcionando-as ao alvo da verificação.

Para a análise foi utilizado o método pulso-eco, transdutor de 10 MHz plano e ganho entre 18 dB e 20 dB, permitindo a verificação de possíveis descontinuidades no compósito, acúmulo de resina, vazios entre outros.



Figura 5.15 – Equipamento de ultrassom C-Scan por imersão em água.

Esta análise foi aplicada aos laminados após cada ciclo de processamento, permitindo correções nos parâmetros experimentais e avaliação da qualidade do laminado.

Como não existe um padrão de falhas catalogado para este material compósito em estudo, os sinais gerados foram analisados da seguinte maneira:

- havendo ocorrência de sinais de atenuação fora do padrão encontrado na maioria do laminado, este foi tratado como defeito;
- havendo variação significativa do sinal ao longo do laminado, os parâmetros de processamento foram revistos.

Os dados de atenuação foram correlacionados com os resultados de ensaios



mecânicos para melhor interpretação dos sinais.

### 5.9.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Todas as amostras fraturadas nos ensaios mecânicos de tração, flexão e fadiga tiveram sua superfície de fratura analisadas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM5310, disponível no Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais/INPE em São José dos Campos/SP, operando em 15. As amostras foram fixadas em um suporte, com auxílio de uma fita de carbono autocolante dupla face, e submetidas ao recobrimento metálico com ouro por 2 min em 40 mA.

### 5.9.3 Microscopia Óptica (MO)

A microscopia óptica foi utilizada para análise das fraturas por cisalhamento e flexão. As imagens foram captadas por uma Câmera Spot Insight QE associada ao microscópio Stereo Zeiss disponível no Departamento de Engenharia de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. Foram utilizados aumentos de 10X e 40X para análise das regiões fraturadas.

A análise dos danos causados nos ensaios de flexão e cisalhamento auxiliou na determinação do modo de falha e sua extensão. Para esta análise as amostras não foram embutidas ou lixadas.

### 5.10 Análise de digestão ácida

Seguindo a norma ASTM D 3171, três amostras da região superior e inferior do laminado foram submetidas à análise de digestão ácida para determinação do conteúdo de fibras e vazios.

Para a análise utilizou-se 60 mL de ácido sulfúrico e 30 mL de H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 50%. As



amostras foram mantidas submersas em ácido sulfúrico por 4 horas a 150°C, em seguida foi adicionada a água oxigenada. As fibras de carbono resultantes foram lavadas com água destilada e acetona, sendo secas a 100°C por 12 horas.

As amostras foram pesadas antes e após o ensaio para posterior cálculo de frações volumétricas de fibras e vazios.

Para o cálculo de fração volumétrica de fibras e vazios foi utilizado o valor de densidade aparente dos compósitos, determinado segundo a norma ASTM C830. Para esta medida os corpos de prova foram secados em estufa por 2 horas a 100°C e pesados, em seguida, foram feitas as medidas do peso submerso em água, após 12 horas de imersão. Por último, foram tomadas as medidas do peso úmido de cada amostra.

A relação desses valores forneceu a densidade aparente de cada compósito.

## 6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 6.1 Caracterização da resina

Com as análises térmicas de TGA, DSC, DMA e a análise viscosimétrica foram conhecidas as características térmicas da resina Cycom 890 RTM necessárias ao planejamento do processamento.

#### 6.1.1 DSC

A resina foi analisada a partir de varreduras isotérmica e dinâmica a fim de se determinar os parâmetros de cura e a transição vítrea ( $T_g$ ). O gráfico da Figura 6.1(a) mostra que a cura da resina Cycom tem início a  $163,4^\circ\text{C}$  e término em  $272,8^\circ\text{C}$ , já a  $T_g$  determinada por este método ocorre em  $180,3^\circ\text{C}$  (Figura 6.1(b)). De acordo com o fabricante, a  $T_g$  pode chegar a  $210^\circ\text{C}$  caso seja aplicado um tratamento de pós cura a  $200^\circ\text{C}$  por 2 h (Tabela 4.1).

As temperaturas das isothermas foram escolhidas com base na curva de varredura dinâmica e auxiliam na determinação de parâmetros do processo, pois indicam o tempo de cura em cada uma das temperaturas.

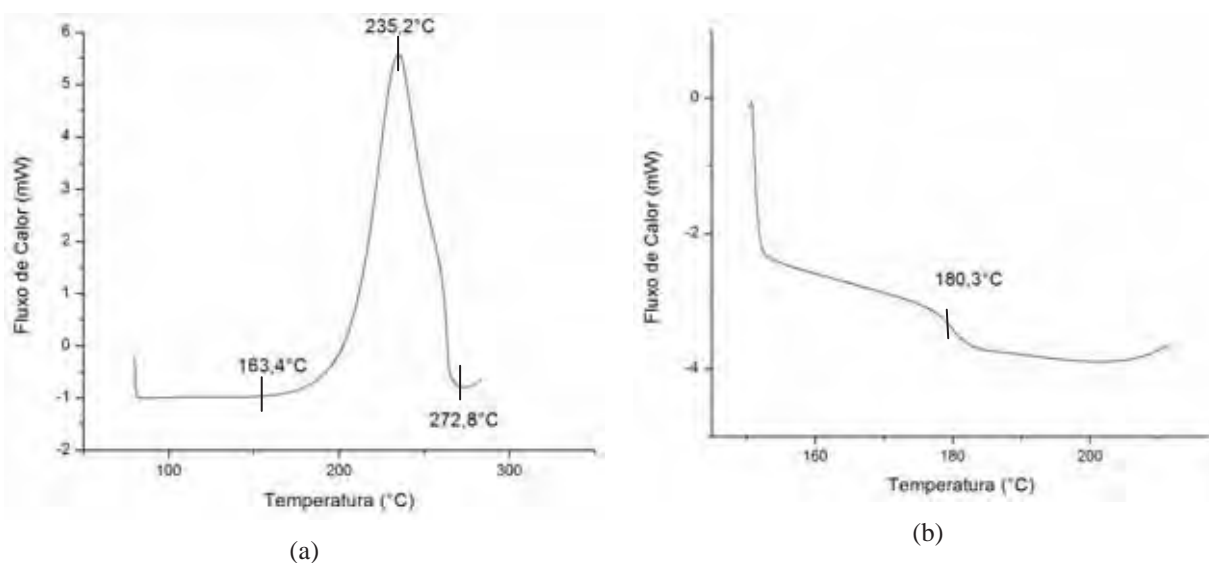


Figura 6.1 – Varreduras dinâmicas da resina Cycom 890 RTM: (a) Curva de cura da resina Cycom 890 RTM; (b)  $T_g$  da resina Cycom 890 RTM.

A Figura 6.2 traz as curvas isotérmicas e mostra que a 180°C o tempo de cura é de aproximadamente 2 h, a 210°C e 230°C esses tempos são, respectivamente, de 1 h e 25 min e 47 min. Com a análise destes resultados a temperatura de cura do processo foi definida em 210°C.

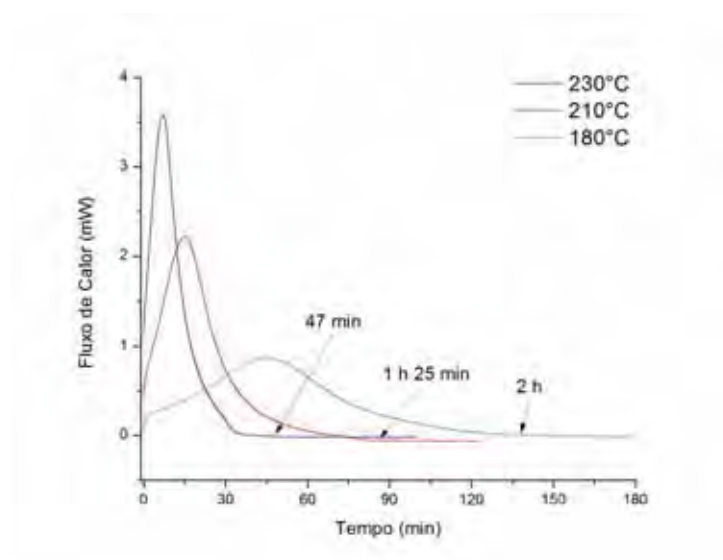


Figura 6.2 – Isotermas de cura da resina Cycom 890 RTM a 180°C, 210°C e 230°C.

### 6.1.2 TGA

A análise termogravimétrica é muito utilizada para determinar o intervalo de temperaturas no qual um componente de matriz polimérica pode operar sem que haja danos à sua estrutura molecular, com o conseqüente comprometimento de propriedades mecânicas. Para a resina Cycom 890 RTM, esta análise de TGA indica o início de degradação em 277°C, como mostra a Figura 6.3. A partir desta temperatura, as ligações covalentes das cadeias moleculares do polímero começam a ser rompidas e há o prejuízo em sua integridade estrutural.

O gráfico apresenta uma etapa de degradação com início em 277°C e termino por volta de 500°C, com perda de massa mais intensa em 398°C, conforme mostra a curva DTG (Figura 6.3). A perda de massa foi de aproximadamente 84%, restando 16,1% de resíduos.

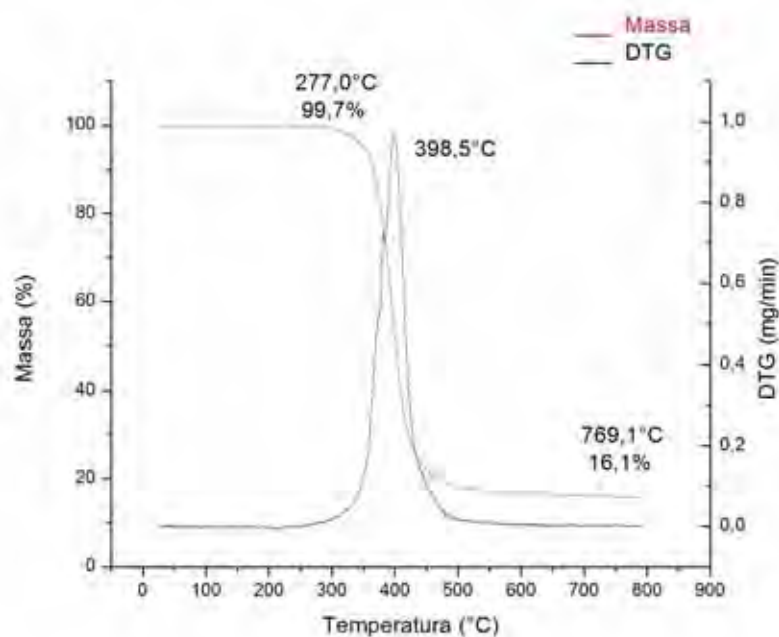


Figura 6.3 – TGA da resina Cycom 890 RTM, sob atmosfera de N<sub>2</sub>.

### 6.1.3 DMA

A análise dinâmico-mecânica foi realizada a fim de se determinar as propriedades viscoelásticas da resina Cycom 890 RTM. O módulo de armazenamento  $E'$  está relacionado à rigidez da amostra e apresenta uma redução acentuada a temperaturas acima de 100°C, Figura 6.4. O componente viscoso  $E''$ , relacionado à dissipação de energia através da movimentação molecular, é igual a 0,22 GPa. O ângulo de fase ou  $\tan \delta$ , parâmetro que fornece a relação entre o componente elástico e viscoso ocorreu a 168,7°C. Também é possível observar que o comportamento do material é viscoso já que o pico de  $\tan \delta$  e  $E''$  encontram-se defasados (CANEVAROLO, 2004).

Neste estudo, valores de Tg para a resina Cycom obtidas pelas técnicas de DSC (180°C) e DMA (169°C), pelo pico  $\tan \delta$ , diferem em 11°C. Essa divergência ocorre devido às diferenças de cada método de ensaio. No DMA a amostra é solicitada ciclicamente, o que favorece a relaxação das cadeias e confere maior confiabilidade ao dado de temperatura de transição vítrea. No entanto, considerando a aplicação como material aeronáutico estrutural e seguindo instruções do MIL-17-2F Handbook (2002),

é mais adequado e conservativo considerar a inflexão da curva de  $E'$  como a temperatura de transição vítrea. Desta maneira nesse trabalho será considerada a  $T_g$  da resina em  $107,7^\circ\text{C}$ .

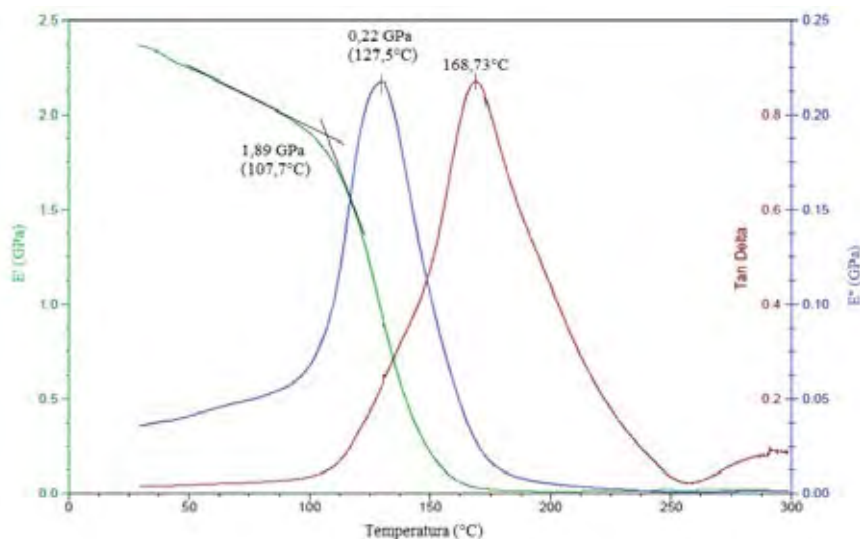


Figura 6.4 – Análise DMA da resina Cycom 890 RTM.

#### 6.1.4 Viscosimetria

A Figura 6.5 traz o resultado da análise viscosimétrica para esta resina. As três curvas, obtidas a  $80^\circ\text{C}$ ,  $100^\circ\text{C}$  e  $120^\circ\text{C}$ , mostra como a viscosidade da resina é susceptível à variação de temperatura. A viscosidade apresenta uma redução de aproximadamente  $160\text{ mPa}\cdot\text{s}$  com o aumento da temperatura de  $80^\circ\text{C}$  para  $100^\circ\text{C}$ . O incremento de mais  $20^\circ\text{C}$  (temperatura de  $120^\circ\text{C}$ ) reduz a viscosidade para aproximadamente  $35\text{ mPa}\cdot\text{s}$ .

Essa característica da resina permite ajustar a temperatura de maneira a facilitar a impregnação dos tecidos com diferentes permeabilidades, sem prejudicar o tempo e a qualidade do processo. Além disso, garante-se o processamento de compósitos com altos teores de fibras.

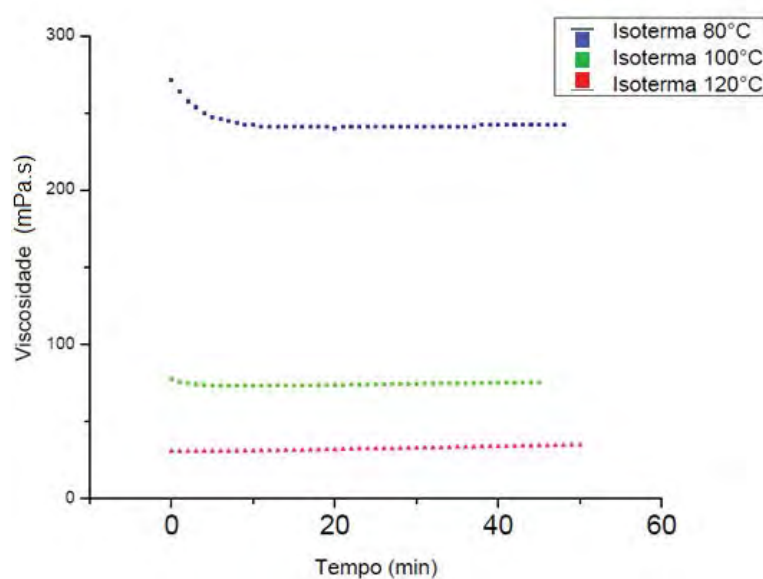


Figura 6.5 – Isotermas de análise viscosimétrica da resina Cycom 890 RTM.

A viscosidade é reduzida com o aumento da temperatura, mas existe um limite, pois a temperatura escolhida não pode estar próxima a de início de cura da resina.

#### 6.1.5 Definição de parâmetros de processamento e ciclo de cura

Sendo a matriz a fase que define os parâmetros de processamento de Moldagem por Transferência de Resina, o estudo térmico dessa fase é indispensável. Com base nesse estudo é possível determinar parâmetros iniciais de processo.

Com base nos resultados das técnicas de análise térmica utilizadas para caracterizar a matriz pode-se dizer que a temperatura mais adequada para a injeção é de 100°C, pois com a viscosidade reduzida é possível impregnar peças com maiores teores de fibra utilizando menor pressão de injeção. Dessa maneira também é possível minimizar possíveis defeitos como o *race tracking* e o *fiber wash out*, ocasionados por essa combinação dos parâmetros viscosidade e pressão de injeção.

A temperatura de cura foi definida em 180°C, por ser mais lenta e permitir que os voláteis sejam liberados enquanto a densidade de ligações cruzadas aumenta com

menor velocidade. A temperatura de injeção deve ser inferior a 160°C, temperatura na qual a resina começa a formar gel.

Após o processamento é interessante que se faça um tratamento de pós cura a 200°C por um período de 2 horas, de acordo com a recomendação do fabricante. Dessa maneira eleva-se a resistência da resina à umidade. Fica determinada a temperatura de 277°C como a máxima temperatura a qual o polímero pode ser submetido.

## 6.2 Testes preliminares de processamento

Foram realizados testes iniciais a fim de se conhecer o sistema de injeção e o comportamento de todo o sistema durante o processamento. Os testes preliminares foram realizados com tecido em fibra de vidro do tipo NCF com arquitetura de  $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ . Foi atingida uma fração volumétrica de, aproximadamente, 51,2% com compactação de 20%, ou seja, a altura total do empilhamento das 14 laminas de tecido foi de 3,6 mm, 20% mais alto que a profundidade da cavidade do molde destinada para acomodação da preforma (3,0 mm).

O procedimento consistiu em aplicar o vácuo no sistema até uma pressão final média de 70 mPa.s e estabilizar a temperatura no sistema de injeção em 30°C. Na Figura 6.6(a) está representada a evolução do volume de injeção e na Figura 6.6(b) a progressão da pressão durante a injeção.

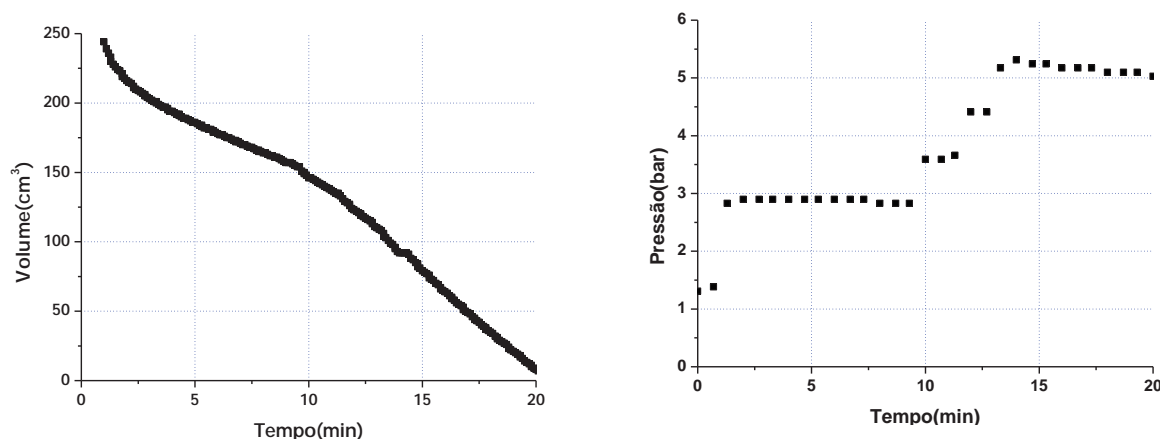


Figura 6.6 – (a) Progressão do volume de resina injetado; (b) Progressão da pressão de injeção.

Com esse primeiro teste foi possível observar o comportamento do sistema de injeção, melhorar o posicionamento de algumas válvulas e conhecer a evolução da pressão e do volume injetado durante o processamento.

Ainda na Figura 6.6(b) pode-se observar que a pressão de injeção aumenta ao longo do processamento. Quanto maior o volume injetado, mais pressão é necessária para empurrar a massa de resina que está à frente do ponto de injeção, sendo necessário o aumento da pressão para manter a velocidade de injeção constante e promover o preenchimento de todo o molde.

A Figura 6.7 mostra o laminado obtido neste teste. Em uma observação qualitativa, pode-se dizer que houve boa impregnação da fibra pela resina, com nenhum ponto de falta de impregnação visível a olho nu.



Figura 6.7 – Laminado em fibra de vidro processado em ensaio preliminar do sistema RTM.

Em seguida foram feitos testes com tecido NCF de fibras de carbono e resina Cycom 890 RTM.

A Tabela 6.1 resume os parâmetros utilizados em cada teste e o resultado do processo.

O primeiro teste foi feito com apenas 43% de fibras na preforma, dessa maneira foi possível conhecer o comportamento da resina frente à estrutura desse laminado. A pressão de injeção foi baixa, mas ocorreu o fenômeno de *fiber wash out* (desalinhamento das fibras), comum nesse tipo de processamento, que consiste em desalinhar e arrastar as fibras da preforma no sentido do escoamento do fluxo de resina (WU; PAN, 2008).



Tabela 6.1 – Parâmetros de processamento utilizados nos testes preliminares.

<i>Lamina do</i>	<i>Fração volumétrica de fibras (%)</i>	<i>Temperatura (°C)</i>	<i>Viscosidade (mPa.s)</i>	<i>Vácuo (kPa)</i>	<i>Pressão de Injeção (MPa)</i>	<i>Resultado (presença de)</i>
NCF1	43,0	80	240	30	0,20 – 0,35	<i>Fiber wash out</i>
NCF2	54,3	80	240	30	0,35 – 1,3	<i>Race-tracking + fiber wash out</i>
NCF3	54,3	100	80	30	0,30 – 0,55	<i>Race-tracking</i>
NCF4	54,3	100	80	30	0,35	Satisfatório

Para o segundo teste foi adicionado mais uma camada de tecido, totalizando 54% de fibras no laminado. Imaginava-se que a maior compactação do tecido seria suficiente para evitar o desalinhamento das fibras, no entanto, com o aumento da porcentagem de fibras houve a necessidade de elevar a pressão de injeção ao longo do processo para que a resina pudesse fluir através da preforma, que ofereceu maior resistência ao escoamento devido ao aumento da compactação e conseqüente redução da porosidade.

Com base na curva de viscosidade da resina, para o terceiro teste, a temperatura de injeção foi elevada para 100°C. Com isso a viscosidade foi reduzida a 75 mPa.s e a pressão de injeção ficou entre 0,30 e 0,55 MPa. Ainda assim, o laminado apresentou *race-tracking*, devido à menor quantidade de fibras nas laterais, efeito do corte manual da preforma.

Para a solução do problema do teste 3 foi aplicado um cordão de silicone na lateral do laminado, conforme ilustrado na Figura 6.8. Dessa forma, a porosidade da lateral foi reduzida e a resina foi injetada com pressão constante de 0,35 MPa. O resultado foi satisfatório.

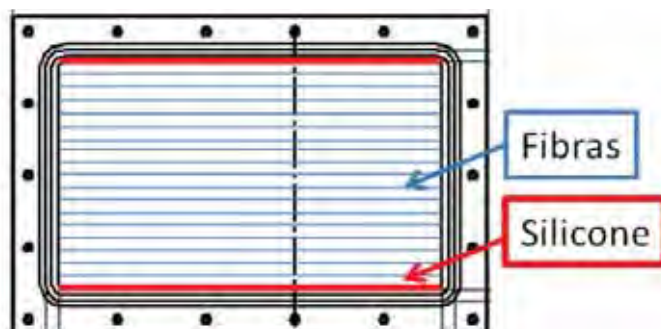


Figura 6.8 – Esquema da aplicação do silicone nas laterais do laminado.

A Figura 6.9 mostra os laminados obtidos nos testes 1, 2 e 4, respectivamente.

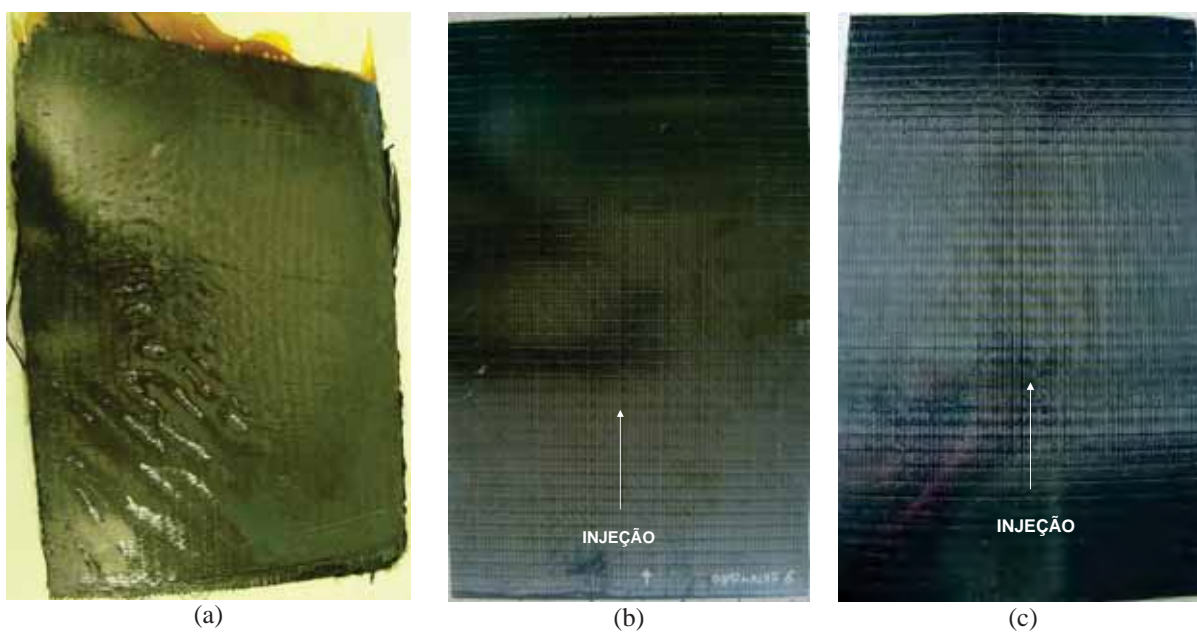


Figura 6.9 – Laminados obtidos nos testes: (a) NCF1; (b) NCF2 e (c) NCF4.

Este estudo auxiliou na definição dos parâmetros utilizados no processamento descrito no item seguinte.

### 6.3 Processamento dos laminados

A partir dos parâmetros estabelecidos para injeção da resina Cycom 890 RTM e da experiência dos testes preliminares, foram processados os laminados de tecido de fibra de carbono com configurações *Plain Weave* e *Twill Weave 2X2*.

### 6.3.1 Laminado *Plain Weave* (PW)

Foram produzidos dois laminados com tecido PW. O resultado da primeira injeção foi um laminado com falha no preenchimento e o da segunda foi satisfatório, como ser visto na Figura 6.10.



(a)



(b)

Figura 6.10 – Laminados PW: (a) falha no preenchimento; (b) resultado satisfatório.

Ambos os processamentos foram feitos a 100°C, vácuo médio de 30 kPa, com a utilização do cordão de silicone e mesma faixa de temperaturas, no entanto, o primeiro laminado processado apresentou *race tracking* e não foi completamente preenchido pela resina. Durante o processamento, o anel de vedação da injetora se rompeu, com isso, parte da resina foi perdida. Além disso, a preforma estava com as laterais muito danificadas pelo corte com instrumento inadequado, facilitando o escoamento da resina por esta região.

A Figura 6.11 mostra o gráfico da evolução da pressão e volume durante a injeção.

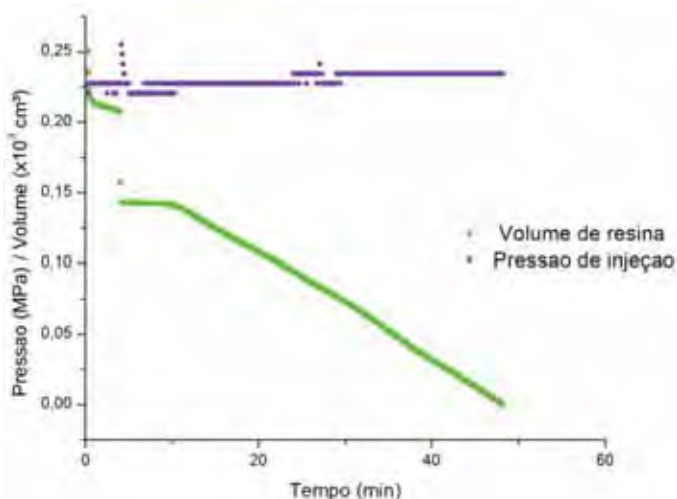


Figura 6.11 – Evolução da pressão e volume injetados no laminado PW 1.

Assim, no processamento do primeiro laminado, o volume de resina decresceu sem acréscimo na pressão de injeção, portanto a resina preencheu o molde até o ponto em que a pressão aplicada era suficiente para fazer com que a resina permeasse o tecido, e baixa para transpor a barreira de vedação do equipamento. A partir do momento em que foi necessário aumentar a pressão para forçar o avanço da resina, teve início o vazamento na injetora (causado pelo rompimento de um *o-ring*), portanto, qualquer incremento de pressão somente aumentava o vazamento, impossibilitando o preenchimento completo do laminado.

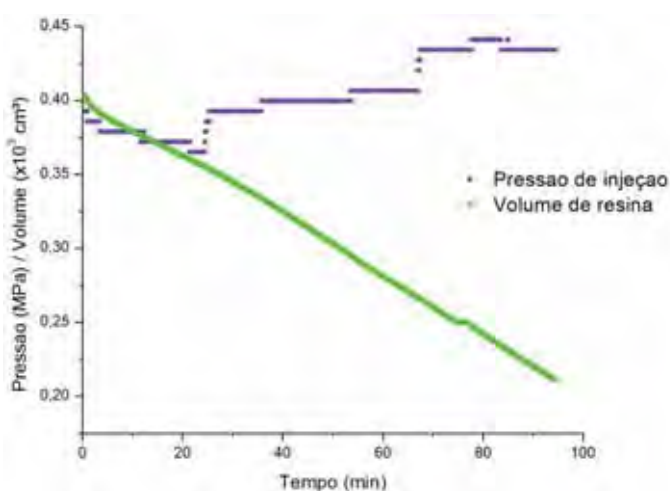


Figura 6.12 – Evolução da pressão e volume injetados no laminado PW 2.

O processamento do segundo laminado durou 95 minutos, com pressão de injeção iniciando em 0,35 MPa e terminando 0,45 MPa, como mostra o gráfico da

Figura 6.12. As bordas do tecido estavam mais preservadas, favorecendo o preenchimento mais adequado do laminado. A fração volumétrica de fibras foi de 51%.

### 6.3.2 Laminado *Twill Weave* 2X2 (TWILL)

O laminado produzido com tecido TWILL apresenta a porcentagem teórica de fibras de 52%. Foram adotados os mesmos parâmetros do item anterior, no entanto a pressão de injeção variou menos, iniciando em 0,2 MPa e atingindo 0,43 MPa no final da injeção. Essa diferença pode ser explicada pela maior porosidade do tecido, devido ao tipo de trama mais aberta que o observado no tecido PW, facilitando assim a permeabilidade da resina. Devido à facilidade de permear o tecido, pode-se notar no gráfico da Figura 6.13 que o tempo de injeção foi menor que o necessário para o processamento do tecido PW, durando, aproximadamente, 80 minutos.

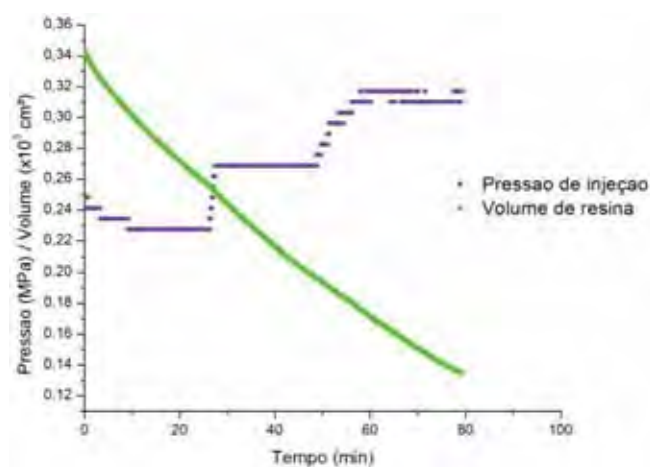


Figura 6.13 – Evolução da pressão e volume injetados no laminado TWILL.

## 6.4 Inspeção Acústica dos Laminados

Após o processamento e cura, os laminados foram analisados pela técnica de microscopia acústica C-Scan. O mapa de impregnação dos laminados PW e TWILL são mostrados na Figura 6.14(a) e 6.14(b), respectivamente.

A Figura 6.15 mostra a legenda do mapa de cores utilizado para quantificar a atenuação do sinal emitido pelo equipamento em cada laminado. A cor preta corresponde a 0% de retorno do sinal emitido, indicando uma menor densidade do compósito nessa região. A cor branca corresponde a 100% do retorno do sinal emitido, indicando uma região de maior densidade ou menor incidência de defeitos.

No laminado PW as regiões de bordas apresentam-se mais atenuadas que a região central, indicando que o cordão de silicone aplicado no processamento impediu a impregnação uniforme dessa região. A região inferior direita apresenta menor atenuação, no entanto não foi definida como sendo melhor que o restante da placa. A diferença de atenuação é atribuída ao empenamento dessa região, provavelmente causado pelo desalinhamento do tecido durante a preparação da preforma. Regiões empenadas podem estar mais próximas ou mais distantes do transdutor, gerando respostas diferentes do restante do laminado. Não foram detectados pontos secos ou de excesso de resina, sendo assim, o laminado compósito foi considerado apto para início dos ensaios de caracterização mecânica e térmica.

O laminado TWILL apresentou empenamento no canto inferior esquerdo, justificando a cor azul mais intensa nessa região, devido ao desalinhamento dos cabos de trama e urdume do tecido durante o manuseio para preparação do preforma. Com a análise foi detectado um excesso de resina na região mais azul, em formato de círculo, fenômeno provavelmente causado pela tentativa de remoção da tampa do molde antes da cura total do compósito. No entanto, a impregnação foi uniforme e sem a presença de pontos secos (cor preta), sendo o compósito considerando apto para caracterização.



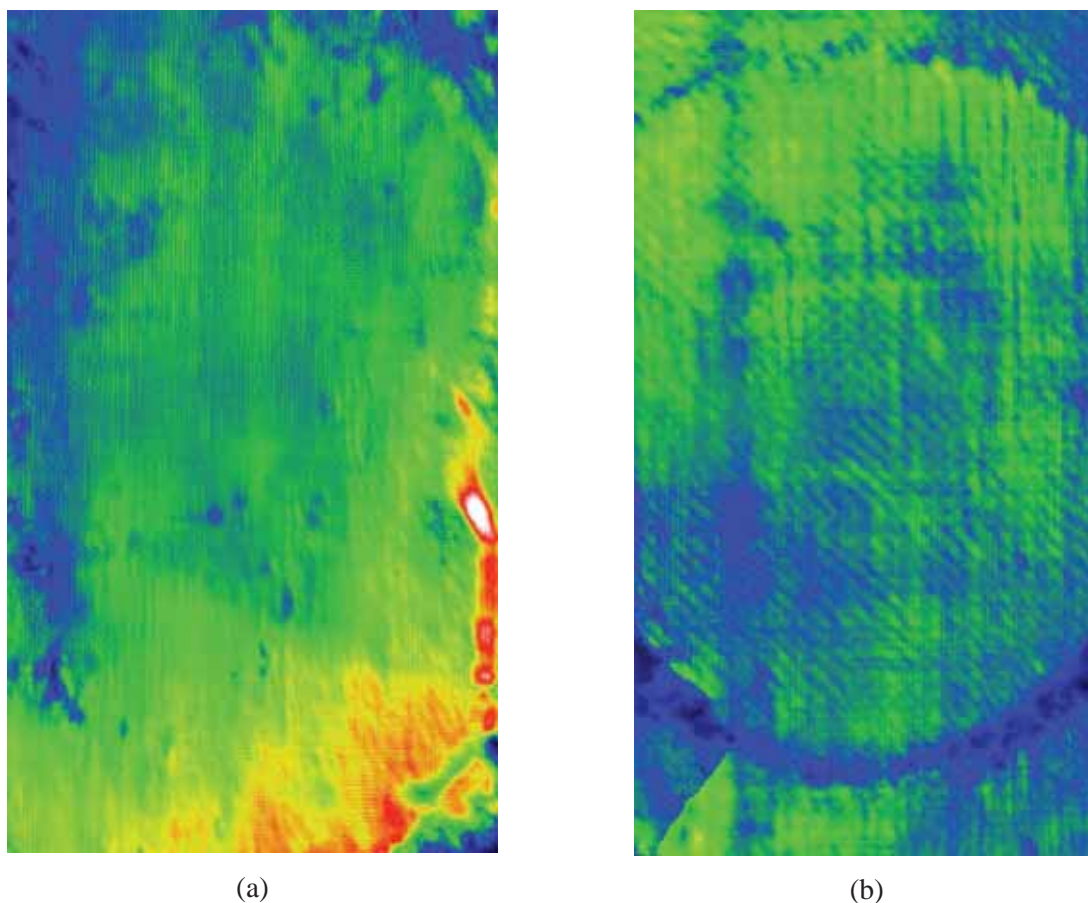


Figura 6.14 – Mapa de impregnação (a) laminado PW; (b) laminado TWILL.



Figura 6.15 – Legenda do mapa de cores.

## 6.5 Análise de digestão ácida dos compósitos

A Tabela 6.2 traz as medidas obtidas com a análise de digestão ácida. Com esses dados foram calculados o volume de fibras e vazios em cada laminado testado, utilizando as Equações de 1 a 3 disponíveis na equação ASTM D3171.

$$V_r = (m_f/m_i).100.(\rho_c/\rho_r) \quad (1)$$

$$V_m = (m_i - m_f)/ m_i . (\rho_c/\rho_m) . 100 \quad (2)$$

$$V_v = 100-(V_r + V_m) \quad (3)$$

Nas quais,  $V_r$  é o volume de fibras,  $V_v$  o volume de vazios,  $V_m$  o volume de matriz,  $m_f$  a massa final,  $m_i$  a massa inicial,  $\rho_c$  a densidade do compósito,  $\rho_m$  a massa específica da matriz e  $\rho_r$  a específica das fibras do reforço.

Tabela 6.2 – Dados da análise de digestão ácida

Região	PW/Cycom						TWILL/Cycom					
	Inferior			Superior			Inferior			Superior		
Amostra	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Mi (g)	1,2285	1,3021	1,4096	1,9096	1,6493	1,9083	2,1761	1,9943	1,9443	2,2129	2,0067	2,0301
Mf (g)	0,8343	0,8472	0,9419	1,2172	1,0384	1,2522	1,2920	1,1969	1,1785	1,3118	1,2595	1,1993
$V_r$ (%)	57,44	55,03	56,52	53,91	53,25	55,53	58,67	57,90	58,01	56,88	56,67	57,22
$V_v$ (%)	2,29	1,12	1,84	0,58	0,26	1,35	1,85	1,49	1,55	1,03	0,93	1,18
Média $V_r$ (%)	56,3			54,2			58,2			56,9		
Média $V_v$ (%)	1,75			0,73			1,63			1,05		

Para determinação dos volumes de fibras e vazios foram utilizados  $\rho_m=1,22$  g/cm<sup>3</sup>,  $\rho_{r(PW)}= 1,81$  g/cm<sup>3</sup> e  $\rho_{r(TWILL)}= 1,78$  g/cm<sup>3</sup> fornecidos pelo fabricante. As massas específicas dos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom foram determinadas de acordo com a norma C830 através do princípio de Arquimedes utilizando a Equação (4) e os dados da Tabela 6.3.

$$\rho_{ap} = m_s / m_u - m_i \quad (4)$$

Na qual  $m_s$  é massa submersa,  $m_u$  é massa úmida e  $m_i$  massa imersa.

Analisando o volume de fibras nas regiões superior e inferior dos laminados é possível afirmar que a região superior, ou seja, mais próxima do ponto de injeção é melhor preenchida pela resina, já que o volume de fibras dessa região é menor e mais próxima da calculada e o volume de vazios também é menor.



Tabela 6.3 – Valores utilizados para cálculo da massa densidade aparente dos compósitos

Compósito Medida	PW/Cycom	TWILL/Cycom
$m_s$ (g)	3,4503	2,8238
$m_u$ (g)	3,4566	2,8295
$m_i$ (g)	1,2032	0,9794
$\rho_{ap}$ (g/cm <sup>3</sup> )	1,531	1,526

Quanto ao volume de vazios determinado pela técnica, os valores médios mostram pequena quantidade volumétrica de vazios ( $V_v\%$ ), típico do processo RTM. Pode-se observar ainda que a  $V_v\%$  na parte superior dos laminados é próxima de 1%, cumprindo a exigência da indústria aeronáutica quanto a quantidade de vazios aceitável para compósitos estruturais. Com isso pode-se dizer que a disposição dos locais de entrada de resina influencia na distribuição de vazios ao longo do laminado e precisam ser bem projetadas.

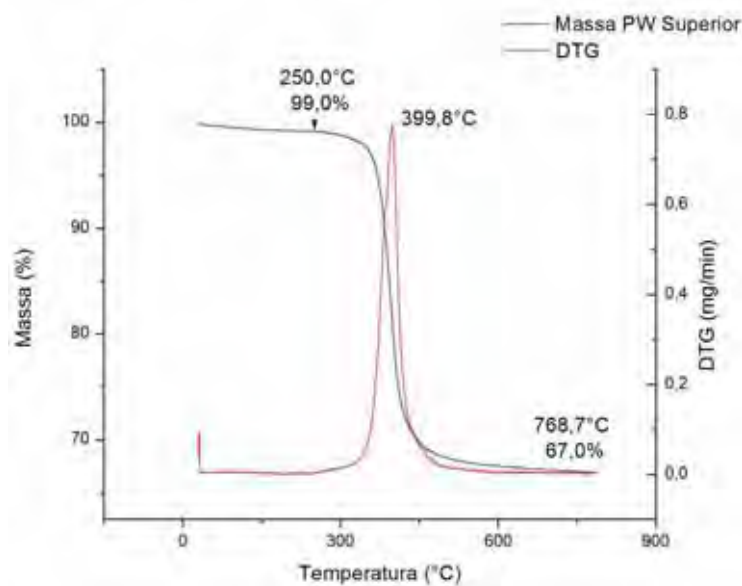
Ambos os compósitos apresentaram maior fração volumétrica de reforço que os 51,6% e 52,4% calculados para os compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom respectivamente. Os valores encontrados para a fração volumétrica de fibras do compósito PW/Cycom foi de 55% e do TWILL/Cycom foi de 57% em média.

## 6.6 Caracterização térmica dos compósitos

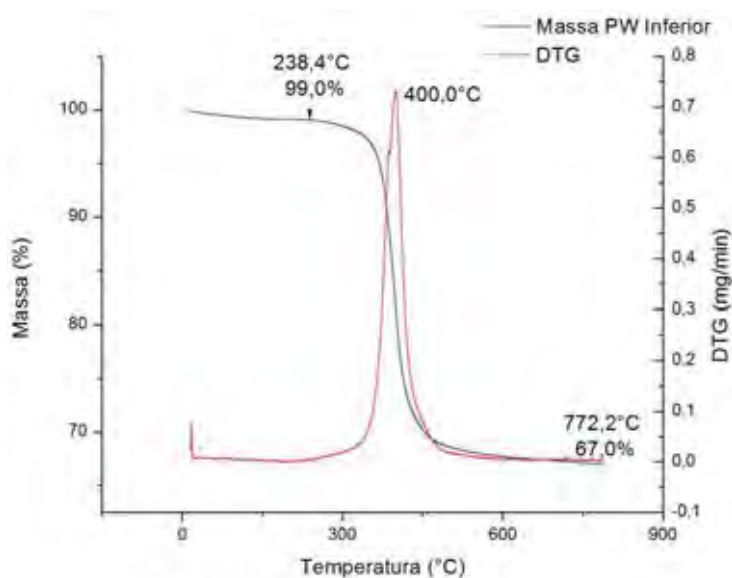
### 6.6.1 Termogravimetria (TGA)

Com a caracterização por TGA foi possível estabelecer as temperaturas de degradação e avaliar o efeito da adição das fibras de carbono na estabilidade térmica dos compósitos. Os gráficos de TGA e DTG dos compósitos com tecido PW e TWILL estão apresentados nas Figuras 6.16 e 6.17, respectivamente.

Foram feitas duas análises para cada laminado, dessa maneira verificou-se a diferença do comportamento térmico entre diferentes regiões do laminado, as regiões de entrada e saída da resina, conforme exemplificado na Figura 5.10.



(a)



(b)

Figura 6.16 – Análise TGA e DTG do compósito PW/Cycom 890 RTM na região (a) superior; (b) inferior, sob atmosfera de  $N_2$ .

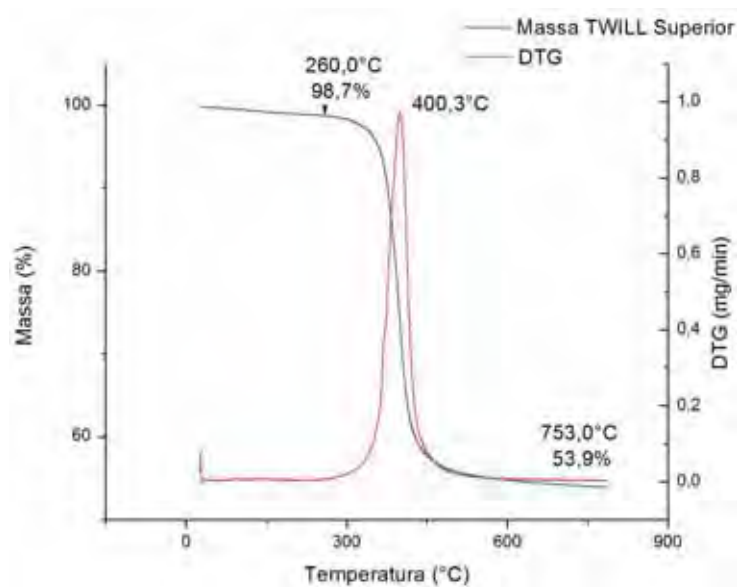
Com a análise da curva de TGA observou-se que os compósitos são termicamente estáveis no intervalo aproximado de temperatura entre  $30^\circ\text{C}$  e  $260^\circ\text{C}$ . A partir desta temperatura inicia-se o processo de decomposição térmica do compósito, que ocorre em uma única etapa.

O compósito PW/Cycom apresentou uma pequena diferença entre a temperatura máxima suportada pelo compósito, sendo de  $250^\circ\text{C}$  para a parte superior do laminado e  $238^\circ\text{C}$  para a parte inferior, ambos definidos pela primeira inflexão apresentada pela

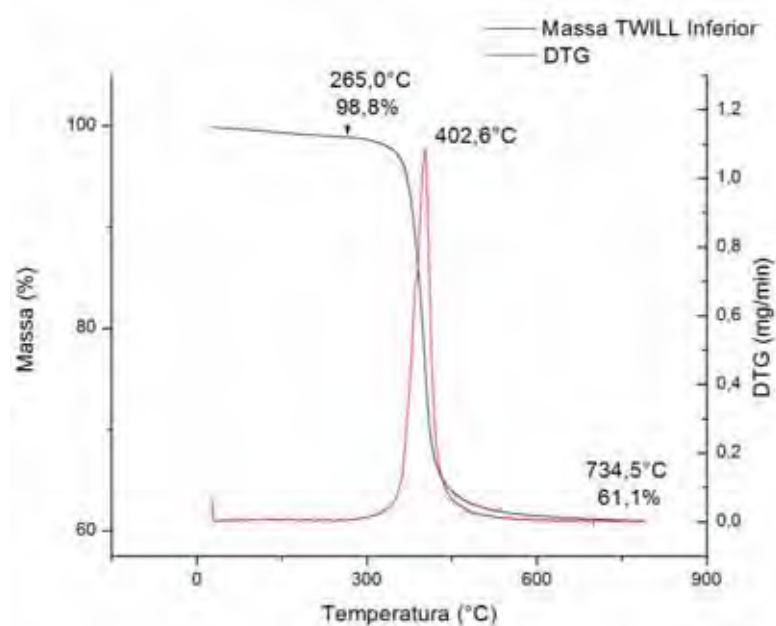
curva de TGA. A decomposição dos constituintes foi mais intensa por volta de 400°C.

O resíduo do ensaio foi de 67% para a parte superior e inferior do laminado, indicando uniformidade da impregnação do laminado.

Para o compósito TWILL/Cycom, a temperatura máxima suportada pelo compósito foi de 260°C para a parte superior do laminado e 265°C para a parte inferior. A decomposição dos constituintes da matriz foi mais intensa por volta de 400°C.



(a)



(b)

Figura 6.17 – Análise TGA e DTG do compósito TWILL/Cycom 890 RTM na região (a) superior; (b) inferior, sob atmosfera de nitrogênio.

O resíduo do ensaio indicou uma sobra de 54% e 62% de massa nas partes superior e inferior, respectivamente. Considerando-se que na análise isolada da resina houve 16% de resíduo, pode-se afirmar que a diferença é função do preenchimento desigual deste laminado, confirmado pela maior quantidade de vazios determinada pela técnica de Digestão Ácida. Considerando também que a fração de fibras é uniforme em todo o laminado compósito e a quantidade de vazios é maior na parte inferior do mesmo, pode-se concluir que a maior quantidade de resíduos restantes da análise da parte inferior indica menor quantidade de resina nesta região.

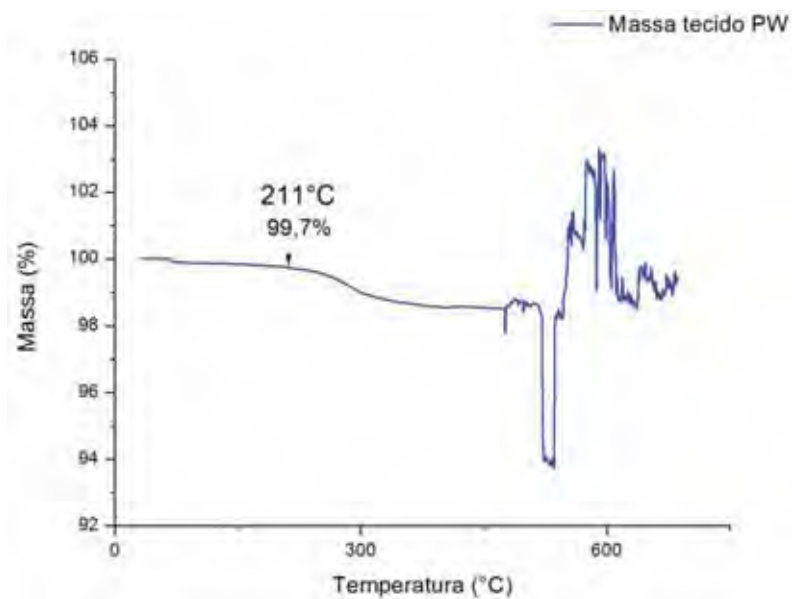
A parte superior foi mais bem preenchida pela resina que a parte inferior, considerando que o volume de fibras adicionado foi o mesmo ao longo de todo o laminado.

Considerando os resultados das análises termogravimétricas, o compósito TWILL/Cycom apresenta maior estabilidade térmica.

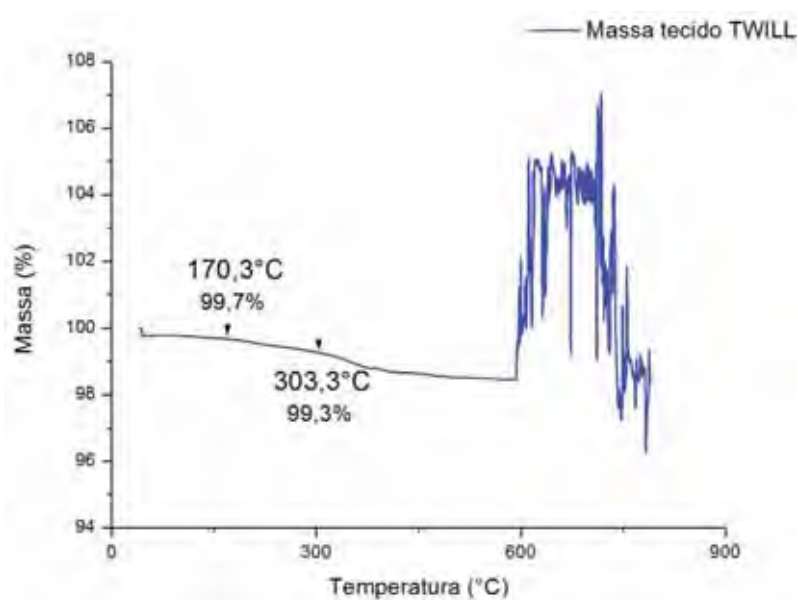
Uma última relação deve ser feita com o TGA isolado da resina. Observando novamente a Figura 6.3 (TGA da resina Cycom), nota-se que a estabilidade térmica passou de 277°C para 260°C no máximo, indicando que a adição de fibras reduz a estabilidade térmica da resina.

Esse fato pode ser explicado por meio da análise termogravimétrica dos tecidos de fibras de carbono, que mostraram início de degradação em temperaturas próximas a 211°C para o tecido *Plain Weave* e 170°C para o tecido *Twill Weave*. Como mostra os gráficos da Figura 6.18.

Portanto, a menor estabilidade térmica do compósito em relação àquela da resina pode ser explicada pelas fibras de carbono utilizadas neste estudo, as quais começam a se degradar em temperaturas inferiores à da resina, promovendo a redução da estabilidade térmica dos compósitos.



(a)



(b)

Figura 6.18 – Análise TGA dos tecidos (a) *Plain Weave* e (b) *Twill Weave*, em atmosfera de N<sub>2</sub>.

### 6.6.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC)

A análise de DSC foi conduzida com o objetivo de determinar a temperatura de transição vítrea dos compósitos. A Figura 6.19 mostra o gráfico dos laminados TWILL/Cycom e PW/Cycom .

Para o compósito PW/Cycom e TWILL/Cycom, a  $T_g$  ocorreu aproximadamente em 207°C e 212°C respectivamente, acima da temperatura de  $T_g$  determinada para a resina em 180°C, indicando que a adição de fibras diminui a mobilidade das cadeias poliméricas e eleva a temperatura em que ocorre a relaxação dessas cadeias no compósito.

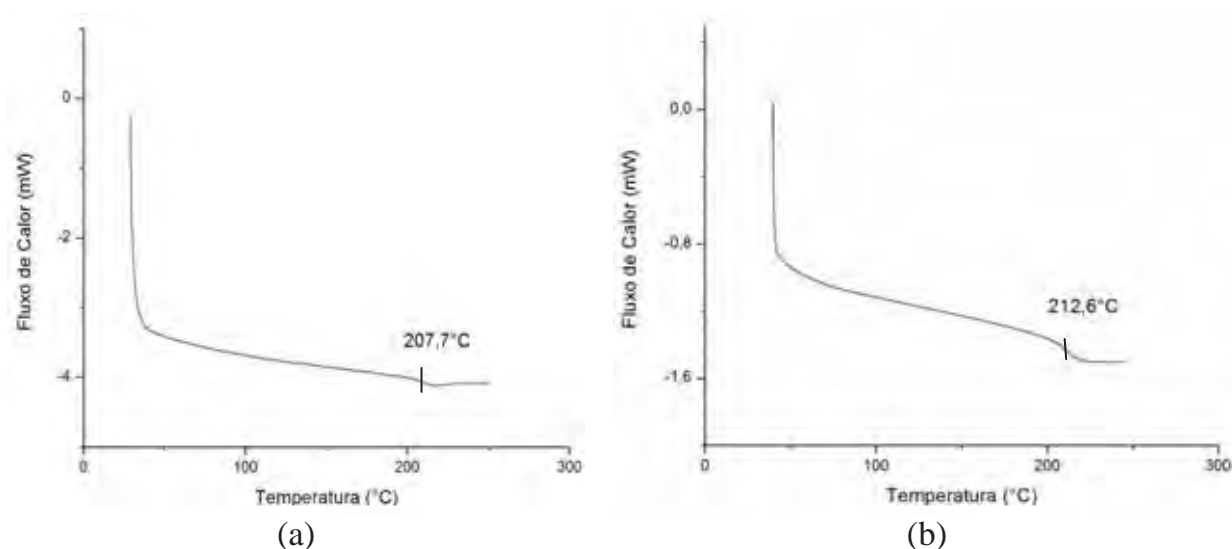


Figura 6.19 – Análise DSC dos compósitos (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom.

### 6.6.3 Análise dinâmico-mecânica (DMA)

Através desta análise foram determinadas as propriedades viscoelásticas dos compósitos PW e TWILL com resina Cycom 890 RTM. Foram analisadas duas amostras do mesmo laminado, da mesma maneira como foi feito na análise de TGA.

A Figura 6.19 mostra os gráficos da análise de cada laminado, com as curvas das regiões superior e inferior sobrepostas.

O laminado PW/Cycom, da Figura 6.20(a) apresenta  $E'$  médio de 7,7 GPa,  $E''$  médio de 0,97 GPa e transição vítrea ocorrendo entre 202°C e 200°C para a região superior e inferior, respectivamente.

Para o laminado TWILL/Cycom, da Figura 6.20(b), a média do  $E'$  é igual a 6,6 GPa, enquanto que a média de  $E''$  foi de 0,83 GPa. A temperatura de transição vítrea determinada por  $E'$  e  $\tan \delta$  teve pouca diferença, sendo 205°C e 209°C, respectivamente.

Os valores encontrados para  $E'$  com a análise de DMA não podem ser comparados com os valores de módulo  $E'$  determinado por ensaios estáticos, como o de tração, por exemplo, pois estudos mostram que os valores para  $E'$  em solicitações dinâmicas são menores que os ensaios estáticos, provavelmente devido à maior relaxação das cadeias poliméricas (SAÉZ; BARBERO; NAVARRO, 2007).

A Tabela 6.4 resume os valores de todas as propriedades dos laminados determinadas pelo ensaio e compara com os valores da matriz pura.

Tabela 6.4 – Propriedades dos laminados e da resina determinadas por DMA.

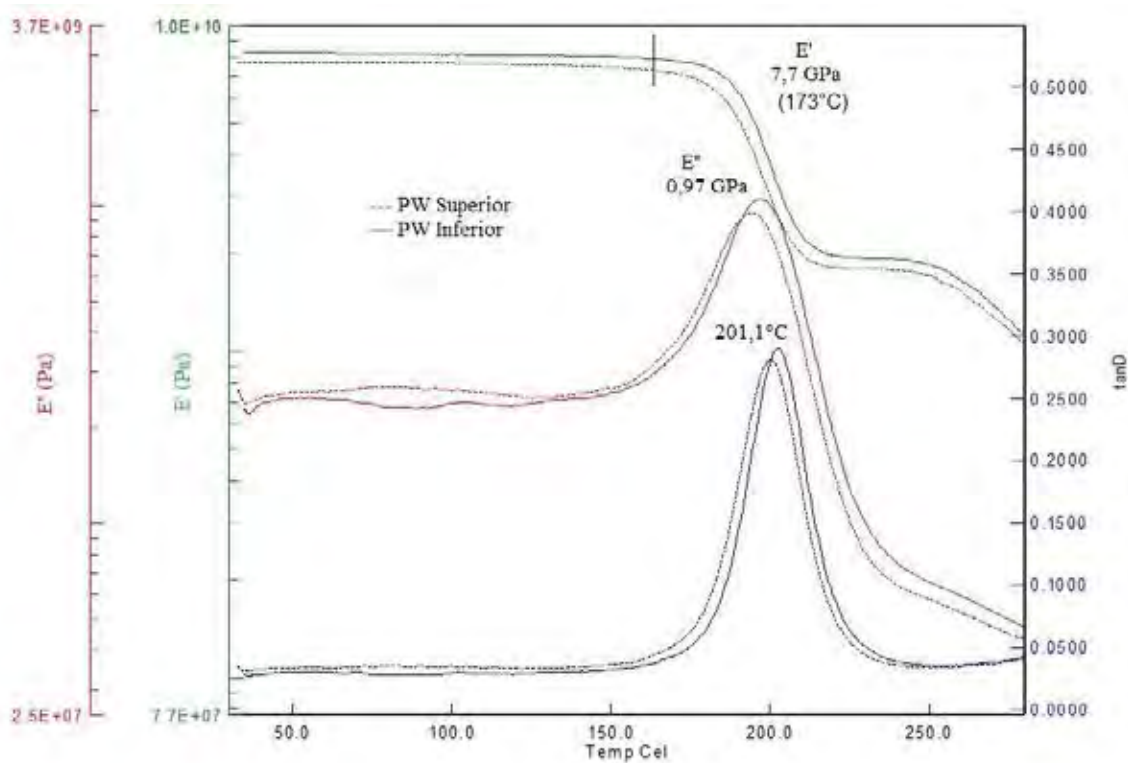
<i>Propriedades</i>	<i>Material</i>						
	<i>PW/Cycom</i>			<i>TWILL/Cycom</i>			<i>Cycom</i>
	<i>Localização do CDP no laminado</i>			<i>Localização do CDP no laminado</i>			<i>Localização do CDP no laminado</i>
	<i>Sup.</i>	<i>Inf.</i>	<i>Média</i>	<i>Sup.</i>	<i>Inf.</i>	<i>Média</i>	<i>Local único</i>
$E'$ (GPa)	8,0	7,4	7,7	6,5	6,7	6,6	1,89
$E''$ (GPa)	1,00	0,95	0,97	0,82	0,84	0,83	0,22
Tg ( $E'$ )	154°C	150°C	152°C	166°C	164°C	165°C	108°C

Com esta análise é possível afirmar que a adição de fibras reduz a mobilidade das cadeias poliméricas, elevando a temperatura de Tg em relação à matriz pura. A matriz, antes com comportamento viscoso, passa a ter comportamento mais elástico justificado pela aproximação dos picos  $E''$  e  $\tan \delta$  (REZAEI; YUNUS; IBRAHIM, 2009).

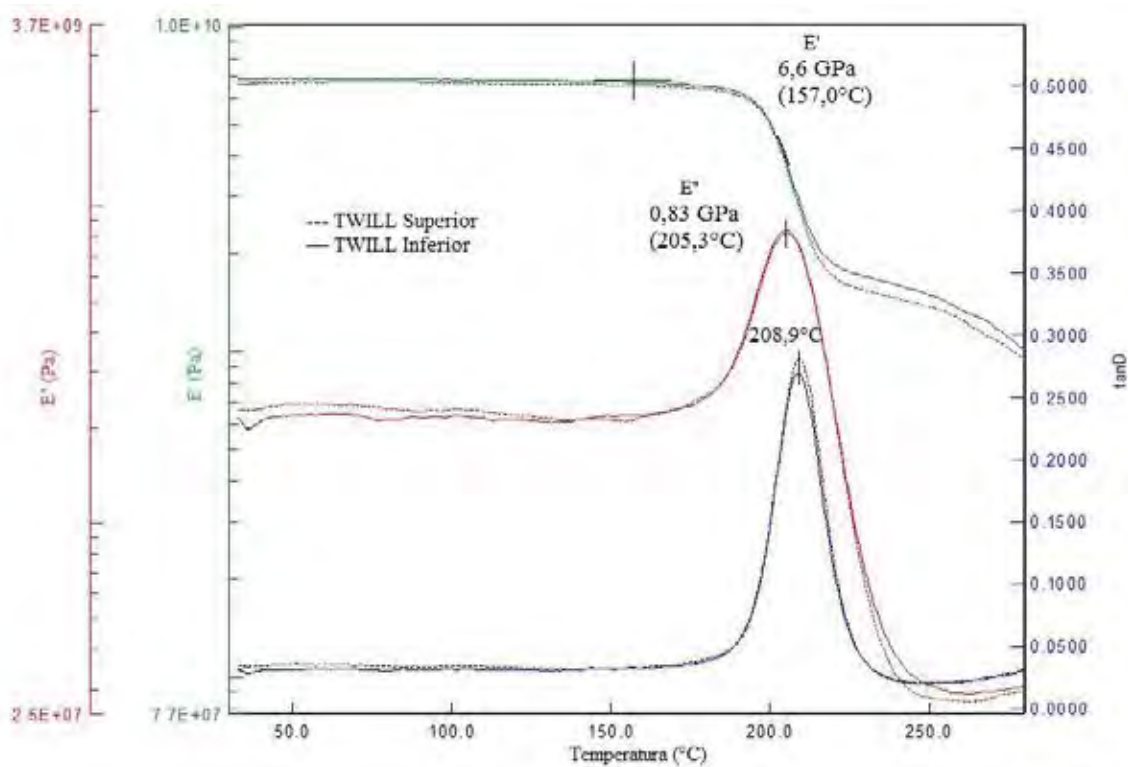
O valor do módulo  $E'$  é aumentado em mais de três vezes, função da ação das fibras de carbono, com enorme área superficial, como material de reforço (REZAEI; YUNUS; IBRAHIM, 2009).

A diferença entre os resultados de Tg obtidos pela técnica de DMA e DSC apresentaram diferença média de 45°C para o compósito TWILL e 58°C para o compósito PW, sendo que os menores valores são determinados pela técnica de DMA. A diferença pode ser justificada pela solicitação cíclica do DMA, que favorece a relaxação das cadeias com a redução da Tg, tornando o resultado mais confiável e

também por ter-se adotado a  $T_g$  pela inflexão da curva de  $E'$ , do mesmo modo como foi feito para a resina (CANEVAROLO, 2004).



(a)



(b)

Figura 6.20 – Análises de DMA para os compósito: (a) PW/Cycom; (b) TWILL/Cycom.



## 6.7 Ensaios mecânicos dos compósitos

### 6.7.1 Ensaio mecânico de tração

A Tabela 6.5 apresenta as propriedades obtidas no ensaio de tração para os compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom. Os corpos de prova foram retirados de diferentes regiões dos laminados conforme pode ser visto na Figura 6.21.

O compósito PW/Cycom apresentou resistência média à tração de 773,0 MPa, com desvio de 68,0 MPa. Não foi observada diferença significativa entre os resultados dos corpos de prova ensaiados na direção da trama e do urdume, pois a direção não interfere na ondulação das fibras, como foi observado com microscopia óptica e é mostrado na Figura 6.22.

Ainda considerando o mapa de cores do PW/Cycom, esperava-se que o CDP 1 apresentasse o pior resultado, o que não ocorreu. Com isso pode-se dizer que a atenuação da região desse CDP foi influenciada pelo empenamento da placa, podendo ser equivalente às demais regiões quanto à quantidade de vazios, fibras e resina.

Tabela 6.5 – Dados de resistência à tração dos compósitos.

<i>Compósito</i>	<i>PW/Cycom</i>			<i>TWILL/Cycom</i>		
	<i>Tensão Máxima (MPa)</i>	<i>Direção da solicitação</i>	<i>Média (MPa)</i>	<i>Tensão Máxima (MPa)</i>	<i>Direção da solicitação</i>	<i>Média (MPa)</i>
<i>CDP</i>						
1	855,30	trama	773,0 ± 68,0	899,52	trama	827,2 ± 122,1
2	803,10	trama		830,40	urdume	
3	800,04	trama		534,24	trama	
4	689,83	urdume		924,89	trama	
5	716,76	trama		654,12	urdume	

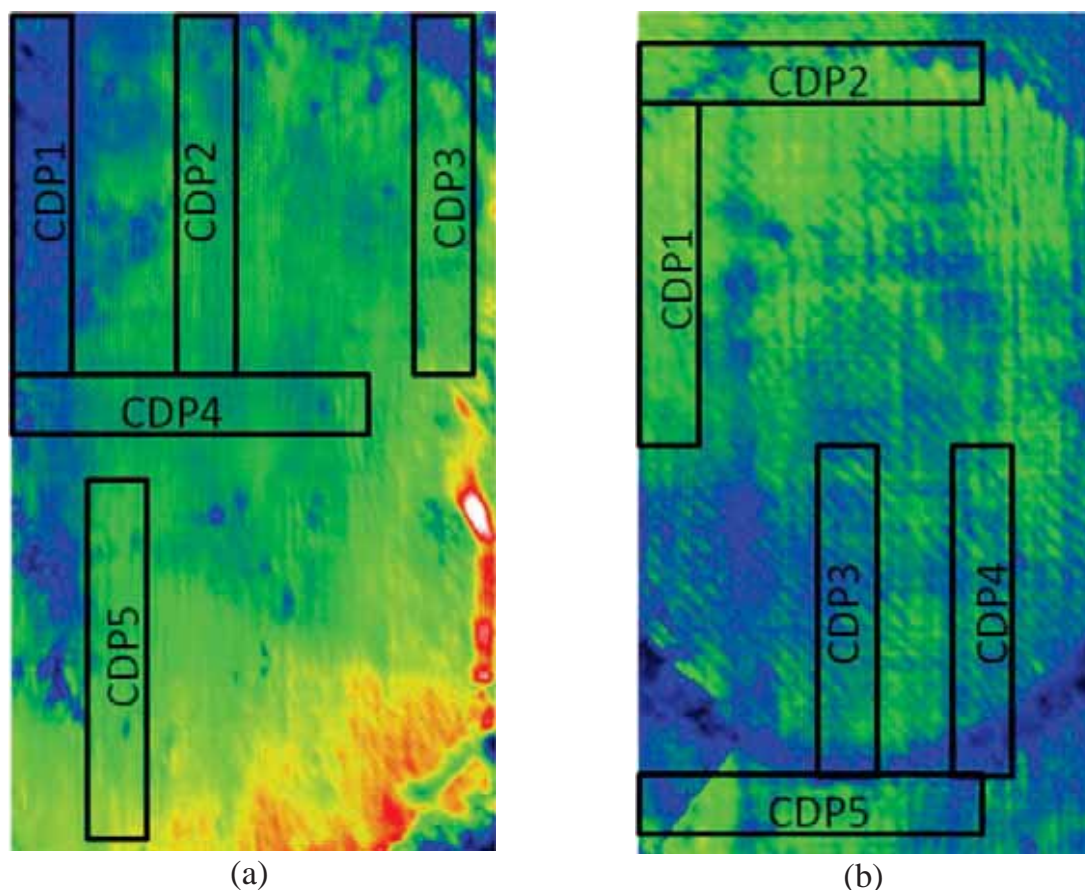


Figura 6.21 – Regiões de retirada dos CDP de tração nos laminados: (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom.

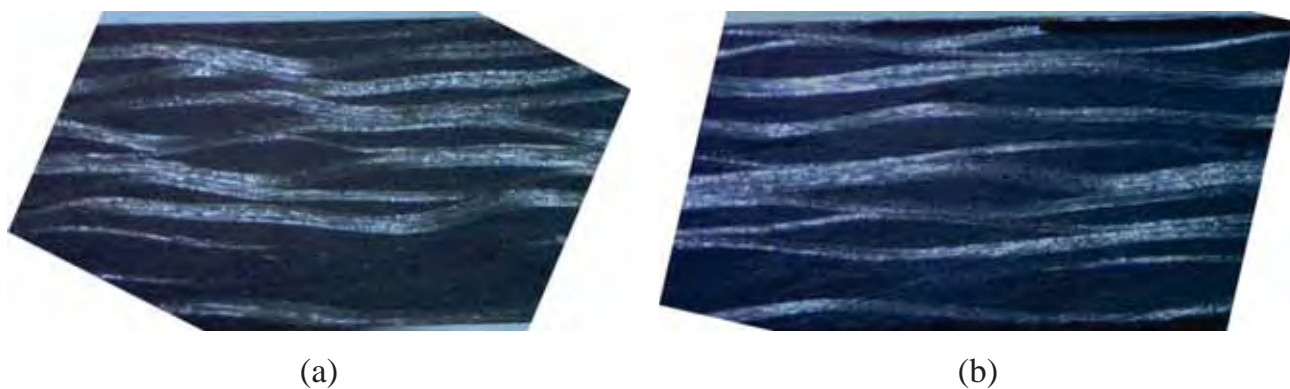


Figura 6.22 – Ondulação das fibras na direção (a) da trama e (b) do urdume.

Já o compósito TWILL/Cycom apresentou resistência à tração média de 827,2 MPa, com desvio de 122,1. Para o cálculo dessa média não foi considerado o CDP 3, pois este rompeu fora da área útil.

É importante destacar que a diferença entre as médias de cada laminado deve-se principalmente ao tipo de tecido, visto que a atenuação dos laminados foi semelhante e

uniforme. A maior resistência à tração do compósito TWILL/Cycom pode ser atribuída à rugosidade superficial das fibras de carbono utilizadas na confecção deste tecido, conforme mostra a Figura 6.23. Não foi encontrada rugosidade semelhante na superfície das fibras do tecido PW, o que pode reduzir a adesão interfacial fibra/matriz e prejudicar o desempenho mecânico do compósito.



Figura 6.23 – Rugosidade superficial da fibra de carbono do tecido tipo TWILL.

#### 6.7.2 Ensaio mecânico de flexão em três pontos

Ambos os compósitos deste trabalho foram avaliados quanto às suas propriedades em flexão e os resultados estão apresentados na Tabela 6.6.

Analisando-se os dados de cada compósito pode-se dizer ambos apresentaram excelente resistência à flexão, no entanto com dispersão elevada. Esperava-se que o desempenho do compósito TWILL/Cycom fosse superior ao outro laminado em função do tipo de trama do tecido, no entanto, considerando os valores de desvio padrão não há diferença entre os resultados.

Tabela 6.6 - Propriedades mecânicas em flexão dos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom.

		Compósito											
		PW/Cycom					Twill/Cycom						
CDP	Propriedade	1	2	3	4	5	Média	1	2	3	4	5	Média
	Tensão Máx. (MPa)	914,6	913,9	929,7	964,2	1039,3	952,3 ± 52,7	876,9	943,8	884,7	888,5	824,5	883,7 ± 42,4
	Módulo E (GPa)	52,8	52,9	56,3	52,6	53,9	53,7 ± 1,5	61,8	59,2	60,9	55,8	61,5	59,8 ± 2,5
	Deformação (mm/mm)	0,016	0,016	0,016	0,017	0,019	0,017 ± 0,001	0,015	0,016	0,015	0,016	0,013	0,015 ± 0,001

Pode-se considerar que os compósitos apresentaram a mesma deformação e valores de módulos de elasticidade muito próximos. O cálculo da deformação foi realizado de acordo com a Equação 5, determinada pela ASTM D790.

$$\epsilon_f = 6Dd/L^2 \quad (5)$$

Na qual D é a deflexão máxima, d é a espessura do corpo de prova e L é o comprimento útil do CDP.

Ambos os compósitos apresentaram elevados valores em flexão. Porém, definir qual é o melhor dependerá da necessidade de cada projeto, se rigidez for essencial deverá ser utilizado o conjunto TWILL/Cycom, por exemplo.

Durante o ensaio de flexão os dois compósitos fraturaram na região compressiva, mesmo utilizando um corpo de prova com razão 32:1 (comprimento : espessura) de acordo com a recomendação da norma para materiais rígidos. A falha se iniciou na região superior do corpo de prova e, em nenhum caso, apresentou ruptura total das fibras da região tracionada.

Detalhes das fraturas e das regiões comprimidas e tracionadas estão apresentados na Figura 6.24 e 6.25 para os compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom, respectivamente.

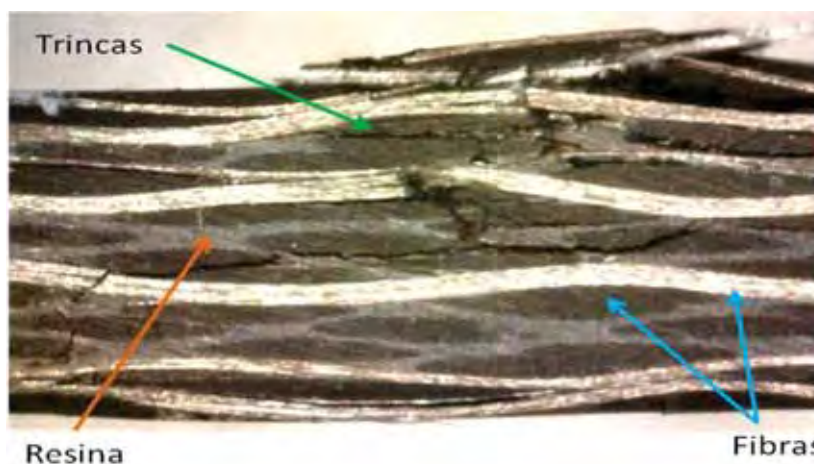
Na Figura 6.24(a) estão destacadas as regiões que sofreram compressão e tração (setas vermelhas). Nota-se que a fratura ocorreu apenas na parte compressiva, no

domínio da matriz. Na Figura 6.24(b) a mesma região foi ampliada para observação dos seguintes detalhes: as trincas (seta verde) se iniciaram na parte comprimida e se propagaram através da matriz (seta laranja) e das fibras (setas verdes) provocando fraturas inter e intralaminares, pois se observa o descolamento dos cabos de fibras da matriz e também trincas que atravessam esses cabos.

As fibras que efetivamente atuam no reforço do compósito são as localizadas do sentido perpendicular à aplicação da tensão.



(a)

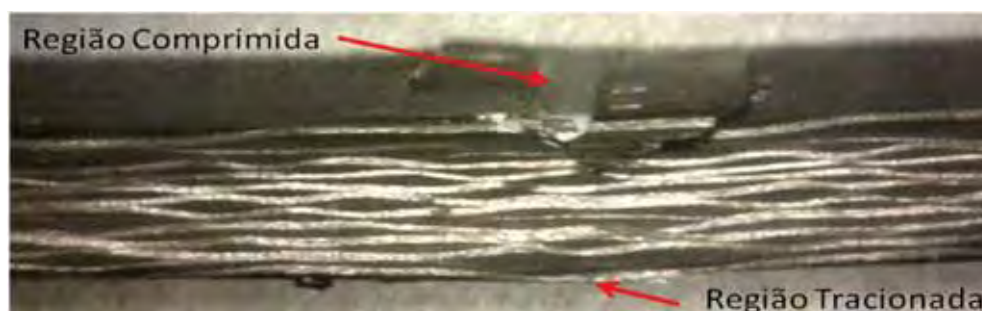


(b)

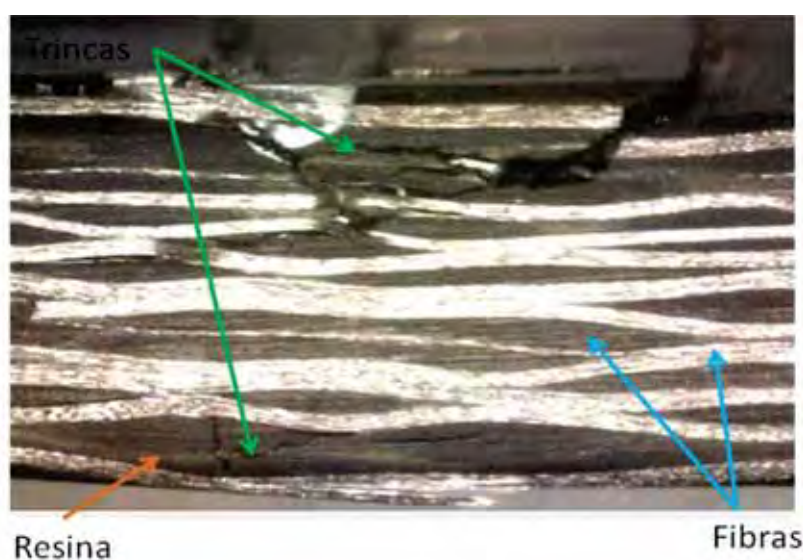
Figura 6.24 - Corpos de provas (PW/Cycom) após ensaio de flexão do compósito: (a) CDP com 25X de aumento; (b) detalhe da fratura com 70X de aumento.

No compósito TWILL/Cycom observa-se comportamento similar, como pode ser visto nos detalhes da Figura 6.25. Com o aumento pode-se notar uma trinca gerada na região tracionada, atravessando um cabo de fibras e a matriz. Ainda assim, maior dano foi causado na região comprimida, com delaminação e ruptura de fibras.





(a)



(b)

Figura 6.25 - Corpos de provas (TWILL/Cycom) após ensaio de flexão do composto: (a) CDP com 25X de aumento; (b) detalhe da fratura com 70X de aumento.

### 6.7.3 Ensaio mecânico de cisalhamento *Short Beam*

A falha por cisalhamento é dominada pela matriz e determina as propriedades interlaminares em materiais compostos. O cisalhamento *Short Beam* pode ser usado para testes comparativos, controle de qualidade ou para especificações de projetos, pois a comparação de resultados é facilitada pela repetibilidade do modo como a falha pode ocorrer (Figura 6.26). Além disso, o ensaio é de fácil realização e permite o uso de amostras de tamanhos muito menores que o exigido por outros tipos de ensaios.

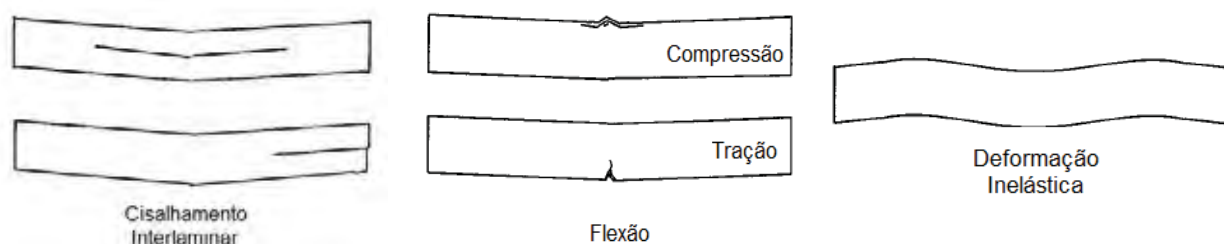


Figura 6.26 – Modos de falha no teste *Short Beam* (ASTM D 2344).

A Tabela 6.7 mostra os valores de resistência máxima e módulo de cisalhamento determinados para cada laminado.

Tabela 6.7 - Propriedades mecânicas em cisalhamento dos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom.

		Compósito											
		PW/Cycom						Twill/Cycom					
CDP Propriedade		1	2	3	4	5	Média	1	2	3	4	5	Média
	Tensão Máx. (MPa)		54,6	57,1	59,9	62,3	62,4	59,2 ± 3,4	58,6	62,7	57,4	52,3	59,1
Módulo E (GPa)		1,97	2,20	2,41	1,98	1,87	2,1 ± 0,2	0,78	1,09	1,81	1,78	1,88	1,5 ± 0,5

Analisando os valores médios de tensão e módulo de cisalhamento pode-se dizer que o compósito PW/Cycom apresentou melhor desempenho, no entanto, considerando os valores de desvio padrão observa-se que ambos os compósitos estão dentro da mesma faixa de resistência e módulo.

Comparando com os 65 MPa de resistência ao cisalhamento obtidos por Beier, et al. (2007), que analisou um laminado compósito carbono/epóxi processado com RTM, pode-se dizer que obteve-se ótimos resultados para ambos os laminados.

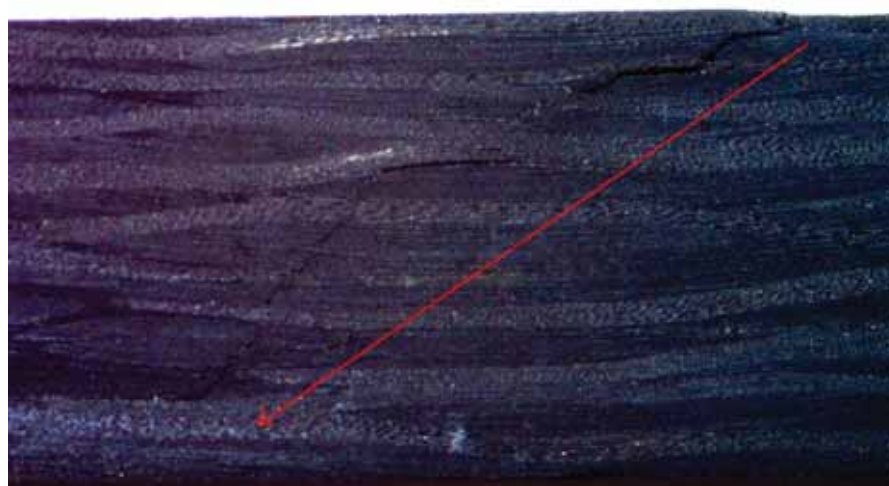
O ensaio pode ser aplicado para medida da tenacidade da matriz, no entanto, tendo sido os compósitos processados com a mesma matriz, o ensaio passa a analisar a adesão interfacial. Pode-se dizer que os laminados apresentam mesmo nível de força de adesão entre fibra e matriz, visto que ambos possuem valores similares de resistência ao cisalhamento.

A Figura 6.27 mostra corpos de prova dos laminados e o modo de falha em cada

um deles. A seta vermelha mostra o sentido de propagação da trinca.



(a)



(b)

Figura 6.27 – Corpos de prova após ensaio de cisalhamento *Short Beam*: (a) laminado PW/Cycom e (b) laminado TWILL/Cycom, com aumento de 6,5X.

Na Figura 6.27(a) e 6.27(b) observa-se a presença de cisalhamento interlaminar, confirmando a falha na resina. As fraturas interlaminares múltiplas, características do processo de delaminação, tendem a ocorrer nas regiões ricas em resina entre as laminas de compósito, como foi observado por Campos, 2010. A trinca parte da superfície superior da amostra, região sob compressão, e se propaga através de falhas intra e interlaminar.

A Figura 6.28 mostra detalhes das fraturas de ambos os compósitos, mostrando a delaminação entre camadas de tecido.



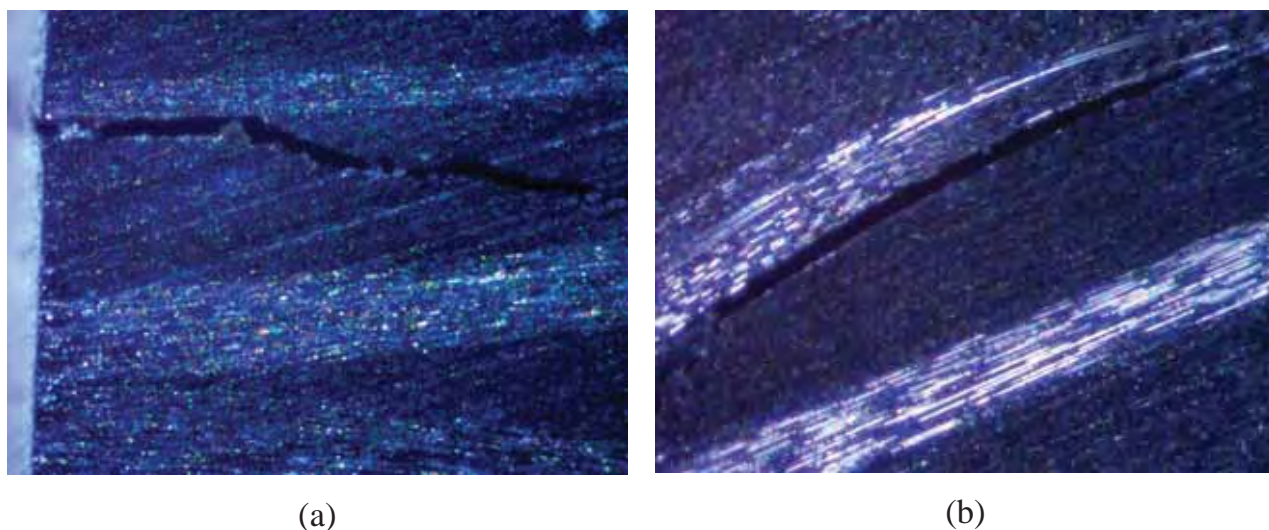


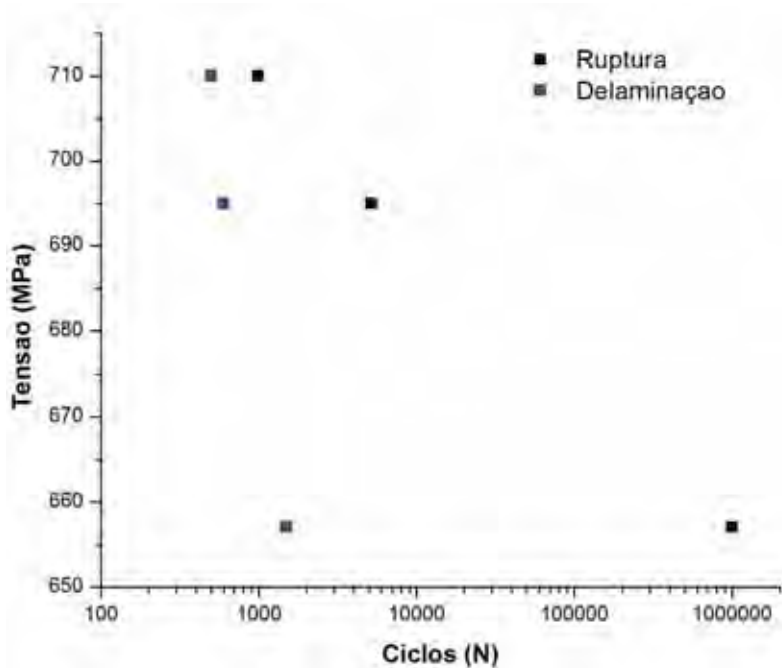
Figura 6.28 – Detalhes das fraturas de cisalhamento *Short Beam*: (a) laminado PW/Cycom e (b) laminado TWILL/Cycom, com aumento de 50X.

#### 6.7.4 Ensaio de fadiga

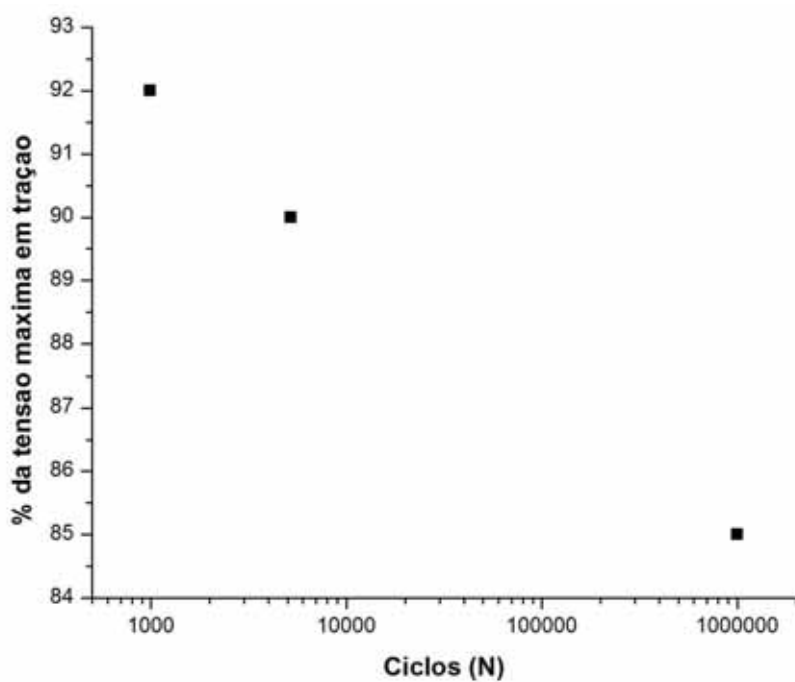
Os resultados do teste de fadiga para os compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom são mostrados através das curvas S-N das Figuras 6.29 e 6.30, respectivamente.

No item (a) das Figuras estão as curva S-N representando a relação entre o número máximo de ciclos e a tensão aplicada, no item (b), a relação entre o número de ciclos e a porcentagem da máxima resistência à tração para cada compósito.

Em ambos os materiais fica evidente a elevada resistência ao carregamento cíclico. Para o compósito PW/Cycom foram aplicadas tensões entre 657 e 710 MPa, equivalente à cargas entre 85-92% da máxima resistência à tração. Para o compósito TWILL/Cycom as tensões que definiram a curva S-N estão entre 620 e 687 MPa, ou seja, entre 75-83% da máxima resistência à tração.



(a)

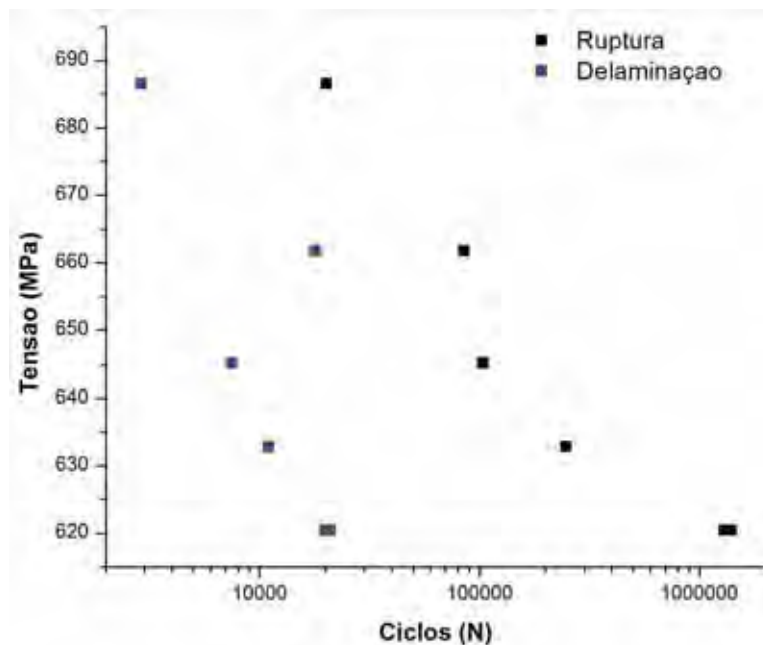


(b)

Figura 6.29 – Curva S-N axial para o compósito PW/Cycom 890 RTM: (a) tensão nominal, (b) tensão em % da máxima resistência à tração.

Os elevados valores de resistência à fadiga encontrados para os compósitos podem estar relacionados ao tipo de reforço. Segundo Kelkar et al. (2006), reforços em forma de tecido apresentam melhores propriedades em fadiga. Tecidos planos

submetidos à solicitação cíclica tensão-0 ( $R = 1$ ), podem apresentar  $10^7$  com tensão de até 80% da resistência à tração (PIPES, 1989).



(a)

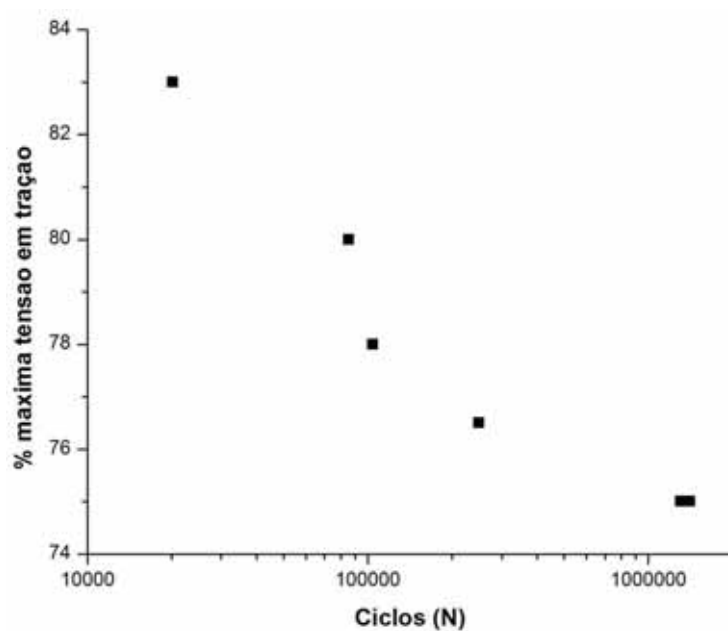


Figura 6.30 – Curva S-N para o compósito TWILL/Cycom 890 RTM: (a) tensão nominal, (b) tensão em % da máxima resistência à tração.

Um estudo desenvolvido por Kawai e Taniguchi (2006) mostrou que tecidos *Plain Waeve* chegam a apresentar resistência infinita à fadiga com tensões de até 80%

da máxima resistência à tração, no entanto, em seu estudo a tensão de 80% corresponde à 460 MPa para compósitos produzidos com *prepreg*. Portanto, pode-se dizer que o processamento RTM permite produzir compósitos que apresentam elevada resistência à fadiga com tensões próximas à 80% da tensão máxima em tração, no entanto, com maiores tensões nominais.

Outra possível razão para os elevados valores de resistência à fadiga encontrados pode estar relacionada à simetria do laminado. Laminados simétricos e balanceados, ou seja, aqueles que são compostos por lâminas simetricamente arranjadas em relação ao plano médio do laminado, não sofrem influência de tensões residuais que induzem deformações e empenamentos severos no laminado diminuindo o desempenho mecânico (PIPES, 1989).

Foi observado um processo de delaminação dos corpos de prova. Segundo Cioffi et al. (2010), este processo ocorre quando a energia aplicada excede à capacidade de absorção da matriz, surgindo a necessidade de liberar a tensão acumulada através de sua fratura.

A curva de delaminação (pontos azuis nas curvas S-N) segue o mesmo padrão da curva S-N para o compósito TWILL/Cycom. No entanto, não se pode estabelecer uma relação entre a quantidade de ciclos necessários à delaminação e à falha do material numa mesma tensão, pois esta relação varia entre 1,5% e 21% dependendo da tensão que foi aplicada.

De modo geral, os compósitos apresentaram ótima resistência à fadiga, com intervalo definido acima de 75% da máxima resistência à tração, mostrando comportamento superior às ligas de alumínio aeronáutico.

## 6.8 Fractografia dos compósitos

A análise microscópica por MEV auxilia na determinação dos padrões de fratura, presença de regiões ricas em resina, avaliação da interface e da superfície das fibras de carbono. As análises das fraturas estão de acordo com o estabelecido por ASM Handbook (1987).

### 6.8.1 Fractografia do ensaio de tração

A Figura 6.31 mostra a macrografia da fratura por tração nos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom, com aumento de 50X.

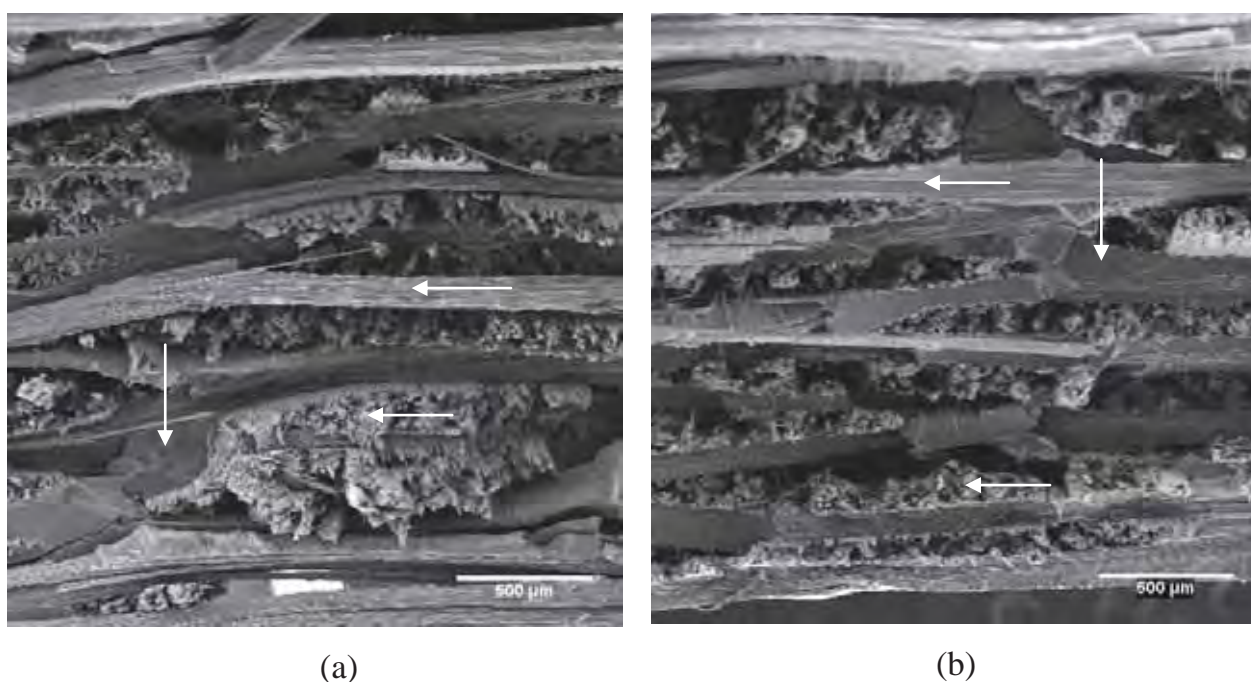


Figura 6.31 – Macrografia da fratura por tração dos compósitos (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom.

A fratura é regular do modo LGM, de acordo com a norma ASTM 3039, ou seja, ocorreu no meio do corpo de prova, iniciando pelas laterais e fora da região onde o corpo de prova é fixado no equipamento.

Observa-se homogeneidade no plano de fratura, com as setas brancas indicando as regiões de fibras e matriz nos compósitos da Figura 6.31.

As Figuras 6.32 e 6.33 mostram detalhes da fratura dos compósitos em questão.



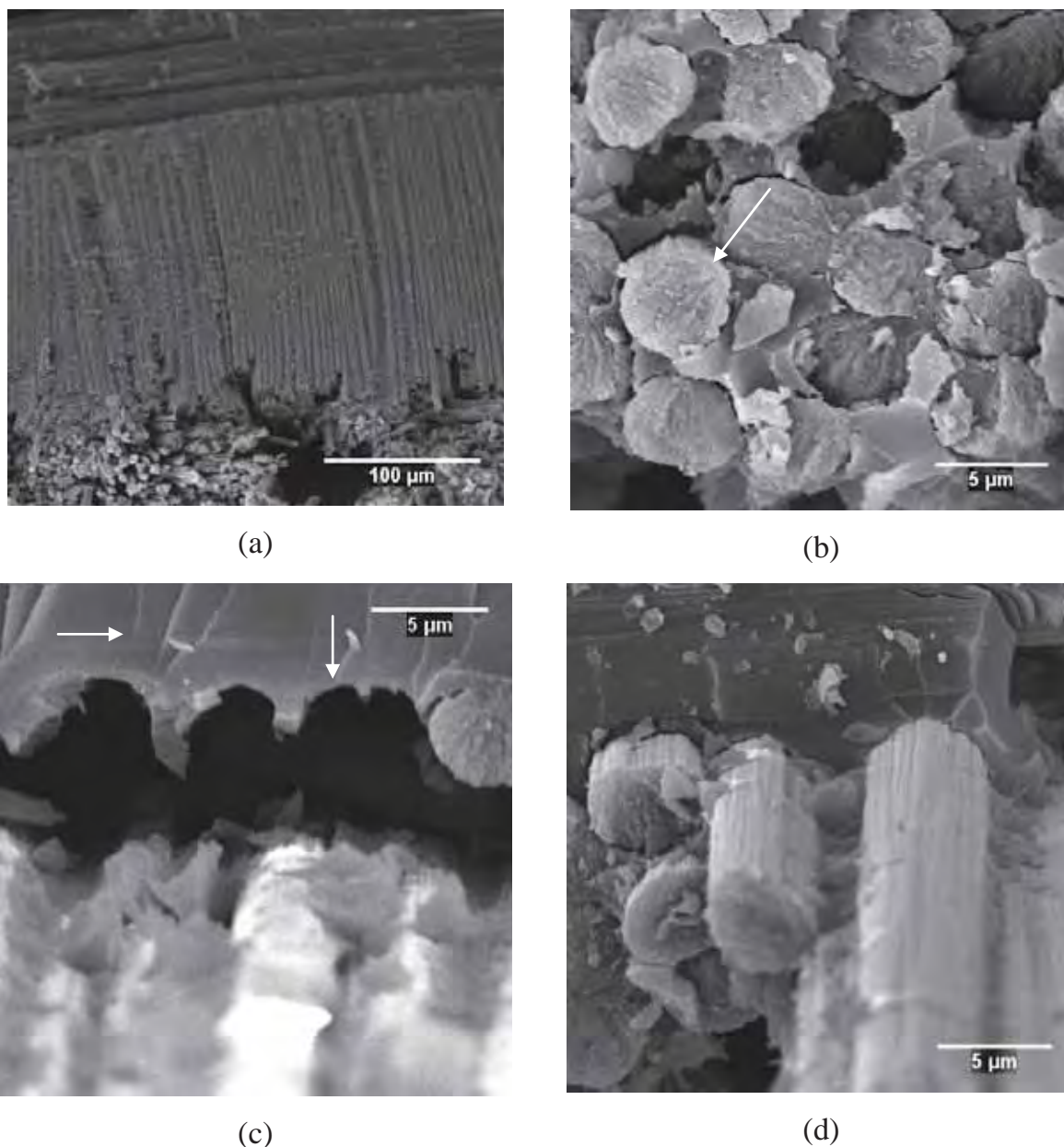


Figura 6.32 – Detalhes da fratura por tração do compósito PW/Cycom com aumentos de (a) 350X e (b), (c) e (d) 5000X.

A Figura 6.32(a) mostra fibras bem recobertas pela matriz, confirmando a boa adesão interfacial que, na Figura 6.32(b), é mostrada em outro ângulo com maior ampliação, permitindo observar a ausência de vazios na resina e o bom preenchimento entre os cabos de fibras. Observa-se ainda, a típica topografia radial (seta branca) na fratura das fibras, indicando a propagação de trinca para cada fibra individualmente.

Com a Figura 6.32(c) observa-se falha por delaminação através do descolamento da interface, além disso, pode ser observado o caráter frágil da matriz polimérica. Na 6.32(d), observa-se a formação de fratura em degrau, típico de combinação de falha

translaminar e interlaminar, e também a rugosidade da superfície da fibra que compõe o tecido *plain weave*.

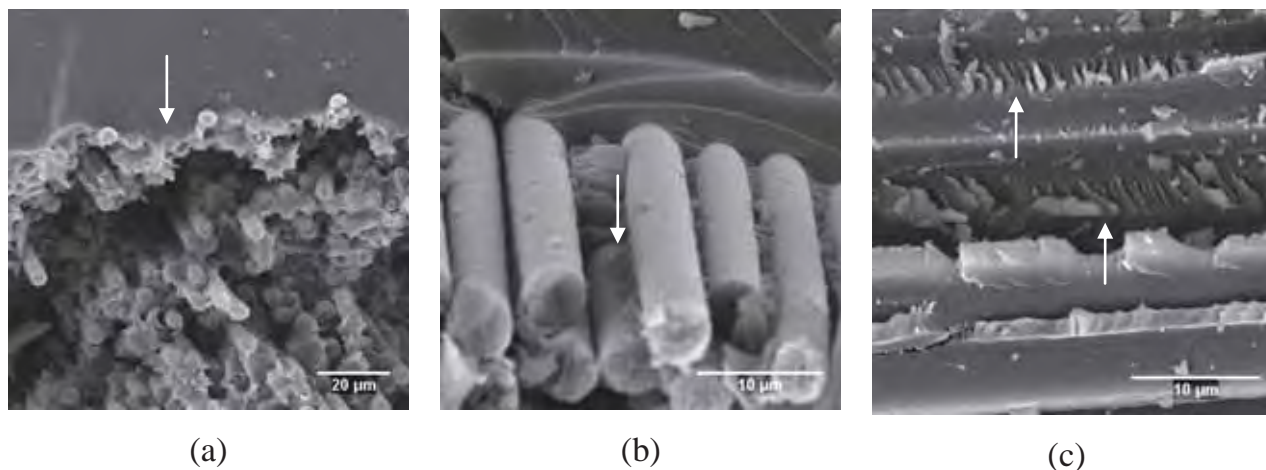


Figura 6.33 – Detalhes da fratura por tração do compósito TWILL/Cycom com ampliações de (a) 1000X, (b) 3500X e (c) 3500X.

Já para o compósito TWILL/Cycom, a análise por MEV mostra uma adesão interfacial forte e uniforme ao longo de toda a amostra que, como pode ser visto na Figura 6.33(a), que não apresenta falha por delaminação. Com maior ampliação na Figura 6.33(b) é possível ver a presença de resina entre os cabos e pequenos pedaços de resina aderidos à superfície das fibras expostas, mostrando boa permeabilidade da resina no cabo de fibras. A presença de resina recobrindo as fibras indica que a fratura se inicia na resina, ou seja, a força de adesão interfacial é superior à força coesiva da resina, que se rompe primeiro durante a sollicitação mecânica.

Na Figura 6.33(c) observa-se a presença de *hackles* que, no caso de ensaio de tração, são formados pela separação de fibras adjacentes ligadas pela resina.

Considerando esta análise, pode-se dizer que o compósito TWILL/Cycom possui adesão interfacial mais efetiva, provavelmente devido à maior energia superficial atribuída às fibras de carbono do tecido, mostrada na Figura 6.23.

### 6.8.2 Fractografia do ensaio de flexão

A Figura 6.34 mostra a macrografia da fratura por flexão nos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom.

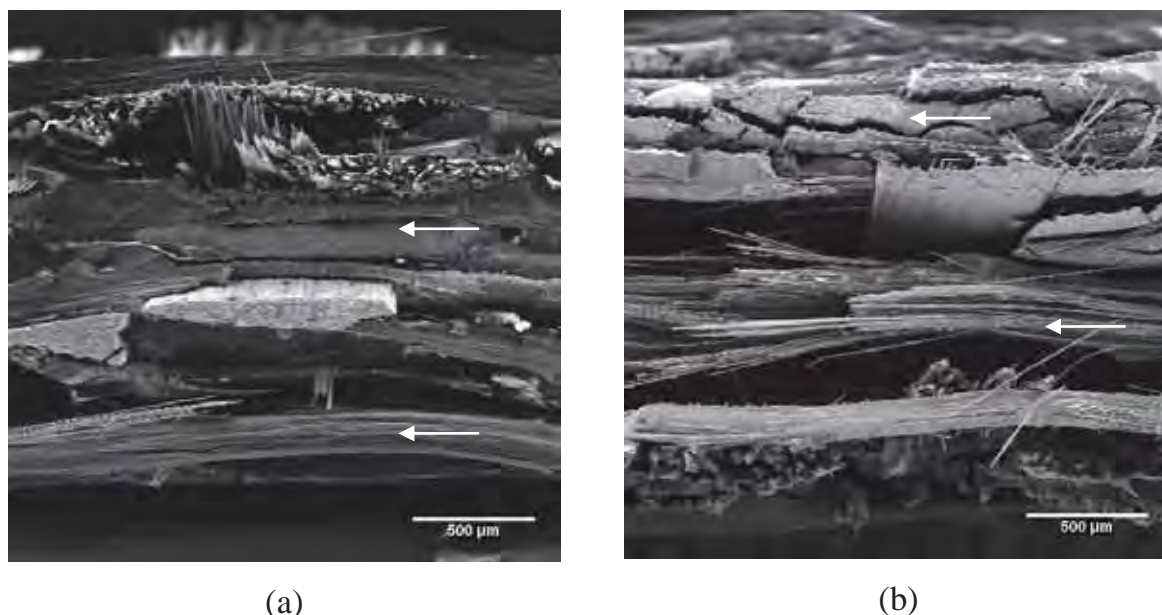


Figura 6.34 – Macrografia da fratura por flexão dos compósitos (a) PW/Cycom e (b) TWILL/Cycom com aumento de 50X .

O aspecto típico de falha por flexão pode ser observado nas Figuras 6.34(a) e 6.34(b), com uma região mais uniforme e com aspecto esmagado (região comprimida) e outra com aparência de falha explosiva, com fibras expostas e de tamanhos variados (região tracionada), ambas indicadas pelas setas.

As figuras 6.35 e 6.36 mostram detalhes da fratura por flexão dos compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom, respectivamente.

Pode-se observar que as falhas em ambos apresentam características semelhantes, com falha na região interfacial (Figura 6.35(a)), falha coesiva na matriz (Figura 6.35(c) e 6.36(a)), fraturas em diferentes níveis com topos de fibra fraturados em ângulo (Figura 6.35(b) e 6.36(c)) e a presença de *hackles* originados pelo descolamento de fibras de forma trativa (Figura 6.36(b)).



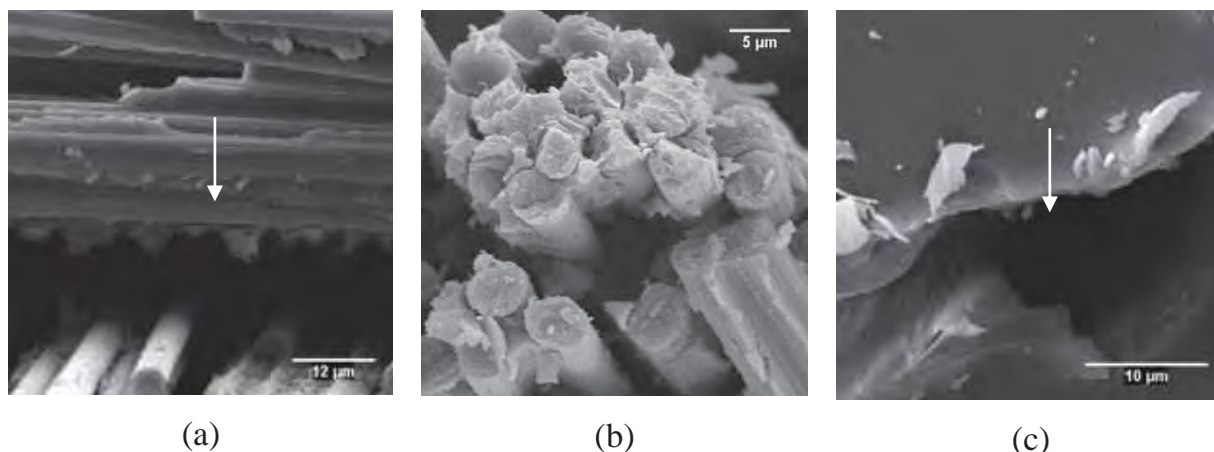


Figura 6.35 – Detalhes da fratura por flexão nos compósitos PW/Cycom, com aumentos de (a) 2000X, (b) 3500X e (c) 3500X.

Na Figura 6.35(a) apesar da boa adesão interfacial, pode ser observada a falha por delaminação. A Figura 6.35(b) mostra um feixe de fibras fraturadas, porém com resina aderida, o que indica forte adesão interfacial. A Figura 6.35(c) apresenta a falha coesiva da resina indicando matriz não suficientemente tenacificada.

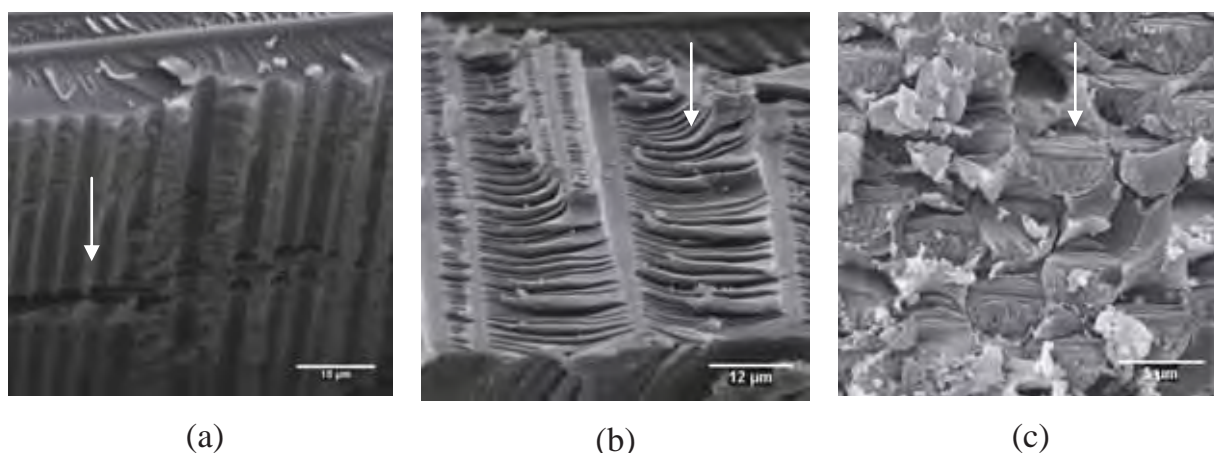


Figura 6.36 – Detalhes da fratura por flexão nos compósitos TWILL/Cycom, com aumentos de (a) 1500X, (b) 2000X e (c) 5000X.

Na Figura 6.36(a) apesar da boa adesão interfacial, pode ser observada a impressão deixada pelo tecido *twill* na matriz após falha por delaminação. Além disso, trincas transversais indicam a baixa tenacidade na matriz. A Figura 6.36(b) revela a formação de *hackles*, que indicam falha por cisalhamento na matriz. A Figura 6.36(c) mostra típica fratura originada na região compressiva do material ensaiado em flexão, além de boa distribuição de fibras e boa adesão.

### 6.8.3 Fractografia do ensaio de fadiga

A maneira como os materiais poliméricos se rompem sob carregamento cíclico pode estar relacionado com fatores como estrutura molecular, geometria da amostra, técnica de processo, temperatura na qual o teste foi realizado, razão de carga, tipo de reforço, entre outros (CIOFFI, et al., 2010).

A análise das fraturas através da técnica de MEV auxilia na determinação dos principais fatores que levaram o material à fratura ou falha.

A Figura 6.37 mostra as imagens das fraturas de baixo e alto ciclos do compósito PW/Cycom.

No item (a) da Figura 6.37 observa-se delaminação, caracterizada pelo descolamento entre duas camadas de fibras. No item (b) da mesma figura observa-se a falha coesiva da matriz, com trinca que se propaga na direção perpendicular ao reforço na região. O mesmo tipo de falha é observada no item (c), com formação de *hackles*, resultante da deformação cisalhante da matriz, comum em polímeros submetidos a cargas cíclicas e trativas.

No item (d) da Figura 6.37 observa-se a delaminação no corpo de prova submetido a 84% do limite de resistência a tração e também uma deformação no bolsão de matriz aderido às fibras do plano inferior. No item (e) da mesma figura observa-se a formação de *hackles* e a impressão deixada pelas fibras arrancadas da matriz durante a delaminação. O item (f) da Figura 6.37 mostra uma fibra recoberta por matriz, na qual observam-se pequenos *hackles*, indicando falha na matriz e não na interface.

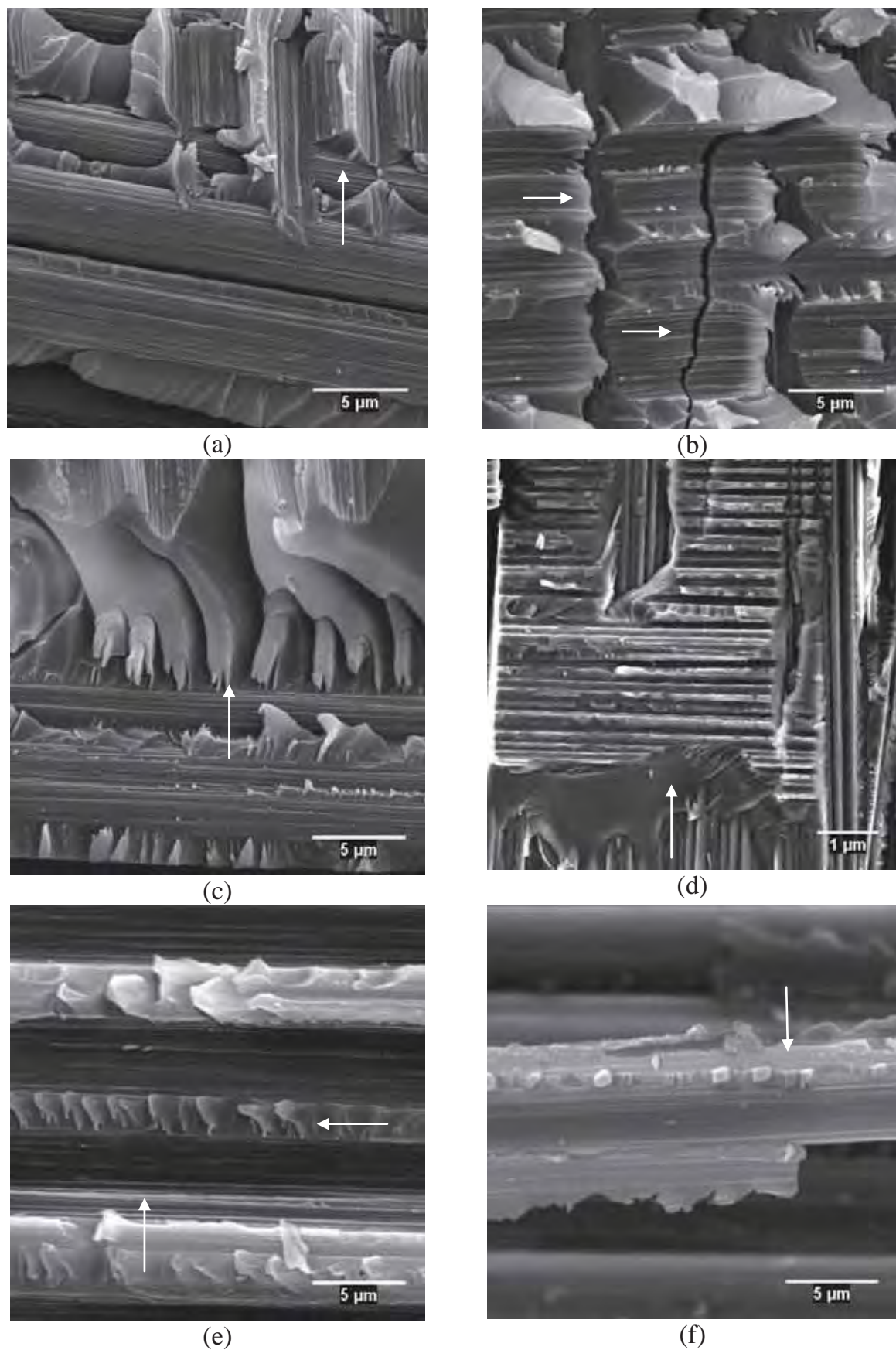
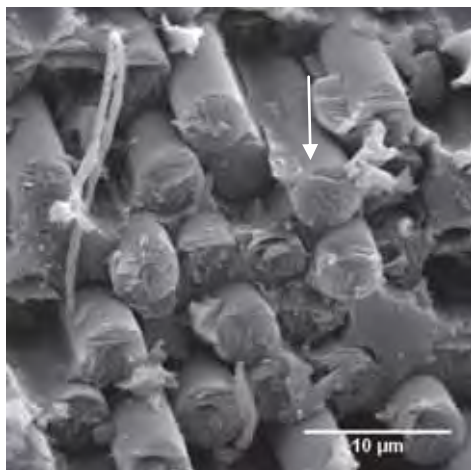


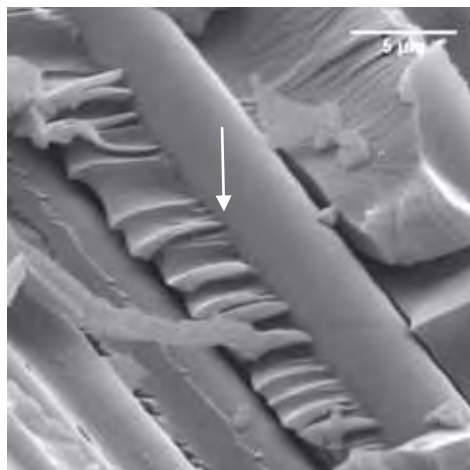
Figura 6.37 – Falha por fadiga do compósito PW/Cycom com baixo ciclo e aumento de (a) 5000X, (b) 5000X, (c) 5000X e com alto ciclo e aumento de (d) 500X, (e) 5000X e (f) 5000X .



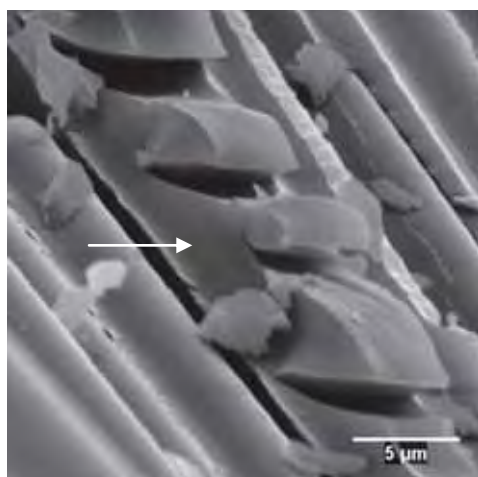
A Figura 6.38 mostra as imagens das fraturas de baixo e alto ciclos do compósito TWILL/Cycom.



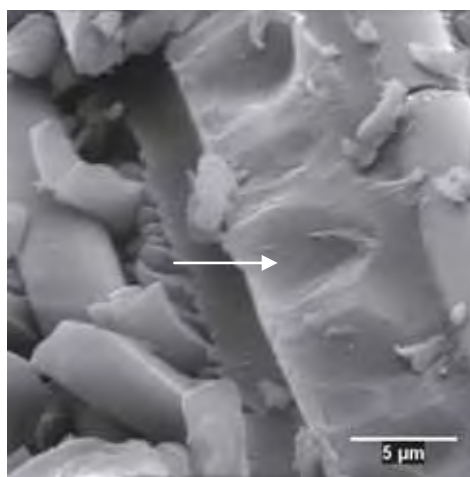
(a)



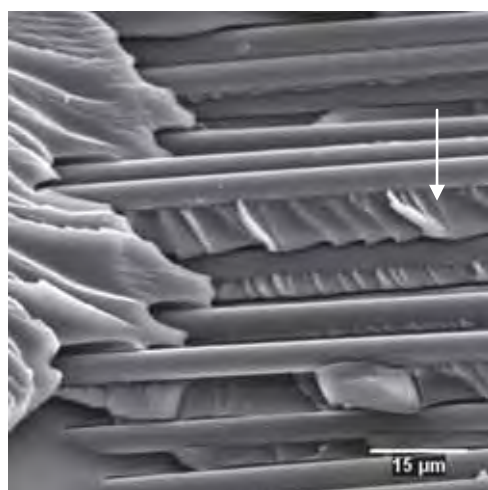
(b)



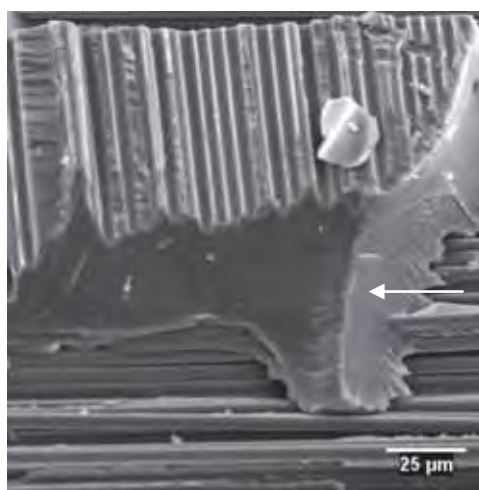
(c)



(d)



(e)



(f)

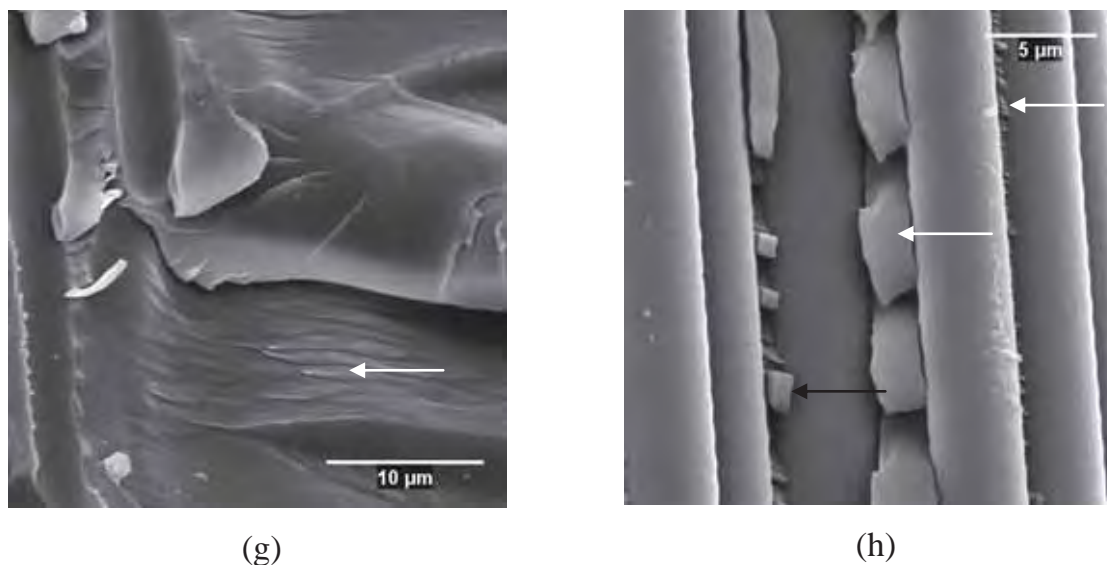


Figura 6.38 – Falha por fadiga do compósito TWILL/Cycom com baixo ciclo e aumento de (a) 3500X, (b) 5000X, (c) 5000X, (d) 5000X e com alto ciclo e aumento de (e) 1500X, (f) 750X, (g) 3500X e (h) 5000X.

Os itens (a) a (d) da Figura 6.38 referem-se ao corpo de prova submetido ao ensaio de fadiga com tensão de 83% do limite de resistência à tração, enquanto os demais itens referem-se ao corpo de prova submetido a tensão cíclica de 75% da tensão de ruptura em tração.

No item (a) da Figura 6.38 observa-se a topografia das fibras, sendo possível observar a direção de propagação das trincas em cada fibra além de combinação de fratura interlaminar e translaminar. No item (b) observa-se resina aderida à superfície da fibra e também a formação de *hackles*, que são mais evidentes no item (c), mostrando a deformação causada pelo carregamento cíclico na matriz. O item (d) mostra uma região com excesso de resina, de onde foram arrancadas as fibras. O fato de a resina permanecer aderida à superfície das fibras mostra boa adesão interfacial.

No item (e) da Figura 6.38 observam-se fibras recobertas pela resina e também a presença de *hackles*, no item (f) um bolsão de resina e no item (g) marcas deixadas pela propagação de trincas de forma dúctil na resina. No item (h) observa-se resina entre cabos de fibras.

De modo geral, em solicitações com tensões mais elevadas, ou seja, baixos ciclos, a resina sofre maior deformação e há maior incidência de falhas coesivas. As fibras se rompem devido à falha prematura da matriz, pois passam à suportar tensões que já não são redistribuídas de forma eficiente. Em tensões de altos ciclos, que levam

à vida infinita do material, a resina apresenta formação de *hackles* devido à baixa tenacificação da matriz, sem o rompimento das fibras.

## 7 CONCLUSÃO

Conclui-se que os objetivos do projeto quanto à montagem do sistema RTM e ao processamento foram atingidos. Os compósitos se mostraram adequados para aplicação estrutural, de acordo com os resultados das análises térmicas e ensaios mecânicos realizados.

Técnicas de análise térmica foram utilizadas em dois momentos. Primeiramente foram aplicadas para determinar propriedades e comportamentos da resina Cycom 890 RTM, que auxiliaram no estabelecimento dos parâmetros de processamento. Nessa etapa verificou-se o início da cura em 180°C e, através das isotermas, foram definidos os tempos necessários para promover a cura em 180°C (2 horas), 210°C (1 hora e 20 min) e 230°C (40 min). A temperatura de T<sub>g</sub> foi determinada pelas técnicas de DSC e DMA (E'), ocorrendo a 180°C e 107°C, respectivamente. A partir das análises termogravimétricas definiu-se que a degradação se inicia em 277°C. O ensaio de viscosidade encerrou a caracterização das variáveis necessárias para o processamento, definindo que a viscosidade varia entre 35 mPa.s e 250 mPa.s para temperaturas entre 80°C e 120°C, respectivamente, diminuindo de forma não linear com o incremento de temperatura.

As mesmas análises foram repetidas para os dois laminados compósitos produzidos, PW/Cycom e TWILL/Cycom. Pode-se concluir que a adição de reforço reduz a estabilidade térmica da resina de 277°C para 260°C, apesar da T<sub>g</sub> média passar para 210°C e 160°C, de acordo com as técnicas de DSC e DMA (E'), respectivamente. Os valores dos módulos elástico e de perda passaram a ser maiores que os da resina epoxi e ambos ocorrem em maiores temperaturas, indicando maior rigidez e um aumento na dissipação de energia, respectivamente.

Os testes preliminares permitiram conhecer o sistema de injeção e a influência da variação da temperatura e pressão na qualidade final do laminado compósito. Com isso definiu-se a temperatura de injeção em 100°C e a pressão inicial no molde em 0,35 MPa, com aplicação de 25 kPa de vácuo, em média. Também foi observada a necessidade da aplicação de um cordão de silicone para a redução da porosidade na lateral dos laminados e eliminação do fenômeno de *race tracking*. O processamento



durou em média 1,5 h, produzindo compósitos com 52% de fibras (TWILL/Cycom) e 51% de fibras (PW/Cycom).

Resultados de análises por microscopia de inspeção acústica mostram que há homogeneidade na distribuição de fibras e resina ao longo dos laminados e, que o empenamento afeta o mapa de atenuação devido à variação da distância entre o transdutor e o laminado.

Os resultados da análise de digestão ácida confirmaram o percentuais volumétricos de fibras superiores a 50%, com conteúdo de vazios entre 0,73% e 1,75%, sendo as menores porcentagens de vazios encontradas próximo ao ponto de injeção da resina.

Quanto ao comportamento mecânico, os compósitos foram testados em tração, flexão, cisalhamento e fadiga. Em tração o compósito PW/Cycom apresentou resistência média de 773 MPa, enquanto que o compósito TWILL/Cycom apresentou resistência média de 827 MPa, no entanto, considerando os valores de desvio padrão, ambos encontram-se dentro da mesma faixa de resistência. Conclui-se também que a orientação do corpo de prova no laminado, em relação à trama e urdume, não influencia os resultados.

Em flexão os compósitos PW/Cycom e TWILL/Cycom apresentaram nível similar de resistência (952 MPa e 884 MPa, respectivamente) e módulo em flexão (54 GPa e 60 GPa, respectivamente). Ambos sofreram fratura na região compressiva (domínio da matriz), sem dano aparente na região tracionada.

Em cisalhamento, ambos os laminados apresentaram fraturas múltiplas na região interlaminar, com trincas partindo da região sob compressão. As resistências ao cisalhamento foram de 59,2 MPa para o laminado PW/Cycom e 58,0 MPa para o TWILL/Cycom, com módulos de cisalhamento de 2,1 GPa e 1,5 GPa, respectivamente.

Ambos os compósitos apresentaram excelente comportamento em fadiga. O laminado TWILL/Cycom apresentou intervalo de fadiga entre 75% e 83% da máxima resistência à tração, equivalente a tensões entre 620 e 687 MPa. Já o laminado PW/Cycom apresentou comportamento superior, com intervalo de fadiga mais curto definido entre 85% e 92% da máxima resistência à tração, equivalente a tensões entre

657 e 710 MPa. A delaminação ocorre entre 1,5% e 21% da vida em fadiga definida, ocorrendo mais rapidamente quanto maiores forem as tensões aplicadas.

Com as fractografias conclui-se que a resina Cycom poderia ser melhor tenacificada o que evitaria a susceptibilidade à deformações, falha coesiva e formação da *hackles* sob carregamento cíclico. No entanto proporciona boa adesão superficial fibra/matriz, especialmente com o tecido tipo *TWILL*.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D 2344**: Standard test method for short-beam strength of polymer matrix composite materials and their laminates. United States, 2006.

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 3171**: Constituent Content of Composite Materials. United States, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D 7028**: Standard Test Method for Glass Transition Temperature (DMA T<sub>g</sub>) of Polymer Matrix Composites by Dynamic Mechanical Analysis (DMA). United States, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D 790**: Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials. United States, 2010.

ANDREUCCI, R . Aplicação Industrial: Ensaio por Ultrassom. **Abende**, p 6-19, 2003.

AONO, Y., HIROTA, K., LEE, S. H., KUROIWA, T., TAKITA, K. Fatigue damage of GRFP laminates consisting of stitched unit layers. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p 1720-1728, 2008.

BAKER, A., DUTTON, S., KELLY, D. **Composite Materials for Aircraft Structures**. Second Edition, AIAA, 2004.

BIBLIOTECA UNIVERSIA. Disponível em: [http://biblioteca.universia.net/html\\_bura/ficha/params/id/34023543.html](http://biblioteca.universia.net/html_bura/ficha/params/id/34023543.html) - acessado em 09/03/2009.

BEIER, V., FISCHER, F., SANDLER, J.K.W., ALSTÄDT, V., WEIMER, C., BUCHS, W. Mechanical performance of carbon fibre-reinforced composites based on stitched performs. **Composites part A**, v. 38, p 1655-1663, 2007.

BOYER, R. **Encyclopedia of Materials: Science and technology**. Aircraft Materials, p 66-73, 2008.

BRAHAM. D.; MATTHEWS, S.; McLLHAGGER, R. A comparison of physical of glass fibre epoxy produced by wet lay-up with autoclave consolidation and resin transfer moulding. **Composites: part A**, v.29, p 795-801, 1998.

CAMPOS, K. A. Fractografia quantitativa: análise do comportamento fractal de fraturas em compósitos carbono/epóxi por processamento digital de imagens, 2010,

136f. **Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – área de materiais)**, Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010.

CANDIDO, G. M., REZENDE, M. C., ALMEIDA, S. F. M. Hygrothermal Effects on the Tensile Strength of Carbon/Epoxy Laminates with Molded Edges. **Materials Research**, v. 3(2), p 11-17, 2000.

CANEVAROLO, S. V. **Técnica de Caracterização de Polímeros**. São Paulo: Artliber Editora, p 209-283, 2004.

CIOFFI, M. O. H., VOORWALD, H. J. C., CAMARGO, J. A. M., REZENDE, M. C., ORTIZ, E. C., AMBROSIO, L. Fractography analysis and fatigue strength of carbon fiber/RTM6 laminates. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527(15), p3609-3614, 2010.

CIOFFI, M.O.H, VOORWALD, H. J. C., SHIINO, M. Y., REZENDE, M. C. **Advances in Mechanical Engineering Research**. Editora Nova Science Publishers, capítulo 6, 2011.

DILANDRO, L., DIBENEDETTO, A. T., GROEGER, J. The effect of fiber-matrix stress transfer on the strength of fiber-reinforced composite materials. **Polymer composites**, v. 9.3, p 209-221, 1988.

FANGUEIRO, R., NUNES, P., SOUTINHO, F., ARAÚJO, M. Development of fibrous preform for FRP pipe connections. **Composites Science and Technology**, v.69, p 1412-1416, 2009.

FILIPCZYNSKI, L ., PAWLOWSKI, Z ., WEHR, J. **Ultrasonic Methods of Testing Materials**. Editora Butterworths, 1966.

FONSECA, A.B., BOTELHO, E.C., ANDELOTTI, A.C. Avaliação da exposição de laminados de epóxi/fibras de carbono a consecutivos ciclos de cura. **Anais 18º CBECiMat**, p 3714-3722, 2008.

GOURICHON, B., BINETRUY, C., KRAWCZAK P. Experimental investigation of high fiber tow count fabric unsaturation during RTM. **Composites Science and Technology**, v.66, p 976-982, 2006.

HEXCEL COMPOSITES. Disponível em : <http://www.hexcel.com/Products/Fabrics/Carbon/> - acessado em 23.03.2010.

HILLERMEIER, R. W., SEFERIS, J.C. Interlayer toughening of resin transfer molding composites. **Composites: part A**, v.32, p 721-729, 2001.

HIMMEL, N., BACH, C. Cyclic fatigue behavior of carbon fiber reinforced vinylester resin composites manufactured by RTM and VARI. **International Journal of Fatigue**, v. 28, p 1263-1269, 2006.

HODGKINSON, J. M. Mechanical testing of advanced fibre composites. Editora CRC, 2000.

HULL, D.; CLYNE, T. W. **An Introduction to Composite Materials**. Editora Cambridge University, 1996.

INFORMATIVO EMBRAER. Um século de história - Informativo Embraer para o Brasil e Exterior. Ano 35, n. 721, p 23, 2005.

KAS, Y. O.; KAYNAK, C. Ultrasonic (C-scan) and microscopic evaluation of resin transfer molded epoxy composite plates. **Polymer Testing**, v.24, p 114-120, 2005.

KAWAI, M.; TANIGUCHI, T. Off-axis fatigue behavior of plain weave carbon/epoxy fabric laminates at room and high temperatures and its mechanical modeling. **Composites: Part A**, v. 37, p 243-256, 2006.

KELKAR, A. D.; TATE, J. S.; BOLICK, R. Structural integrity of aerospace textile composites under fatigue loading. **Materials Science and Engineering B**, v. 132, p 79-84, 2006.

KRAUTKRÄMER, J., KRAUTKRÄMER, H. **Ultrasonic Testing of Materials**. 2a. Edição, New York, 1977.

LAWRENCE, J.M., HSIAO, K., DON, R.C., SIMACEK, P., ESTRADA, G., SOZER, E., STADFELD H., ADVANI, S.G. An approach to couple mold design and on-line control to manufacture complex composite parts by resin transfer molding. **Composites: Part A**, v.33, p 981-990, 2002.

LEE, D.H.; LEE, W.I.; KANG, M.K. Analysis and minimization of void formation during resin transfer molding process. **Composites Science and Technology**, v.66, p 3281-3289, 2006.

LUCAS, E. F.; SOARES, B.G.; MONTEIRO, E. Caracterização de Polímeros Determinação de Peso Molecular e Análise Térmica. **Editora E-Papers**, p 217-323, 2001.

LUO, J., LIANG, Z., ZHANG, C., WANG, B. Optimum tooling design for resin transfer molding with virtual manufacturing and artificial intelligence. **Composites: part A**, v. 32c, p 877-888, 2001.

MAGNUM VENUS PLASTECH. Disponível em <http://www.mvpind.com/>, acessado em junho de 2010.

McLLHAGGER, A., BROWN, D., HILL, B. The development of a dielectric system for the on-line cure monitoring of the resin transfer moulding process. **Composites: part A**, v. 31, p1373-1381, 2000.

METAL DELTA. Disponível em: <http://www.metaltela.com.br/Produtos.htm>. Acessado em 12/05/2010.

HANDBOOK MIL-17-2F, **Composite Materials**. Department of defense. Estados Unidos da América, Volume 2 de 5, 2002.

MILLS, A. Automation of carbon fibre preform manufacture for affordable aerospace application. **Composites: part A**, v. 32, p 955-962, 2001.

MORREN, G., BOTTIGLIERI M., BOSSUYT, S., SOL, H., LECOMPTE, D., VERLEYE B., LOMOV S. V. A reference specimen for permeability measurements of fibrous reinforcements for RTM. **Composites: part A**, v. 40, p 244-250, 2009.

NEPOMUCENO, L. X. Tecnologia Ultrassônica. **Editora Edgard Blücher**, São Paulo, 1980.

PALARDY, G., HUBERT, P., HAIDER, M., LESSARD, L. Optimization of RTM processing parameters for Class A surface finish. **Composites: part B**, v.39, p 1280-1286, 2008.

PARNAS, R.S. **Liquid Composite Molding**. Editora Hanser, p 75-84, 2000.

PIPES, R. B. **Textile Structural Composites**. Editora Elsevier, Composites materials series 3, 1989.

RESTREPO, O., HSIAO, K., RODRIGUEZ, A., MINAIE, B. Development of adaptive injection flow rate and pressure control algorithms for resin transfer molding. **Composites: part A**, v.38, p 1547-1568, 2007.

REZAI, F., YUNUS, R., IBRAHIM, N.A. Effect of fiber length on thermomechanical properties of short carbon fiber reinforced polypropylene composites. **Materials and Design**, v.30, p 260–263, 2009.

REZENDE, M. C., BOTELHO, E. C. O. Uso de Compósitos estruturais na indústria aeroespacial. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v.10, p e4-e10, 2000.

SAÉZ, S. S., BARBERO, E., NAVARRO, C. Analysis of the dynamic flexural behavior of composite beams at low temperature. **Composites Science and Technology**, v. 67, p 2616 – 2632, 2007.

STRONG, A. B., **Fundamentals of Composites Manufacturing: Materials, Methods, and Applications**. Editora SME, p 107-158, 1989.

TA INSTRUMENTS. Disponível em: <http://www.tainstruments.com/product.aspx?id=25&n=1&siteid=11>. Acessado em 08.04.2010.

TSANZALIS, S.; KARAPAPPAS, P.; VAVOULIOTIS, A.; TSOTRA, P.; PAIPETIS, A.; KOSTOPOULOS, V.; FRIEDRICH, K. Enhancement of the mechanical performance of an epoxy resin and fiber reinforced epoxy resin composites by the introduction of CNF and PZT particles at the microscale. **Composites: Part A**, v.38, p 1076, 2007.

VASILIEV, V. V.; E. V. MOROZOV. **Mechanics and Analysis of Composite Materials**. Editora Elsevier, 1a. Edição, Inglaterra, 2001.

WILLIAMS, J. C., STARKE, E. A. Progress in structure materials for aerospace systems. **Acta Materialia**, v. 51, p 5775-5799, 2003.

WU, F.; YAO, W. A fatigue damage model of composite material. **International Journal of Fatigue**, v. 32, p 134-138, 2010.

WU, CH.; PAN, Y. R. The study of injection/compression liquid composite molding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 201, p 695-700, 2008.

YAMANI, A. A cost effective development of an ultrasonic A-scans database for high-temperature hydrogen attack. **NDT & International**, v.41, p163-168, 2008.

YOUNG, H. D., FREEDMAN, R. A. Sears and Zemansky's University Physics: with modern physics. **Editora Pearson**, 12a. edição, San Francisco, 2008.

ZHANG, P.Q., RUAN, J.H., LI W.Z. Influence of some factors on the damping property of fiber-reinforced epoxy composites at low temperature. **Cryogenics**, v.41, p 245-251, 2001.



## ANEXO A

O cálculo que definiu o número mínimo de camadas de tecido necessárias para atingir um volume de fibras maior que 50% foi feito de acordo com as equações abaixo. A Figura mostra alguns resultados desses calculos.

### 1º) Cálculo da massa total de tecido.

$M_{total} = (\text{comprimento do tecido} \times \text{largura do tecido} \times \text{número de camadas}) \times \text{gramatura do tecido}$

Para esse cálculo considerar a largura e o comprimento do tecido na área em que o mesmo é posicionado no molde, no caso deste molde, 0,45 X 0,30 metros.

### 2º) Cálculo do volume de fibras na preforma.

$V_{\text{fibras preforma}} = (M_{total} / \text{densidade das fibras da trama do tecido})$

### 3º) Volume de fibras no laminado.

$V_{\text{fibras}} (\%) = (V_{\text{fibras preforma}} / \text{Volume do molde})$

TECIDO		plain wave						
Espessura do tecido	nº de camadas	espessura laminado	massa total (g)	Vol. Fibras	% de fibras			
0,44	7	3,08	189	104,41989	0,257827			
	8	3,52	216	119,33702	0,294659			
	13	5,72	351	193,92265	0,478821			
	14	6,16	378	208,83978	0,515654			
	15	6,6	405	223,75691	0,552486			
							densidade das fibras	1,81 g/cm³
							volume molde	405 cm³
							gramatura do tecido	200 g/m²
Volume Resina	198,45							

TECIDO		Twill						
Espessura do tecido	nº de camadas	espessura laminado	massa total (g)	Vol. Fibras	% de fibras			
0,47	7	3,29	189	106,17978	0,262172			
	8	3,76	216	121,34831	0,299625			
	9	4,23	243	136,51685	0,337079			
	13	6,11	351	197,19101	0,486891			
	14	6,58	378	212,35955	0,524345			
	15	7,05	405	227,52809	0,561798			
							densidade das fibras	1,78 g/cm³
							volume molde	405 cm³
							gramatura do tecido	200 g/m²
Volume Resina	194,4							