

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2011

MARCOS YUTAKA SHIINO

DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS
PROCESSADOS POR RTM PARA APLICAÇÃO AEROESPACIAL

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

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi
Co-orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Guaratinguetá
2011

S555d Shiino, Marcos Yutaka
Desenvolvimento e caracterização de compósitos processados por RTM para aplicação aeroespacial / Marcos Yutaka Shiino – Guaratinguetá : [s.n], 2011.
97 f. : il.
Bibliografia: f. 89-94

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011.
Orientadora: Prof^a Dr^a Maria Odila Hilário Cioffi
Coorientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

1. Materiais compostos 2. Fadiga I. Título

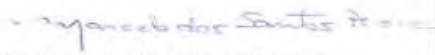
CDU 620.1

MARCOS YUTAKA SHIINO

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 HILÁRIO CIOFFI
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. SÉRGIO FRASCINO MULLER DE ALMEIDA
CTA/ITA/IEM


Prof. Dr. MAURÍCIO DONADON
CTA/ITA/IEM

Fevereiro de 2011

DADOS CURRICULARES

MARCOS YUTAKA SHIINO

NASCIMENTO	02.06.1981 – SÃO JOSÉ DOS CAMPOS / SP
FILIAÇÃO	Tadashi Shiino Catarina Etsuko Shiino
1996/1999	Curso Técnico em Mecânica Industrial, no Escola Técnica Professor Everardo Passos-ETEP.
2004/2008	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2010	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

...à minha irmã Eliana Yuri Shiino e aos meus pais Tadashi
Shiino e Catarina Etsuko Shiino.

AGRADECIMENTOS

A Deus por tudo,

à minha orientadora Prof.^a Dr.^a Maria Odila Hilário Cioffi, por sempre estar ao meu lado nas decisões, pelo auxílio pessoal e profissional ao longo desses 5 anos que estive comigo e por confiar em minha capacidade;

ao meu co-orientador Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, por me ajudar constantemente na minha formação acadêmica;

aos meus amigos do Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos, pela ajuda no desenvolvimento da pesquisa;

aos amigos Thatiane Brocks, Midori Yoshikawa, Camila Yoshida, Marcelo Majewski, Sergio Montoro, Andressa Milanese pelo trabalho em conjunto, seja nas discussões e no suporte técnico;

aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP - Manoel Francisco dos Santos Filho, Domingos Hasmann Neto, Eli, Odir, Manoel pelo apoio e dedicação nas diversas etapas desse trabalho;

ao Professor Carlos Yujiro Shigue e Cirlene Fourquet pela colaboração com as análises térmicas;

a aluna Silvia Sizuka Oishi, pela colaboração com as análises de viscosimetria;

ao INPE, na pessoa de Maria Lucia Brison de Mattos, pela possibilidade de realizar as microscopias eletrônicas de varredura

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade

- CAPES – através do PROGRAMA DE DEMANDA SOCIAL – PDS.
- FAPESP – através do contrato nº 2009/04123-4

“Um bom cientista valoriza a crítica quase mais do que a amizade; não, na ciência a crítica é o máximo e a medida da amizade”

(Francis Crick)

SHIINO, M.Y. **Desenvolvimento e caracterização de compósitos processados por RTM para aplicação aeroespacial**. 2011. 97f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

O setor de transporte tem buscado materiais mais leves e resistentes para melhorar a autonomia e capacidade de seus veículos. Os materiais compósitos de carbono/epóxi têm superado as expectativas neste setor e volumes significativos já são empregados na aviação. Com a intenção de produzir peças estruturais para a área aeronáutica, esse trabalho propôs a implantação do processo RTM e produção de compósitos com potencial aplicação estrutural. O foco principal do trabalho foi o domínio total na montagem e uso do equipamento RTM para um perfeito funcionamento de forma a evitar erros de processamento. O trabalho envolveu a seleção de fibras de carbono e resina epóxi com a intenção de atingir propriedades superiores às ligas metálicas, principalmente as ligas de alumínio. Para estabelecer os parâmetros de processo a resina foi caracterizada quanto a viscosidade e propriedades físico-químicas. Para avaliar a qualidade do processamento foi utilizada a inspeção por ultrassom A-scan e C-scan e as frações volumétricas foram determinadas através da metodologia da norma ASTM D 3171-09. Já para a caracterização do compósito foram utilizados ensaios mecânicos de tração, flexão, fadiga e posterior análise fractográfica. Análise térmica foi empregada para assegurar que o material foi completamente curado. Ao todo foram avaliados dois tipos de laminados: com 4 camadas do tipo Satin Harness (5HS) com 10 camadas e quasi-isotrópico com 5 camadas.

PALAVRAS-CHAVE: moldagem por transferência de resina (RTM), compósito carbono/epóxi, fadiga

SHIINO, M.Y. Development and characterization of composites processed by RTM for aerospace applications. 2011. 97f. Thesis (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

The transportation field has searched for lighter and strengthen materials to improve the autonomy and load capacity of their vehicles. Carbon/epoxy composites have overcome the expectations in this field. Appreciable volume production of structural components has been employed in aircrafts. Aiming of producing structural parts for aeronautic field, this research work focuses on the implementation of the RTM process and production of carbon/epoxy composite material. The work had the main objective on managing the assemblage and usage for a perfect operation, in the way to avoid processing errors. The research involved the right choice of carbon fibers and resin system intended to obtain higher specific properties than the metal alloys, mainly the aluminum alloys. Process parameters were established by characterizing the viscosity and physical-chemical properties. The quality assessment was performed by A-Scan and C-Scan ultrasonic test and volumetric fractions analysis. The volumetric analysis were performed according to the ASTM 3171-09. Besides the evaluation of material performance it was performed tensile, flexure, fatigue tests and further fractographic analysis was carried out using scanning electron microscopy. To ensure complete cure thermal analyze was performed. Two laminate architectures were evaluated: one 10 plies Harness Satin (5HS) and one 5 plies quasi-isotropic laminate.

KEYWORDS: resin tranfer molding (RTM), carbon/epoxy composite, fatigue

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Haste em liga de alumínio.....	1
Figura 1.2 – Equipamento RTM.....	2
Figura 2.1 – Evolução e pesquisa na área aeroespacial(WILLIANS; STARKE, 2003).....	3
Figura 2.2 – Ordem de eventos para seleção de materiais (WILLIANS; STARKE, 2003).....	4
Figura 2.3 – Evolução da resistência ao escoamento em ligas de alumínio (WILLIANS; STARKE, 2003).....	4
Figura 2.4 – Evolução do módulo de elasticidade em ligas de alumínio (WILLIANS; STARKE, 2003).....	5
Figura 2.5 – Distribuição de material no Airbus A-380 (WILLIANS; STARKE, 2003).....	5
Figura 2.6 – Exemplo de tecido NCF [Vectorply].....	8
Figura 2.7 – Esquema do equipamento utilizado para RTM [26].....	12
Figura 2.8 – Representação de <i>race-tracking</i> em preforma (LI et. al., 2005).....	14
Figura 2.9 – Perfil da pressão de injeção (GOURICHON; BINTRUY; KRAWCZAK, 2006).....	15
Figura 3.1 – Gráfico A-scan de um laminado tramado.....	18
Figura 3.2 – Mapa de cores de uma placa de compósito.....	19
Figura 3.3 – Exemplo de ciclo de carregamento(KAWAI; KOIZUMI, 2007).....	21
Figura 3.4 – Modos de ensaio de fadiga (GILCHRIST; KINLOCK; METHUEWS, 1996).....	22
Figura 3.5 – Curva S/N _f para vários compósitos com reforço fibroso e uma liga de alumínio de aplicação aeronáutica (HULL; CLYNE, 1996).....	23
Figura 3.6 – Comportamento de propagação de trinca em compósitos e metais (JONES, 1999).....	24
Figura 5.1 – Molde usinado em aço 1045.....	29
Figura 5.2 – Controlador do sistema de aquecimento do molde.....	29
Figura 5.3 – Montagem do processo RTM.....	31
Figura 5.4 – Perfil de viscosidade para resina bicomponente da HEXXION.....	33
Figura 5.5 – Tecido NCF.....	37
Figura 5.6 – Tecido 5HS.....	37
Figura 5.7 – Ciclo de cura.....	38
Figura 5.8 – Aparelho de ultrassom C-scan por imersão em água (Processo FAPESP 02121-6).....	39
Figura 5.9 – Dimensão do corpo-de-prova para tração e fadiga.....	41
Figura 6.1 – Gráfico de viscosidade da resina CYCOM 890.....	44
Figura 6.2 – Curva DSC dinâmico de polimerização.....	44
Figura 6.3 – Curva em DSC dinâmico de T _g	45
Figura 6.4 – Curva em DSC isotérmico.....	45
Figura 6.5 – Aquisição da progressão de volume em tempo real.....	46

Figura 6.6 – Aquisição da progressão de pressão em tempo real.....	46
Figura 6.7 – Laminado em fibra de vidro processado por RTM.....	47
Figura 6.8 – Progresso da injeção no laminado multiaxial com 4 camadas em fibra de carbono.....	48
Figura 6.9 – Laminado multiaxial com 4 camadas em fibra de carbono	49
Figura 6.10 – Progresso da injeção no laminado 2 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono.....	50
Figura 6.11 – Progresso da injeção no laminado 3 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono.....	51
Figura 6.12 – Progresso da injeção no laminado 4 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono.....	52
Figura 6.13 – Progresso da injeção no laminado em fibra de vidro	52
Figura 6.14 – Progresso da injeção no laminado em fibra de vidro.....	53
Figura 6.15 – Progresso da injeção no laminado 5 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono.....	54
Figura 6.16 – Foto do compósito quasi-isotrópico – laminado 5.....	55
Figura 6.17 – Progresso da injeção no laminado 6 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono.....	56
Figura 6.18 – Foto do compósito quasi-isotrópico – laminado 6.....	56
Figura 6.19 – Progresso da injeção no laminado 6 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono.....	57
Figura 6.20 – Progresso da injeção no laminado 1 - 5HS com 10 camadas em fibra de carbono.....	58
Figura 6.21 – Progresso da injeção no laminado 1 - 5HS com 10 camadas em fibra de carbono.....	59
Figura 6.22 – Escala de atenuação para mapas de C-scan	59
Figura 6.23 – Efeito de race-tracking detectado no ultrassom: a) gate 1; b) gate 2	60
Figura 6.24 – C-scan do laminado 5: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1....	62
Figura 6.25 – Sinais de A-scan do laminado 5.....	62
Figura 6.26 – C-scan do laminado 6: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1....	63
Figura 6.27 – Sinais de A-scan do laminado 6.....	64
Figura 6.28 – C-scan do laminado 7: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1....	65
Figura 6.29 – Sinais de A-scan do laminado 7.....	65
Figura 6.30 – C-scan do laminado 1-5HS: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1	66
Figura 6.31 – Sinais de A-scan característico do laminado 1-5HS	67
Figura 6.32 – C-scan com transdutor de 2.25 MHz do laminado 1-5HS.....	67
Figura 6.33 – Termogravimetria dos laminados NCF-6 e 5HS-1	69
Figura 6.34 – DTG dos laminados NCF-6 e 5HS-1	70
Figura 6.35 – DMA do laminado 6 – NCF com frequência de 50Hz	70
Figura 6.36 – DMA do laminado 1 – 5HS com frequência de 50Hz.....	71
Figura 6.37 – Locais de retirada dos corpos de prova do laminado 5.....	72
Figura 6.38 – Locais de retirada dos corpos de prova do laminado 6.....	73
Figura 6.39 – Locais de retirada dos corpos de prova do laminado 1 – 5HS.....	74
Figura 6.40 – Curva S-N do laminado 6 – NCF.....	76

Figura 6.41 – Curva S-N do laminado 1 – 5HS	77
Figura 6.42 – Macrografia do corpo de prova número 14.....	79
Figura 6.43 – Aspecto geral da fratura do corpo de prova 14 – ampliação 100x	80
Figura 6.44 – Excesso de resina do corpo de prova 14 – ampliação 5000x.....	80
Figura 6.45 – Padrões de <i>hackles</i> do corpo de prova 14 – ampliação 5000x.....	81
Figura 6.46 – Secção da fratura do corpo de prova 14 – ampliação 5000x	81
Figura 6.47 – Fratura com <i>hackles</i> predominantes no corpo de prova 16 – ampliação 500x.....	82
Figura 6.48 – Fratura com <i>hackles</i> predominantes no corpo de prova 16 – ampliação 500x.....	82
Figura 6.49 – Fratura com <i>hackles</i> predominantes no corpo de prova 16 – ampliação 500x.....	83
Figura 6.50 – Fratura em fadiga do cdp 1-NCF à 75%	83
Figura 6.51 – Fratura em baixo ciclo do cdp 1 NCF-5000x.....	84
Figura 6.52 – Fratura em médio ciclo do cdp 6 NCF-5000x	84
Figura 6.53 – Fratura em alto ciclo do cdp 5 NCF-5000x	84
Figura 6.54 – Formação de cusps em baixo ciclo cdp1 NCF – 5000x.....	84
Figura 6.55 – Fratura em fadiga do cdp 3-5HS à 75%	85
Figura 6.56 – Fratura em baixo ciclo do cdp 3 5HS-5000x	85
Figura 6.57 – Fratura em médio ciclo do cdp 12 5HS-5000x	85
Figura 6.58 – Fratura em alto ciclo do cdp 8 5HS-5000x	85
Figura 6.59 – Fratura em médio ciclo do cdp 12-5HS-x10000.....	86

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Classificação das fibras quanto ao módulo de elasticidade (GAO; MADER; ZHANDAROV, 2004).....	9
Tabela 4.1 - Combinações de fibra/matriz	28
Tabela 5.1 – Propriedades da matriz CYCOM 890®	32
Tabela 5.2 – Propriedades da Liga de Alumínio 7050 T74 (MIL–HDBK-17-1F)	32
Tabela 5.3 – Propriedades dos tecidos	33
Tabela 5.4 – Proposta de <i>Lay up</i> dos laminados	34
Tabela 5.5 – Proposta de <i>Lay up</i> dos laminados	35
Tabela 6.1 – Resultados de fração volumétrica do laminado 5.....	68
Tabela 6.2 – Resultados de tração do laminado 5	72
Tabela 6.3 – Resultados de tração do laminado 6	74
Tabela 6.4 – Resultados de tração do laminado 1-5HS.....	75
Tabela 6.5 – Numero de ciclos até delaminação e ruptura para o laminado 6-NCF	76
Tabela 6.6 – Numero de ciclos até delaminação e ruptura para o laminado 1 – 5HS	77
Tabela 6.7 – Resultados de flexão do laminado 6-NCF.....	78
Tabela 6.8 – Resultados de flexão do laminado 6-NCF.....	79

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

RTM	-	Resin Transfer Molding
NCF	-	Non-Crimp Fabric
IM	-	Intermediate Modulus
HS*	-	High Strength
HS	-	Harness Satin
HM	-	High Modulus
DSC	-	Calorimetria Exploratória Diferencial
ASTM	-	American Society of Testing Material
CTE	-	Coefficiente de Expansão Térmica
V_r	-	Fração volumétrica de reforço
V_m	-	Fração volumétrica de matriz
V_v	-	Fração volumétrica de vazio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Compósitos	5
2.2 Sistema de resina	6
2.3 Utilização de fibra de carbono como reforço	7
2.4 Processo RTM	10
3 TÉCNICAS PARA VALIDAÇÃO DO PROCESSO	17
3.1 Inspeção por ultrassom	17
3.2. Análise térmica em compósitos	19
3.3. Fadiga em compósitos	20
3.4. Ensaio de flexão	24
4 JUSTIFICATIVA	27
5 MATERIAIS E MÉTODOS	29
5.1 Montagem do processo RTM	29
5.2 Materiais	31
5.2.1 Sistema de resina	31
5.2.2 Reforço	32
5.2.3 Materiais para ajustes iniciais do RTM	33
5.3 Arquitetura dos laminados	33
5.3.1 Tecido 5HS	34
5.3.2 Tecido NCF multiaxial	35
5.4 Qualificação dos tecidos	36
5.5 Parâmetros de injeção	37
5.6 Parâmetros de cura	37
5.7 Inspeção por ultrassom	39
5.8 Análise de fração volumétrica	39
5.9 Análise térmica	40
5.9.1 Termogravimetria	40
5.9.2. Análise térmica dinâmico-mecânica	40
5.10 Ensaio de fadiga	41
5.11 Ensaio de flexão	42
5.12 Fractografia	42
6 RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
6.1 Análise do sistema de resina	43
6.1.1 Viscosidade	43
6.1.2 DSC de cura	44
6.2 Pré-teste com fibra de vidro	46
6.3 Processamento do laminado quadriaaxial	47
6.3.1 Laminado 1 - NCF	47
6.3.2 Laminado 2 - NCF	49
6.3.3 Laminado 3 - NCF	50
6.3.4 Laminado 4 - NCF	51
6.3.5 Laminado em fibra de vidro	52

6.3.6 Laminado 5 - NCF.....	53
6.3.7 Laminado 6 - NCF.....	55
6.3.8 Laminado 7 - NCF.....	57
6.4 Processamento do laminado com tecido 5HS	57
6.4.1 Laminado 1 – 5HS.....	58
6.5 Inspeção por ultrassom.....	59
6.5.1 Laminado 3 - NCF.....	60
6.5.2 Laminado 5 - NCF.....	61
6.5.3 Laminado 6 - NCF.....	62
6.5.4 Laminado 7 - NCF.....	64
6.5.5 Laminado 1 – 5HS.....	66
6.6 Análise de fração volumétrica	68
6.6.1 Laminado 5 - NCF.....	68
6.7 Análise térmica do compósito	69
6.7.1 Termogravimetria.....	69
6.7.2 Análise térmica dinâmico-mecânica (DMA)	70
6.8 Ensaio de tração.....	71
6.8.1 Laminado 5 - NCF.....	72
6.8.2 Laminado 6 - NCF.....	73
6.8.3 Laminado 1 – 5HS.....	74
6.9 Ensaio de fadiga	75
6.9.1 Laminado 6 - NCF.....	75
6.9.2 Laminado 1 – 5HS.....	76
6.10. Ensaio de flexão	78
6.10.1 Laminado 6 - NCF.....	78
6.10.2 Laminado 1 – 5HS.....	78
6.11 Fractografia - tração	79
6.11.1 Laminado 5 – NCF	79
6.12 Fractografia - fadiga	83
6.12.1 Laminado 6 – NCF	83
6.12.2 Laminado 1 – 5HS.....	85
7 CONCLUSÃO.....	87
Anexo 1.....	95
Anexo 2.....	95
Anexo 3.....	95

1 INTRODUÇÃO

Atualmente a indústria aeronáutica tem investido em materiais com características de baixa densidade para redução de peso das aeronaves, e que possuam elevada resistência mecânica. Devido a esse interesse, vêm sendo desenvolvidos compósitos com essas características, os quais ganharam notoriedade nos últimos anos devido aos excelentes resultados obtidos para aplicações aeroespaciais.

Este trabalho é parte de uma colaboração entre o grupo de pesquisa de Fadiga e Materiais Aeronáuticos-DMT/FEG/UNESP e a ELEB Equipamentos S.A. Dentro da qual compósitos em tecido de carbono/resina epóxi foram processados via Moldagem por Transferência de Resina (RTM) e caracterizados segundo a impregnação resultante, os defeitos gerados, o comportamento em fadiga e a resistência química. Para isso, os compósitos foram ensaiados mecânica e quimicamente e através de ensaios não destrutivos por ultrassom, para verificação da presença de descontinuidades e possíveis defeitos na estrutura do material.

Os compósitos desenvolvidos terão o papel de materiais alternativos com finalidade de aplicação estrutural no setor aeroespacial. Aplicações como a haste do trem de pouso, Figura 1.1., estrutura atualmente fabricada em liga de alumínio, pode ser um dos alvos da substituição por compósitos.



Figura 1.1 – Haste em liga de alumínio

Para o desenvolvimento do compósito foi proposta a implantação do processo RTM que, como apresentado na revisão bibliográfica, é um dos processos mais indicados para peças estruturais, já que pode garantir alta fração volumétrica em fibras e baixo percentual de defeitos.

O processo RTM, que utiliza a injetora como ilustrada na Figura 1.2, foi escolhido, pois garante melhor controle do processo e qualidade do ambiente de trabalho, o que pode ser associado a um maior controle na emissão de poluentes, melhor aproveitamento de material e maior agilidade de produção de peças.



Figura 1.2 – Equipamento RTM

Foram estudadas as características físicas e químicas dos componentes do compósito, como propriedades de adesão, propriedades térmicas e reológicas. Após a escolha apropriada dos materiais, o material foi processado e testado por ensaio não destrutivo, térmico, mecânico e microscópico.

Os tecidos em fibra de carbono e o sistema de resina foram fornecidos pela ELEB-EMBRAER – Divisão de Trens de Pouso para a realização da pesquisa.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O progresso em materiais estruturais para aplicações aeroespaciais leva em conta a melhoria no desempenho, que inclui consumo de combustível e manutenção, além do prolongamento da vida útil e o impacto ambiental. Como consequência dessa tendência em aeronaves modernas os materiais têm evoluído de simples madeira para ligas de alumínio, titânio e compósitos poliméricos, estes contendo fibras de carbono de alta resistência (WILLIAN, 2003; YE, 2005).

Outro aspecto que envolve a indústria de transporte na evolução em materiais é a tolerância a danos. Esse assunto se tornou importante quando três aeronaves produzidas com liga de alumínio 7075 sofreram falha por fadiga prematura e caíram (WILLIANS; STARKE, 2003).

Na década de 80 o fator custo de combustível levou os técnicos a se concentrarem na redução do peso da aeronave com intuito de reduzir custos operacionais das companhias aéreas. Na década de 90, os benefícios proporcionados pelo aumento da vida útil da frota de aeronaves levaram os pesquisadores a investirem em materiais com melhor tolerância a danos e melhor resistência à corrosão. Na Figura 2.1 são mostradas a evolução de materiais estruturais e a diminuição do custo operacional com base na eficiência do consumo de combustível (WILLIANS; STARKE, 2003).

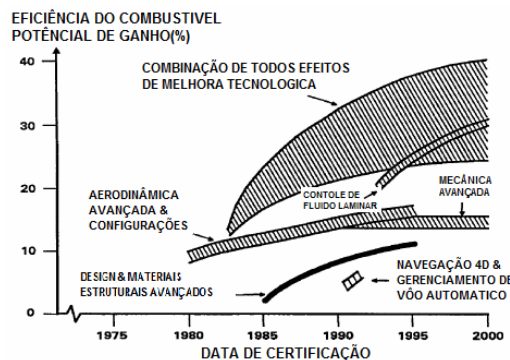


Figura 2.1 – Evolução e pesquisa na área aeroespacial (WILLIANS; STARKE, 2003)

Para realização de melhorias no desempenho de um avião, realizam-se comparações entre o material convencional e o novo material avançado para um particular componente e seus modos de falha, de acordo com a Figura 2.2. Com o uso

desse diagrama o projetista pode visualizar o potencial de ganho em economia de peso (WILLIANS,2003; MANGALGIRI, 1999).

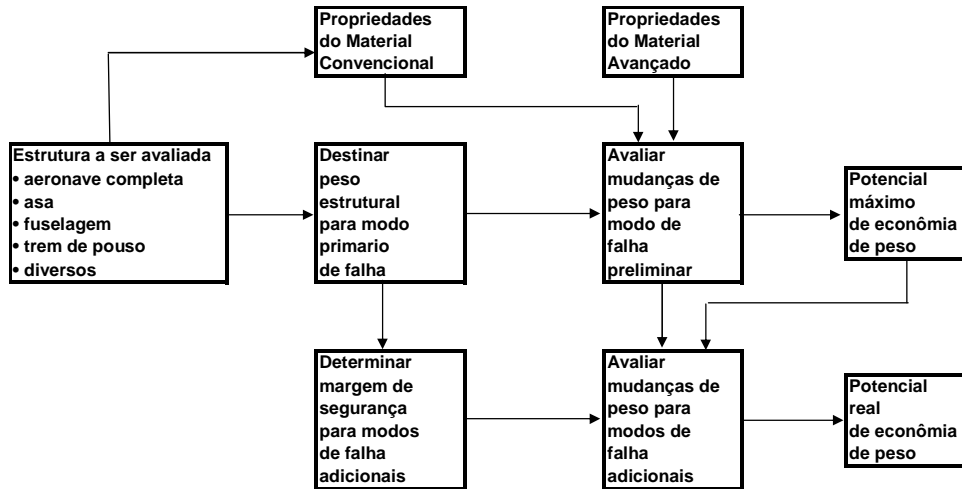


Figura 2.2 – Ordem de eventos para seleção de materiais (WILLIANS; STARKE, 2003)

Muitos materiais recém desenvolvidos têm um limitado sucesso de incorporação na aeronave devido ao custo de manufatura, qualificação, certificação e a necessidade de mudanças na infra-estrutura de produção do material existente (WILLIANS; STARKE, 2003).

Quanto à facilidade de inserção no mercado de aviação, as ligas de alumínio com propriedades melhoradas vêm se sobressaindo sobre outros materiais devido ao baixo custo de fabricação, baixo risco de substituição e a não necessidade de substituição do meio de produção (WILLIANS,2003; NAKAI, 2000). O aprimoramento dessas ligas, quanto à resistência mecânica são mostradas nas Figuras 2.3 e 2.4 (WILLIANS; STARKE, 2003).

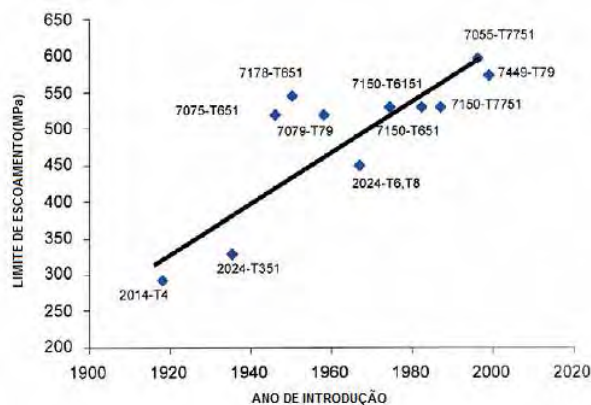


Figura 2.3 – Evolução da resistência ao escoamento em ligas de alumínio (WILLIANS; STARKE, 2003)

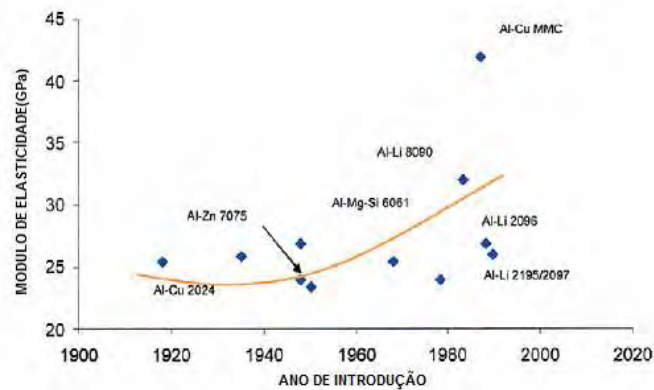


Figura 2.4 – Evolução do módulo de elasticidade em ligas de alumínio (WILLIANS; STARKE, 2003)

Nesta introdução, foram abordados dados coletados no cenário recente dos materiais em aeronave. Foi dada ênfase às ligas alumínio, por se tratar do constituinte alvo da substituição por materiais compósitos e por ser, atualmente, o material predominante em aeronaves, como pode ser observado no diagrama da Figura 2.5.

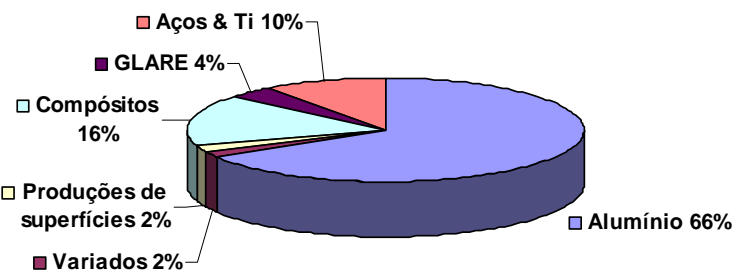


Figura 2.5 – Distribuição de material no Airbus A-380 (WILLIANS; STARKE, 2003)

2.1 Compósitos

Os compósitos são formados pela união de dois ou mais materiais de maneira a se obter propriedades combinadas, chamado efeito sinérgico, ou ressaltar as propriedades de um dos componentes. Geralmente, os compósitos são formados pela matriz, responsável por aglutinar as fibras e por transferir os esforços através da interface, além de garantir a integridade estrutural do material e proteger as fibras de ataques químicos. O compósito é formado também pelo reforço que é responsável pela resistência mecânica (CALLISTER, 2005).

Existe uma variedade de materiais que podem ser utilizados como matriz e como reforço, entre eles destacam-se os compósitos de matriz polimérica e reforço cerâmico, devido estes apresentarem características para aplicações estruturais, principalmente na indústria aeronáutica (RESENDE; BOTELHO, 2005).

Além disso, estes materiais apresentam baixa densidade ($< 2\text{g/cm}^3$), o que gera compósitos com baixo peso, altos valores de resistência à fadiga e à corrosão, facilidade de obtenção de geometrias complexas e flexibilidade de projeto na concepção de estruturas integradas. Portanto, trata-se de um classe de materiais que motivaram a realização desta pesquisa.

Entretanto, os compósitos apresentam como desvantagem a susceptibilidade a danos, podendo perder muito de sua integridade estrutural. Os danos podem ocorrer durante o processamento da matéria prima, fabricação da peça, manuseio, transporte, armazenagem, manutenção ou serviço. Esses danos ao ficarem expostos, ficam sujeitos aos efeitos ambientais como temperatura, umidade, radiação ultravioleta, aumentando dessa maneira a degradação das propriedades físicas (RESENDE; BOTELHO, 2005).

Um dos parâmetros a ser levado em conta no processamento de compósitos é a propriedade da interface fibra/matriz que afeta as propriedades gerais do compósito. Pesquisas nesse campo têm despendido anos na análise desse fenômeno interfacial (GAO; MADER; ZHANDAROV, 2004).

Entre os principais fatores que influenciam a interface carbono/polímero estão a reatividade química da superfície, molhabilidade, propriedades mecânicas, rugosidade da superfície e condições de processamento. Quando interações fracas entre matriz e reforço estão presentes é comum verificar fraturas por cisalhamento interfacial. Por outro lado, interações extremamente fortes causam uma baixa resistência ao impacto do compósito, devido a fragilização do compósito (GAO; MADER; ZHANDAROV, 2004).

2.2 Sistema de resina

Devido à necessidade de compósitos de alto desempenho com excelentes propriedades térmicas e mecânicas, as resinas epóxi têm sido largamente utilizadas como matrizes termorrígidas para compósitos avançados, aplicados nas indústrias aeronáutica e espacial (OGASAWARA, 2007; CESARI, 2007).

As resinas epóxi são sistemas que mantêm suas propriedades em altas temperaturas, como alto módulo e resistência mecânica, viabilizando a sua aplicação estrutural (JANG; SHIN, 1995). Estas características as tornam candidatas ideais como matrizes para compósitos reforçados com fibras de carbono de alto desempenho (WOO; MAO, 1995).

A produção de compósitos por RTM contendo reforço de fibras secas faz com que seja necessária a utilização de uma matriz polimérica de baixa viscosidade, que promove impregnação completa da preforma. Devido a esse fato, as resinas epóxi são as mais indicadas (TEWFIC; SARHAD, 2000). Atualmente vêm sendo desenvolvidos sistemas epoxis para esse processo, objetivando a confecção de componentes de elevada qualidade, por se tratar de uma exigência da indústria aeronáutica (ADVANI; SOZER, 2003). O sistema utilizado neste trabalho é o sistema monocomponente de epóxi.

Sistemas desse tipo são aplicados nos chamados compósitos avançados no qual é necessária a adaptação dos métodos de processamento como taxa de cura ou ciclo de cura (ADVANI; SOZER, 2003).

O ciclo de cura afeta o tempo de processamento e influencia o tipo de estrutura final do polímero. É dependente do tipo de resina, a quantidade de catalisador, do acelerador empregado e a temperatura de processamento. Outros parâmetros importantes da resina são a viscosidade e o tempo de gel. A viscosidade pode ser diminuída adicionando-se diluentes que influenciam a estabilidade dimensional e podem diminuir o custo com pouca perda de propriedades (ENGINEERED MATERIALS HANDBOOK).

2.3 Utilização de fibra de carbono como reforço

Os compósitos reforçados com fibras têm sido muito utilizados devido às propriedades das fibras serem adequadas a uma vasta gama de aplicações, principalmente no que diz respeito à rigidez e resistência mecânica (ENGINEERED MATERIALS HANDBOOK).

Para a produção de compósitos estruturais, as fibras são de alto desempenho

sendo que as mais utilizadas em aplicações aeronáuticas são as de carbono, por apresentarem excelentes propriedades mecânicas e físicas (WAN et. al., 2003).

Para a produção de componentes de compósitos, as fibras são utilizadas sob a forma de tecidos ou fitas unidirecionais. Estes materiais recebem frequentemente uma pré-impregnação, geralmente de resina epóxi, para formar os pré-impregnados (*prepregs*) (ENGINEERED MATERIALS HANDBOOK).

Contudo, na maioria das aplicações de uso de *prepregs* estão envolvidos altos custos e limitações quanto à complexidade geométrica de alguns artefatos, tornando a sua utilização limitada quando comparada à utilização de tecidos secos, adequados para o processo de moldagem por injeção de resina (RUDD et. al., 1999).

Para competir com materiais tradicionais, têm sido desenvolvidos em grande escala novos tecidos para reforços em compósitos processados por RTM, que permitem baixar o custo de produção e o peso da peça final, produzindo materiais mais viáveis para aplicações em grande escala. Um exemplo é o tecido de carbono não dobrável (NCF), Figura 2.6, competitivo em termos de custo e desempenho mecânico em relação aos metais e outras tecnologias de compósitos e, portanto, de grande interesse para a indústria aeronáutica (TSANZALIS et. al., 2007).

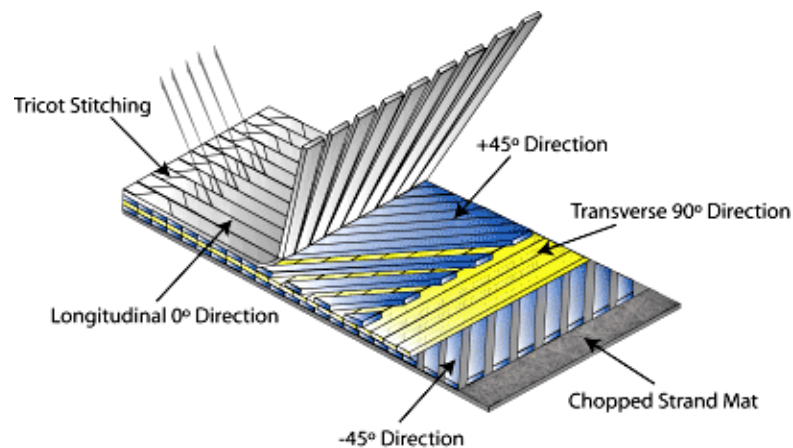


Figura 2.6 – Exemplo de tecido NCF (Vectorply)

O NCF apresenta duas ou mais camadas de fibras unidirecionais de carbono, unidas umas às outras por fibras de poliéster. A orientação das camadas pode variar podendo-se produzir até um tecido multiaxial. A vantagem é que estando as camadas de tecido costuradas, não ocorrem dobramentos de fibras ou feixes de fibras, como nos tecidos entrelaçados normais, ou tramados. As fibras sem ondulações proporcionam

melhores propriedades, como maiores resistências à tração, compressão, flexão, fadiga e ao impacto (TSANZALIS et al., 2004).

As de fibras de carbono podem ser de alto modulo (HM), modulo intermediário (IM) e alta resistência (HS). A Tabela 2.1 apresenta os respectivos valores para essa classificação. Apesar da fibra HM ser muito atrativa, com seu modulo maior que 540 GPa, sua superfície apresenta alta inércia química, devido ao alto alinhamento de sua estrutura, gerando fraca adesão entre a fibra e matriz epóxi e , conseqüentemente, apresentando baixa resistência ao cisalhamento interlaminar (entre 50MPa e 70MPa) (GAO; MADER; ZHANDAROV, 2004).

Tabela 2.1 – Classificação das fibras quanto ao módulo de elasticidade (GAO; MADER; ZHANDAROV, 2004)

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

Apesar de constantes melhoras no tratamento superficial das fibras HM, as fibras IM têm apresentado melhores propriedades de resistência ao cisalhamento, devido às propriedades de adesão (GAO; MADER; ZHANDAROV, 2004).

A partir das fibras são produzidos cabos ou mechas que podem variar de 200 a 24000 filamentos de fibras que são os produtos iniciais para confecção de tecidos ou usados como *roving* em *filament winding* e outros processos. Os tecidos podem ser do tipo plano (*plain*), tipo cetim (*satín*) e tipo diagonal (*twill*) (NETO; PARDINI, 2007).

O tecido plano é o mais simples em que a trama varia de posição acima e abaixo do urdume numa razão 1:1 ou uma razão maior, mas sempre em igual proporção(por exemplo *basket 2x2*), podendo o tecido ser balanceado ou não (NETO; PARDINI, 2006).

O tecido cetim (*harness satín – HS*) se adapta melhor a superfícies irregulares, devido a menor interferência de ondulações no tecido, pois os cabos apresentam um comprimento maior tanto sobre a trama como no urdume, sendo no mínimo três cabos

acima e um abaixo (4HS) e no máximo 11 cabos acima e um abaixo (12HS). Este tipo de tecido apresenta de um lado cabos da trama e do outro lado, predominantemente cabos do urdume tornando um tecido assimétrico. Ao se processar um laminado com uma única camada de tecido é gerado empenamento devido às tensões térmicas que ocorrem após a cura do material. Esse efeito pode ser minimizado com uso de outro tecido de forma a compensar a falta de simetria (NETO; PARDINI, 2006).

2.4 Processo RTM

O processo de produção de compósitos por RTM é uma técnica de processamento que vem ganhando bastante espaço no mercado. Essa tendência é associada às características como a possibilidade de produção de peças em larga escala, devido ao curto ciclo de produção, a eliminação da emissão de voláteis, já que o processo utiliza moldes fechados, a produção de peças com geometrias complexas com bom acabamento nas duas superfícies e com excelente aproveitamento de material, tornando-se assim de grande interesse para a indústria aeronáutica (ADURIZ et. al., 2006).

O processo RTM tem apresentado um progresso em termos de materiais constituintes, material da ferramenta, preforma e processos avançados de simulação/modelamento. Esses avanços têm contribuído para aplicação em outras áreas, porém, ainda é bem pouco utilizado levando em conta seu potencial. Algumas restrições são atribuídas a baixa reprodutibilidade do processo e ao custo dos materiais (LI et. al., 2005).

Na indústria automotiva o fator chave para aceitação de laminados desse tipo é o baixo ciclo de produção, levando em conta a exigência de alta demanda (VERREY et. al., 2005). O tempo de gel e o tempo de cura estão entre os fatores que determinam o ciclo de produção; sendo que o primeiro deve ser determinado em função do tempo necessário para completa impregnação da preforma. Embora o tempo de processamento seja maior que para materiais metálicos, os compósitos têm a vantagem de uma geometria com partes integradas reduzindo mão de obra para montagem e fornecedores (VERREY et. al., 2006).

Outra limitação é o custo dos ferramentais, pois o molde precisa ser equipado com sistemas de aquecimento para promover a cura da resina. O sistema de aquecimento pode ser através da resistência elétrica no próprio molde ou do uso de prensa aquecida. Dessa maneira, o processo é somente viável para produção de peças em larga escala. Entretanto, diante das vantagens de acabamento, economia de material e menor agressão ao ambiente, o processo de RTM torna-se bastante atrativo.

A produção de compósitos por RTM requer alguns cuidados no que se refere ao controle da cura da resina utilizada, além do controle do fluxo dessa resina que assegure uma impregnação satisfatória, garantindo assim a qualidade do compósito produzido (ADURIZ et. al., 2006).

Este processo difere dos outros métodos de produção de compósitos, pelo fato de seu fluxo de resina ser de longo alcance através dos poros do reforço seco fibroso. Durante o processamento, a resina pré-polimerizada é injetada no molde sob pressões moderadas, freqüentemente com o auxílio de uma bomba de vácuo ligada a respiros, para aumentar e direcionar o fluxo de resina, diminuir a quantidade de vazios e reduzir a pressão de injeção (MATTSON; JOFFE; VARNA, 2007).

A impregnação do reforço seco ocorre através de orifícios pré-selecionados no molde em uma orientação desejada, de acordo com a forma final da peça. Após o preenchimento, inicia-se o ciclo de cura, no qual o molde é aquecido para a polimerização da resina. O aumento da temperatura reduz sensivelmente a viscosidade da resina. Uma vez atingida a temperatura inicial, a reação de cura é ativada elevando rapidamente a viscosidade até a polimerização da peça (MATTSON; JOFFE; VARNA, 2007).

Um esquema do equipamento utilizado para produção de compósitos por RTM pode ser visto na Figura 2.7.

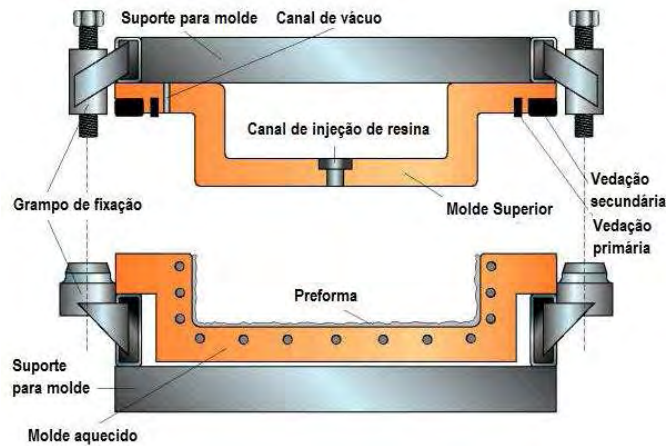


Figura 2.7 – Esquema do equipamento utilizado para RTM (Vectorply).

O molde é selecionado considerando-se o volume de produção, os limites de temperatura de aquecimento/resfriamento, as tolerâncias dimensionais e a qualidade superficial requerida. Para produções em larga escala utilizam-se aço, alumínio ou cobre, por serem materiais de mais fácil usinagem e, portanto, são utilizados para pequenas produções (BAKER; DUTTON; KELLY, 2004).

Uma grande preocupação desse processo é a distribuição de temperatura durante o preenchimento do molde, pois a temperatura da resina injetada difere daquela do molde criando um gradiente na cavidade do mesmo o que, conseqüentemente, promove uma cura desigual na peça. Esse gradiente de temperatura ocorre também na espessura do material, fenômeno que pode causar uma alteração na viscosidade e mudar a frente de resina que impregna a preforma (LEBRUN; GAUVIN, 1996).

Outro fator a ser considerado é a baixa condutividade térmica do compósito quando são processadas com espessuras maiores e, conseqüentemente, geram tensões residuais. Este fato pode ser atribuído somente à contração (em alguns casos, cerca de 9%) da resina durante a polimerização. Uma solução para tensões residuais induzidas é diminuir a temperatura de processamento de tal forma que não afete a reação de polimerização (RUIZ; TROCHU, 2005).

Em processos RTM que envolvam polímeros com reação exotérmica há sempre trocas de calor entre a preforma e molde aquecido, caracterizando um processo de injeção não-isotérmico. A influência do calor gerado na reação de polimerização durante a injeção pode ser relacionada com o ponto de gelificação (G_e), Eq.1, que

relaciona o tempo de injeção(t_{inj}) com o tempo necessário para início de reação(t_{reac}). Verifica-se que quanto menor o índice Ge menos influência o tempo de reação tem sobre o processo, ou seja, os dois fatores podem ser tratados separadamente (RUIZ; TROCHU, 2005).

$$Ge = \frac{\text{Tempo de injeção}}{\text{Tempo de reação}} = \frac{t_{inj}}{t_{reac}} < 1 \quad (1)$$

Outras variáveis para o desenvolvimento do processo RTM são: quantidade de locais de injeção; permeabilidade das camadas; pressão de injeção e geometria do molde. Essa combinação de fatores para o desenvolvimento do processo não permite a generalização do método (PEARCE; GUILD; SUMMERSCALE, 1998). O conhecimento da permeabilidade da preforma, calculado de acordo com a Eq. 2, desempenha um papel fundamental na qualidade e reprodutibilidade das peças associadas a quantidade e distribuição de vazios ao longo do laminado.

$$K = \frac{\phi\mu}{2p_0t} x^2 \quad (2)$$

Na qual K é constante de permeabilidade, p_0 a pressão de injeção, μ a viscosidade do fluido, Φ a porosidade da preforma, t o tempo de preenchimento da preforma e x a medida correspondente ao tempo de preenchimento correspondente a frente de resina.

O fluxo inadequado de resina induz vazios e pontos secos devido ao fluxo desbalanceado associado à variação de permeabilidade da preforma, este fenômeno pode ser previsto combinando-se as Eq. 2 e 3, a última conhecida como lei de Darcy. Uma importante prática no desenvolvimento de uma peça pelo processo RTM é utilizar o método computacional de simulação de escoamento de resina para evitar a prática da tentativa e erro (LI et. al., 2005).

$$u = \frac{1}{\mu} K \nabla p \quad (3)$$

Na qual u é a velocidade do fluido (proporcional ao gradiente de pressão), K o tensor de permeabilidade, p a pressão da resina e μ a viscosidade da resina (constante

para um fluido Newtoniano).

Um dado crítico para alimentar o simulador é a permeabilidade que não prevê o efeito de canal resultante do desencontro da preforma e a parede do molde e outros fatores que alteram a permeabilidade como a diferença do CTE dos materiais, esse efeito é conhecido como *race-tracking*, Figura 2.8.

Este tipo de estudo é raro em processos RTM, porém de extrema importância para correta previsão do preenchimento do molde. O fenômeno de *race-tracking* pode acontecer devido a menor quantidade de fibras no final da preforma ou dimensional diferente entre a cavidade e a preforma causando o desencontro na região das bordas. Este fenômeno é intrínseco do processo e deve ser levado em conta no projeto (LI et. al., 2005).

Em sistemas de resinas que envolvem alta temperatura de processo para promover a impregnação, o gradiente ocasiona mudanças na viscosidade que podem agravar o fenômeno de *race-tracking* (LEBRUN; GAUVIN, 1996).

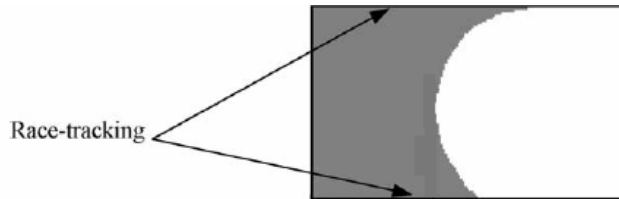


Figura 2.8 – Representação de *race-tracking* em preforma (LI et. al., 2005).

No processo RTM, o comportamento do escoamento do fluido e a qualidade do produto final é controlado pela pressão de injeção, pela taxa de escoamento e pela temperatura do molde que são considerados fatores determinantes ou que podem ser controlados. Já o *race-tracking* é considerado um fator estocástico ou que não é controlável (LI et. al., 2005).

Considerando o que foi discutido anteriormente, o processo de injeção é modelado conforme o comportamento de escoamento do fluido em meio poroso que pode ser descrito de acordo com a lei de Darcy, Equação 3 (MORREN et. al., 2009).

É importante mencionar que a permeabilidade é uma medida que não é padronizada e é muito sensível à mudança de alguns fatores que acabam gerando resultados dispersivos. Esses fatores são a geometria do meio poroso, que varia ao empilhar as camadas de tecido, variação de diâmetro dos filamentos das fibras (micro)

e conseqüentemente variação do cabo (macro). Algumas das causas que produzem essa variação podem ser: o estiramento das camadas, a compressão das camadas ou a variação na própria confecção dos tecidos (MORREN et. al., 2009).

Ainda pode-se considerar que o aumento de filamentos de fibras por cabo pode dificultar a impregnação completa deixando regiões de insaturação, esse efeito pode aumentar a velocidade de cura da resina levando ao aprisionamento de bolhas entre os cabos. Em tecidos como o 1x3 *twill*, de natureza não-balanceado, a densidade da trama e urdume se diferenciam sendo maior na direção do urdume, e como o volume de bolhas aprisionadas é gerado nos cabos transversais, o posicionamento da trama no sentido perpendicular ao escoamento da resina gera um maior volume de ar aprisionado (GOURICHON; BINTRUY; KRAWCZAK, 2006).

Gourichon et al. conseguiram identificar 4 zonas de variação de pressão que indicam a progressão do nível de saturação de resina nas fibras, conforme Figura 2.9. Em (A) tem-se o encontro da resina com as fibras e instantaneamente ocorre o acréscimo de pressão por um curto período de tempo. Em (B), a pressão aumenta linearmente e representa o avanço progressivo da resina no meio poroso. Outro aumento de pressão é detectado quando a resina deixa o tecido tramado, região (C); após um tempo, a pressão é estabilizada atingindo um estado de saturação de escoamento, região (D) (GOURICHON; BINTRUY; KRAWCZAK, 2006).

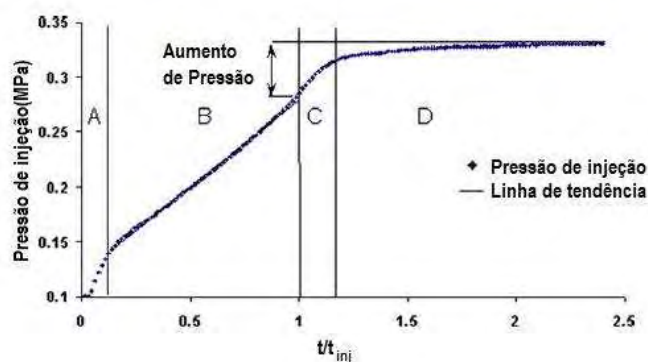


Figura 2.9 – Perfil da pressão de injeção (GOURICHON; BINTRUY; KRAWCZAK, 2006)

Um importante auxílio no processo RTM é o vácuo, pois além de canalizar o fluxo de resina, tem importante papel na eliminação de bolhas, que com o gradiente de pressão aumentada reduz o raio da bolha e conseqüentemente ganha mais mobilidade (GOURICHON; BINTRUY; KRAWCZAK, 2006). Ao se projetar múltiplos locais de

injeção, pode se criar concentrações de vazios ao longo do encontro das frentes de resina conhecido como *fingering* (GOURICHON; BINTRUY; KRAWCZAK, 2006).

No processo de peças de grandes dimensões, deve-se levar em conta o gradiente de pressão criado ao longo da peça desde o local de injeção até os pontos de vácuo.

Durante o preenchimento do molde, deve-se levar em conta o nível de saturação da resina na preforma, normalmente na escala macro, associada ao fluxo de resina entre os cabos do tecido, e na escala micro, associada ao nível de saturação dentro dos cabos (GARCIA; GASCON; CHINESTA, 2010). Em trabalho realizado por Garcia et. al., foi mostrada a solução da equação de saturação para simulação do processo RTM. Nele é possível verificar a relação entre o nível de saturação e a pressão do sistema à medida que o fluxo avança. A pressão é linear na região saturada, parabólica na região insaturada e se torna zero quando não há impregnação (GARCIA; GASCON; CHINESTA, 2010).

Esse modelo mencionado acima considera que a taxa de saturação é diretamente proporcional à pressão aplicada ao fluido na região externa aos cabos. Uma outra observação a ser feita é que em moldes de pouco comprimento, a região de entrada de resina não é totalmente saturada em virtude do baixo tempo de injeção (ZHOU; ALMS; ADVANI, 2008).

3 TÉCNICAS PARA VALIDAÇÃO DO PROCESSO

A seguir serão descritas as principais técnicas para avaliação do processo e materiais. Dentre as principais preocupações referentes ao processo são: a distribuição de resina e o percentual de vazios. Quanto aos materiais, propriedades como interface, tenacidade e resistência mecânica foram alvos da avaliação.

3.1 Inspeção por ultrassom

A inspeção por ultrassom é bastante utilizada em compósitos por se tratar de um ensaio não-destrutivo, que fornece dados sobre a integridade do compósito com grande precisão. Esses dados podem ser: densidade da resina, presença de bolsas de resina, de espaços vazios e, através destes, é possível avaliar outros fatores que influenciam na qualidade do material, como grau de cura da resina utilizada.

Neste método, frequências ultrassônicas são induzidas nos materiais e refletidas em trincas, porosidades e outros tipos de descontinuidades internas no material, produzindo diferentes ecos ultrassônicos (HENEKE, 1987)

Outra finalidade da técnica é avaliar o efeito de defeitos no desempenho do material submetendo a inspeção antes e durante a vida em serviço do material. A técnica é frequentemente empregada pela indústria aeroespacial para inspeção de placas e tem sido amplamente desenvolvida (PIPES, 1979).

O ultrassom é gerado por um transdutor que opera numa frequência específica variando de 1 a 25 MHz. A onda emitida é transmitida para a peça a ser inspecionada por um meio acoplante. O pulso da onda atenuada emergida da peça é lido por um transdutor de leitura, no caso do método por transmissão, ou pelo mesmo transdutor, no método pulso-eco (PIPES, 1979; KASAP, 1992).

A interpretação da onda recebida normalmente é realizada comparando-se um padrão característico de um defeito conhecido no material. Desse modo, pode-se padronizar os defeitos e compará-los com o material inspecionado. Porém, para compósitos, a confecção de padrões é difícil e normalmente inviável. Para saber a correta atenuação de um sinal referente a uma falha é necessário um conhecimento

prévio do comportamento do material obtido por ensaios destrutivos e, dessa forma, compará-los (PIPES, 1979; KASAP, 1992).

Normalmente opta-se por transdutores que possuem feixe estreito de ultrassom para uma boa definição dos contornos de falhas; para isso são escolhidos transdutores côncavos que focam o feixe de som. O som refletido é eletronicamente processado e a informação é fornecida em termos de imagem de picos tempo-amplitude como geralmente mostrado em osciloscópios. Na análise de falhas próximas da superfície podem ocorrer erros de interpretação quando o tamanho do *gate* é suficientemente grande para ler esse pulso e, como consequência, ao invés de atenuar o sinal irá aumentar. Diante de uma superfície riscada, o pulso refletido pode ser aumentado, devido ao preenchimento do meio acoplante, geralmente com impedância maior que de compósitos (PIPES, 1979).

Os resultados são obtidos pelo método A-scan, Figura 3.1, no qual se obtém um gráfico de atenuação por tempo, que é dependente da velocidade de propagação da onda no material (METTHEWS; RAWLINGS, 2006). Pelo método C-scan, que transforma a atenuação em uma imagem através de uma varredura, o resultado é apresentado na forma de um mapa de cores conforme mostrado na Figura 3.2.

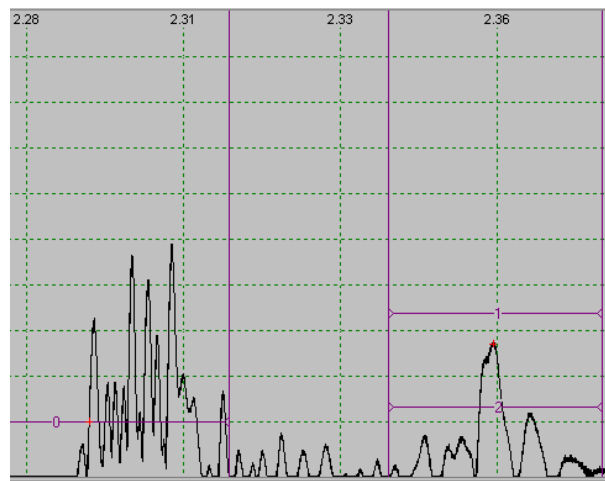


Figura 3.1 – Gráfico A-scan de um laminado tramado

O ensaio por ultrassom não se restringe a avaliações qualitativas de defeitos ou detecção de falhas em serviço. Há algumas décadas a técnica tem sido empregada para avaliar as propriedades de materiais compósitos e materiais isotrópicos (KASAP et. al, 1992). Por exemplo, a propagação longitudinal da onda no material pode ser diretamente relacionada com o módulo de elasticidade, enquanto que o coeficiente de

atenuação pode estar relacionado com a matriz, a fibra, descontinuidades ou defeitos no material (MATIZKANIN; YOLKEN).

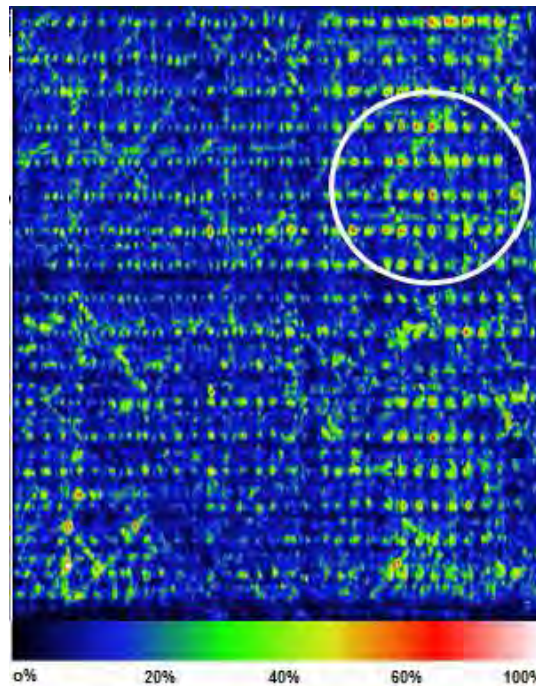


Figura 3.2 – Mapa de cores de uma placa de compósito

3.2. Análise térmica em compósitos

Dentre as principais propriedades medidas por este método, será dado ênfase na temperatura de degradação, transição vítrea (T_g) e comportamento da interface fibra-matriz.

Alguns métodos tem sido empregados para quantificar a propriedade de adesão como, por exemplo, microcompositos de única fibra ou o teste de *pull-out*. Uma outra maneira de estudar a interação dos componentes, com alto volume de fibra, é pela técnica de análise térmica dinâmico-mecânica (DMTA) (PEGORETTI, 1996).

A técnica consiste na aplicação de uma tensão senoidal, geralmente com frequência e taxa de aquecimento constante. A resposta do material pode ser puramente elástica, resposta em fase com a aplicação de tensão (ângulo de defasagem igual a zero), ou uma resposta puramente viscosa ou dissipativa, fora de fase (defasagem igual a 90°). No caso de polímeros, tem-se um comportamento intermediário com defasagem angular entre 0° e 90° . Tal comportamento é chamado de viscoelástico. Os dois tipos de resposta do material podem ser expressos em função do

ângulo de defasagem com relação à tensão senoidal chamados de módulo de estocagem ou armazenamento (E' , Eq. 4), relacionado a parte elástica, e módulo de perda (E'' , Eq. 5), relacionado a parte viscosa (CANEVAROLO, 2004).

$$E' = \frac{\sigma_0}{\varepsilon} \cos(\delta) \quad (4)$$

$$E'' = \frac{\sigma_0}{\varepsilon} \sin(\delta) \quad (5)$$

A razão entre os módulos fornece a medida de amortecimento, atrito interno ou tangente de perda $\tan(\delta)$, Eq. 6, que indica o grau de viscoelasticidade do material, a medida que esse número aumenta, o material se aproxima mais de um material viscoso (CANEVAROLO, 2004). A medida de amortecimento é influenciada pela variação de frequência, que tem relação direta com a interface do compósito (MELLO; RADFORD, 2005).

$$\tan(\delta) = \frac{E''}{E'} \quad (6)$$

A solicitação senoidal pode ser realizada de várias formas: flexão em três pontos, flexão em dois pontos, tração-compressão, torção e cisalhamento (CANEVAROLO, 2004).

Com relação à taxa de aquecimento, procura-se sempre utilizar taxas de aquecimento baixas para polímeros, normalmente entre 1 a 3°C/min, pois são materiais mal condutores e tendem a apresentar diferença de temperatura entre a superfície e o núcleo (CANEVAROLO, 2004).

3.3. Fadiga em compósitos

O dano por fadiga é um fator limitante de vida para muitos componentes de engenharia que experimentam carregamentos cíclicos. Este dano manifesta-se como uma nucleação de trincas e sua propagação até a fratura final. Se os componentes são críticos, o dano pode resultar em falhas catastróficas, gerando perdas de vidas humanas, propriedades e/ou equipamentos. O ensaio de fadiga elucidada o

comportamento do material em condições críticas de trabalho, como meios corrosivos e variações de temperatura. É necessário tempo e otimização de processo para identificar o modo de carga que o compósito estrutural é susceptível a dano por fadiga, e também um modelo para previsão da vida em fadiga (KAWAI; KOIZUMI, 2007).

As fraturas decorrentes das tensões variáveis com o tempo são chamadas falhas por fadiga, responsáveis por aproximadamente 90% das falhas ocorridas durante a vida útil do material. Para ocorrer uma fratura por fadiga é necessário que alguns fenômenos estejam ocorrendo: a presença de tensões suficientemente elevadas, a variação na amplitude do carregamento e um número de ciclos suficientemente alto para que ocorra propagação da trinca (HULL; CLYNE, 1996).

Para a realização de testes de fadiga em laboratório normalmente se considera a aplicação de ciclos de tensão alternados. Um exemplo de ciclo de carregamento é dado na Figura 3.3.

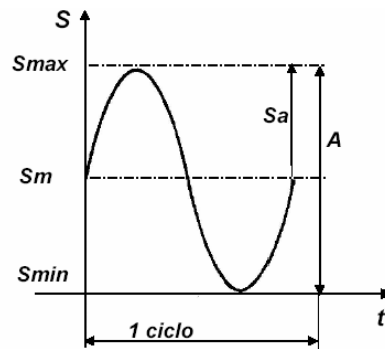


Figura 3.3 – Exemplo de ciclo de carregamento (KAWAI; KOIZUMI, 2007)

Sendo **Smax** a tensão máxima do ciclo, **Smin** a tensão mínima do ciclo, **Sm** a tensão média do ciclo, **Sa** a tensão variável ou alternada do ciclo e **A** a amplitude de tensões.

Os parâmetros utilizados para o ensaio de fadiga são definidos de acordo com o histórico de carregamento monitorados eletronicamente para testar o material nas condições mais próximas possíveis das reais. No entanto, os testes em laboratórios são normalmente conduzidos em condições com frequência constante e perfil de tensão constante (senoidal) (BRYAN, 2003). Usa-se uma razão de carga constante (**R**), conhecida como razão de tensão, equação 7.

$$R = \frac{F_{\min}}{F_{\max}} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (7)$$

A fadiga em compósitos reforçados com fibras é um fenômeno de alta complexidade, e o comportamento em fadiga desses materiais é diferente do comportamento dos metais devido à sua heterogeneidade. Devido à degradação das propriedades de rigidez durante o carregamento cíclico, as tensões são continuamente redistribuídas à estrutura do compósito (PANDITA et. al., 2001).

O mecanismo de fadiga em compósitos fibrosos, no que diz respeito ao material, consiste em quatro estágios: no estágio 1 há nucleação de trincas na matriz e ruptura de fibras; no estágio 2 há acoplamento das trincas na matriz e falhas na interface, além de ocorrerem ruptura de fibras; no estágio 3 são observados o fenômeno de delaminação, assim como ruptura de fibras; estágio 4 há a propagação dessa delaminação e ruptura de fibras localizadas e, finalmente, no estágio 5 as últimas fibras falham (GAGEL, 2006; CIOFFI, 2010).

O processo de fadiga em compósitos pode ser ainda dividido em três estágios bem definidos de acordo com a Figura 3.4, no comportamento em fadiga do compósito: no estágio I (baixo ciclo) a vida em fadiga é constante e a tensão aplicada é alta ($S > 80\% \sigma_R$, na qual σ_R é a tensão máxima); no estágio II, chamado ciclo médio, a tensão aplicada decresce e a vida em fadiga é mais sensível a mudança de tensão aumentando significativamente e no estágio III, chamado de alto ciclo, o nível de tensão é mais baixo e o ciclo é alto ($N > 10^6$). Na transição do estágio II para o III ocorrem a maioria das falhas, chamada zona crítica, tornando-se uma área importante para o projeto do compósito (GILCHRIST; KINLOCK; MATHEWS, 1996).

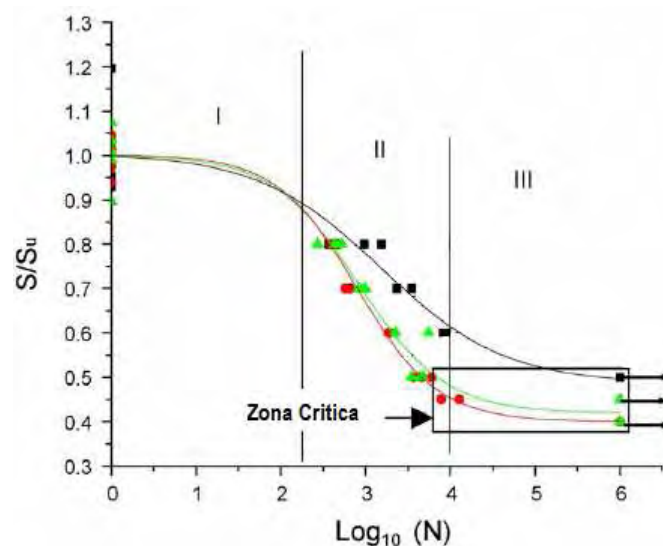


Figura 3.4 – Modos de ensaio de fadiga (GILCHRIST; KINLOCK; MATHEWS, 1996)

Materiais reforçados com fibras longas têm maior influência sobre o comportamento em fadiga de uma matriz polimérica, pois através da interface fibra/matriz são transferidos os carregamentos impostos. A resistência à propagação de trincas através da matriz e ao longo da interface de um compósito, controla a vida em fadiga do material, sendo fortemente influenciado pelo efeito da disposição das fibras na distribuição de tensões do material (HULL; CLYNE, 1996).

A forma mais comum de apresentação dos resultados experimentais de fadiga é por meio da Curva S-N (tensão *versus* número de ciclos). Um exemplo deste tipo de curva é mostrado na Figura 3.5.

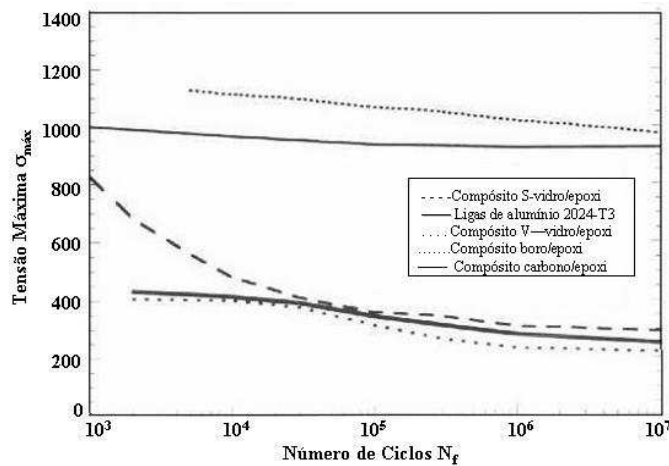


Figura 3.5 – Curva S/ N_f para vários compósitos com reforço fibroso e uma liga de alumínio de aplicação aeronáutica (HULL; CLYNE, 1996).

Em comparação com outros materiais aplicados em peças estruturais, normalmente materiais isotrópicos, os compósitos apresentam uma série de imperfeições iniciais como fibras quebradas, delaminações, trincas na matriz, vazios, entre outros. Apesar dessas desvantagens, os compósitos ainda sobrepõem-se aos metais mesmo quando apresentam pequenas imperfeições. Pode ser destacada a capacidade do compósito suportar trincas de grandes dimensões até a fratura final, enquanto em metais o crescimento é muito mais rápido a partir de um determinado tamanho de trinca, como pode ser comparado na Figura 3.6 (JONES, 1999).

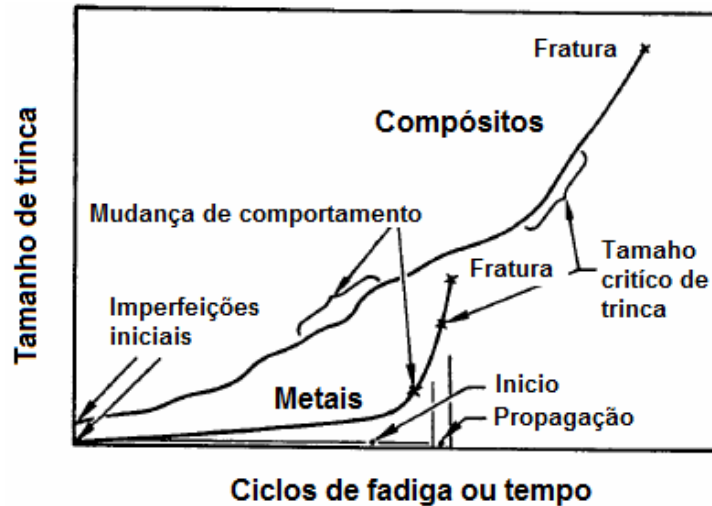


Figura 3.6 – Comportamento de propagação de trinca em compósitos e metais (JONES, 1999)

3.4. Ensaio de flexão

Em materiais compósitos normalmente é utilizado o ensaio em quatro pontos, onde se tem condição mais severa, quando o material não falha sob tensão máxima (GAGEL; LANGE; SCHULTE, 2006). Embora o ensaio de 4 pontos tenha uma tensão aplicada mais constante e os resultados mais precisos, o ensaio de 3 pontos é o mais popular sendo de mais fácil análise e comparação com outros trabalhos desenvolvidos (ASTM D790, 2003).

Na análise e cálculo da tensão de flexão (σ_{fl}) pode se esperar três comportamentos distintos durante a realização do ensaio, que pode ser observado na Figura 3.7. Em a tem-se a ruptura sem o dobramento da amostra, em b a amostra dobra e depois se rompe e em c não há ruptura e a amostra se deforma até os limites do equipamento. Nos casos b e c, a máxima carga é tomada depois que não há incremento da carga após 5% de deformação (ASTM D790, 2003).

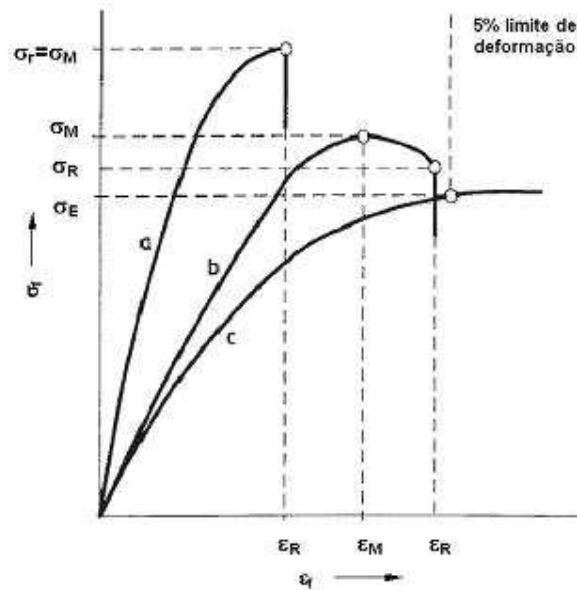


Figura 3.7 – Comportamento dos materiais durante a flexão (ASTM D790, 2003)

O módulo de elasticidade é calculado levando-se em conta a porção elástica da curva tensão *versus* deformação, onde é traçado uma reta tangente e dela é calculado a inclinação da reta. Em seguida obtém-se o módulo de elasticidade, conforme Equação 8 (ASTM D790, 2003).

$$E = \frac{L^3 m}{4bd^3} \quad (8)$$

Na qual m é inclinação da curva carregamento-deslocamento da flexa, L , b e d são comprimento, largura e espessura, respectivamente.

O módulo de Young descrito acima é uma das propriedades fundamentais para caracterização de materiais ortotrópicos, tais como compósitos (WILLY; JOSÉ, 2003).

Para compósitos, o tratamento feito é diferente ao dos ensaios para materiais isotrópicos, pois estes possuem módulo de tração e compressão iguais. Já os compósitos não possuem o mesmo comportamento, dependendo do posicionamento das fibras. Essas são hipóteses baseadas em equações que relacionam módulos de flexão, tensão e compressão (MUJKA et. al., 2006).

Nos compósitos de fibras unidirecionais, o módulo de tensão no sentido longitudinal é maior do que o módulo de tensão na transversal, enquanto que o módulo de flexão tem valor intermediário entre os dois (MUJKA et. al., 2006).

Jones apud Mujika modificou a teoria clássica para o cálculo do módulo, devido a diferença encontrada quando materiais compósitos são ensaiados, conduzindo experimentos com compósitos carbono/carbono para verificar a sua aproximação. Outro pesquisador, Paolinelis, incluiu o efeito da diferença entre os módulos na análise do ensaio de flexão de três pontos em grandes deflexões. Gere e Timoshenko apud Mujika consideram a diferença entre o módulo de tensão transversal e longitudinal como um caso particular de comportamento não-simétrico (MUJICA et. al., 2006; MUJICA, 2005).

No ensaio de flexão, a fibra de carbono melhora, consideravelmente, a deformação a flexão e a resistência à trincas durante a flexão (JENG; CHEN, 2000).

As propriedades mecânicas dos compósitos são dependentes de algumas variáveis que incluem tamanho da fibra, fração volumétrica de fibras, orientação das fibras, resistência da interface fibra matriz e características morfológicas como grau de cristalinidade, espessura das lamelas e orientação dos cristais. Essas características, por sua vez, dependem das condições de processamento, como geometria do molde, temperatura de fusão, temperatura do molde e propriedades reológicas do sistema de moldagem (JENG; CHEN, 2000).

Os compósitos laminados de alto grau de anisotropia são conhecidos por sua alta divergência das propriedades mecânicas, devido a cada camada unidirecional montada em um conjunto de laminas, o qual pode produzir início de delaminação e propagação da mesma (MIL-A-22771D, 1984). Além disso, tensões de cisalhamento interlaminar se desenvolvem a partir de discontinuidades como costuras, uniões e vazios.

4 JUSTIFICATIVA

O setor aeroespacial vem procurando novas combinações de materiais e modos de processamento com o intuito de melhorar o desempenho das aeronaves com a relação à autonomia, segurança e conforto, tornando, deste modo, suas aeronaves mais atraentes para a comercialização nos setores de transporte aéreo. Baseado nestes interesses, a EMBRAER investe no processamento de compósitos por RTM, que tem como vantagem rapidez de fabricação e acabamento, praticamente, sem necessidade de trabalhos posteriores.

Em função da necessidade de atualização tecnológica, atendendo aos critérios da legislação ambiental internacional, estabeleceu-se uma colaboração entre grupos de pesquisa e a indústria objetivando utilizar o processo RTM, mais especificamente o Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos e a ELEB/EMBRAER. Portanto, a caracterização dos novos materiais como proposta de substituição daqueles convencionais é de fundamental importância para a produção de um componente de material mais avançado e garantir o sucesso da implantação deste processo na indústria aeronáutica brasileira.

Essa motivação parte das crescentes companhias aéreas *Boeing* e *Airbus* que vêm implementando grandes volumes de peças estruturais em materiais compósitos. Por exemplo, a *Boeing* lançou o *787 Dreamliner* com cerca de 50% de sua fuselagem em compósitos, o que gerou uma autonomia de 15.000 km, 4.000 km a mais em relação aos atuais 11.000 km do *Boeing 777* (REVISTA VEJA, 2010; REVISTA NEWSWEEK, 2010).

Esta proposta de trabalho teve como objetivo principal estudar um novo material processado por um método capaz de produzir componentes estruturais para aplicação aeroespacial. O estudo compreende uma série de ensaios dos corpos de prova planos (*coupons*) para conhecimento das propriedades. A proposta foi estudar dois tipos de fibras com arquiteturas diferenciadas, Tabela 4.1, e um sistema de resina.

Inclui-se nessa proposta a implementação do processo RTM na universidade, com objetivo de introduzir uma nova tecnologia na obtenção de compósitos com alta fração volumétrica em fibras.

Processamento de compósitos com a técnica RTM com as combinações de fibra/matriz indicada na Tabela 4.1. e caracterização dos compósitos destinados ao uso estrutural.

Tabela 4.1 - Combinações de fibra/matriz

Matriz	Fibra
Sistema Epoxídico Monocomponente CYCOM 890 [®]	<i>Satin Weave</i> IM7 NCF IMS 5131

Na fase de processamento a intenção foi melhorar a cada etapa com base nas informações obtidas por ultrassom. Ao atingir características de atenuação boas, essas placas passaram por todas as análises propostas. Após a caracterização das propriedades mecânicas, foram realizadas as análises das fraturas com auxílio de microscópio óptico e eletrônico de varredura. Com essas caracterizações foi possível fazer uma avaliação para verificar se os compósitos atendem os requisitos para aplicações estruturais na indústria aeronáutica.

5 MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 Montagem do processo RTM

O molde, Figura 5.1, foi usinado em aço 1045 e posteriormente as cavidades foram retificadas para se garantir um alto grau de acabamento dos laminados.



Figura 5.1 – Molde usinado em aço 1045

O projeto levou em consideração um sistema de aquecimento que propicia uma distribuição uniforme de calor pelo compósito. Neste sistema de aquecimento incluem-se: um controlador de temperatura, Figura 5.2, para zonas de aquecimento acima e abaixo do compósito e aquisição de dados.



Figura 5.2 – Controlador do sistema de aquecimento do molde

O equipamento RTM modelo *Radius 2100cc RTM injector*, Figura 1.2, aplica resina em alta pressão de injeção e controla os parâmetros de pressão e temperatura da resina para garantir a qualidade do laminado.

Na Figura 5.3 está representado a montagem de todos os acessórios do sistema RTM para fabricação dos laminados. O sistema RTM, instalado no Laboratório de Processos do Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP, está ilustrado na Figura 5.3 e detalhado a seguir:

- Sistema de bicos injetores para resina termofixa, projetado de forma a garantir a extração após moldagem e fácil limpeza interna com canais cônicos, Figura 5.3 - detalhe 1;
- *Trap* primário para proteção da bomba de vácuo contra resina, Figura 5.3 - detalhe 2;
- *Trap* secundário refrigerada para proteção do ambiente contra voláteis liberados pela resina, Figura 5.3 - detalhe 3;
- Sistema de vácuo para direcionar o fluxo de resina, assim como diminuir quantidade de gases que geram bolhas indesejáveis no produto final, Figura 5.3 - detalhe 4;
- Molde com um único canal de injeção para criar uma frente de resina perpendicular ao tecido, diminuindo o risco de formação de bolsas de ar aprisionado e aumentando a homogeneidade da distribuição de resina no tecido, Figura 5.3 - detalhe 5;
- Sistema de aquecimento composto por resistências superior e inferior e sistema de controle de temperatura independente com aquisição de dados, projetado com objetivo de fornecer calor de forma homogênea, pois algum desvio durante a cura gera mudanças nas propriedades ao longo do compósito, Figura 5.3 - detalhe 6;
- Sistema de injeção de resina com controle de pressão, volume e temperatura da resina, Figura 5.3 - detalhe 7, sendo o controle de temperatura um parâmetro de muita importância, visto que pode causar variações na viscosidade da resina e assim, comprometer a injeção e seu comportamento diante do tecido;
- Linha aquecida em tubulação de cobre, Figura 5.3 – detalhe 8, para evitar mudança de viscosidade na entrada do molde;
- Controlador de vácuo, Figura 5.3 – detalhe 9, para evitar a volatilização dos componentes da resina.



Figura 5.3 – Montagem do processo RTM

5.2 Materiais

Para a aquisição dos materiais, foi realizada uma extensa revisão bibliográfica, com combinações de matriz e reforço, para melhor escolha de materiais com potencial aplicação em componentes estruturais.

5.2.1 Sistema de resina

Para o sistema de resina escolhido levaram-se em conta alguns requisitos como: baixa viscosidade do sistema para facilidade de impregnação, *pot life* suficiente para garantir impregnação de peças maiores, facilidade de manuseio que leva em conta o preparo da resina e propriedades mecânicas e químicas compatíveis com a aplicação.

Dentre alguns sistemas encontrados, a resina CYCOM 890[®] produzido pela CYTEC atendeu aos requisitos necessários para aplicação no processo RTM. Na Tabela 5.1 são apresentadas algumas propriedades da matriz.

Tabela 5.1 – Propriedades da matriz CYCOM 890®

Propriedade	Condicionamento do corpo de prova	Valor
Densidade da resina curada	Temperatura ambiente, seco	1.22g/cm ³
Retração durante a cura	Temperatura ambiente, seco	0.2%
Tg(pico do tanδ)	Temperatura ambiente, seco	210°C
Modulo de cisalhamento	84°C, seco	1.20GPa
Resistência a tração	Temperatura ambiente, seco	70MPa
Modulo de tração	Temperatura ambiente, seco	3.1GPa
Deformação	Temperatura ambiente, seco	6.3%

Esse sistema de resina assegura viscosidade abaixo de 300 mPa.s quando trabalhadas a temperatura de 80°C por um tempo de 24 horas, o que garante alto grau de infiltração para um elevado percentual em volume de fibras (> 50% em volume). Outros sistemas pesquisados apresentaram viscosidade muito alta (> 700 mPa.s) para o processo em questão, além de apresentarem um *pot life* reduzido (2 horas) com a mesma temperatura de processamento da anterior.

5.2.2 Reforço

Para a determinação do tipo de fibra e tipo de trama levou-se em consideração o comportamento mecânico da liga de alumínio 7050 T74 conforme especificado pela norma MIL-A-22771D (MIL-A-22771D, 1984). Essa liga é aplicada em situações que demandam alta resistência mecânica e alta resistência a corrosão sob tensão. Na Tabela 5.2 são indicadas condições mínimas de resistência para aplicação.

Tabela 5.2 – Propriedades da Liga de Alumínio 7050 T74 (MIL-HDBK-17-1F)

Liga	Espessura(mm)	Resistência a tração(Ksi/MPa)	Tensão de escoamento(Ksi/Mpa)	Deformação(%)
7050 T74	até 50.4	72/496.42	62/427.47	7
	de 50.4 até 101.6	71/489.53	61/420.58	7
	de 101.7 até 127	70/482.73	60/413.68	7
	de 127 até 152.4	70/482.74	59/406.79	7

A fibra fornecida pela HEXCEL foi a IM7 e a TENAX FIBERS forneceu a IMS 5131 para confecção dos tecido. Os tecidos NCF e 5HS foram confeccionados pela

empresa SIGMATEX com as especificações indicadas na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Propriedades dos tecidos

Tipo de tecido	Tipo de fibra	Gramatura(g/m ²)	Fios por cabo(x1000)
5HS	IM7	280	6
Multiaxial(90°/-45°/0°/45°)	IMS	580	24

5.2.3 Materiais para ajustes iniciais do RTM

Para testes iniciais foram usados materiais doados pela empresa TECSIS que utiliza em seu processo um sistema de resina epóxi compatível com o RTM, o qual demanda baixa viscosidade. Foi realizado ensaio de viscosidade pelo método Brookfield para conhecimento do *pot life* e verificação do perfil de viscosidade, Figura 5.4, para temperatura de processamento de 40°C.

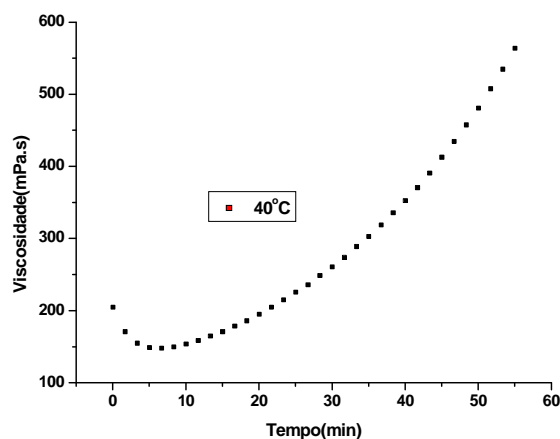


Figura 5.4 – Perfil de viscosidade para resina bicomponente da HEXXION

A TECSIS doou também os tecidos tramados e biaxiais não dobráveis em fibra de vidro.

5.3 Arquitetura dos laminados

Para este tópico serão discutidas as possibilidades de *lay-up* dos tecidos 5HS e NCF.

5.3.1 Tecido 5HS

Quando tecidos não-simétricos passam da temperatura de cura da resina, geralmente acima de 180°C, para temperatura ambiente, as laminas sofrem tensões térmicas significativas e momentos durante o resfriamento, causando o empenamento da placa. A forma da placa após o resfriamento dependerá da orientação das laminas, em muitos casos, essa deformação é indesejável. Essas deformações são causadas pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica das laminas causando o acoplamento elástico entre as mesmas que são os termos da matriz de rigidez a extensão.

Com essa informação pode-se concluir que uma única lamina do tecido 5HS se deformará ao ser resfriada, pois as fibras estão distribuídas de forma não-simétrica (JONES, 1999). Para compensar a falta de simetria, o laminado foi montado aos pares de tecido 5HS como espelhos para anularem as tensões térmicas mencionadas. Além dessa preocupação, os laminados foram processados conforme os requisitos necessários para peças estruturais com alta fração volumétrica em fibras, conforme Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Proposta de *Lay up* dos laminados

Numero de camadas	Espessura não compactada(mm)	Fração volumétrica	Taxa de compactação
8	4	41,95%	33,3%
9	4,5	47,19%	50,0%
10	5	52,43%	66,7%

Na Tabela 5.4 são apresentadas percentuais de fração volumétrica em fibras. Devido ao interesse em se obter frações volumétricas maiores que 50% para aplicação estrutural, optou-se por processar laminados com 10 camadas.

5.3.2 Tecido NCF multiaxial

Tecidos quadriaxiais com *lay up* do tipo $[90/-45/0/45]_X$, no qual $X \geq 1$, foi adotado de forma a posicionar as laminas de 0° e 90° simétricas em relação ao plano médio do laminado com objetivo de evitar tensões térmicas geradas durante o resfriamento. Porém, as laminas a $\pm 45^\circ$ ficarão anti-simétricas em relação ao plano médio, causando deformações térmicas que podem ser minimizadas pela rigidez das laminas a 0° e 90° . Assim como no 5HS foram calculadas três possibilidades, Tabela 5.5, para o *lay up*, porém há limitações impostas pelo conjunto: processo, resina e restrição à compactação das camadas.

Tabela 5.5 – Proposta de *Lay up* dos laminados

Numero de camadas	Espessura não compactada(mm)	Fração volumétrica	Taxa de compactação
4	3,2	43,45%	6,7%
5	4	54,31%	33,3%
6	4,8	65,17%	60,0%

A disposição dos tecidos foi elaborada com base na teoria clássica da laminação com preocupação de “zerar” ou minimizar os termos de acoplamento $[B_{ij}]$ e reduzir os termos de rigidez à flexão e torção $[D_{ij}]$, de acordo com as equações 9 e 10, respectivamente. No caso em estudo D_{16} e D_{26} são iguais a zero. O mesmo raciocínio foi seguido para o tecido 5HS, porém não aplicável devido às laminas serem tramadas (JONES, 1999).

$$[B] = \sum_{K=1}^n \frac{h_k^2 - h_{k-1}^2}{2} [\bar{Q}]_k \quad (9)$$

$$[D] = \sum_{K=1}^n \frac{h_k^3 - h_{k-1}^3}{3} [\bar{Q}]_k \quad (10)$$

Na qual h_k é a posição da k -ésima lamina em relação ao plano médio, e $[Q]_k$ é a matriz de rigidez da k -ésima lamina.

No caso presente, cada lâmina com orientação diferente possui coeficiente de

expansão térmica próprio, portanto, caso não haja compensação de expansão em sentido oposto, o laminado empenará.

Na equação 11, segue um exemplo do laminado montado com quatro camadas, que foi utilizado no primeiro processamento, e a respectiva análise macromecânica.

$$[90^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ]_T \quad (11)$$

Utilizando-se a equação 10 os termos de flexão-torção (D_{is}) ficam iguais a zero, pois o laminado é balanceado e anti-simétrico.

Os termos B_{is} não se anulam, pois os termos da matriz de rigidez transformada das laminas a $\pm 45^\circ$ (\bar{Q}_{is}) são somados, causando deformações fora do plano devido a carregamentos térmicos.

5.4 Qualificação dos tecidos

Os tecidos, indicado nas Figuras 5.5 e 5.6, estavam em conformidade quanto às propriedades mecânicas e sem defeitos quanto a estrutura, caso dos tecidos e feixes unidirecionais costurados. As propriedades de construção do tecido estavam em conformidade segundo o certificado de qualidade emitido pelo fornecedor, Anexo 1, e a qualidade dos tecidos foi inspecionada visualmente pelo grupo de pesquisa envolvido.

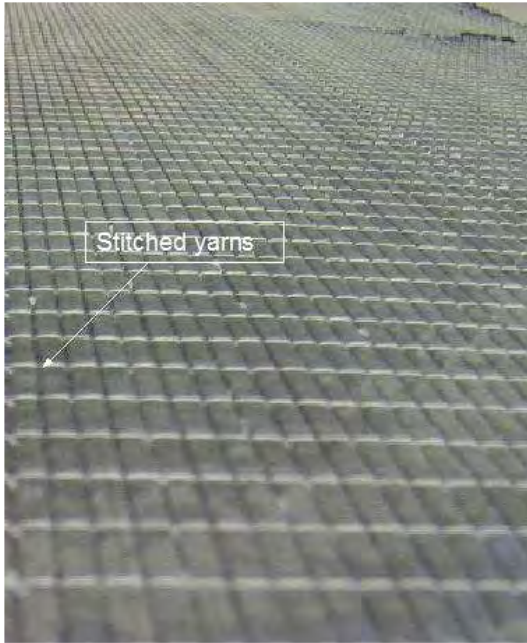


Figura 5.5 – Tecido NCF



Figura 5.6 – Tecido 5HS

5.5 Parâmetros de injeção

Um dos parâmetros ajustados para a injeção foi a viscosidade, em que o método escolhido foi utilizado para medir sistemas dependentes da temperatura sob cisalhamento constante de forma a se obter o comportamento de escoamento do fluido (MIL-HDBK-17-1F). O equipamento utilizado para essa medida foi viscosímetro o modelo DV-II + PRO – RV – Regulares com haste tipo SC4-27 e volume de amostragem de 10 ml, as temperaturas de ensaio variaram de 80 a 120°C.

A pressão de injeção variou de 1,5 a 9 bar devido a dependência das frações volumétricas de fibras discutida no item 5.3. e da viscosidade. Para todos os processamentos a viscosidade foi constante com emprego, principalmente, das temperaturas de 80°C, 90°C e 100°C.

5.6 Parâmetros de cura

Com os pré-testes, DSC isotérmico item 6.1.2, realizados para obtenção de informações relativas a temperatura de cura, foi possível elaborar um ciclo de cura conforme representado na Figura 5.7.

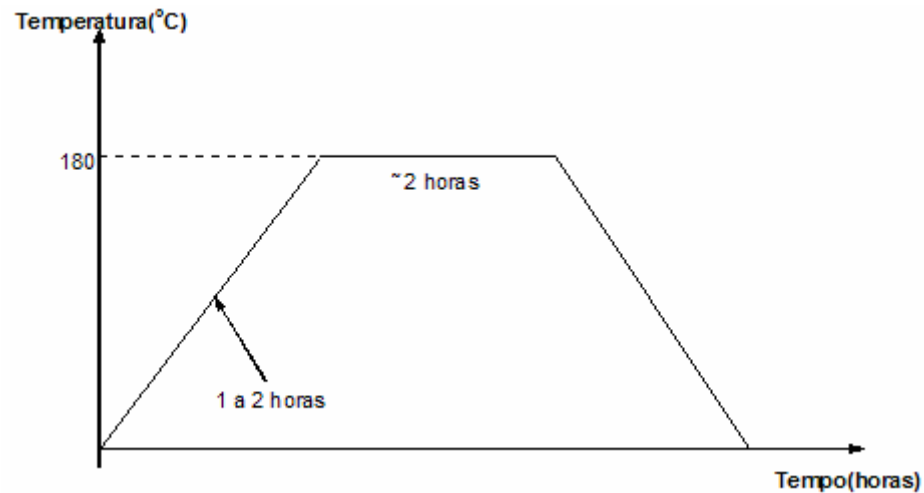


Figura 5.7 – Ciclo de cura

A taxa de aquecimento variou de 2 a 4°C/min, de forma que apresentasse uma transferência de calor mais efetiva para o compósito, pois havia a espessura significativamente grande do molde como barreira ao calor. Além dessa preocupação, uma taxa mais baixa de temperatura favoreceria uma melhor impregnação do tecido, considerando uma maior permanência da resina a baixa viscosidade nos primeiros 25 min entre 25 a 50 mPa.s (GEIER, 1994).

Após o processamento com o ciclo de cura apresentado, o compósito foi submetido a análise térmica por DSC para certificação do grau de ligações cruzadas atingido, comparando-se a temperatura de transição vítrea (T_g) fornecida pelo fabricante da resina.

Para conseguir a temperatura adequada na cavidade foi necessário utilizar termopares flexíveis de forma a mapear esse parâmetro na cavidade de acordo com o valor ajustado no equipamento de controle.

O procedimento consistiu em posicionar dois termopares pela entrada e saída de resina, colando um na parte superior do molde e outro na inferior, já que o sistema de aquecimento é independente e apresenta diferença na taxa de aquecimento e resfriamento.

5.7 Inspeção por ultrassom

A inspeção por ultrassom foi realizada com o auxílio do microscópio de inspeção acústica – métodos A-scan e C-scan, Figura 5.8. A análise foi realizada por imersão em água em que foram verificadas as possíveis descontinuidades no compósito, acúmulo de resina, vazio dentre outras.



Figura 5.8 – Aparelho de ultrassom C-scan por imersão em água (Processo FAPESP 02121-6)

O método empregado foi o pulso-eco com variação de transdutor de 2,25 MHz até 10 MHz. Como não foram usados padrões de defeitos, conforme especificado na norma ASTM E 2580 - 07, para comparar com os sinais gerados no laminado, qualquer ocorrência de sinais de atenuação fora do padrão encontrado na maioria do laminado foi rastreado nas análises seguintes. Este foi tratado como defeito, porém, em caso de ocorrência desses sinais em grande parte do laminado, o processo de fabricação era revisto para mudança de parâmetros.

Caso os sinais de atenuação característicos do compósito fossem evidentes, qualquer sinal característico de vazios ou delaminação poderia facilmente ser tratado como defeito e, conseqüentemente, a interpretação seria facilitada.

A correlação do tipo de atenuação com outros ensaios também foi empregado para melhor interpretação dos sinais, como por exemplo, a dispersão nos ensaios mecânicos ou análise de fração volumétrica.

5.8 Análise de fração volumétrica

Para determinação dos constituintes do compósito, inclusive vazios, foi

empregada a técnica de digestão ácida de acordo a norma ASTM 3171-09.

A retirada dos corpos de prova seguiu o mesmo procedimento para o ensaio de tração, como uma forma de avaliar os sinais do ultrassom, além do desempenho em tração com as frações volumétricas obtidas.

5.9 Análise térmica

Foram empregadas algumas técnicas de análise térmica, principalmente para a determinação da Tg e reações residuais do sistema de resina ou extensão de cura.

5.9.1 Termogravimetria

As amostras de compósitos NCF e 5HS com aproximadamente 10 mg foram analisadas em uma termobalança (Seiko modelo TGA-50) disponível no DMT/FEG/UNESP e adquirida no processo FAPESP 08/00171-1.

A análise foi realizada com uma taxa de aquecimento de $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, sob fluxo de nitrogênio, no intervalo de temperatura de 25 a 990°C .

A técnica de DSC foi utilizada para determinação do Tg, que é parâmetro para determinação da temperatura de operação do componente que, segundo MIL-HDBK-17-1F, está em uma margem de temperatura de 28°C , considerada segura e também dentro do limite de operação do material (MOL).

5.9.2. Análise térmica dinâmico-mecânica

Uma amostra de cada arquitetura com parâmetros de processo finais foram considerados para análise. Os ensaios foram realizados em conformidade com os procedimentos da ASTM 4065-06 (ASTM 4065, 2006).

O método de solitação de força foi o *dual cantilever* ensaiado com equipamento SII Nanotechnology - modelo DMS6100 disponível no DMT/FEG/UNESP.

Os parâmetros escolhidos para o ensaio foram: intervalo de temperatura de 30°

a 240°C, taxa de aquecimento de 3C°/min, frequência de 50Hz, ambiente do ensaio com fluxo de nitrogênio (100ml/min), força aplicada de 2N e amplitude de 10μm.

5.10 Ensaio de fadiga

Os corpos de prova para ensaios de tração foram confeccionados de acordo com a norma ASTM D 3039/D 3039M, Figura 5.9, recomendada pela MIL–HDBK–17, que serviram de base para aquisição dos dados “*screening test*” e parâmetros para o ensaio de fadiga. Foram testados um total de 3 à 5 corpos de prova por laminado, que tiveram os mesmos parâmetros de fabricação (ASTM D3479, 2007).

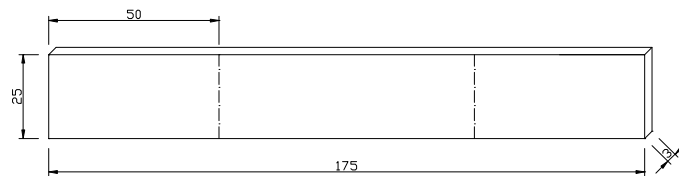


Figura 5.9 – Dimensão do corpo-de-prova para tração e fadiga

No ensaio de tração foi obtido a resistência à tração (F_x) dos laminados.

Algumas recomendações relativas a preparação foram seguidas para evitar espalhamento dos resultados, falhas prematuras com conseqüente obtenção de valores baixos e falhas nas garras. Esses cuidados foram relativos ao alinhamento do equipamento de ensaio e preparação das amostras, que incluiu alinhamento da seção longitudinal na região de corte ($\pm 1\%$ comprimento), espessura(t) com variação de $\pm 4\%$ de t e planicidade.

Para os ensaios de fadiga axial foram usados corpos de prova do modelo indicado na Figura 5.9, os quais foram ensaiados de acordo com a norma ASTM D 3479. Uma carga cíclica senoidal com frequência de 10 Hz e razão de carga $R = 0,1$ foram empregadas para os ensaios conduzidos em uma máquina universal de ensaios INSTRON 8801, sendo que, para uma avaliação de caráter exploratório foram ensaiados 6 corpos de prova.

Os ensaios forneceram a curva S_xN , a qual indica o intervalo de fadiga do material. O objetivo foi obter dados de fadiga para informações de qualidade do compósito, já que defeitos reduzem significativamente a vida do compósito.

5.11 Ensaio de flexão

Os ensaios de flexão de 3 pontos foram realizados conforme especificação ASTM D 790, como indicado pela MIL–HDBK–17 e utilizado com finalidade de controle de qualidade do produto.

Os corpos de prova foram preparados com 48 mm de comprimento, atendendo a razão de 16:1 entre o comprimento e a espessura da amostra estabelecida pela norma.

A velocidade de avanço do ensaio foi de aproximadamente 1,30 mm/min, calculado segundo a Eq. 12 (ASTM D790, 2003).

$$R = \frac{ZL^3}{6d} \quad (12)$$

Na qual R é a velocidade do carregamento, Z a taxa de deformação do lado da fibra em tração [mm/mm/min], deve ser usado 0,01.

5.12 Fractografia

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada no Instituto Nacional de Pesquisa Espaciais (INPE) de São José dos Campos utilizando o equipamento JEOL JSM5310, com filamento de tungstênio operando à 20 keV. Foi empregada a técnica de alto vácuo ($\sim 10^{-6}$ torr), sendo os parâmetros ajustados de forma a se obter maior quantidade de elétrons secundários, com a finalidade de fornecer informação topográfica. Para aumentar a condutividade, a amostra foi revestida com uma película de ouro com espessura de aproximadamente 15 nm, realizado em metalizador *Sputtering*.

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 Análise do sistema de resina

6.1.1 Viscosidade

O parâmetro de viscosidade foi medido em quatro temperaturas para verificar as variações de viscosidade de forma a adequar à permeabilidade do tecido.

Na Figura 6.1 são apresentadas as quatro isotermas com diferenças amplas de viscosidade, principalmente para o intervalo de temperaturas de 90°C e 100°C, entre as quais ocorreu uma variação de aproximadamente 75 mPa.s.

Com esse perfil de viscosidade baixa, pode ser garantido o processamento com alta fração volumétrica em fibras, normalmente para baixos volumes ($\%V < 40\%$), em que utiliza-se viscosidade acima de 3500 mPa.s e para altas frações volumétricas são empregadas viscosidades menores que 500 mPa.s (LI et. al., 2005). O ensaio foi realizado em um intervalo de aproximadamente 45 minutos para verificar o *pot life* da resina.

Considerando-se que o sistema utilizado é termicamente ativado a partir de altas temperaturas para diminuição da viscosidade e para desecadeamento da reação de reticulação, consegue-se atingir baixas viscosidades até aproximadamente 160°C antes do início da polimerização. Com temperaturas elevadas diminui-se o *pot life*, porém para esse sistema consegue-se tempos superiores a 50 minutos de *pot life* com temperaturas de até 120°C.

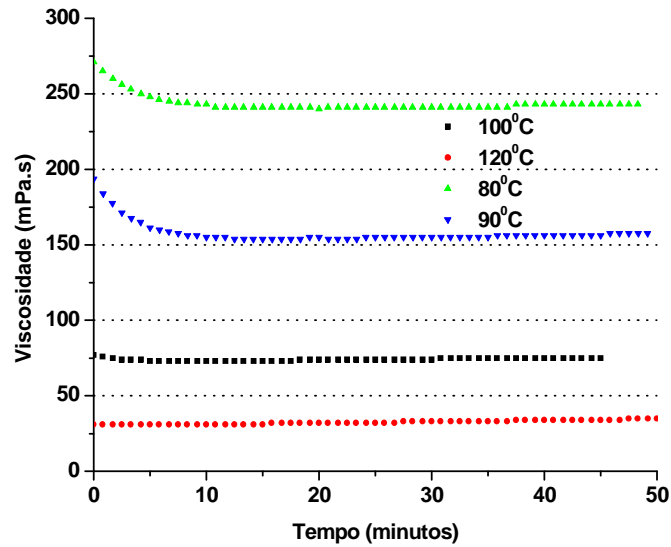


Figura 6.1 – Gráfico de viscosidade da resina CYCOM 890

6.1.2 DSC de cura

Para o ajuste dos parâmetros de ciclo de cura foram realizados DSC dinâmico e isotérmico e para verificação da temperatura de transição vítrea (T_g) foi realizado o DSC dinâmico. Na Figura 6.2 observa-se início de polimerização a $180,6^\circ\text{C}$ e final de polimerização a $271,8^\circ\text{C}$. Com base nos dados obtidos a partir da Figura 6.2, construiu-se o gráfico das isotermas que serviram de base para o ciclo de cura.

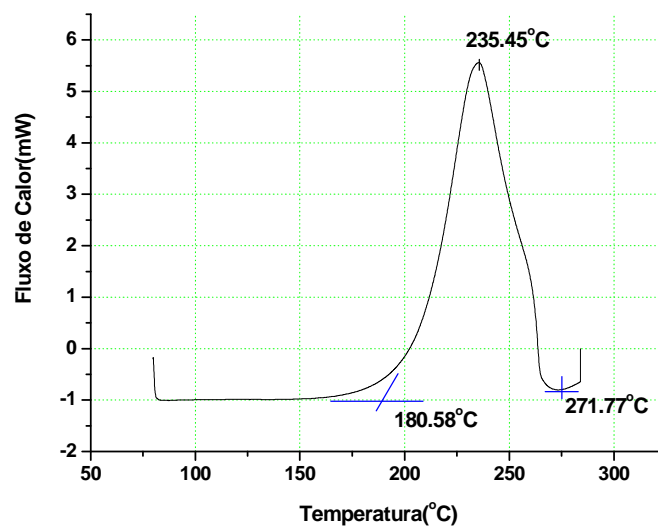


Figura 6.2 – Curva DSC dinâmico de polimerização

Na Figura 6.3 foi observada a Tg da resina epóxi após cura realizada no DSC dinâmico, com início em 168,7°C e final em 183,8°C. Em comparação com dados fornecidos pelo fabricante, foi obtido um valor da Tg menor, conforme Anexo 2, sendo o início de 191°C e final em 210°C, sendo, portanto, o valor obtido de DSC mais conservativo.

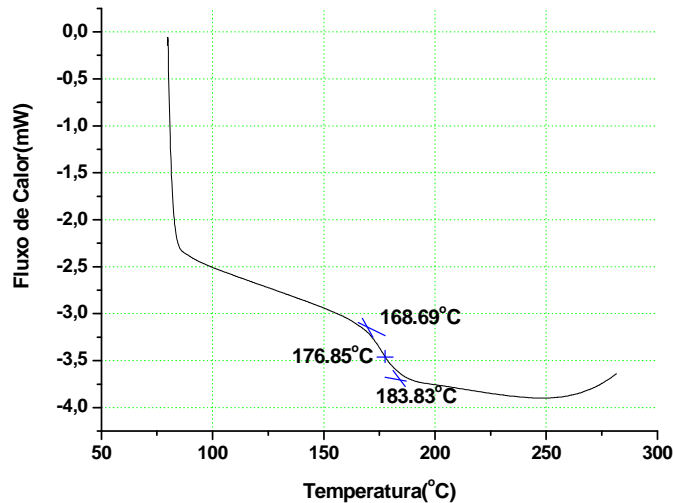


Figura 6.3 – Curva em DSC dinâmico de Tg

As curvas isotérmicas realizadas no DSC dinâmico auxiliaram no desenvolvimento no estabelecimento parâmetros de cura do compósito para o processamento, Figura 6.4.

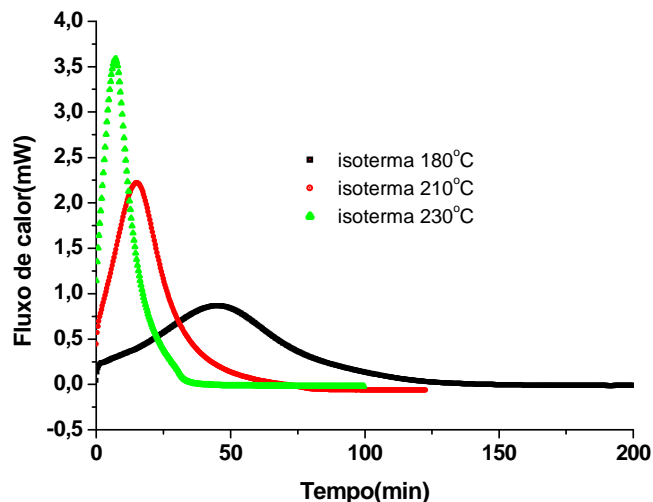


Figura 6.4 – Curva em DSC isotérmico

Na temperatura de 180°C obteve-se um tempo de cura de aproximadamente 150 min, a 210°C um tempo de 100 min e a 230°C em 50 min. No processo foi considerada

a temperatura na qual o tempo de cura era de no mínimo 30 min após atingir o patamar de *endset* da isoterma.

6.2 Pré-teste com fibra de vidro

Os testes preliminares foram realizados com tecido em fibra de vidro do tipo NCF com arquitetura de $[+45^{\circ}/-45^{\circ}]_{2S}$ o que resultou em uma compactação de $\approx 20\%$ e uma fração volumétrica de fibras de $\approx 51,25\%$.

O procedimento antes da injeção consistiu em estabelecer o vácuo no sistema até uma pressão final de $\approx 70\text{mbar}$, e equalizar a temperatura no sistema de injeção de 30°C . Na Figura 6.5 está representada a evolução do volume de injeção e na Figura 6.6 a progressão da pressão durante a injeção.

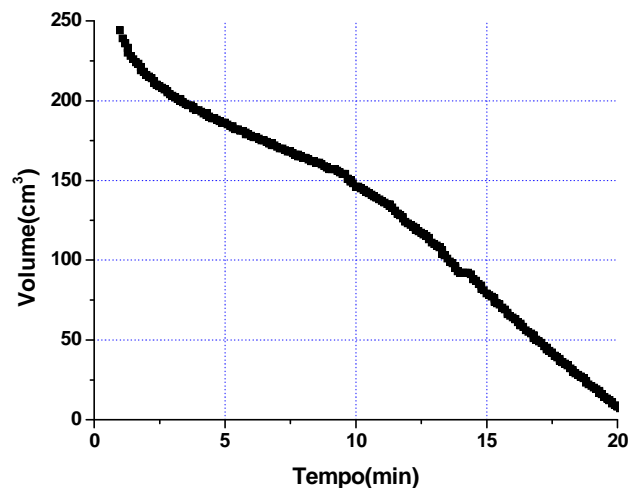


Figura 6.5 – Aquisição da progressão de volume em tempo real

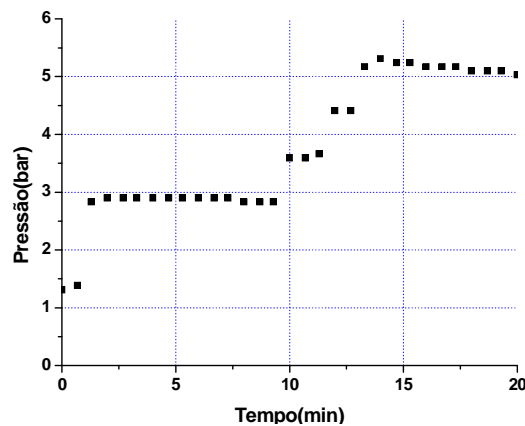


Figura 6.6 – Aquisição da progressão de pressão em tempo real

Testes iniciais foram realizados com o objetivo de conhecer e garantir o sucesso do sistema de injeção, assim como analisar o comportamento da pressão com o fluxo de resina. De acordo com a Figura 6.6, observou-se a dependência do alcance da resina em função da pressão para manter o volume de injeção constante.

Na Figura 6.7 está mostrado o laminado obtido, que pode ser observado um bom resultado da impregnação da fibra pela resina e nenhum ponto de falta de impregnação visível a olho nu.

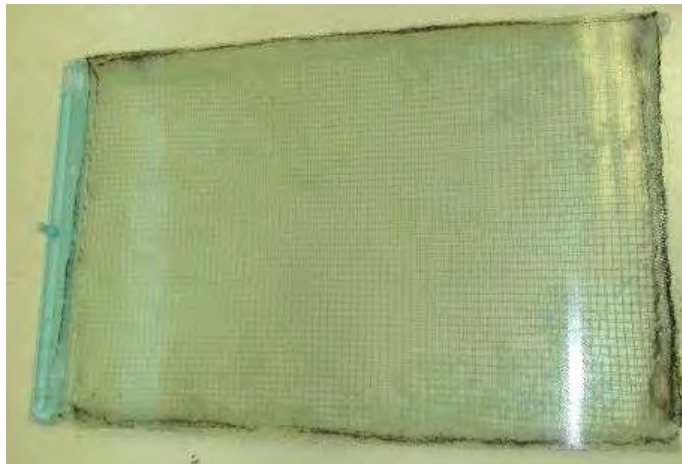


Figura 6.7 – Laminado em fibra de vidro processado por RTM

6.3 Processamento do laminado quadriaixial

6.3.1 Laminado 1 - NCF

O primeiro laminado em fibra de carbono indicado na Tabela 5.5, foi fabricado obtendo-se um laminado de baixa fração volumétrica de fibras, aproximadamente 43%. A baixa compactação no primeiro processo foi utilizada com a finalidade de se conhecer o comportamento da resina monocomponente diante da arquitetura da preforma. Com base na aplicação de 1 bar de pressão, Figura 6.8, e vácuo aproximado de 300 mbar, a meta foi cumprida no tempo abaixo do esperado e com baixa imposição de resistência da frente de resina.

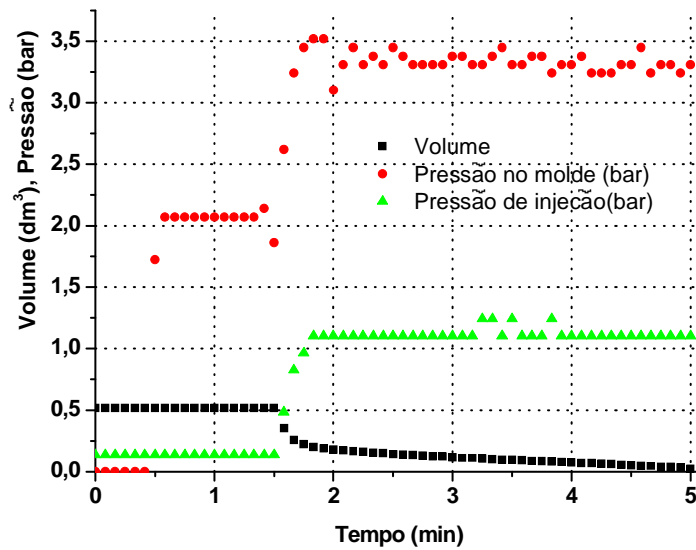


Figura 6.8 – Progresso da injeção no laminado multiaxial com 4 camadas em fibra de carbono

No entanto, o ciclo de cura não foi finalizado, considerando que a temperatura mínima requerida para a cura da resina era de 180°C na cavidade do molde e, devido a dissipação de calor promovida em virtude da grande massa do molde, a temperatura inicialmente fixada na resistência não foi suficiente para o aquecimento mínimo da cavidade, não ocorrendo assim a cura da resina. Portanto, foi necessário aumentar o tempo de permanência do compósito em reação de cura, para que a temperatura da cavidade e a lida pelo termopar, próximo da resistência, entrassem em equilíbrio.

A placa, Figura 6.9 obtida neste processo teve a temperatura de cura incerta, pois para garantir a cura total, ajustou-se a temperatura no controlador para 350°C de forma a garantir uma temperatura entre 160°C a 200°C na cavidade do molde.

Devido às discrepâncias entre a temperatura lida no aparelho e na cavidade, além do molde ter sido aberto quando a resina ainda não tinha sido curada, o laminado, Figura 6.9., não apresentou características aproveitáveis diante das variações no processo.

Para corrigir a diferença de temperatura foram então utilizados termopares flexíveis de modo que fosse lido o valor diretamente na cavidade. Os dados obtidos forneceram informações sobre a potência da resistência e também sobre a temperatura necessária para garantir a cura da resina, ou seja, o aquecimento do molde pôde ser calibrado.

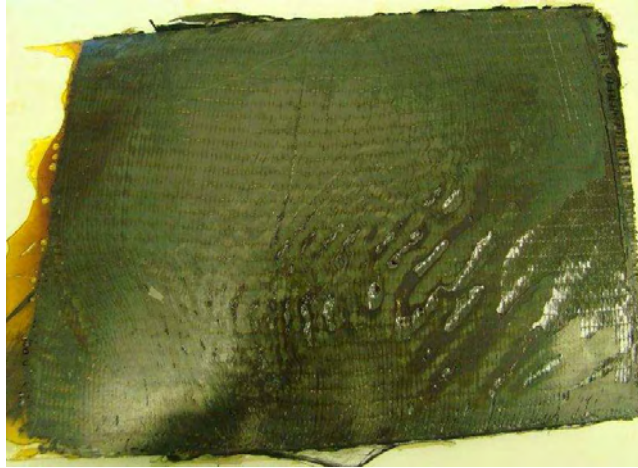


Figura 6.9 – Laminado multiaxial com 4 camadas em fibra de carbono

Independente do ocorrido durante o ciclo de cura, o objetivo foi alcançado para essa fração volumétrica de fibras ($\approx 43\%$), verificado pelo baixo tempo decorrido e pouca pressão aplicada.

6.3.2 Laminado 2 - NCF

Com a temperatura de cura ajustada para a cavidade do molde em 180°C , considerando-se o uso da resina Cycom 890 e um laminado de 4 camadas, prosseguiu-se com o teste com 5 camadas.

Na Figura 6.10 pode ser observada a progressão da injeção. Foram observados alguns fenômenos intrínsecos ao processo como o *race-tracking*. Além disso, houve um aumento significativo da pressão devido à diminuição da porosidade da preforma em consequência do aumento da fração volumétrica. De acordo com a demanda por mais pressão, sugere-se que uma provável hipótese seria a alta viscosidade, na temperatura de injeção de 80°C , não adequada.

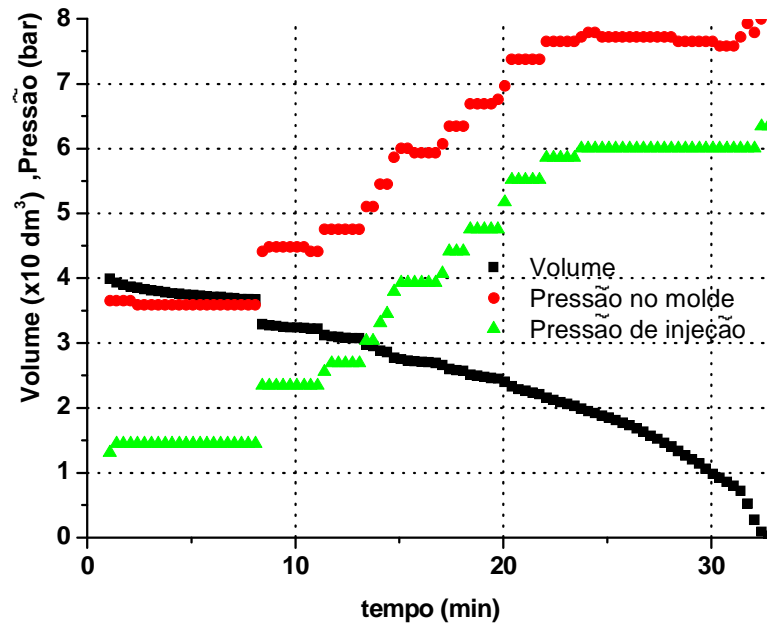


Figura 6.10 – Progresso da injeção no laminado 2 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono

6.3.3 Laminado 3 - NCF

Devido a problemas de fechamento do molde no item 6.3.2., optou-se por mais uma tentativa com os mesmos parâmetros do referente item.

Na Figura 6.11 observa-se que houve aumento de pressão em decorrência do aumento da compactação da preforma. Após o gradual aumento de pressão para injetar um pequeno volume de resina nos primeiros 20 minutos, a injeção prosseguiu de forma constante na etapa final de injeção.

A maior demanda por pressão, devido a diminuição da permeabilidade, pode ser reduzida com a diminuição da viscosidade. Ainda foi constatado a ocorrência de *race tracking* que pode ser consequência da entrada forçada da resina, com viscosidade inadequada para essa fração de fibras na preforma. A resina, por sua vez, seguiu pelo caminho de menor resistência no encontro da preforma com o molde.

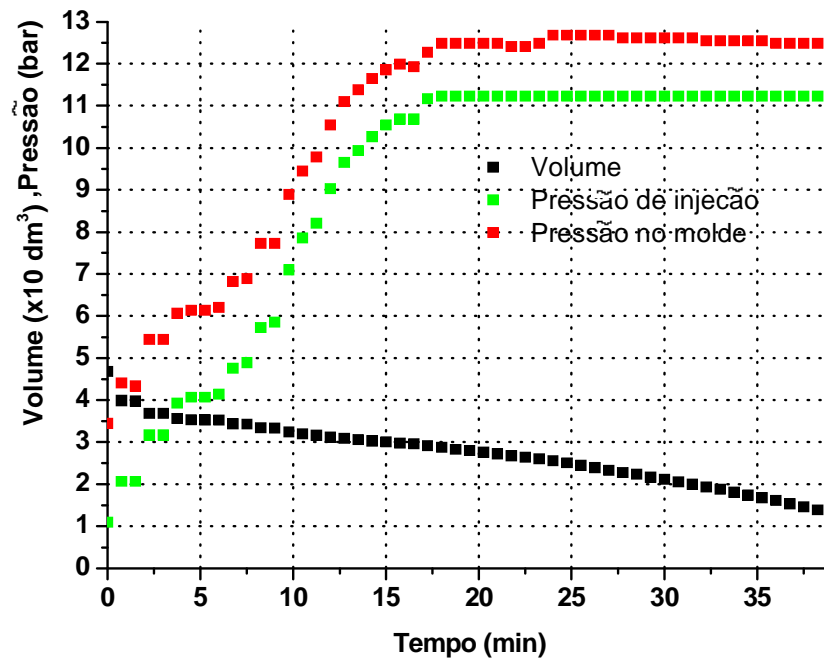


Figura 6.11 – Progresso da injeção no laminado 3 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono

6.3.4 Laminado 4 - NCF

Ainda mantendo a mesma fração volumétrica de 54,3% com 5 camadas, iniciou-se a injeção com a viscosidade mais baixa, $\sim 80 \text{ mPa.s}$, em virtude do aumento de temperatura que passou a ser de 100°C . Como pode ser visto na Figura 6.12, conseguiu-se redução significativa da pressão de injeção, visto que a viscosidade caiu cerca de 160 mPa.s .

Após a cura, ainda foi observado sinais de *race-tracking* no laminado, fator que necessitava ser minimizado, com uma melhoria de processo. Assim, essa etapa foi importante, pois mostrou a necessidade de um valor mais adequado de viscosidade no momento da injeção e o correto ajuste da borda da preforma com a lateral do molde.

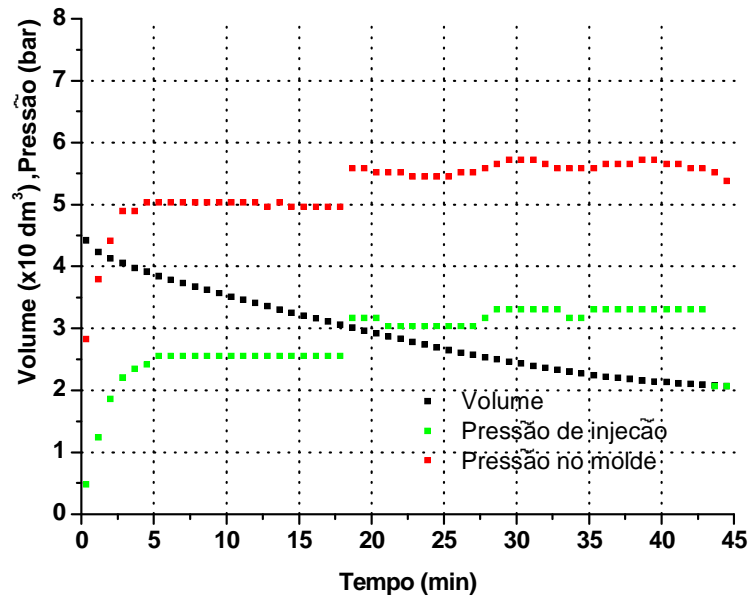


Figura 6.12 – Progresso da injeção no laminado 4 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono

6.3.5 Laminado em fibra de vidro

Tendo em vista a não adequação dos parâmetros de injeção para fibra de carbono, optou-se por tentar minimizar os efeitos de *race-tracking* aplicando técnicas que diminuíssem a porosidade no local do encontro da borda da preforma com a lateral do molde utilizando inicialmente um tecido de fibra de vidro. Na Figura 6.13 é apresentado um resumo da pressão de injeção e progressão de volume para um teste realizado com tecido em fibra de vidro para duas situações de processamento: aplicação de selante (utilizado em saco de vácuo) e aplicação de silicone.

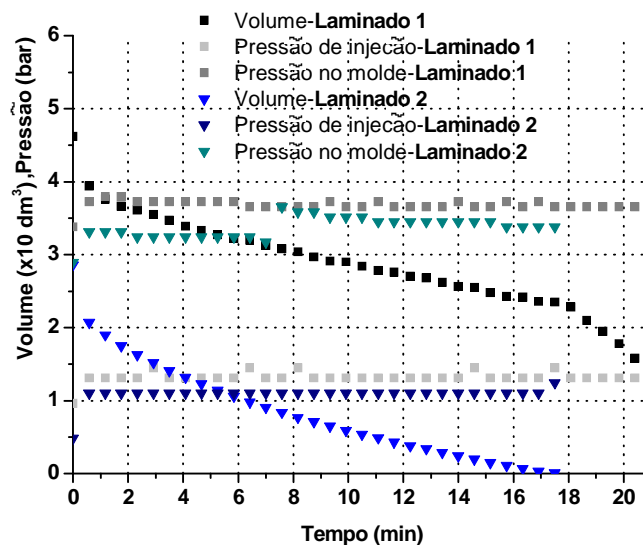


Figura 6.13 – Progresso da injeção no laminado em fibra de vidro

No laminado 1 utilizou-se a borracha selante, Figura 6.14, não tendo, porém, um desempenho satisfatório devido a fibra de vidro não apresentar rigidez mínima para que a borracha infiltrasse nas bordas da preforma, região de maior porosidade, devendo portanto ser ajustada para uma redução do efeito de *race-tracking*.

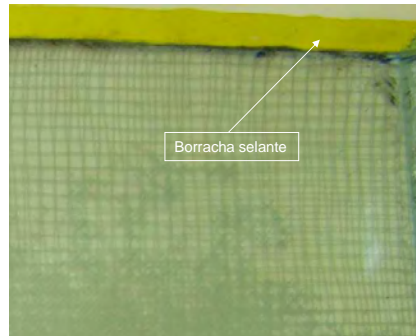


Figura 6.14 – Progresso da injeção no laminado em fibra de vidro

No laminado 2 optou-se em repetir o pré-teste inicial do item 6.2. para verificar a repetibilidade do processo com uso do silicone, já que o pré-teste inicial teve resultado satisfatório. O processo resultou em boa distribuição da resina por todo o compósito com uso de pressão contínua e temperatura de injeção de 40°C.

6.3.6 Laminado 5 - NCF

Até este item foram realizados acertos no processo de fabricação quanto a detalhes no próprio sistema de montagem, vedações e controle de vácuo. Além dos acertos citados, foi realizado um melhor controle nos parâmetros, como aquecimento na linha entre a injetora e o molde, fator importante para evitar mudanças na viscosidade durante a trajetória da resina para o molde.

Em relação ao material do processo foi mantida a meta de 5 camadas de tecido com uma fração volumétrica em fibras de 54,4%. Nos itens anteriores foi dada atenção para o encontro do tecido com as bordas do molde, fonte de erro no processo de injeção devido à falta de precisão no corte do tecido. Além disso, a diferença do coeficiente de expansão térmica do molde (aço 1045) e a fibra de carbono, considerando que a temperatura inicial de processo pode ultrapassar os 80°C, gerou um espaço na região da borda que facilitou o fluxo de resina pela lateral.

Esse fenômeno, considerado intrínseco ao processo, foi compensado com a introdução do silicone testado no item anterior com a fibra de vidro.

Na Figura 6.15 foi possível verificar que a pressão no molde não sofreu alterações significativas durante todo processo. De acordo com Gourichon et. al.(LEBRUN; GAUVIN, 1996), era esperado um aumento de pressão no momento do encontro da resina com a fibra e aumentando progressivamente a pressão com o tempo. No entanto, para esse processo, a pressão apresentou uma pequena redução e depois se manteve estável. Esse comportamento pode ser atribuído a baixa viscosidade da resina a 90°C, que encontrou pouca resistência da preforma. Este ponto foi favorável, já que não houve necessidade de aumento de pressão de injeção durante o processo, fator que maximiza as chances de fenômenos como “*fiber wash out*” que altera ou desalinha as fibras, muito instáveis, na preforma.

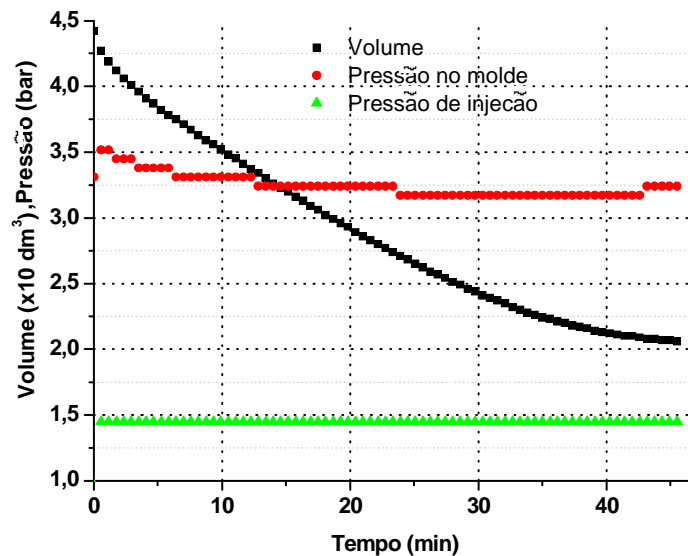


Figura 6.15 – Progresso da injeção no laminado 5 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono

Na Figura 6.16 é mostrada a placa obtida.

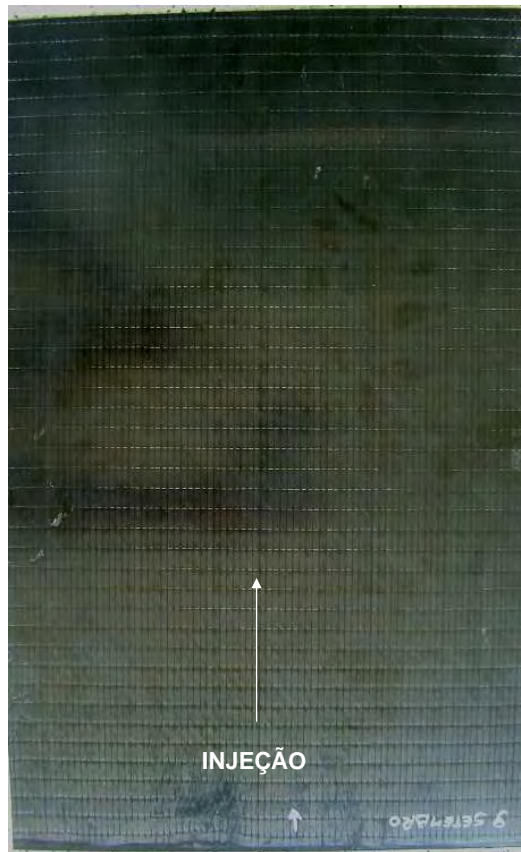


Figura 6.16 – Foto do compósito quasi-isotrópico – laminado 5

Porém foi possível verificar o fenômeno de *fiber wash-out* próxima ao início de injeção da resina, detalhado na Figura 6.16, promovido pela alta viscosidade da resina durante o início da injeção.

6.3.7 Laminado 6 - NCF

Com o efeito do caminho preferencial controlado, e observado que o comportamento da preforma na viscosidade a 90°C interferiu no começo da injeção, deixando algumas fibras desalinhadas, o passo seguinte envolveu a melhoria do processo em relação a distribuição de resina no compósito.

Neste processo empregou-se, então, a temperatura de injeção de 100°C com intenção de melhorar as condições de impregnação da fibra pela resina, de modo a evitar o desalinhamento das fibras e ter uma distribuição de resina mais homogênea.

A pressão de injeção foi outro parâmetro importante para melhorar o processo. Foi utilizada uma pressão constante até completar o processo (~1,5 bar), seguido de aumento de pressão (~2,5 bar), a qual foi mantida constante por 10 minutos.

Na Figura 6.17 verifica-se que após 60 minutos de processo, a pressão na cavidade do molde aumentou e o volume tendeu a ficar constante, um indicativo da saturação da preforma e do alcance da pressão até o final do molde.

Na Figura 6.18 pode ser verificado que houve melhoria em relação ao fenômeno *fiber wash out*, devido a diminuição de viscosidade. Este fator serviu para estabelecer o parâmetro de viscosidade para as outras placas.

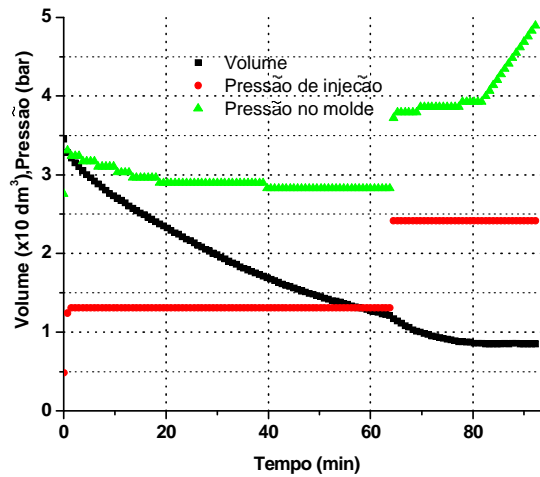


Figura 6.17 – Progresso da injeção no laminado 6 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono



Figura 6.18 – Foto do compósito quasi-isotrópico – laminado 6

6.3.8 Laminado 7 - NCF

Devido a boas características apresentadas no compósito do item 6.3.7, neste processo os mesmos parâmetros de viscosidade e pressão foram seguidos. Houve significativo aumento de pressão de injeção no início do processo, como apresentado na Figura 6.19, e uma tendência ascendente de aumento de pressão no molde, característica incomum comparando-se os últimos dois processamentos. Porém, a pressão inicial e final no molde não teve diferença em relação aos processamentos realizados anteriormente, além do tempo total de injeção permanecer constante.

O aspecto visual da peça teve algumas mudanças quanto ao brilho e a costura ficou mais exposta na superfície. Essas observações foram atribuídas à característica da matriz que posteriormente será testada quanto a extensão da cura e comparada com as curvas de DSC obtidas nos testes iniciais para obtenção do ciclo de cura.

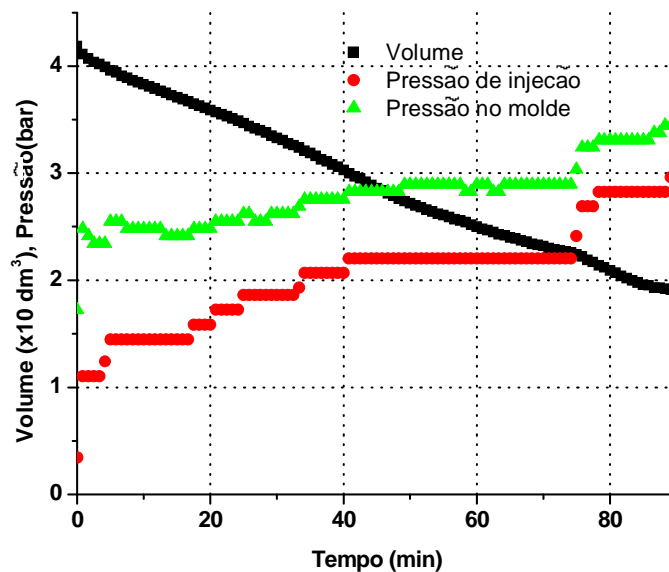


Figura 6.19 – Progresso da injeção no laminado 6 multiaxial com 5 camadas em fibra de carbono

6.4 Processamento do laminado com tecido 5HS

Nos itens seguintes será discutido o comportamento do laminado de tecido Satin Weave (5HS).

6.4.1 Laminado 1 – 5HS

Para efeito de comparação e com objetivo de obtenção de compósitos com alto desempenho mecânico, optou-se pelo processamento utilizando 10 camadas de forma a atingir a fração volumétrica de 52,4% de fibras, próxima aos 54,3% obtido para o compósito reforçado com NCF.

A evolução do processamento foi muito semelhante aos últimos 3 processos com tecido NCF, apesar da compactação ser maior neste, a pressão foi a mesma, aproximadamente 1,5 bar, como apresentado na Figura 6.20.

A arquitetura envolvida nesta injeção apresentou menor resistência à frente de resina que pode ser confirmado pelo baixo tempo de processo, cerca de 20 minutos menor que os demais processamentos que utilizaram o NCF.

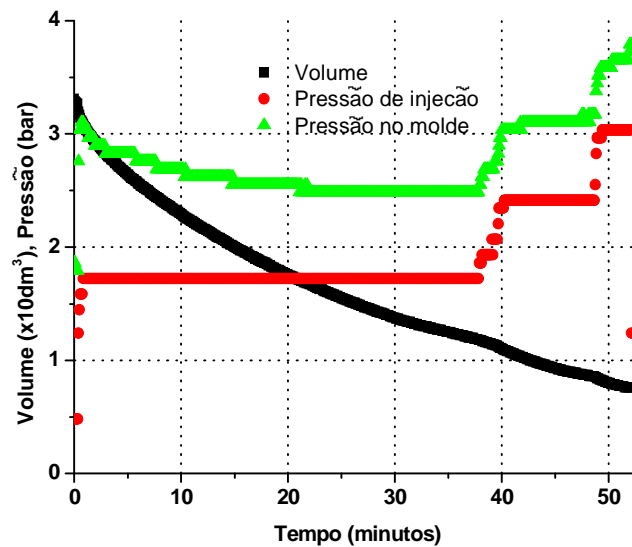


Figura 6.20 – Progresso da injeção no laminado 1 - 5HS com 10 camadas em fibra de carbono

A placa na Figura 6.21 não apresentou nenhum sinal de imperfeição superficial, somente com as bordas laterais da parte superior, com menor brilho, devido ao silicone utilizado nas bordas da preforma, que foi mantido para evitar o caminho preferencial.

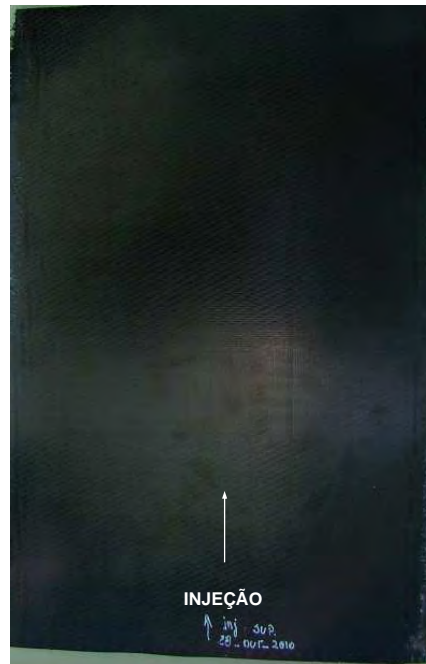


Figura 6.21 – Progresso da injeção no laminado 1 - 5HS com 10 camadas em fibra de carbono

Ao final do processo, quando foram visualizados os primeiros sinais de resina, deixou-se correr resina pela tubulação de vácuo até que toda resina ficasse homogênea sem sinais de bolha.

6.5 Inspeção por ultrassom

Aqui serão reportadas as inspeções mais relevantes dos processos de fabricação. A escala da Figura 6.22 foi utilizada como referência para análise dos mapas de atenuação utilizando o método C-scan. A escala 0% em preto representa alta atenuação ou região do material de baixa densidade, com vazios, e 100% em branco representa nenhuma atenuação ou completo retorno do eco.



Figura 6.22 – Escala de atenuação para mapas de C-scan

6.5.1 Laminado 3 - NCF

Apesar do laminado apresentar defeito visível no meio da placa, realizou-se o ultrassom para verificar a abrangência do efeito do caminho preferencial pelas bordas do compósito.

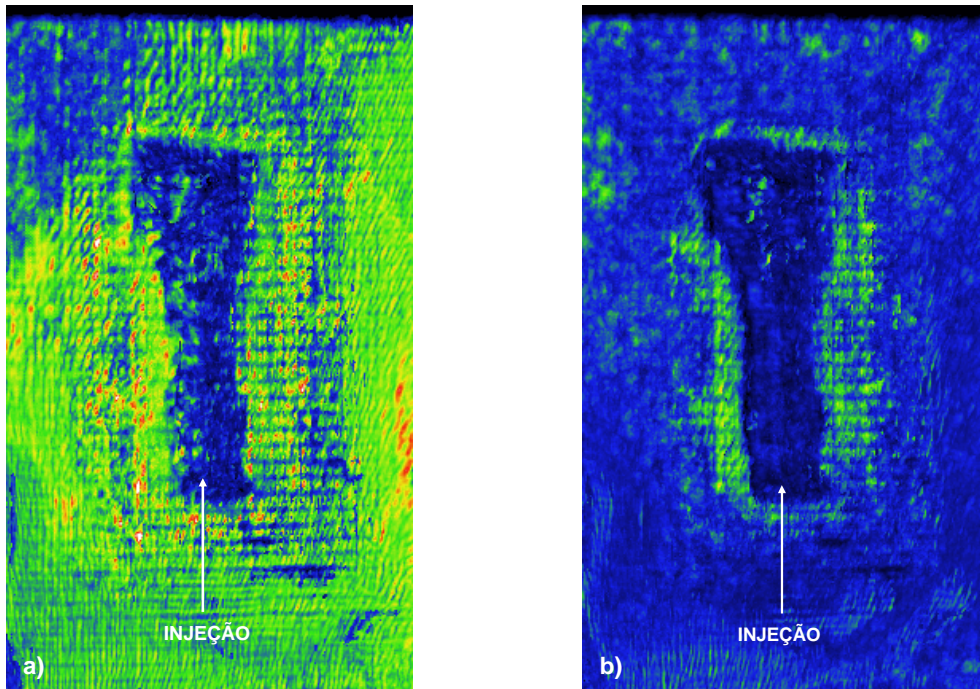


Figura 6.23 – Efeito de race-tracking detectado no ultrassom: a) gate 1; b) gate 2

Na Figura 6.23a, referente à camada localizada entre a superfície e o final da placa, verificou-se um início uniforme da impregnação, seguido por desvio do fluxo para a região de maior permeabilidade, ou seja, encontro da preforma com o molde, em coloração verde. Ao centro verificou-se a quase totalidade de atenuação.

No *Gate 2*, Figura 6.23b, referente ao eco de fundo, é mais evidente os pontos secos na região central. Durante a inspeção notou-se que muitos poros estavam abertos e a infiltração de água no local foi inevitável o que reduziu significativamente a atenuação, indicada pelos pontos verdes ao redor da região central.

6.5.2 Laminado 5 - NCF

Nas Figura 6.24a e 6.24b observou-se pouca atenuação ou maior concentração de resina no início da injeção. À medida que o fluxo avançou, ocorreu a homogeneização na impregnação da preforma, ou seja, uma melhora na distribuição de resina. Apesar da placa não apresentar pontos de vazios ou fibras secas, devido à compactação heterogênea da preforma, dando preferência a um caminho, o gradiente de pressão ao longo da placa variou, e do meio para o final da placa, observou-se um aumento gradativo da atenuação. Essa observação pode ser explicada como falta de alcance da pressão devido à distância do bico injetor até o final da placa.

A distribuição irregular de resina no sentido longitudinal da injeção pode ser verificada comparando-se os resultados de atenuação A-scan das Figuras 6.25 detalhes a e b. Ficou evidente uma maior atenuação no detalhe b, o que pode corresponder a uma atenuação padrão ou ideal da proporção resina/fibra. Já o detalhe a, com forte influência do bico injetor, pode se caracterizar por bolsas de resina que atenuam pouco o sinal.

Visualmente, o laminado apresentou sinais de empenamento devido a falta de simetria entre as laminas de $\pm 45^\circ$, isso refletiu no deslocamento dos picos do gráfico A-scan.

Ao se analisar o sinal no sentido transversal em relação à injeção, verificou-se uma frente de propagação paralela permitindo ajustes na pressão de injeção sem desalinhamento da frente e, conseqüentemente, evitou-se o aprisionamento de ar no processo.

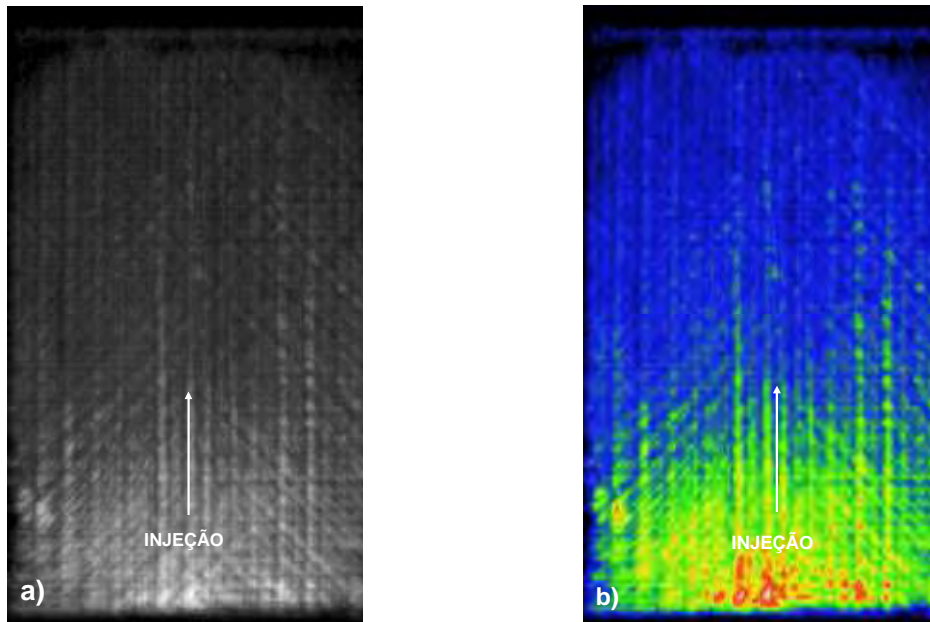


Figura 6.24 – C-scan do laminado 5: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1

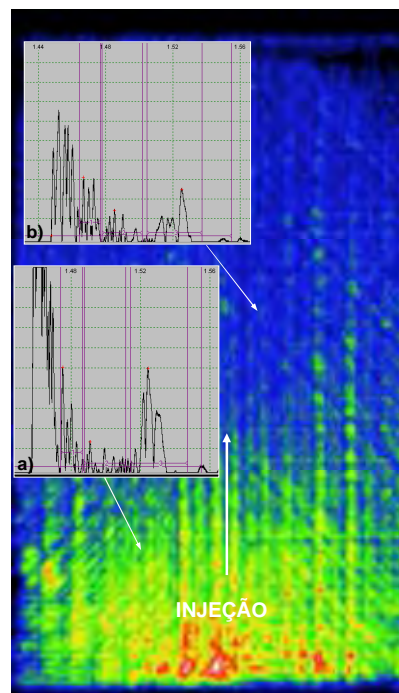


Figura 6.25 – Sinais de A-scan do laminado 5

6.5.3 Laminado 6 - NCF

Conforme descrito nos resultados do item 6.3.7., optou-se por melhorar o ganho na atenuação, principalmente do meio para o final da injeção aplicando-se maior pressão. Houve uma melhora significativa na região com a maior atenuação, Figura

6.26a e 6.26b, porém, a área próxima a injeção foi fortemente influenciada pela pressão, tendo pequena atenuação.

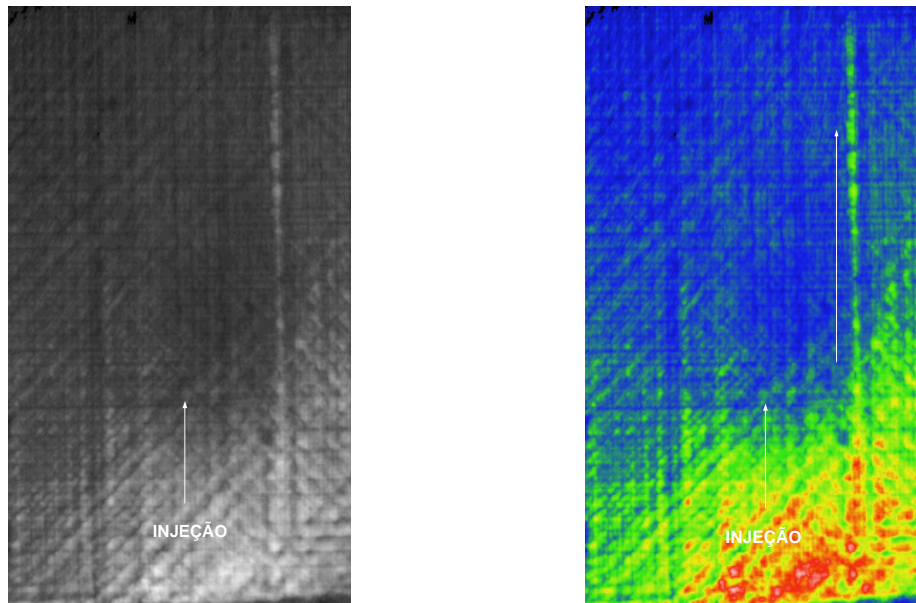


Figura 6.26 – C-scan do laminado 6: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1

A seta da Figura 6.26b indica caminho preferencial de resina em atenuação verde, esse tipo de caminho preferencial pode ser falha no espaçamento da camada a 0° , algumas delas identificadas na superfície do tecido antes do *lay-up*.

Apesar de apresentar um mapa de atenuação heterogêneo, com diferença de atenuação de até 70%, detalhes da Figura 6.27a e 6.27b, ainda não foi possível afirmar que a região com alta atenuação apresentou vazios, pois a região de baixa atenuação, próximo à injeção passou por um tempo maior sob influência da resina, permitindo a saturação.

A atenuação ideal foi identificada por ensaios complementares, como determinação de fração volumétrica dos constituintes por digestão ácida, além do desempenho em ensaios mecânicos.

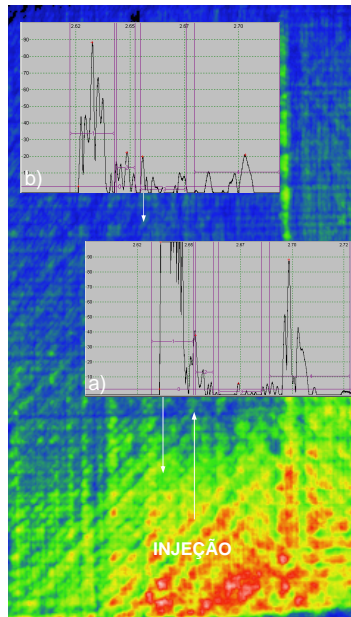


Figura 6.27 – Sinais de A-scan do laminado 6

6.5.4 Laminado 7 - NCF

O laminado 7, Figura 6.28, processado nas mesmas condições que o laminado 6, apresentou o mesmo nível de atenuação comparado com o laminado 6, Figura 6.26. Um fator que diminuiu a atenuação, Figura 6.28b indicado pelas setas, é o empenamento da placa que diminui a distância do transdutor comparando-se outras regiões da placa, porém ainda percebe-se grande influência do local de injeção na atenuação.

Os vértices da placa devem ser considerados como defeitos, já que se notou um espalhamento de silicone naquela área que impediu a passagem de resina.

O transdutor de 2,25 MHz côncavo foi empregado nessa placa na tentativa de minimizar o efeito do empenamento mencionado anteriormente.

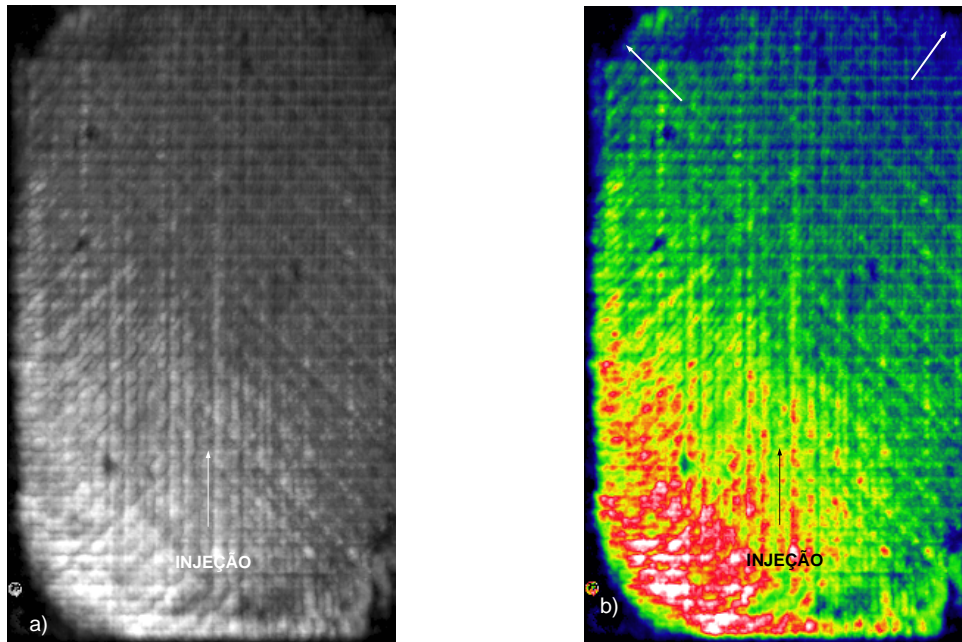


Figura 6.28 – C-scan do laminado 7: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1

Com a mudança do transdutor minimizou-se o efeito do empenamento como pode ser visto na Figura 6.29. Sem essa interferência a impregnação resultante apresentou distribuição homogênea e alguns defeitos superficiais foram detectados, pontos pretos na imagem de C-scan indicando alta atenuação.

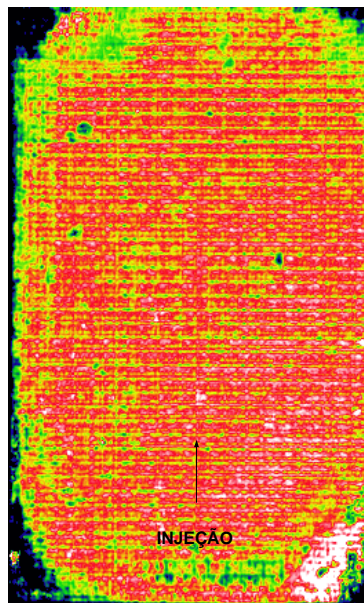


Figura 6.29 – Sinais de A-scan do laminado 7

6.5.5 Laminado 1 – 5HS

Obteve-se a mesma tendência de impregnação comparando-se com a arquitetura NCF, com forte influência da pressão no início da placa, Figura 6.30b, e com a atenuação aumentando para o final da placa.

Defeitos, 100% de atenuação em preto, podem ser visualizados somente nas bordas onde há presença de silicone que impediu a passagem de resina.

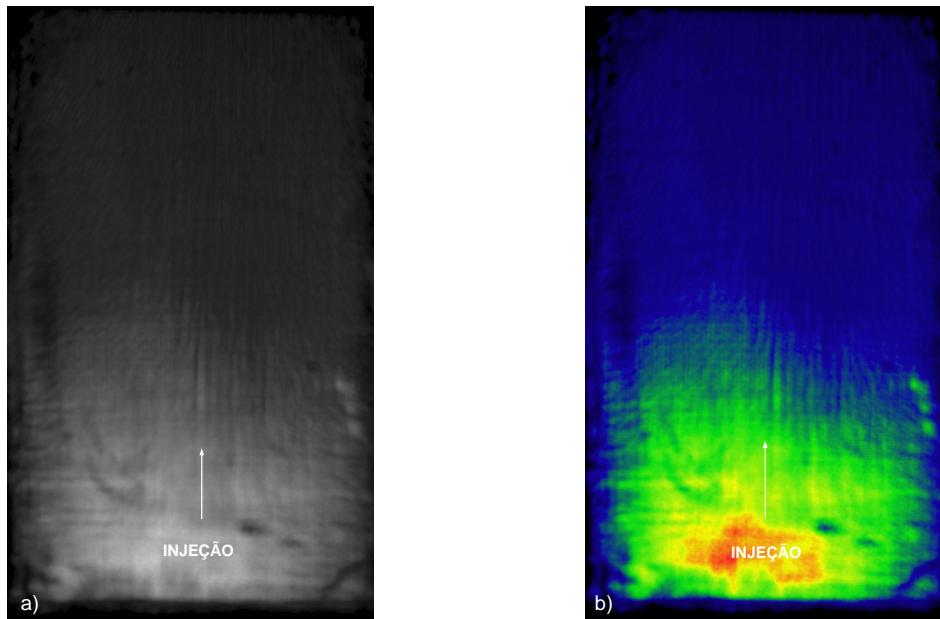


Figura 6.30 – C-scan do laminado 1-5HS: a) gate 1 em escala de cinza ; b) gate 1

Conforme comentado nas discussões das duas placas anteriores, o transdutor de 10 MHz mostra perfeitamente a influência da injeção, mas também sofre interferência da planicidade da placa, considerando que as mesmas apresentaram empenamento. A Figura 6.31 apresenta dois campos de atenuação bem distintos: um na região perto da injeção que apresentou baixa atenuação na superfície e no eco de fundo; e outro mais afastado com ambas atenuações altas.

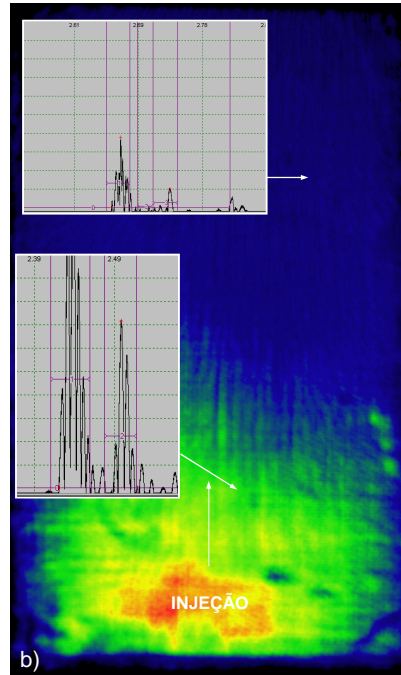


Figura 6.31 – Sinais de A-scan característico do laminado 1-5HS

Com transdutor de 2,25 MHz é possível visualizar na Figura 6.32, pode ser observada uma grande concentração de resina no início da placa, associada a uma maior atenuação devido a menor densidade da resina comparada com a fibra. Foram também observados uma diminuição na atenuação ao final da placa e um possível defeito, indicado pela seta.

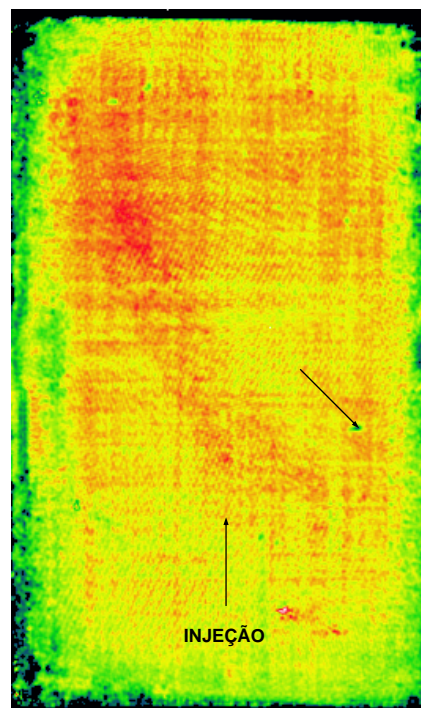


Figura 6.32 – C-scan com transdutor de 2.25 MHz do laminado 1-5HS

6.6 Análise de fração volumétrica

6.6.1 Laminado 5 - NCF

A fração volumétrica de fibras, Tabela 6.1, correspondeu ao valor teórico apresentado na metodologia para as 5 camadas, a fração volumétrica de vazios apresentou um valor médio dentro das expectativas para o processo RTM, porém com uma alta dispersão que pode ser atribuída a metodologia de análise que pode ser comparada ao obtido por microscopia óptica, Anexo 3.

Tabela 6.1 – Resultados de fração volumétrica do laminado 5

cdp	V_v(%)	V_m(%)	V_v(%)
3	55,13	44,07	0,80
9	59,07	38,26	2,67
19	52,10	48,54	-0,64
21	58,47	39,14	2,39
23	53,60	46,32	0,07
V_{médio}	55,67	43,27	1,06
Desvio	3,03	4,47	1,44
Min.	52,10	38,26	-0,64
Máx.	59,07	48,54	2,67

Os resultados na Tabela 6.1 mostram os valores de fração volumétrica de amostras retiradas do laminado 5. As amostras foram retiradas da mesma placa em regiões localizadas na faixa de 70% a 80% de atenuação e na faixa de atenuação mais baixa de 40% a 60%, considerada de maior impregnação, conforme C-scan da Figura 6.24b.

A baixa relação de poros com as duas regiões de atenuação induz a interpretação do caminho adequado da resina durante o processamento. Esse fato permitiu o prosseguimento da produção das outras placas com poucas alterações no processamento e a continuidade das caracterizações nessas últimas.

6.7 Análise térmica do compósito

6.7.1 Termogravimetria

Com a intenção de verificar a estabilidade térmica do compósito, esta análise foi realizada com retirada das amostras perto da borda, onde há mais desvios na proporção entre fibra e resina o que apresentou algumas variações no percentual em massa de fibras, Figura 6.33. A massa remanescente é referente à fibra de carbono.

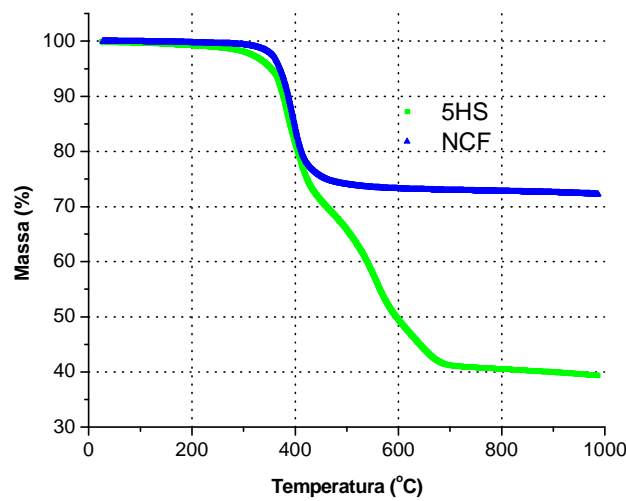


Figura 6.33 – Termogravimetria dos laminados NCF-6 e 5HS-1

Foi iniciada a degradação dos compósitos na temperatura de 275°C, Figura 6.34 indicada pela seta. No compósito 5HS o segundo pico é referente a vestígios de silicone utilizado para evitar *race-tracking* nas bordas, já que as amostras foram retiradas das bordas.

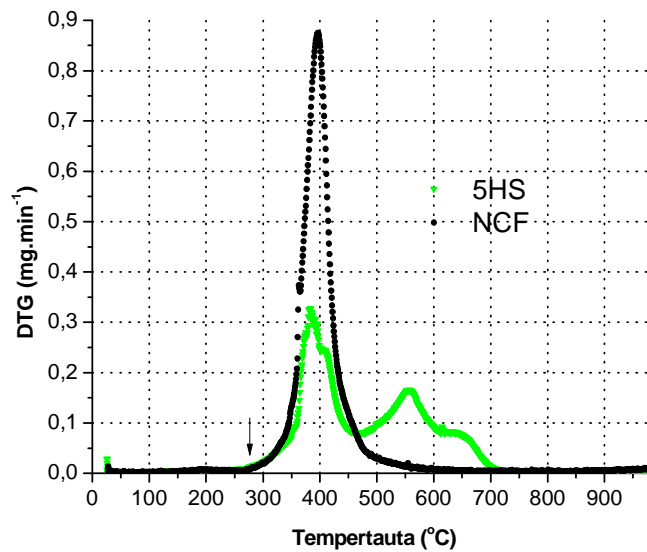


Figura 6.34 – DTG dos laminados NCF-6 e 5HS-1

6.7.2 Análise térmica dinâmico-mecânica (DMA)

Foi encontrada uma T_g de 170°C , pelo módulo E' , um pouco abaixo do especificado pelo fabricante, 191°C (Anexo 2). Esse comportamento pode ser atribuído, principalmente, a irregular distribuição de calor durante a cura, pois no processo foi considerado um desvio de temperatura durante a cura de $\pm 10^{\circ}\text{C}$.

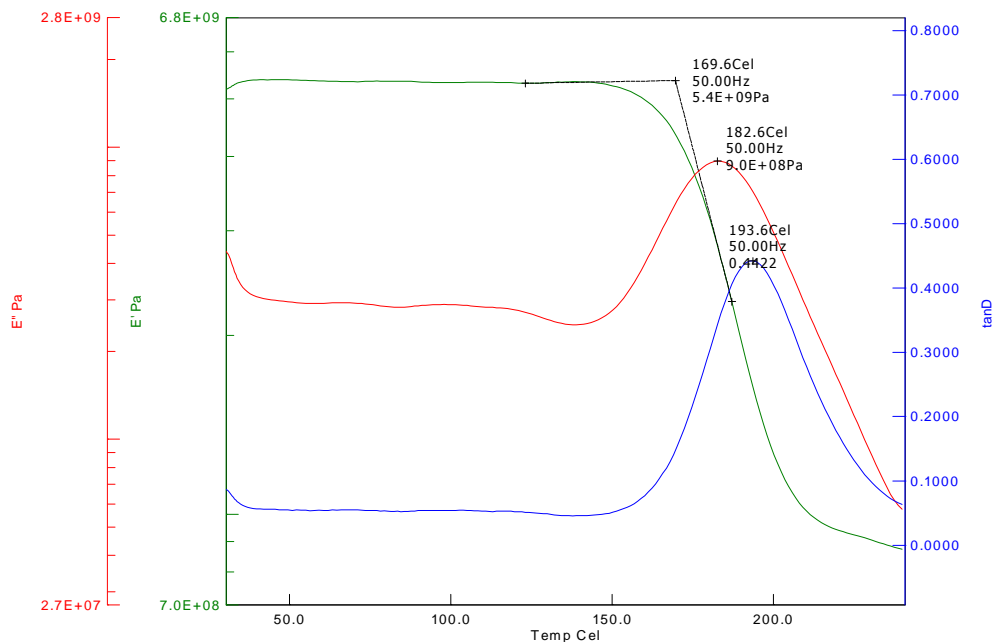


Figura 6.35 – DMA do laminado 6 – NCF com frequência de 50Hz

Como pode ser visto na Figura 6.36, a T_g se encontra na temperatura de 184°C tomada pelo módulo E' , muito próximo do especificado pelo fabricante. Essa

diferença apresentada é considerada normal, já que a variação de frequência desloca a T_g .

Outra característica a ser mencionada no laminado 1 – 5HS é o aparecimento do processo de relaxação β , indicado pela seta. Devido a alta frequência empregada, o aparecimento da relaxação é um fenômeno para dissipar o efeito de impacto dessa frequência (GABBOTT, 2008), efeito encontrado em matrizes tenacificadas.

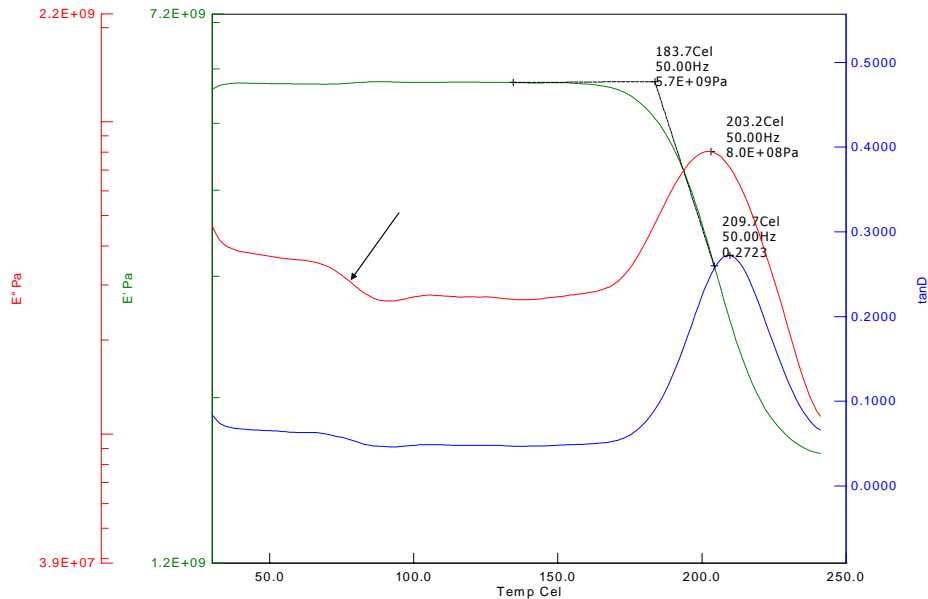


Figura 6.36 – DMA do laminado 1 – 5HS com frequência de 50Hz

6.8 Ensaio de tração

Foram realizados ensaios de tração para uma primeira análise do desempenho dos compósitos, que foram avaliados quanto aos desvios, bem quanto à comparação dos resultados de outras análises, para dar prosseguimento ao ensaio de fadiga.

De acordo com as discussões no item 6.6.1., as caracterizações seriam completadas a partir do laminado 6 – NCF e laminado 1 – 5HS, porém foi ensaiado o laminado 5 – NCF para conhecer o comportamento mecânico nas duas faixas de atenuação.

6.8.1 Laminado 5 - NCF

Os corpos de prova de tração foram retirados em locais onde as faixas de atenuação são distintas, Figura 6.37, para verificar a influência do nível de atenuação com o desempenho mecânico tanto no ensaio de tração quanto no ensaio fadiga.

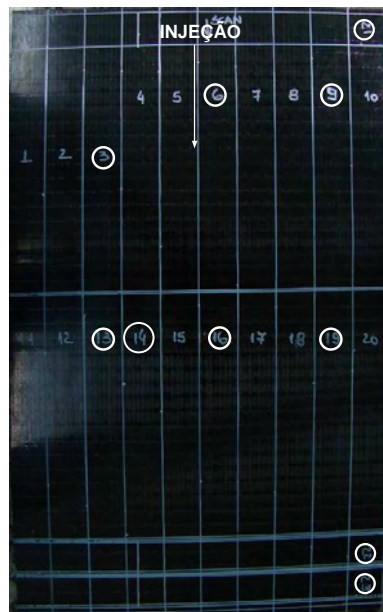


Figura 6.37 – Locais de retirada dos corpos de prova do laminado 5

Na Tabela 6.2 são apresentados os resultados de resistência à tração, que foram divididos de acordo com as regiões de alta e baixa atenuação. Foi então comparado à retirada dos corpos de prova da Figura 6.37 com o mapa de atenuação da Figura 6.24b. A região de baixa atenuação apresentou resultados significativamente maiores que os de alta atenuação, isso pode ser verificado pela maior valor da média. Além disso, a dispersão na faixa de baixa atenuação foi consideravelmente mais baixa, cerca de 16MPa.

Tabela 6.2 – Resultados de tração do laminado 5

Zonas de atenuação	Nº cdp	Resistência à tração (MPa)	Média por faixas de atenuação(MPa)	Média geral (MPa)
Baixa atenuação	21	738	745 ± 20	733 ± 31
	3	767		
	9	729		
Alta atenuação	14	700	725 ± 36	
	16	778		
	19	701		
	22	699		
	23	750		

Apesar do mapa de atenuação da Figura 6.24b ter aspecto bem heterogêneo, a princípio, pode-se considerar a faixa de baixa atenuação com uma distribuição mais uniforme de resina, já que os três resultados obtidos nesta área apresentam baixa dispersão.

6.8.2 Laminado 6 - NCF

Assim como no item anterior, os corpos de prova foram retirados de duas faixas de atenuação, que pode ser comparada as Figuras 6.38 e 6.26b, para verificar se há influência significativa da atenuação na dispersão dos resultados.



Figura 6.38 – Locais de retirada dos corpos de prova do laminado 6

Com intenção de levantar parâmetros para o ensaio de fadiga, foram realizados 3 ensaios de tração como é mostrado na Tabela 6.3.

No laminado 6-NCF os resultados tiveram uma dispersão mais baixa, como conseqüência de ajustes realizados na pressão de injeção. Considerando o ensaio de tração pouco sensível a vazios (LING et. at., 2006), pode se afirmar que houve melhora em relação ao laminado 5.

Tabela 6.3 – Resultados de tração do laminado 6

Zonas de atenuação	N° cdp	Resistência à tração (MPa)	Média (MPa)
Baixa atenuação	7	771	771 ± 4
	inj	774	
Alta atenuação	20	767	

6.8.3 Laminado 1 – 5HS

Na Figura 6.39 estão indicados os locais de retirada dos corpos de prova, que também foi separado por faixas de atenuação.



Figura 6.39 – Locais de retirada dos corpos de prova do laminado 1 – 5HS

Com os mesmos parâmetros praticados no laminado 6, o laminado 5HS apresentou baixa dispersão, Tabela 6.4. Apesar do resultado de tração testar a região sob domínio da fibra, esperava-se mais dispersão dos resultados devido as diferenças nas faixas de atenuação, Figura 6.31. Esse resultado mostra pouca influência da saturação dos cabos durante o processo de injeção no ensaio de tração.

Tabela 6.4 – Resultados de tração do laminado 1-5HS

Zonas de atenuação	N° cdp	Resistência à tração (MPa)	Média (MPa)
Baixa atenuação	1	989	970 ± 16
	2	951	
	6	975	
Alta atenuação	15	966	

6.9 Ensaio de fadiga

Com base nos resultados de tração levantados nos laminados 6-NCF e 1-5HS, procedeu-se com o ensaio de fadiga.

6.9.1 Laminado 6 - NCF

Neste laminado era esperado delaminações com baixos ciclos, devido ao acoplamento torção-flexão, comentado no empilhamento do laminado de natureza antisimétrica. Esse tipo de empilhamento gera um efeito de cisalhamento, sob tração-tração, mais severo entre as laminas causando a delaminação prematura.

A diferença do coeficiente de Poisson das laminas é outro fator importante no processo de delaminação, assim como a sequência de laminação pode agravar esse fenômeno (ASM HANDBOOK, 2005). O encontro das laminas à $\pm 45^\circ$ no plano médio do laminado 6 – NCF leva ao aparecimento de tensões de cisalhamento. No caso de um laminado simétrico o encontro seria de $45^\circ/45^\circ$, o que não geraria esse agravante.

Na Figura 6.40 é possível determinar o limite de resistência à fadiga do laminado 6 - NCF que está perto de 50% da resistência à tração. Como esperado, a curva S-N para o compósito apresentou um forma mais retilínea quando comparado com curvas em metais.

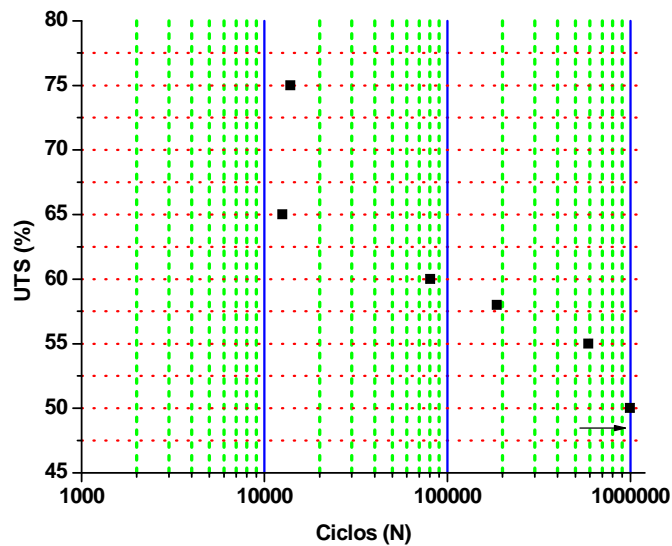


Figura 6.40 – Curva S-N do laminado 6 – NCF

O problema exposto acima pode ser visualizado na Tabela 6.5 com a porcentagem da vida em delaminação em relação ao total de ciclos do compósito.

A matriz tem um papel importante nessa situação como suportar a diferença de carga entre as lâminas ou absorver a energia envolvida no processo (CIOFFI et. Al., 2010), mas nesse caso a severidade dessas cargas, devido a seqüência de laminação, diminuiu muito o percentual mencionado, principalmente em alto ciclo. Normalmente esse percentual é encontrado a 20% da vida em fadiga (ASM HANDBOOK, 2005).

Tabela 6.5 – Numero de ciclos até delaminação e ruptura para o laminado 6-NCF

cdp's	% Resistência à tração	S(MPa)	Ciclos para Ruptura (N)	Ciclos para Delaminação (N)	Delaminação/ Ruptura
1	75	578	13815	7500	54,3%
2	65	500	12520	8550	68,3%
4	60	462	80341	13000	16,2%
6	58	447	185528	16000	8,6%
5	55	423	589424	23000	3,9%
3	50	385	998000	83000	8,3%

6.9.2 Laminado 1 – 5HS

Com a falta de simetria mais reduzida, comparado com a montagem do laminado NCF, o laminado 5HS teve seu início de delaminação em ciclos mais altos.

O intervalo de fadiga do laminado 5HS ficou em 126MPa, menor que o intervalo de 193MPa do NCF. Esse menor intervalo do 5HS pode ser atribuído a delaminações a altos ciclos que prolonga a vida do compósito, o que reflete na maior

resistência a fadiga em 62% da resistência a tração do 5HS quando comparado com 50% para do NCF.

As duas arquiteturas de laminados discutidos até aqui apresentaram em comum o fenômeno de delaminação.

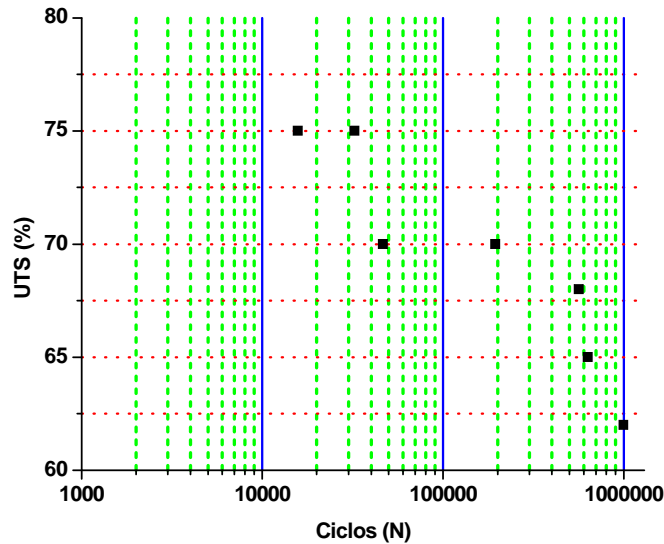


Figura 6.41 – Curva S-N do laminado 1 – 5HS

O efeito da delaminação também foi severo no laminado 5HS, mas pode-se atribuir esse efeito a fragilidade da matriz. Portanto, houve contribuição tanto da falta de simetria, muito pouco comparada ao NCF, quanto da matriz. Os valores da delaminação na Tabela 6.6 traduzem bem a diferença entre os materiais.

Tabela 6.6 – Numero de ciclos até delaminação e ruptura para o laminado 1 – 5HS

cdp's	% Resistência à tração	S(MPa)	Ciclos para Ruptura (N)	Ciclos para Delaminação (N)	Delaminação/ Ruptura
3	75	727	32372	22810	70,5%
11	75	727	15707	-	-
4	70	679	46450	25000	53,8%
12	70	679	194287	34500	17,8%
8	68	660	560000	87700	15,7%
7	65	630	632472	80000	12,6%
13	62	601	1039000	100000	9,6%

6.10 Ensaio de flexão

6.10.1 Laminado 6 - NCF

Os resultados de flexão podem ser examinados comparando-se os locais de retirada dos corpos de prova na Figura 6.34.

A resistência à flexão, Tabela 6.7, não pode ser correlacionada com as faixas de atenuação, devido à falha por compressão na parte interna da barra, comum neste tipo de ensaio, com alguns corpos de prova sofrendo. Este fato é associado à natureza antisimétrica do laminado, que propicia um maior desalinhamento das fibras durante o ensaio.

Tabela 6.7 – Resultados de flexão do laminado 6-NCF

Zonas de atenuação	cdp	Resistência à flexão (MPa)	Média por atenuação (MPa)	Média geral (MPa)	Modulo de flexão (GPa)	Média por atenuação (GPa)	Média geral (GPa)
Baixa	1F	883	796 ± 125	787 ± 89	30,7	29,4 ± 2,3	28,9 ± 2,9
	2F	922			31,9		
	3F	711			27,0		
	4F	670			28,1		
Alta	5F	717	778 ± 50	787 ± 89	26,0	28,5 ± 3,8	28,9 ± 2,9
	6F	761			26,8		
	7F	835			27,3		
	8F	799			34,0		

Com relação ao módulo de flexão, pode-se observar uma tendência em relação às faixas de atenuação, podendo ser correlacionada em relação ao nível de saturação ou percentual de vazios. No entanto, observando-se a dispersão das duas faixas pode-se considerar um material com comportamento mecânico homogêneo.

6.10.2 Laminado 1 – 5HS

Diferentemente do laminado NCF, o 5HS apresenta uma maior simetria o que evitou uma flambagem prematura e, conseqüentemente, uma menor dispersão foi atingida nos resultados de resistência à flexão.

Comparando-se as faixas de atenuação na Tabela 6.8, é possível inferir que as duas regiões apresentam o mesmo comportamento, quanto à resistência à flexão. Até

esse ponto, os níveis de saturação discutidos nos mapas de ultrassom não apresentaram influência significativa nos resultados de ensaios estáticos.

Tabela 6.8 – Resultados de flexão do laminado 1-5HS

Zonas de atenuação	cdp	Resistência à flexão (MPa)	Média por atenuação (MPa)	Média geral (MPa)	Modulo de flexão (GPa)	Média por atenuação (GPa)	Média geral (GPa)
Baixa	1F	784	758 ± 42	776 ± 44	26,7	28,6 ± 5,0	27,7 ± 3,6
	2F	716			35,6		
	3F	728			24,0		
	4F	803			28,0		
Alta	5F	756	794 ± 43		26,6	26,7 ± 1,8	
	6F	806			25,3		
	7F	849			29,4		
	8F	764			25,6		

Quanto ao percentual de vazios pelo compósito, estima-se que a distribuição é homogênea pela análise tanto da resistência quanto pelo módulo de elasticidade e também comparando-se o mapa de ultrassom da Figura 6.32.

6.11 Fractografia - tração

Aspectos macro e microscópico das fraturas foram abordados neste item para entendimento dos mecanismos de nucleação e propagação de trincas.

6.11.1 Laminado 5 – NCF

As fraturas nesse laminado foram predominantemente de modo explosivo (XGM), classificação ASTM 3039, como pode ser observado na Figura 6.42.



Figura 6.42 – Macrografia do corpo de prova número 14

Foram realizadas análises fractográficas em dois corpos de prova da mesma região de atenuação, Figura 6.33 corpos de prova 14 e 16, porém com resultados de tração bem distintos, conforme verificado na Tabela 6.2.

O objetivo dessa análise foi investigar e verificar os padrões de cada fratura de forma a corrigir ou minimizar a causa dos efeitos de desvios no ensaio em questão.

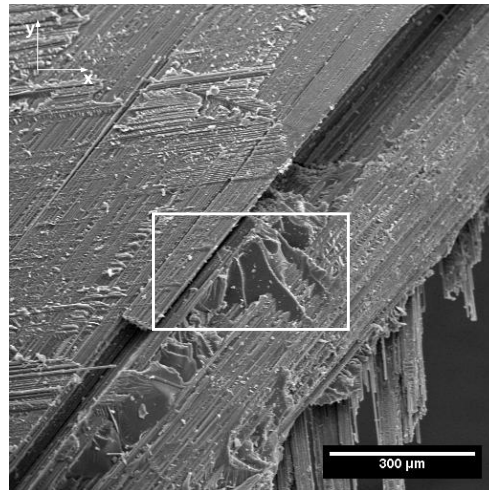


Figura 6.43 – Aspecto geral da fratura do corpo de prova 14 – ampliação 100x

Nas camadas intermediárias (interna ao laminado), Figura 6.43, há traços de matriz da lâmina a 0° aderida a superfície da lâmina de 45°; este tipo de falha interlaminar é muito factível de acontecer devido à diferença do coeficiente de Poisson entre as lâminas o que gera cisalhamento interlaminar (JONES, 1999).

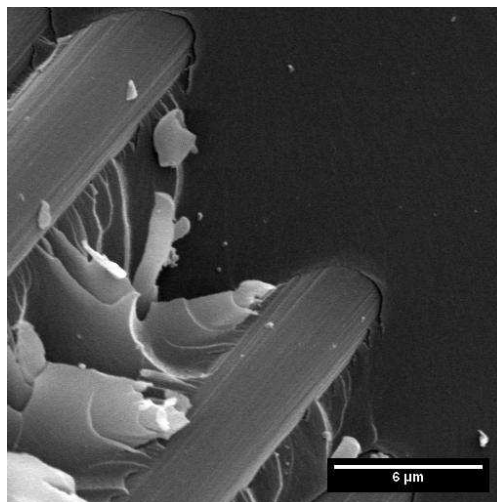


Figura 6.44 – Excesso de resina do corpo de prova 14 – ampliação 5000x

O excesso de resina indicado no detalhe da Figura 6.44 retrata bolsões indesejáveis, pois compromete a ligação com as camadas vizinhas e sobrecarrega as fibras vizinhas na lâmina.

A ocorrência de *hackles* nas interfaces das lâminas, Figura 6.45, foram freqüentes o que demonstra processos de cisalhamento durante o ensaio de tração, levando a perda de rigidez do laminado devido às delaminações prematuras.

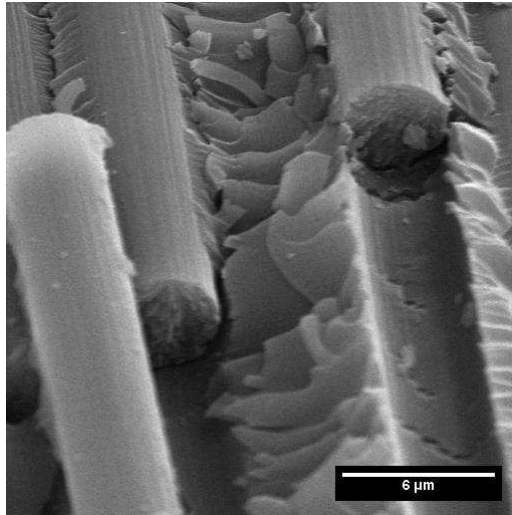


Figura 6.45 – Padrões de *hackles* do corpo de prova 14 – ampliação 5000x

Na secção de fratura, Figura 6.46, não foi localizada nenhum vazio evidente proveniente da volatilização da resina durante o processo. A face lisa nesta secção indica fragilidade da matriz e as marcas de rio mostram o caminho percorrido pela trinca.

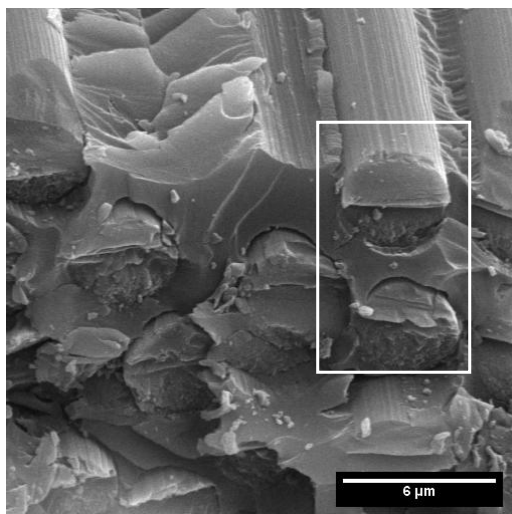


Figura 6.46 – Secção da fratura do corpo de prova 14 – ampliação 5000x

Cabos solicitados com diferentes esforços podem ser observados como no detalhe da Figura 6.47, na qual se observam fibras com superfícies de fratura diferentes no mesmo cabo, sugerindo esforços de tensão e compressão.

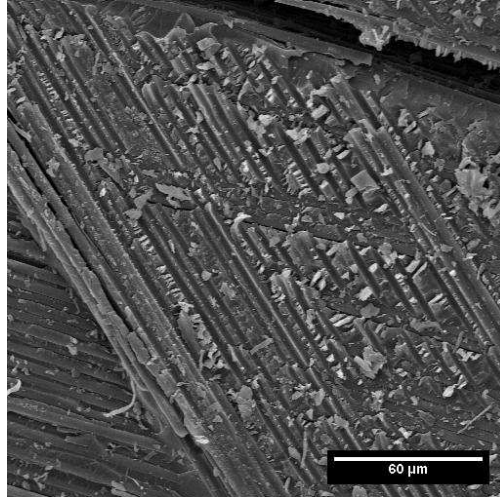


Figura 6.47 – Fratura com *hackles* predominantes no corpo de prova 16 – ampliação 500x

Fraturas mais uniformes sem excesso de resina como os da Figura 6.47 podem ser visualizadas no corpo de prova 16; neste ocorreu predominantemente esforço de cisalhamento.

O valor de tração mais elevado, resultante do corpo de prova 16, pode ser atribuído à observação anterior, já que características de fragilidade, detalhe da Figura 6.48, podem ser observadas também no corpos de prova 14.

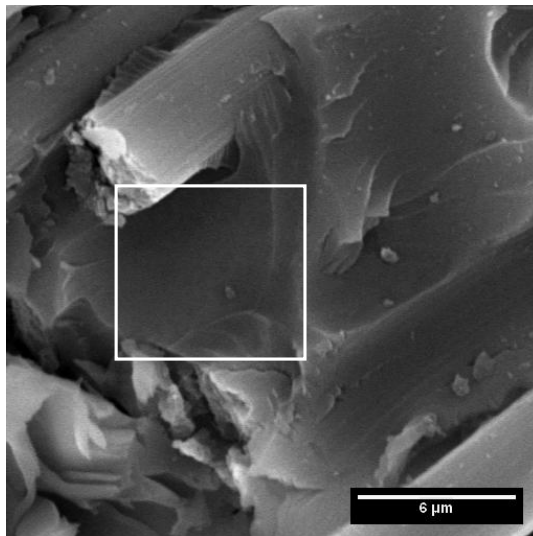


Figura 6.48 – Fratura com *hackles* predominantes no corpo de prova 16 – ampliação 5000x

Muitas fraturas ocorreram por falha coesiva da matriz, e uma interface forte pode ser observada em ambas amostras (14 e 16), exemplo desse tipo de fratura pode ser visualizado na Figura 6.49, indicadas pelas setas.

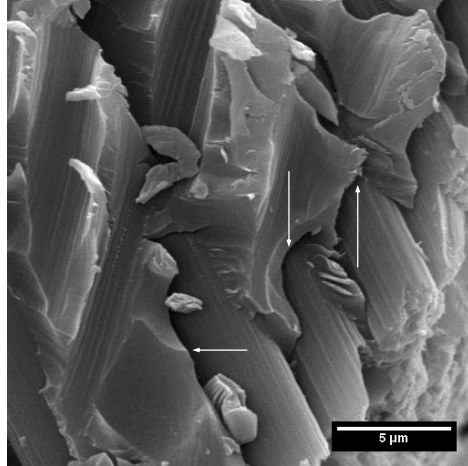


Figura 6.49 – Fratura com *hackles* predominantes no corpo de prova 16 – ampliação 5000x

6.12 Fractografia - fadiga

6.12.1 Laminado 6 – NCF

Conforme comentado nos gráficos S-N, a degradação da rigidez do material foi devido ao efeito da delaminação, que gera uma fratura bastante heterogênea, como pode ser visto na Figura 6.50.

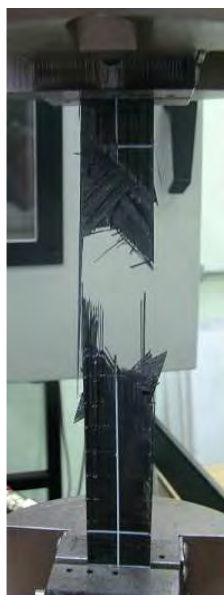


Figura 6.50 – Fratura em fadiga do cdp 1-NCF à 75%

O processo de fadiga gera o mesmo padrão de fratura nas três zonas de transição da curva S-N: baixo ciclo; médio ciclo e alto ciclo. Esses padrões podem ser observados nas Figuras 6.51, 6.52 e 6.53.

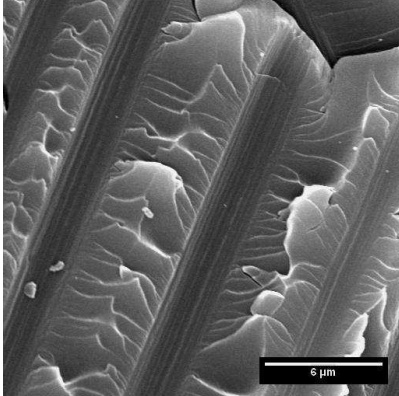


Figura 6.51 – Fratura em baixo ciclo do cdp 1 NCF-5000x

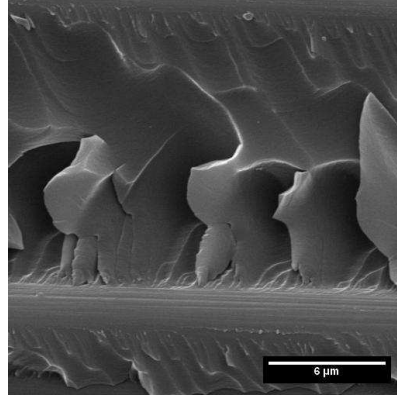


Figura 6.52 – Fratura em médio ciclo do cdp 6 NCF-5000x

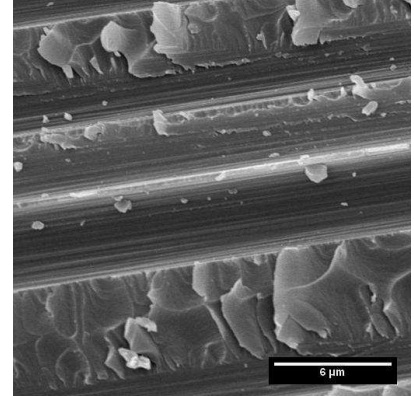


Figura 6.53 – Fratura em alto ciclo do cdp 5 NCF-5000x

Nas fraturas é muito comum encontrar *cusps* que são formações perpendiculares as fibras na região da matriz. Além disso, a fratura interlaminar na matriz ocorre de modo frágil, devido ao tipo de tensão aplicada (GILCHRIST et. al., 1995). Nas micrografias mencionadas o processo de cisalhamento foi comum o que gerou esses padrões, na Figura 6.54 é possível ver o processo de formação numa área rica em resina.

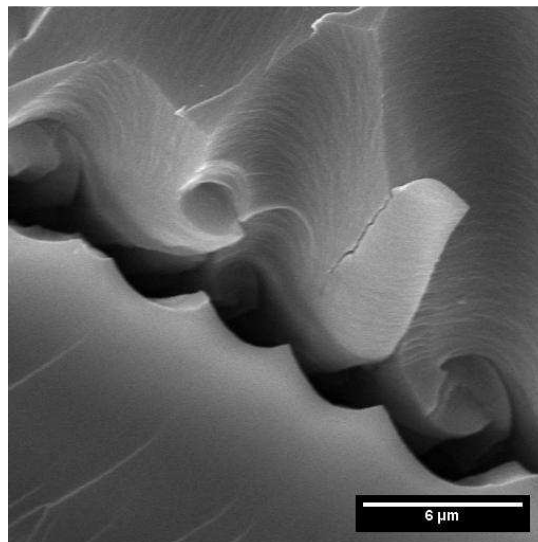


Figura 6.54 – Formação de cusps em baixo ciclo cdp1 NCF – 5000x

6.12.2 Laminado 1 – 5HS

Do mesmo modo que o laminado NCF, o 5HS teve sua rigidez comprometida, com efeito da delaminação, como pode ser visto na Figura 6.55.



Figura 6.55 – Fratura em fadiga do cdp 3-5HS à 75%

Os mesmos padrões de fratura eram esperados nesse laminado, devido ao processo de delaminação que ocorre em baixos ciclos mesmo em tensões baixas. Nas Figuras 6.56 e 6.58, em baixo e alto ciclo respectivamente, houve formação de *cusps*, caracterizando esforço por cisalhamento. Em médio ciclo houve uma formação não característica do efeito de cisalhamento interlaminar, Figura 6.57, e praticamente, nenhuma formação de *cusps*.

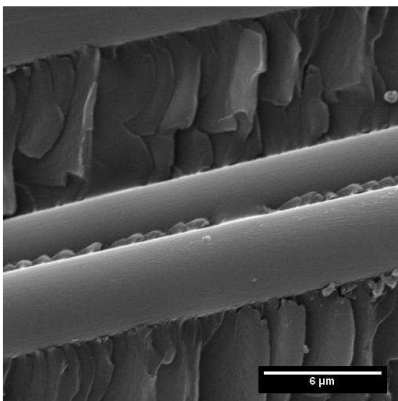


Figura 6.56 – Fratura em baixo ciclo do cdp 3 5HS-5000x

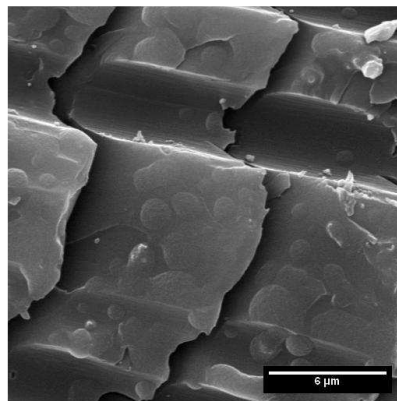


Figura 6.57 – Fratura em médio ciclo do cdp 12 5HS-5000x

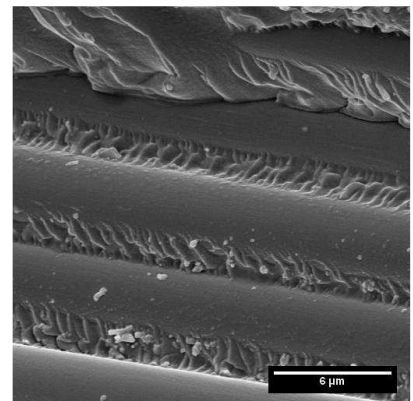


Figura 6.58 – Fratura em alto ciclo do cdp 8 5HS-5000x

É possível perceber considerável deformação plástica com formação de *hackles* maiores a baixo ciclo na Figura 6.56, que pode ser explicado pela alta amplitude de tensão, em contraste com os *hackles* menores da Figura 6.58, produzidos com baixa amplitude de tensão e gerando longa vida (COSTA, 2009).

Na Figura 6.59 é possível visualizar com mais detalhes o padrão de fratura do corpo de prova 12 em médio ciclo. Nota-se que é material pertencente a matriz e que fundiu após o arrancamento da fibra no processo de fadiga. De outro modo, se já tivesse material aderido a essa superfície a adesão seria fraca e a delaminação ocorreria mais rapidamente.

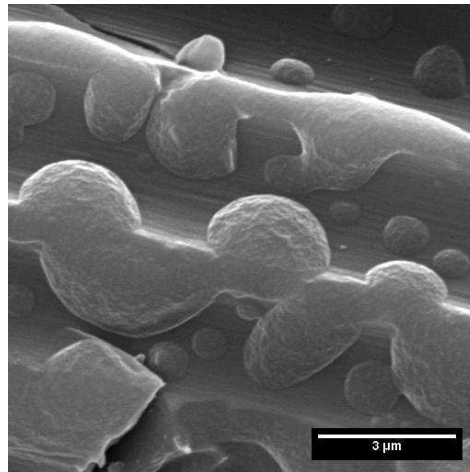


Figura 6.59 – Fratura em médio ciclo do cdp 12-5HS-x10000

A predominância desse tipo de fratura não afetou o desempenho em fadiga, já que apresentou número de ciclos esperado na curva S-N e delaminação à 17,8% da vida em fadiga.

Como os corpos de prova analisados foram todos retirados da mesma placa e o ciclo de cura foi o mesmo, esse caso especial de fratura pode ser algum material termoplástico com baixa temperatura de amolecimento ($\leq 50^{\circ}\text{C}$). Para ciclos a 10Hz a temperatura não ultrapassa os 50°C e sinais de trinca na matriz evidenciam que a resina está curada.

7 CONCLUSÃO

Para obtenção dos laminados 5 e 6 com arquitetura NCF, foi necessária pouca mudança nos parâmetros de injeção. A viscosidade foi diminuída em 75 mPa.s que, em termos de temperatura de injeção, significa um aumento de 10°C em todo sistema, representando uma redução na pressão de injeção de aproximadamente 0,5 bar, eliminando os sinais de *fiber wash out* no início da injeção.

Um importante fator na melhora do processo foi a adequação do sistema de vácuo que proporcionou uma leitura real do vácuo empregado, assim como a mudança de 100 mbar para 500 mbar para a adequação na remoção de bolhas sem volatilização da resina.

Os parâmetros ajustados para o processamento da placa com arquitetura NCF foram suficientes para a produção de uma placa com arquitetura de tecido tramado (5HS), com o tipo de poro ou permeabilidade maior para este tipo de tecido, conseguiu-se menor tempo de processamento.

Os painéis de compósitos NCF e 5HS apresentaram boa homogeneidade na distribuição de resina, considerando a análise por ultrassom com transdutor de 2,25 MHz. Com relação aos resultados obtidos com o transdutor de 10 MHz, há influência da pressão na atenuação final, porém pouca influência nas propriedades mecânicas finais foi notada.

A análise de fração volumétrica de fibras mostrou resultados condizentes com o cálculo teórico, apresentando uma média percentual acima de 55% e baixa fração volumétrica de vazios. Esperava-se uma relação de alta atenuação com maior percentual de vazios, porém não há relação direta com essa faixa de atenuação. A concentração de vazios dispersa ao longo da placa, de acordo com os resultados da Tabela 5.1, sugerem que há microporos não detectáveis por ultrassom que pode ser consequência de volatilização de pequenas moléculas durante a cura da resina.

Com o exposto acima, pode-se afirmar que o caminho percorrido pela resina sem macroporos (*entrapped air*) foi bem sucedido.

Os resultados de tração do laminado 5 tiveram uma dispersão um pouco acima do estimado pela ASTM 3039. Conseguiram-se correlacionar os resultados de tração

com as faixas de atenuação, sendo a região de baixa atenuação correspondente aos resultados de menor dispersão e, os de maior atenuação, àqueles de maior dispersão.

Algumas evidências na análise fractográfica mostram que baixos resultados de tração foram consequência de excesso de resina na região intralaminar e ainda revelaram uma matriz com características de fratura frágil, apresentando falha coesiva.

O ciclo de cura empregado no processo garantiu as propriedades especificadas pelo fabricante e comparadas com a caracterização na análise por DMA.

A resistência à fadiga para o NCF foi inferior quando comparada com o 5HS. Esse fato é atribuído ao percentual de fibras maior na direção da solicitação do esforço no 5HS e a melhor simetria do mesmo, que permite uma maior rigidez em ciclos mais altos.

A caracterização por flexão revelou uma deficiência no empilhamento, o que gerou uma dispersão alta, o que comprometeu a análise da influência de vazios no ensaio.

BIBLIOGRAFIA

ADURIZ, X. A.; LUPI, C.; BAILEUL, J. L.; SOBOTKA, V.; LEDUC, D.; BOYARD, N.; LEFERVE, N.; LE BOZEC, C.; CHAPELEAU, X.; DELAUNAY, X.; BOISROBERT, C. Fibre Optics Sensors Applied to Resin Transfer Moulding (RTM) in Aeronautic: Composite Materials Process Optimization. **Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering**, p.6189, 2006.

ADVANI, S. G., SOZER, E.M. Process Modeling in Composites Manufacturing. **Comprehensive Composite Materials.** , v.2, p.807-844, 2003.
ASM HADBOOK. Fatigue and Fracture. **ASM International**, v.9, 2005.

ASTM 2580-07. Standard Practice for Ultrasonic Testing of Flat Panel Composites and Sandwich Core Materials Used in Aerospace Applications.

ASTM D3039 - 06. Standard Test Methods for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Material.

ASTM D3479 - 07. Standard Test Methods for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Materials.

ASTM D4065 – 06. Standard practice for plastics: Dynamic Mechanical Properties: Determination and Report Procedures.

ASTM D790 - 03. Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials.

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

BOYER, R. R. An overview of the use of titanium in the aerospace industry. **Materials Science and Engineering: A**, v.13, p.103-114, 1996.

BRYAN, H. **Fatigue in Composites.** First Edition, CRC, Cornwall – England, 2003, 4p.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** 5 ed, LTC, São Paulo, 2002, 359 p.

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

CESARI, F.; DAL RE, V.; MINAK, G.; ZUCHELLI, A. Damage and residual strength of laminated carbon–epoxy composite circular plates loaded at the centre. **Composites: Part A**, v.38, p.1163, 2007.

CIOFFI, M.O.H., VOLPIANO, G., VOORWALD, H.J.C., RESENDE, M.C. Carbon non-crimp multi-axial reinforcement and epoxy monocomponent system composite: fatigue behavior. **Procedia Engineering**, v.2, p.341-348, 2010.

CIOFFI, M.O.H., VOORWALD, H.J.C., SHIINO, M.Y, RESENDE, M.C. **Advances in Mechanical Engineering Research**. Nova Publisher, v.3, 2010.

COSTA, MPY. **Fadiga em Titânio Aeronáutico Revestido por PVD**. 2009. 123f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

ENGINEERED MATERIALS HANDBOOK. **Composites. An introduction to composites**. *ASM International*.v.1, p.27-34.

FERABOLI, P., KEDWARD, K., T. Four-point bend interlaminar shear testing of uni- and multi-direcional carbon/epoxy composite systems. **Department of Mechanical and Environmental Engineering, University of California, Santa Barbara, US**, February 2003.

GABBOTT, P. **Principles and applications of thermal analysis**. Blackwell Publishing, USA, 2008.

GAO, S. L., MADER, E., ZHANDAROV, S. F. Carbon Fibers and Composites with Epoxy Resins: Topography, Fractography and Interphases. **Carbon**, v.42, p.515 – 529, 2004.

GAGEL, A; LANGE, D.; SCHULTE, K. On the relation between crack densities, stiffness degradation, and surface temperature distribution of tensile fatigue loaded glass-fibre non-crimp-fabric reinforced epoxy. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v.37, p.222-228, 2006.

GARCIA, J.A., GASCON, L., CHINESTA, F. A flux limiter strategy for solving the saturation equation in RTM process simulation. **Composites: Part A**, v.41, p.78-82, 2010.

GEIER, M.H. **Quality Handbook for Composite Material**. First Edition, Chapman & Hall, UK, 1994.

GILCHRIST, M.D., KINLOCH, A.J., METHEWS, F.L. Mechanical performance of carbon-fibre and glass-fibre-reinforced epoxy I-beam: II. **Fractographic failure observations**, p.1031-1045, 1996.

GILCHRIST, M.D., SVENSSON, N. A fractographic analysis of delamination with multidirectional carbon/epoxy laminate. **Composites Science and Technology**, p.195-207, 1995.

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

HENEKE, E. G. II. **Destructive and Nondestructive Tests. In: Composites. Metals** Park, OH:ASM, *Engineered Materials Handbook*, v.1, 1987, 778p.

HEXCEL COMPOSITES. Disponível em : < http://www.hexcel.com/NR/rdonlyres/E0673BEE-E90F-45D1-A1CB-0AF4CD8CBD71/0/HexFlow_VRM34.pdf >. Acesso em: 2 de Março de 2009.

HULL, D., CLYNE, T. W. **An Introduction to Composite Materials.** Cambridge Solid State Science Series, 1996.

JANG, J., SHIN, S. Toughness improvement of tetrafunctional epoxy resin by using hydrolysed polyether imide. **Polymer**, v.36, n.6, p.1199-1207, 1995.

JENG, C. C., CHEN, M. Flexure failure mechanisms in injection-moulded carbon. **Institute of Materials Science and Engineering**, National Sun Yat-Sen University. Kaohsiung, Taiwan 80424, ROC, March 2000.

JONES, R. M. **Mechanics of composite materials.** 2 ed, Taylor and Francis Inc., United States of America, 1999.

LEBRUN, G., GAUVIN, R. Experimental investigation of resin temperature and pressure during filling and curing in a flat steel RTM mould. **Composites Part A**; v.27A, p.347 – 355, 1996.

KASAP, S. O., YANNAKOPOULOS, S., MIRCHANDANI, V., HILDEBRANDT, J. R. Ultrasonic Evaluation of Thermal Fatigue of Composites. **Transactions of the ASME**, v.114, 1992.

KAWAI, M., KOIZUMI, M. Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/epoxy laminates at room temperature. **Composites: Part A**, v.38, p.2342–2353, 2007.

LI, J., ZHANG, C., LIANG, R., WANG, B. Statistical characterization and robust design of RTM process. **Composites: Part A**, v.36, p.564-580, 2005.

MANGALGIRI, P. D. Composite materials for aerospace application. **Bull. Master. Sci**, v.22, p.657-664, 1999.

LING, L., BO-MING, Z., DIAN-FU, W., ZHANG-JU, W. Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. **Composite Structures**, p.303-309, 2006.

MATIZKANIN, G. A., YOLKEN, H. T. Techniques for the nondestructive evaluation of polymer matrix composites. **The AMMITIAC Quarterly**, v.2, n.4.

MATTHEWS, F.L., RAWLINGS, R.D. **Composite materials: Engineering and science**. CRC, Cambridge, England, 2006.

MATTSON, D., JOFFE, R.; VARNA, J. Methodology for Characterization of Internal Structures Parameters Governing Performance in NCF Composites. **Composites Part B: Engineering**, v.38, p.44-57, 2007.

MELO, J.D.D., RADFORD, D.W. Time and temperature dependence of the viscoelastic properties of CFRP by dynamic mechanical analysis. **Composite Structures**. p.240-253, 2005.

MIL-A-22771D/1984. **Military Specification. Aluminum Alloy Forgings, Heat Treated**.

MIL-HDBK-17-1F. **Composite material handbook**. Department of defense handbook, v.1.

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.

MUJICA, F.; CARBAJAL, M.; ARRESE, A.; MONDRAGON, I. Determination of tensile and compressive moduli by flexural tests. **Department of Mechanical Engineering**, Polytechnical University College, University of Basque Country, Plaza Europa, 1, 20018, San Sebastián, Spain, 2006.

MUJICA, F. On the difference between flexural moduli obtained by three-point and four-point bending tests. **Department of Mechanical Engineering**, Polytechnical University College, University of Basque Country, Plaza Europa, 1, 20018, San Sebastián, Spain, 2005.

NAKAI, M., ETO, T. New aspect of development of high strength aluminum alloy for aerospace applications. **Materials Science and Engineering A**, v.285, p.62-68, 2000.

NETO, F. L.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais: Ciência e Tecnologia**. 1 ed, Editora Edigard Blucher, São Paulo, 2006.

OGASAWARA, T.; AIZAWA, S.; OGAWA, T.; ISHIKAWA, T. Sensitive strain monitoring of SiC fiber/epoxy composite using electrical resistance changes. v.67, p.955, 2007.

PANDITA, S. D., HUYSMANS, G., WEVERS, M., VERPOEST, I. Tensile fatigue

behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis direction. **Composites: Part A**, v.32, p.1533-1539, 2001.

PEARCE, N., GUILD, F., SUMMERSCALE, J. A study of the effects of convergent flow fronts on the properties of fibre reinforcement composites produced by RTM. **Composites Part A**, v.29A, p.141 – 152, 1998.

PEGORETTI, A., VOLPE, C.D., DETASSIS, M., MIGLIARESI, C. Thermo-mechanical behaviour of interfacial region in carbon fibre/epoxy composites. **Composites Part A**, v.27A, p.1067-1074, 1996.

PIPES, R. B. **Nondestructive evaluation and flaw criticality for composite material**. American Society for Testing and Material, 1979.

PLASTECH. Disponível em: < <http://www.plastech.co.uk/Mtrtm.html> >. Acesso em 2 de março de 2009.

REVISTA VEJA. Editora Abril, edição 2175, ano 45, v. 30, 2010.

REVISTA NEWSWEEK. The Washington Post Company, July 26, 2010.

REZENDE, M. C., BOTELHO, E. C. **Uso de Compósitos estruturais na indústria aeroespacial. Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v10, p.4-10, 2000.

RUDD, C. D., TURNER, M. R., LONG, A. C., MIDDLETON, V. Tow placement studies for liquid composites moulding. **Composites: part A**, v.30, p.1105-1121, 1999.

RUIZ, D., TROCHU, F. Numerical analysis of cure temperature and internal stresses in the thin and thick RTM parts. **Composites: Part A**, v.36, p.806-826, 2005.

TEWFIC, T. SARHADI, M. Novel folding device for manufacturing aerospace composite structures. **Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering**, v.4192, p.212-221, 2000.

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.

VERREY, J., WAKAMEN, M.D., MICHAUD, V., MANSON, J.A.E. Manufacturing cost comparison of thermoplastic and thermoset RTM for an automotive floor pan. **Composites: Part A**, v.37, p.9-22, 2006.

WAN, Y. Z.; WANG Y. L.; HUANG, Y.; HE, B. M., HAN, K. Y. Hygrothermal

aging behaviour of VARTMed three-dimensional braided carbon-epoxy composites under external stresses. **Composites: Part A**, v.36, p.1102-1109, 2005.

WOO, E. M., MAO, K. L. Interlaminar Morphology effects on fracture resistance of amorphous polymer-modified epoxy/carbon fibre composites. **Composites: part A**, v.27, p.625-631, 1996.

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

WILLY, A. M.; JOSÉ, R. M. Comparação do Comportamento à Flexão com Restrições à deflexão de Placas de Compósitos de Matriz Polimérica Epoxídica em Função do Tipo de Fibra de Reforço. **Associação Brasileira de Polímeros**, São Carlos, SP, Brasil, 2003.

YE, L., LU, Y., SU, Z., MENG, G. Functionalized composite structures for new generation airframes: a review. **Composites Science and Technology**, v.65, p.1436-1446, 2005.

ZHOU, F., ALMS, J., ADVANI, S.G. A closed form solution for flow In dual scale fibrous porous media under constant injection pressure conditions. **Composites Science and Technology**, v.68, p.699-708, 2008.

ANEXOS

Anexo 1



Multi-Axial Fabric Data Sheet

Product : **MCX0401270** Style : **Quadraxial**

Description : **580GSM/90°-45°0°+45°/IMS 5131 24K/1270mm**

Layer	AF	Fibre	Nominal Weight (gsm)	Tolerance
90°	999	IMS 5131 24K	145	± 5 gsm

Stabilisation thread 0°	N/A	Spacing 0°	N/A
Stabilisation thread 90°	N/A	Spacing 90°	N/A
Stitching Fibre	PE 80Dtex	Pattern	Chain
Liner (upper)	N/A	Liner (lower)	MCX0391270

Tolerances/Testing/Frequency			
Check	Test Method	Nominal	Tolerance.
"All-up" Mass	001/2/8	580	± 18 gsm
Width	003	1270	- 0 + 10
"Layer" Mass	001/2/8	See Above	See Above
"Stitch" Mass	001/2/8	See Above	See Above
"Stabilisation" Mass	001/2/8	See Above	See Above
Check	Test Method	Maximum	
Weft Bow	006	20 mm/mt width	
Warp Bow	007	3 mm/mt length	
Nominal Length (metres)		#NAME?	
Construction	012	Verify	
Thickness	011	Verify	

Test Methods details refer to information

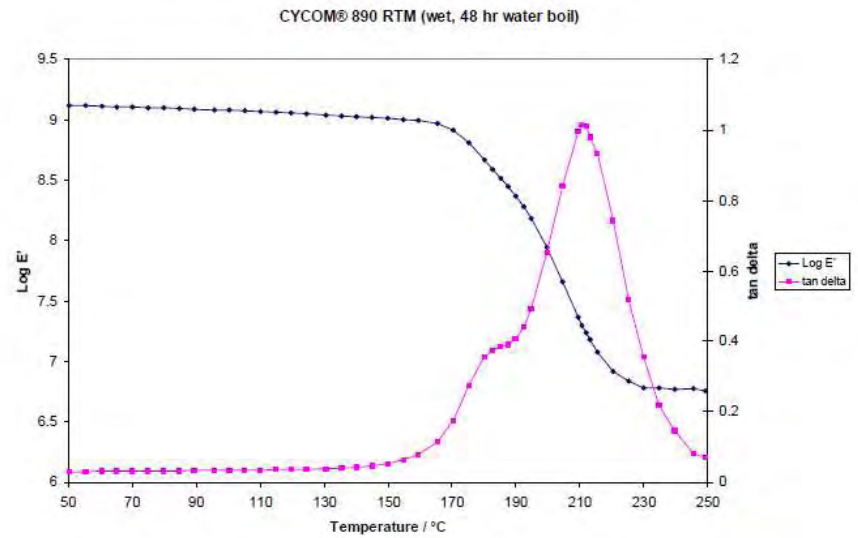
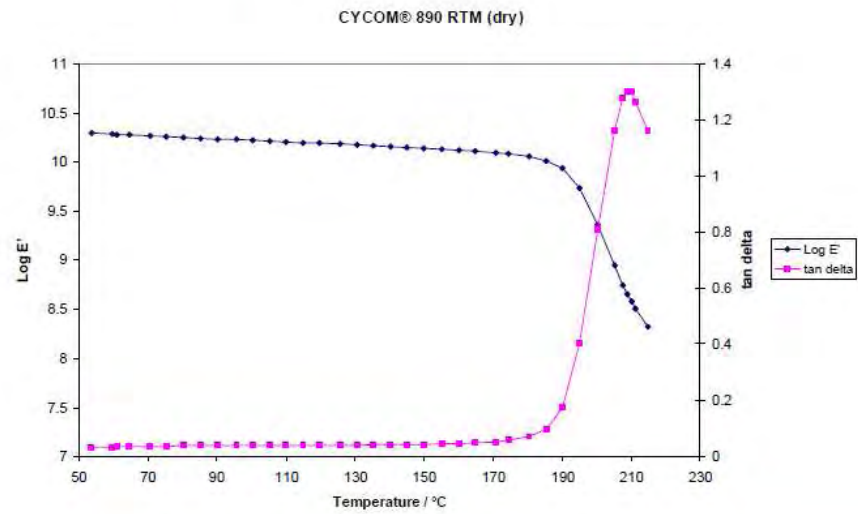
Anexo 2

CYCOM® 890 RTM

Page 4 of 9

D.M.T.A. DATA

For neat resin casts cured for 2 hours @ 180°C (355°F)
See page 5 for Tg values derived from these curves



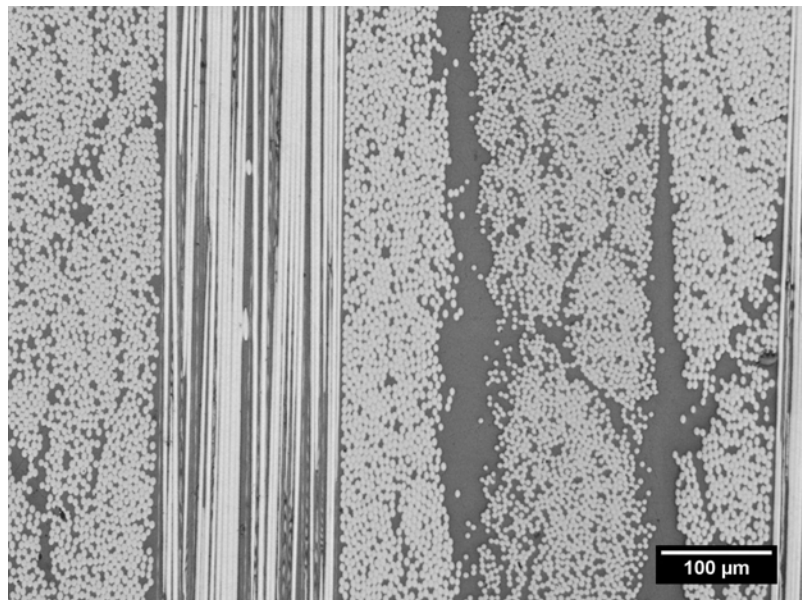
This information is provided for informational purposes only and without legal responsibility. Users are expected to perform adequate verification and testing to ensure that materials meet required specifications.

Anexo 3 - Análise de fração volumétrica de vazios por microscopia óptica

Esta técnica complementa as análises realizadas por digestão ácida do estudo da fração volumétrica de vazios no laminado 5 NCF. Foi realizada uma análise em cada região da placa – baixa e alta atenuação.

Foi utilizada uma ampliação de 100 vezes em um microscópio óptico modelo NIKON EPIPHOT 200 do DMT/FEG/UNESP. O processamento de imagem para separação das fases foi realizado com programa de domínio publico *IMAGE J*.

Foram utilizadas um total de 10 imagens, como a ilustrada abaixo, para obtenção da fração volumétrica de vazios.



Na Tabela abaixo seguem os valores obtidos para cada corpo de prova.

Amostras	cdp 1	cdp 16
1	0,037	0,01
2	0,062	0,01
3	0,292	0,12
4	0,034	0,17
5	0,023	0,07
Média	0,09	0,08
Desvio	0,11	0,07