

LUÍS FLÁVIO BALIEIRO GALVÃO

A INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE CURA NAS PROPRIEDADES DO
COMPÓSITO ESTRUTURAL CARBONO/EPÓXI FABRICADO VIA VARTM:
PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO

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

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Maria Odila Hilário Cioffi

Guaratinguetá
2012

Galvão, Luís Flávio Balieiro.

G139i A influência do processo de cura nas propriedades do compósito estrutural carbono/epóxi fabricado via VARTM: processamento e caracterização/ Luís Flávio Balieiro Galvão. – Guaratinguetá : [s.n.], 2012.

79 f : il.

Bibliografia: f. 72-78

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012.

Orientadora: Prof^a Dr^a Maria Odila Hilário Cioffi

1. Materiais compostos I. Título

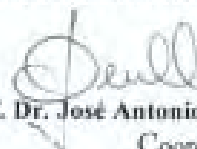
CDU 620.168(043)

LUIS FLÁVIO BALIEIRO GALVÃO

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

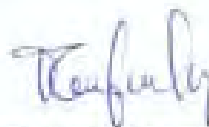


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



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



Prof. Dr. TESSIE GOUVEA DA CRUZ
UFRRJ



Prof. Dr. MIRABEL CERQUEIRA REZENDE
AMR/IAE/CTA

DADOS CURRICULARES

LUÍS FLÁVIO BALIEIRO GALVÃO

NASCIMENTO	08.09.1981 – GUARATINGUETÁ / SP
FILIAÇÃO	Emilio Carlos Galvão Darci Teixeira Balieiro Galvão
1996/1998	Curso Técnico em Mecânica, no Colégio Técnico Industrial de Guaratinguetá.
2001/2006	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2007/2009	Curso de Especialização em Gestão da Produção, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2010/2012	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

...à minha esposa Renata Faria e aos meus pais Emilio Carlos
Galvão e Darci Teixeira Balieiro Galvão.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo;

à minha orientadora, Prof.^a Dr.^a Maria Odila Hilário Cioffi, pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho;

à minha esposa Renata Cristina de Oliveira Faria, pelo amor, apoio, paciência e muito incentivo;

à minha família, em especial meus pais Emilio Carlos Galvão e Darci Teixeira Balieiro Galvão, por apoiarem minhas decisões e terem me dado a oportunidade de estar aqui;

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

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

ao Professor Edson Cocchieri Botelho e à técnica Ana Carolina Pereira de Freitas, pela colaboração nas análises térmicas;

ao INPE, na pessoa de Maria Lucia Brison de Mattos, pelo apoio na realização das análises por microscopia eletrônica de varredura.

“Se não existe possibilidade de fracasso,
então a vitória é insignificante.”

(Robert H. Schuller)

GALVÃO, L. F. B. **A influência do processo de cura nas propriedades do compósito estrutural carbono/epóxi fabricado via VARTM: processamento e caracterização.** 2012. 62f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

A indústria de transporte como um todo tem intensificado sua busca por materiais e processos de fabricação que atendam as necessidades de redução de custo e peso. Esta busca entretanto deve estar correlacionada ao aumento da resistência mecânica e da produtividade de peças cada vez mais complexas. Desta forma, o processo de infusão de resina líquida como a Moldagem por Transferência de Resina Assistida por Vácuo (VARTM) vem se destacando, em especial na indústria aeronáutica, como um meio de produção destas peças. O presente trabalho visa avaliar comparativamente laminados processados pelo método VARTM polimerizados de diferentes formas, onde um dos laminados foi polimerizado em uma estufa e outro polimerizado por meio do aquecimento do molde de infusão. Cada um dos laminados possuía três espessuras, e foram produzidos com resina epóxi bi-componente e tecido *plain weave* de fibra de carbono. Para a determinação dos parâmetros de processamento, a resina foi caracterizada quanto ao comportamento térmico. Para avaliar a presença de defeitos (poros e vazios) foi utilizada a inspeção por ultrassom, a digestão ácida e a porosimetria de mercúrio. Para a caracterização mecânica, foram utilizados os ensaios de resistência à tração, cisalhamento no plano e cisalhamento interlaminar, com posterior análise fractográfica. Os laminados produzidos tiveram suas propriedades térmicas avaliadas pela análise dinâmico-mecânica. Os resultados destas análises mostraram uma baixa influência do processo de cura sobre as propriedades dos compósitos produzidos e uma limitação na utilização do VARTM para produção de laminados com elevada espessura.

PALAVRAS-CHAVE: VARTM, compósito estrutural, compósito carbono/epóxi.

GALVÃO, L. F. B. Cure process influence on the structural properties of the composite carbon / epoxy manufactured via vartm: processing and characterization. 2012. 62f. Thesis (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

The transportation industry has intensified materials research and manufacturing processes development in order to reduce cost and weight, linked to increase mechanical strength and reproducibility of complex parts. In this regarding the liquid resin infusion process such as Vacuum Assisted Resin Transfer Molding (VARTM) has been highlighting, specially for the aircraft components. The present work aims to compare two composites laminates processed in different cure program. One of them was cured in an oven and other one by heating the manufacturing mold using electrical resistance. Each laminate was manufactured with three thickness using a bi-component epoxy resin and plain weave carbon fiber fabric, processed by VARTM. For choose process parameters the resin thermal behavior was conducted. In order to evaluate the presence of defects (voids and poros) ultrasonic inspection, acid digestion evaluation and mercury porosimetry technique were used. For the mechanical characterization tensile, in-plane shear and interlaminar shear tests were used, with subsequent fractographic analysis by SEM. Laminates also had its thermal behavior evaluated by a dynamic mechanical analysis. Results showed a low influence of curing process over laminate properties and a limitation of VARTM process application to manufacture parts with a high number of plies.

KEYWORDS: VARTM, structural composites, carbon/epoxy composite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Uso percentual de compósitos estruturais avançados em estruturas de aeronaves comerciais e militares (PRADO, 2009; ILVEWICZ; HOFFMAN; FAWCETT, 2000).....	5
Figura 3.2 – Tramas: a) Tecido Cetim (<i>Satin weave</i>) b) Sarja (<i>Twill weave</i>) c) Tecido Plano (<i>Plain weave</i>).....	6
Figura 3.3 - Representação esquemática do processo de Infusão VARTM.....	9
Figura 3.4 - Princípio básico da inspeção de materiais por ultrassom - Inspeção por pulso-eco apresentada em <i>A-scan</i> (Andreucci, 2003).	15
Figura 3.5 – Imagem <i>C-scan</i> de uma peça de material compósito inspecionada pela técnica de transparência.....	16
Figura 3.6 – Modos de falha típicos – Ensaio de Resistência a Tração (ASTM D3039)	20
Figura 3.7 – Esquema de aplicação de carga para ensaio de cisalhamento planar segundo a ASTM D 3518 (2007)	21
Figura 3.8 – Esquema de aplicação de carga no ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar para laminado plano.....	22
Figura 3.9 – Modos de falha típicos ASTM D2344 (2006)	22
Figura 3.10 – Apresentação esquemática de uma curva DSC (CANEVAROLO, 2003)	24
Figura 3.11 – Modos de aplicação de carga durante análise térmica dinâmico-mecânica. (a) Flexão por três pontos, (b) Cisalhamento, (c) Compressão e (d) Tração.	25
Figura 4.1 – Fluxograma esquemático da metodologia empregada.....	27
Figura 4.2 – Esquema de empilhamento de camadas de fibra de carbono.....	28
Figura 4.3 – Posicionamento dos termopares de monitoramento	29
Figura 4.4 – Exemplo de Infusora utilizada para a fabricação das placas em VARTM	30
Figura 4.5 – Esquema de infusão	30
Figura 4.6 – Ciclo de Cura	31
Figura 4.7 – Ferramental com sistema de aquecimento acoplado.....	32
Figura 4.8 - Equipamento de ultrassom por imersão em água.	32
Figura 4.9 – Máquina Universal de Ensaio INSTRON	34
Figura 4.10 – Máquina e suporte de três apoios usado no ensaio de cisalhamento interlaminar.....	35
Figura 4.11 – Equipamento utilizado nas análises DMA.....	36
Figura 4.12 – Detalhamento da zona de extração de corpos de provas para os experimentos de DMA.	37
Figura 5.1 – Curva DSC de polimerização da Resina SC79.....	38
Figura 5.2 – Curva DSC isotérmica a 120°C.	39
Figura 5.3 – Temperaturas medidas durante o ciclo de cura em ferramental aquecido por diferentes termopares.	40
Figura 5.4 – Temperaturas medidas durante o ciclo de cura em estufa por diferentes termopares.	41
Figura 5.5 – Escala de cores – Transmissão do som.	42

Figura 5.6 – Inspeção dos laminados com 16 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.	43
Figura 5.7 – Histograma da coloração dos pixels dos laminados com 16 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.	43
Figura 5.8 – Inspeção dos laminados com 48 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.	44
Figura 5.9 – Histograma da coloração dos pixels dos laminados com 48 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.	45
Figura 5.10 – Inspeção dos laminados com 96 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.	46
Figura 5.11 – Histograma da coloração dos pixels dos laminados com 96 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.	46
Figura 5.12 – Resultado da porosimetria de mercúrio no laminados com 16 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido...48	
Figura 5.13 – Resultado da porosimetria de mercúrio no laminados com 48 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido...48	
Figura 5.14 – Resultado da porosimetria de mercúrio no laminados com 96 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido...49	
Figura 5.15 – Locais de retirada de corpos de prova de tração; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.	51
Figura 5.16 - Locais de retirada de corpos de prova de cisalhamento planar para o laminado com 16 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.	53
Figura 5.17 - Locais de retirada de corpos de prova de cisalhamento planar para o laminado com 48 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.	53
Figura 5.18 - Locais de retirada de corpos de prova de cisalhamento interlaminar para o laminado com 16 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.	55
Figura 5.19 – Modos de falha ensaio de tração a) Tipo LAT b) Tipo LMT.	57
Figura 5.20 – Aspecto da fratura dos corpos de provas ensaiados por tração a) curado em estufa b) curado em ferramental aquecido – Ampliação 2000x.	58
Figura 5.21 – Modo de falha típico apresentado durante os ensaios de cisalhamento planar.	58
Figura 5.22 – Aspecto geral da fratura dos corpos de provas ensaiados por cisalhamento planar a) curado em estufa b) curado em ferramental aquecido - Ampliação 50x.	59
Figura 5.23 – Impregnação da matriz no reforço, após fratura por cisalhamento planar a) curado em estufa b) curado em ferramental aquecido- Ampliação 2000x.	59
Figura 5.24 – Curva típica obtida após a realização do DMA – (Amostra 16E5)	60
Figura 5.25 – Curvas módulo de perda x temperatura – Laminados com 16 camadas.62	
Figura 5.26 – Curvas módulo de perda x temperatura – Laminados com 48 camadas.64	
Figura 5.27 – Curva típica obtida após a realização do DMA para as amostras 96EM1, 96FM1* e 96FM3.	66
Figura 5.28 – Curvas obtidas após a reaplicação do DMA na amostra 96EM1	68
Figura 5.29 – Curvas obtidas após a reaplicação do DMA na amostra 96FM1	68

Figura 5.30 – Curvas obtidas após a reaplicação do DMA na amostra 96FM3.....	69
Figura 5.31 – Curvas do ensaios de DSC realizadas em amostra retirada do centro da placa de 96 camadas	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1 – Resultados das análises de porosimetria de mercúrio.	47
Tabela 5.2 – Valores do percentual de vazios e de fibra em volume obtido na digestão ácida.....	50
Tabela 5.3 – Resultados dos ensaios de tração – Laminado com 16 camadas.....	52
Tabela 5.4 – Resultados dos ensaios de cisalhamento planar – Laminado com 16 camadas	54
Tabela 5.5 – Resultados dos ensaios de cisalhamento planar – Laminado com 48 camadas	54
Tabela 5.6 – Dados de resistência ao cisalhamento interlaminar – Placa 16 camadas curada em estufa.	56
Tabela 5.7 – Dados resistência ao cisalhamento interlaminar – Placa 16 camadas curada em ferramental aquecido.....	56
Tabela 5.8 – Valores da Tg em °C, para o laminado com 16 camadas, curado em Estufa.....	61
Tabela 5.9 – Valores da Tg em °C para o laminado de 16 camadas, curado em Ferramental.....	61
Tabela 5.10 – Valores da Tg em °C do laminado com 48 camadas, curado em estufa	63
Tabela 5.11 – Valores da Tg em °C do laminado com 48 camadas, curado em ferramental.....	64
Tabela 5.12 – Valores da Tg em °C para o laminado com 96 camadas curado em estufa	65
Tabela 5.13 – Valores da Tg em °C para o laminado com 96 camadas curado em ferramental.....	66
Tabela 5.14 – Valores da Tg em °C, para o laminado com 96 camadas após re-execução do ensaio de DMA.....	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
VARTM	Moldagem por Transferência de Resina Auxiliada por Vácuo
CDP	Corpo de prova
C_p	Calor específico
DMA	Análise Dinâmico Mecânica
DSC	Calorimetria Exploratória Diferencial
E'	Módulo elástico
E''	Módulo de perda
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
ABMACO	Associação Brasileira de Materiais Compósitos
RTM	Moldagem por Transferência de Resina
T_c	Temperatura de cristalização
T_g	Transição Vítrea
TGA	Termogravimetria
T_m	Temperatura de fusão

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVO.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Compósitos	4
3.1.1 Compósitos – Reforços.....	6
3.1.2 Compósitos - Matriz	7
3.2 Processamento de compósitos estruturais	8
3.2.1 Processamento de compósitos por VARTM	9
3.2.2 Principais variáveis no processo de infusão VARTM	11
3.3 Análise de defeitos dos processos de fabricação de materiais compósitos	12
3.3.1 Inspeção por varredura acústica	13
3.3.2 Porosimetria de mercúrio	16
3.3.3 Digestão ácida	17
3.4 Caracterização mecânica	19
3.4.1 Ensaio de resistência à tração	19
3.4.2 Ensaio de resistência ao cisalhamento planar.....	20
3.4.3 Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar	21
3.5 Análise térmica	22
3.5.1 Calorimetria exploratória diferencial – DSC.....	23
3.5.2 Análise térmica dinâmico-mecânica – DMA	24
3.6 Microscopia eletrônica de varredura	25
4 MATERIAIS E MÉTODOS	27
4.1 Caracterização da matriz	27
4.2 Processamento dos compósitos	28
4.3 Inspeção por ultrassom	32
4.4 Porosimetria de mercúrio	33
4.5 Digestão ácida.....	33
4.6 Ensaio de resistência à tração e ao cisalhamento no plano.....	34
4.7 Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar	35
4.8 Microscopia eletrônica de varredura	35
4.9 Caracterização térmica dos compósitos.....	35
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
5.1 Caracterização da resina	38
5.2 Fabricação do laminado através da cura em ferramental aquecido.....	39
5.3 Fabricação do laminado com cura em estufa	41
5.4 Inspeção acústica dos laminados	42
5.4.1 Inspeção por varredura acústica – Região com 16 camadas	42
5.4.2 Inspeção por varredura acústica – Região com 48 camadas	44
5.4.3 Inspeção por varredura acústica – Região com 96 camadas	45
5.5 Porosimetria de mercúrio	47
5.6 Digestão Ácida	50
5.7 Ensaio de resistência à tração	51
5.8 Ensaio de resistência ao cisalhamento planar.....	52
5.9 Ensaio de cisalhamento interlaminar	55

5.10 Análises de falha e microscopia eletrônica de varredura	57
5.11 Análise termo-dinâmico-mecânica – DMA	60
5.11.1 Laminados com 16 camadas de tecido	60
5.11.2 Laminados com 48 camadas de tecido	63
5.11.3 Laminados com 96 camadas de tecido	65
6 CONCLUSÃO.....	71
7 REFERÊNCIAS	72

1 INTRODUÇÃO

A crescente necessidade de redução de custos aliada à necessidade de propriedades mecânicas mais elevadas tem incentivado as empresas de um modo geral, a aperfeiçoar seus processos e buscar alternativas para a produção de novos produtos. Na indústria aeronáutica em especial, a busca por produtos estruturais mais leves e resistentes mecânica e termicamente, produzidos por processos de manufatura com repetibilidade e produtividade, capazes de atender aos níveis de resistência mecânica requeridos, fez com que a utilização dos compósitos se tornasse um diferencial competitivo.

Por definição, os materiais compósitos são compostos por dois (ou mais) materiais individuais, cuja integração visa atingir uma combinação de propriedades diferentes das propriedades apresentadas pelos materiais isolados, e ainda incorporar as melhores características de cada componente. Desta forma pode-se dizer que as propriedades dos compósitos vêm sendo exploradas a fim de se encontrar uma combinação que adeque suas propriedades de acordo com as necessidades de operação.

Para a Associação Brasileira de Materiais Compósitos – ABMACO (2010), a indústria brasileira em geral consumiu, no ano de 2010, cerca de 16% em peso a mais de compósitos quando comparado com 2009, mostrando a crescente aplicação destes materiais.

As necessidades e buscas na aplicação de compósitos são bastante diferentes se forem comparados os diversos setores da indústria. Enquanto a indústria automotiva busca alta produtividade e baixo custo, e a indústria aeroespacial busca predominantemente o aumento do desempenho mecânico, a indústria mecânica visa o equilíbrio entre a produtividade, custo e desempenho (MANSON, 2000).

Seguindo esta linha, a indústria aeronáutica tem buscado aumentar a utilização de compósitos em suas aeronaves, em especial os compósitos poliméricos estruturais, também denominados compósitos avançados, e com isso o campo de pesquisas e desenvolvimento nesta área tem se intensificado e novos processos de produção de compósitos têm sido utilizados.

Um dos processos que tem ganhado espaço na indústria de compósitos é o VARTM, fazendo com que a ampliação do conhecimento sobre o processamento por este método se torne imprescindível, criando assim elementos motivadores para este trabalho.

O conhecimento das particularidades do processo de infusão VARTM permite reduzir os fatores de segurança, garantindo um diferencial durante o projeto de determinado componente. Conhecer as limitações e vantagens de tal processo, quando alterada uma de suas variáveis, pode garantir um melhor controle da qualidade dos produtos produzidos, bem como adequar a utilização destes produtos, o que pode ser feito através de uma melhor escolha para a aplicação considerando as características do processo.

2 OBJETIVO

Considerando a crescente necessidade da indústria aeronáutica de ampliar o percentual de compósitos estruturais em suas aeronaves, além da busca pela otimização dos métodos de fabricação destes compósitos, o presente trabalho visa comparar as propriedades físicas e térmicas de duas amostras de compósitos (carbono/epóxi) produzidas pelo processo VARTM – (*Vacuum-Assisted Resin Transfer Molding*).

2.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência da espessura sobre as propriedades dos compósitos de matriz epóxi com reforços de fibras de carbono *plain weave* produzidos pelo processo VARTM.

Comparar as características de um laminado curado através do aquecimento do molde de infusão com as características físicas de um laminado curado diretamente em uma estufa.

2.2 Objetivo Específico

Realizar as caracterizações mecânicas, térmicas e microscópica de laminados planos produzidos com diferentes quantidades de camadas de tecidos, processadas pelo método VARTM.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Compósitos

De uma maneira genérica, o termo compósito significa a junção de dois ou mais materiais, fazendo destes materiais uma classe bastante abrangente. Segundo Mazumdar (2001), tipicamente os materiais compósitos são formados por uma matriz que envolve um reforço. As matrizes podem ser metálicas, cerâmicas ou poliméricas e os reforços são comumente aplicados em forma de fibras, partículas ou *wiskers*.

A aplicação de compósitos varia desde utensílios de uso diário, materiais esportivos e automóveis até a utilização em componentes avançados para a indústria aeroespacial. Embora mais comumente aplicado na indústria moderna, o termo compósito não é novo, pode ser observada a aplicação de materiais compósitos na construção civil de civilizações antigas (composto de barro e palha vegetal).

Considerando a indústria aeroespacial, a aplicação de compósitos teve início por volta dos anos 60, época da produção em escala industrial de fibras de carbono, boro e quartzo (REZENDE; BOTELHO, 2000; WILLIANS; STARKE, 2003). No entanto, a aplicação de forma massiva teve início nos anos 80 com grandes aportes financeiros feitos pela indústria aeronáutica da Europa e dos Estados Unidos, que visavam a aplicação de compósitos em estruturas de aviões militares e comerciais (ILVEWICZ; HOFFMAN; FAWCETT, 2000; WILLIANS; STARKE, 2003). A Figura 3.1 apresenta a evolução da aplicação de materiais compósitos nos principais fabricantes da indústria aeronáutica mundial, onde se nota uma aceleração no processo de utilização de compósitos a partir dos anos 2000.

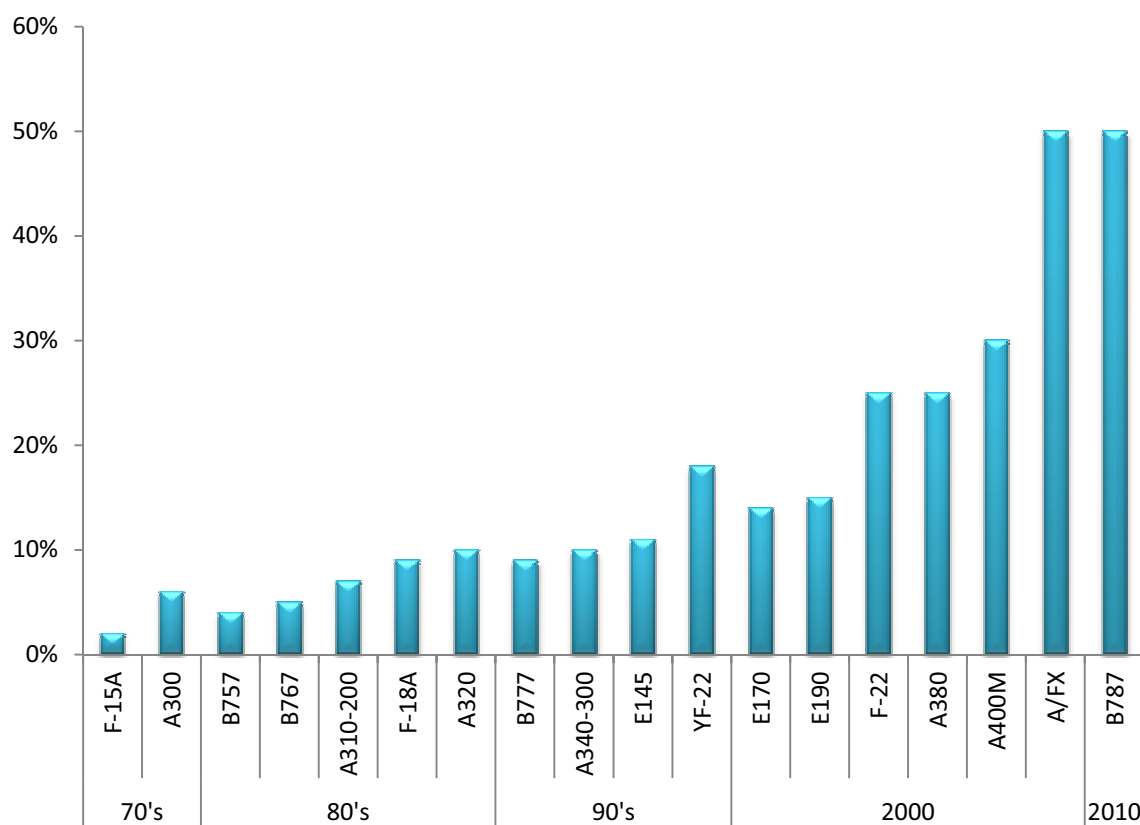


Figura 3.1 – Uso percentual de compósitos estruturais avançados em estruturas de aeronaves comerciais e militares (PRADO, 2009; ILVEWICZ; HOFFMAN; FAWCETT, 2000).

Propriedades como baixo peso, baixo coeficiente de expansão térmica, alta rigidez e resistência à fadiga fazem com que a aplicação dos compósitos avançados na indústria aeronáutica aumente continuamente, pois a redução de peso significa aumento direto de eficiência da aeronave. Os compósitos avançados utilizados na indústria aeronáutica são, em sua maioria, compósitos à base de uma matriz polimérica, reforçados conforme a necessidade de aplicação, por fibras longas de carbono, de vidro ou de aramida (CAMPBELL, 2006).

Com o aumento da necessidade de aplicação, aumenta também a necessidade por pesquisas e desenvolvimentos, inclusive com relação à demanda por novos processos de fabricação mais eficientes. Um exemplo desta evolução é o vasto número de processos de produção sendo estudados e aplicados nas aeronaves produzidas nos últimos anos. Dentre estes processos, pode-se citar o RFI (*Resin Film Infusion*), o RTM (*Resin Transfer Molding*) e o VARTM (*Vacuum Assited Resim Transfer Molding*).

3.1.1 Compósitos – Reforços

As principais funções do reforço em um compósito estrutural são suportar a carga mecânica aplicada ao compósito, prover rigidez e estabilidade ao sistema (MORGAN, 2005). Os principais reforços utilizados para a fabricação de compósitos estruturais são as fibras de carbono, de vidro e aramida. Dentre estas destaca-se a fibra de carbono, que devido às propriedades como baixa massa específica (1,7 a 2,2 g/cm³), ampla faixa de módulos (230 – 966 GPa), boa estabilidade e condutividade térmica, além de baixo coeficiente de expansão térmica e baixa resistividade elétrica (MORGAN, 2005).

As fibras de carbono são manufaturadas pela pirólise controlada de precursores em forma de fibras. Uma grande variedade de fibras precursoras pode ser utilizada para produzir a fibra de carbono, sendo as mais comuns a fibras de celulose, a poliacrilonitrila (PAN), o piche de petróleo e o alcatrão de hulha (CAMPBELL; LEVY; PARDINI, 2006).

As propriedades mecânicas dos compósitos são diretamente influenciadas pelo formato, dimensões e arquitetura dos reforços. As fibras de carbono como reforço estrutural podem se apresentar de diversas formas, sendo as mais comuns em forma de *roving*, *tapes*, mantas, pré-formas e tecidos 2D e 3D. Para a produção de compósitos poliméricos estruturais, o mais empregado atualmente são os tecidos, que podem ser encontrados em uma vasta gama de materiais, tipos de trama e gramatura. A Figura 3.2 apresenta os principais tipos de trama de tecidos utilizados na produção de compósitos estruturais.

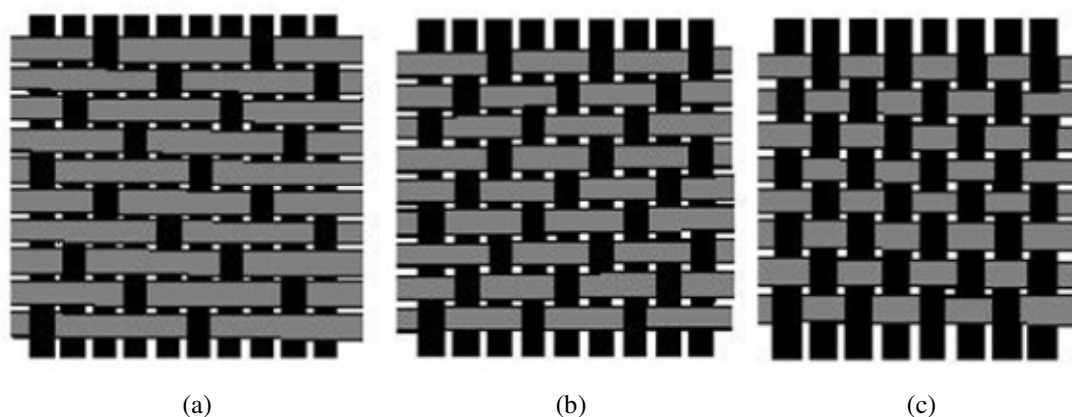


Figura 3.2 – Tramas: a) Tecido Cetim (*Satin weave*) b) Sarja (*Twill weave*) c) Tecido Plano (*Plain weave*)

3.1.2 Compósitos - Matriz

A matriz nos materiais compósitos tem a função de proteger os reforços contra o ataque químico e ambiental, de transmitir as cargas mecânicas para os reforços, e manter os reforços em seu devido lugar dando forma ao compósito (WANBERG, 2009).

As matrizes para produção de compósitos com fibras podem ser poliméricas, metálicas ou cerâmicas. Na seleção das matrizes para a produção de compósitos devem ser considerados fatores químicos, térmicos, elétricos, ambientais, desempenho mecânico, custo, inflamabilidade e requisitos de manufatura (WANBERG, 2009; MAZUMDAR, 2001).

Embora todos os materiais para matrizes tenham seu campo de aplicação, a maior parte dos compósitos estruturais produzidos é de matriz polimérica. Isto ocorre devido principalmente às suas propriedades à temperatura ambiente, baixo custo e facilidade de fabricação (REZENDE; BOTELHO, 2000).

Comumente alguns autores (MAZUMDAR, 2001; MOURA; MORAES; MAGALHAES, 2005; LEVY; PARDINI, 2006; WANBERG, 2009) dividem as matrizes poliméricas em duas categorias, os termoplásticos e os termorrígidos. Os polímeros termorrígidos são responsáveis pela maior demanda de matrizes para a produção de compósitos estruturais (LEVY; PARDINI, 2006), isto devido principalmente às propriedades como boa processabilidade a temperatura ambiente, estabilidade térmica e dimensional, alta rigidez e resistência química (FERRARI et al., 2012).

Dentre as resinas termorrígidas destacam-se as resinas epóxi, que segundo Baker, Dotton e Kelly (2004) são as mais utilizadas para a produção de compósitos estruturais para a indústria aeronáutica. As resinas epóxi têm excelentes propriedades químicas e físicas, baixa contração e boa aderência a quase todos os tipos de fibra. Outra característica da resina epóxi é que esta resina atinge baixa viscosidade durante o processamento, o que viabiliza os processos de fabricação por infusão. As temperaturas de cura das resinas epóxi são de 120°C e 180°C e suas temperaturas de

trabalho de até 130°C e 150°C, respectivamente (BARKER; DUTTON; KELLY, 2004).

3.2 Processamento de compósitos estruturais

Uma das características do processamento dos materiais compósitos é que as peças são obtidas praticamente na geometria desejada e há, portanto, uma mínima necessidade de serem usinadas ou desbastadas. A redução da utilização de matéria-prima é um dos fatores a ser considerado quando da definição do processo de fabricação de uma determinada peça.

Atualmente existe uma vasta gama de opções de matérias-primas e métodos para a fabricação de materiais compósitos estruturais. Os métodos de produção podem ser manuais e automatizados e a moldagem pode ser efetuada em molde aberto ou fechado. Os moldes abertos podem ser do tipo macho ou fêmea e os fechados incorporam, simultaneamente, as características dos moldes tipo macho e fêmea (CAMPBELL, 2006).

De acordo com Mazumdar (2001), os materiais e métodos para a fabricação de componentes devem ser selecionados levando-se em consideração: a taxa de produção esperada, custo, tamanho e forma da peça, condições ambientais e esforços a serem aplicados na peça, dentre outros. Dentre as diversas técnicas para a fabricação de compósitos poliméricos estruturais, destacam-se os processos de infusão de resina, a moldagem manual com cura em autoclave.

Neste trabalho é dado enfoque ao processo de moldagem por infusão de resina, que consiste basicamente em injetar resina líquida sobre tecidos secos posicionados previamente em um molde fechado, sendo a base rígida envolvida por um saco de vácuo. Este processo de infusão é usualmente acompanhado da aplicação de vácuo, de forma que os gases e o ar sejam extraídos do sistema, minimizando as chances de porosidade e vazios no compósito, além de direcionar o fluxo de resina.

Se a moldagem é realizada em molde rígido fechado (bi-partido macho / fêmea) e a infusão de resina é realizada pela aplicação de pressão de injeção positiva, este

processo é mais conhecido pela sigla RTM – *Resin Transfer Molding*. Por outro lado, se a injeção ocorrer em molde rígido fechado por bolsa de vácuo e sem a aplicação de pressão positiva, mas somente utilizando vácuo para auxiliar a infusão, este processo é comumente conhecido pela sigla VARTM – *Vacuum-Assisted Resin Transfer Molding* (CAMPBELL, 2006).

3.2.1 Processamento de compósitos por VARTM

O VARTM é um processo de infusão em molde fechado, utilizado na manufatura de compósitos, no qual apenas um dos lados do molde é rígido. Consiste basicamente em posicionar camadas de tecidos reforçadores secos sobre o molde rígido e envolver estas camadas de tecidos com uma bolsa de vácuo, então injetar a resina por uma extremidade da peça e simultaneamente aplicar vácuo na outra extremidade. Neste processo o vácuo tem a função de direcionar a frente de resina, além de eliminar possíveis porosidades causadas pelo ar e voláteis liberados na reação de cura (GOVIGNON, et al. 2008).

A cura da resina injetada ocorre à temperatura ambiente ou através de uma fonte de aquecimento externa, após a cura a peça é então desmoldada. A Figura 3.3 mostra uma típica montagem de bolsa de vácuo para infusão utilizando o processo VARTM.

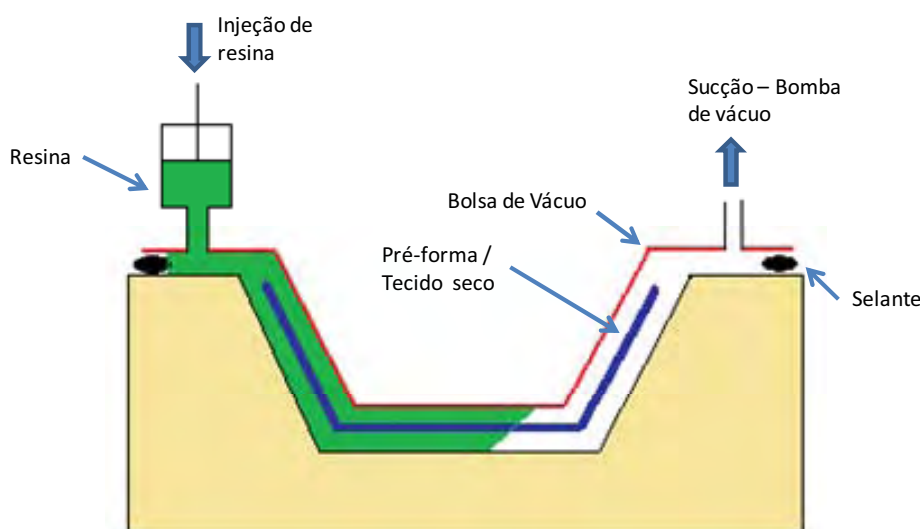


Figura 3.3 - Representação esquemática do processo de Infusão VARTM

A produção de compósitos por VARTM contendo reforço de fibras secas faz com que seja necessária a utilização de uma matriz polimérica de baixa viscosidade para que haja uma impregnação completa deste reforço pela matriz (JONHSON, PITCHUMANI, 2006).

As principais vantagens da produção de compósitos por VARTM são: i) a não necessidade da utilização de autoclave para efetuar a cura destes materiais, o que possibilita eliminar parte dos custos de produção e gargalos no processo de fabricação, ii) o alto grau de integração dos componentes produzidos por este processo, o que viabiliza a produção de peças de elevada complexidade, sem a necessidade de montagens posteriores (GILLIOT, 2008).

Além das vantagens apresentadas por Gilliot, pode-se ainda considerar a redução com os custos de fabricação e estocagem de matéria-prima, devido à utilização de tecidos secos, pois estes não necessitam de acondicionamento ambiental e não possuem data de validade. Em uma comparação efetuada entre o processo VARTM e o processo de moldagem em autoclave com pré-impregnado para uma determinada peça utilizada no avião A380, mostrou que o VARTM apresenta uma redução no tempo de cura de 30 a 40%, redução de 45% no custo das matérias-primas, redução de 35% nos custos de montagem e 85% nos custos com energia (DAVIE, 2007).

Pode-se ainda mencionar algumas vantagens técnicas para a utilização do processo VARTM frente aos demais processos de fabricação de materiais compósitos como: (a) baixa emissão de voláteis; (b) um baixo percentual de porosidade e vazios nas peças fabricadas; (c) potencial para fabricação de peças de grandes dimensões contendo um grande teor de reforços (75 – 80% em massa de fibra pré-formada) (GRUJICIC; CHITTAJALLU; SHAWN, 2005).

Existem pesquisas diversas que visam a implementação do processo VARTM na fabricação de compósitos. Estudos realizados pela NASA desenvolveram o processo de fabricação de compósitos FML (*Fiber metal laminate*), que são compósitos formados por fibras e metal como reforço e resina como matriz, utilizando o processo VARTM (JENSEN et al., 2007).

3.2.2 Principais variáveis nos processo de infusão VARTM

O processo de infusão VARTM possui inúmeras variáveis que podem afetar as propriedades dos produtos manufaturados. Dentre estas variáveis pode-se citar como principais a viscosidade da resina, a pressão de injeção, a permeabilidade do reforço, o número e a posição dos pontos de injeção de resina (PRADO, 2009).

A viscosidade é a propriedade física que caracteriza a resistência de um fluido ao escoamento. Segundo Brunetti (2008), de uma forma prática, a viscosidade é a propriedade que indica a maior ou a menor dificuldade do fluido escoar, portanto para os processos de infusão, quanto maior a viscosidade da resina, maior será o tempo de infusão. Como a viscosidade de um fluido está diretamente ligada à temperatura, pode-se dizer que a temperatura de infusão afeta indiretamente o tempo de infusão.

Em alguns casos na indústria, a fim de se diminuir os tempos de infusão e, conseqüentemente, aumentar a produtividade, a resina a ser injetada no molde é pré-aquecida, e em alguns casos, o molde que receberá a resina pode possuir um sistema de resistências internas de forma a ter seu aquecimento realizado. O uso do controle ativo de aquecimento localizado do molde de infusão, além de possibilitar o aumento da produtividade, pode melhorar o direcionamento do fluxo de resina em mais de 80%, quando comparado com uma infusão sem controle ativo do aquecimento do molde (JONHSON; PITCHUMANI, 2006).

No entanto, o aquecimento do molde deve ser uma variável controlada, pois alguns estudos realizados, destacando-se entre esses o de Kaynak, Akgul e Isitman (2008), mostram a influência da temperatura do molde nas propriedades mecânicas dos materiais produzidos. Segundo este mesmo estudo, as propriedades mecânicas dos compósitos produzidos são crescentes, até uma determinada temperatura de infusão, quando há uma redução conseqüente da viscosidade da resina no momento da infusão, que por sua vez, proporciona uma considerável redução na quantidade de vazios, porém, as propriedades passam a ser decrescentes quando esta temperatura ultrapassa a temperatura ótima, devido à presença de vazios formados pela expansão térmica de micro bolhas contidas na resina antes da injeção.

A pressão de injeção também é uma variável utilizada para controlar indiretamente a produtividade dos processos de injeção. Quanto maior a pressão de injeção, menor será o tempo de infusão da resina no molde. Por outro lado, segundo estudo realizado por Lee e Wei (2000), o aumento da pressão de injeção a determinados limites pode reduzir as propriedades mecânicas dos compósitos, devido ao aprisionamento de gases realizado pela frente de fluxo não uniforme da resina.

Outra variável que tem influência significativa nos processos de infusão é a permeabilidade do reforço. Em outras palavras, quanto mais permeável o reforço, menor é a resistência para o fluxo de resina, e, conseqüentemente, menor o tempo de infusão. Prado (2009) descreve que a permeabilidade é influenciada por fatores como a arquitetura do reforço, a sequência de empilhamento de camadas, o projeto do ferramental e a espessura do componente. Pode-se ainda adicionar como variáveis influentes na permeabilidade do reforço, o grau de compactação das camadas antes da infusão e a complexidade geométrica do laminado a ser produzido. Um estudo realizado por Min Li et al. (2012) comparou a resistência à permeabilidade da resina no processo de infusão em fibras de carbono com a permeabilidade em fibras de vidro, e concluiu que os reforços com fibra de vidro tem uma melhor penetração da resina nos processo de infusão.

3.3 Análise de defeitos dos processos de fabricação de materiais compósitos

Como já mencionado neste trabalho, há uma busca contínua pela melhoria do desempenho mecânico e, conseqüentemente, há uma busca pela melhoria nas propriedades dos compósitos estruturais produzidos. Uma das grandes dificuldades é a tendência que os materiais compósitos poliméricos têm de formar vazios, porosidades e delaminações em seu interior. Sabe-se ainda que a resistência dos compósitos a alguns tipos de esforços (cisalhamento interlaminar e compressão, entre outros) diminui com o aumento do volume de vazios (CHUNG et al., 2011). Outros diversos autores (LEE; WEI, 2000; CHANG; HOURNG; CHOU, 2006; KAYNAK; KAS,

2006) correlacionam a presença de vazios nos compósitos com a redução nas propriedades mecânicas.

Portanto, conhecer em detalhes as imperfeições geradas no processo de fabricação dos compósitos permite implantar melhorias de processos, bem como reduzir as margens de cálculo de projeto, possibilitando alcançar o ponto ótimo (maior resistência versus menor peso) tão buscado no setor de compósitos estruturais.

A porosidade é uma característica que muito influencia a utilização de materiais na engenharia em aplicações específicas. As resistências à corrosão, ao desgaste, à fragilidade, entre outras propriedades, dependem diretamente de sua porosidade. A forma direta de determinar o nível de porosidade de um produto é através da utilização de uma das técnicas de medição de porosidade, dentre as quais se destacam a digestão ácida, a porosimetria de mercúrio, e a picnometria de hélio (YAO, LIU, 2012).

Outra forma de avaliar os compósitos produzidos é a inspeção por varredura acústica por ultrassom, que de forma indireta, é capaz de identificar defeitos e determinar o percentual de poros no compósito produzido.

3.3.1 Inspeção por varredura acústica

Entre os métodos de inspeção não destrutiva para compósitos está a microscopia por inspeção acústica que utiliza o método de ultrassom. Esta vem sendo muito utilizada principalmente devido à sua confiabilidade e praticidade. Assim como outras técnicas de inspeção não destrutiva, o ultrassom tem vantagens e desvantagens. De acordo com Kocis e Figura (1996), como vantagens pode-se incluir a relativa simplicidade de geração e recepção das ondas sonoras, a baixa influência do meio e o baixo custo.

O ultrassom é um som a uma frequência superior àquela que o ouvido do ser humano pode detectar, aproximadamente 20.000 Hz (MORIS, 2001). O equipamento de medição utilizado nas inspeções por ultrassom, segundo Moris (2003) consiste em um dispositivo emissor, que transmite a onda ultra sônica e outro dispositivo receptor que recebe as ondas emitidas ou o reflexo destas (em alguns casos, o transmissor e o

receptor encontram-se no mesmo equipamento). As medições podem ser pela variação do sinal emitido (fase ou frequência) ou ainda pela variação do tempo de recepção do som emitido.

Kocis e Figura (1996) descrevem a propagação do ultrassom como uma deformação elástica de partículas individuais de um meio, que devido ao atrito interno e à condutividade térmica, sofre perdas de energia oscilatória, que são convertidas em energia térmica, fazendo com que o som emitido seja desta forma atenuado. A dispersão ou atenuação deve-se ao fato da matéria não ser totalmente homogênea, contendo interfaces naturais de sua própria estrutura ou oriundas do processo de fabricação.

Assim como uma onda sonora reflete ao incidir em um anteparo qualquer, a vibração ou onda ultra-sônica ao percorrer um meio elástico, refletirá da mesma forma, ao incidir em uma descontinuidade ou falha interna a este meio considerado (ANDREUCCI, 2003).

De acordo com Durão et al. (2004) um receptor recebe os sinais refletidos e transforma-os em sinais elétricos que, amplificados, permitem a obtenção de uma imagem em escala de cinza ou de cores, ou que podem ser observados através do parâmetro dB, por meio da seguinte equação:

$$dB = 20 \log \frac{R}{E} \quad (3.1)$$

Onde R é o sinal recebido e E, o emitido, obtendo-se valores de dB entre -80 e 0, correspondendo de 0 a 100% de atenuação da onda, respectivamente (DURÃO, 2004).

Existem basicamente três técnicas de inspeção por ultrassom. A primeira é a pulso-eco, técnica na qual somente um transdutor é responsável por emitir e receber as ondas ultra-sônicas que se propagam no material, neste método a onda emitida atinge um obstáculo e a reflete após um determinado intervalo de tempo, sendo que o aparelho mede a energia despendida e esse intervalo de tempo (ANCELOTTI, 2006; Santin, 2003). A segunda técnica conhecida como transparência ou transmissão, na qual existe a presença de um emissor e um receptor, que ficam posicionados em lados opostos da peça a ser inspecionada, e o monitoramento é dado pela intensidade do

sinal transmitido através do material. A terceira é a ressonância, que possui pouca utilização devido à sua imprecisão (ANCELOTTI, 2006).

Os resultados das inspeções podem ser representados basicamente de três diferentes formas, sendo elas o *A-scan*, *B-scan* e o *C-scan*, sendo que os modos de apresentação dos resultados de inspeções em materiais compósitos mais comumente utilizados na indústria são o *A-scan* e o *C-scan* (SANTIN, 2003). No *A-scan*, a apresentação dos resultados se dá em forma de picos na tela do equipamento de inspeção, picos estes que representam as interfaces e os possíveis defeitos de uma peça. Já no *C-scan* é gerada uma imagem, que representa a vista de planta da peça inspecionada, normalmente em escala de cores, onde cada cor representa um determinado nível de atenuação do sinal transmitido, facilitando a interpretação dos resultados da inspeção e ainda permitindo o registro gráfico da área inspecionada (SANTIN, 2003; BRAY, STANLEY, 1996).

A Figura 3.4 representa o conceito de inspeção por ultrassom pela técnica de pulso-eco, e o resultado gráfico gerado pelo método *A-scan*. Já a Figura 3.5 representa uma peça em material compósito, inspecionada pela técnica transparência, com resultados apresentados em *C-scan*.

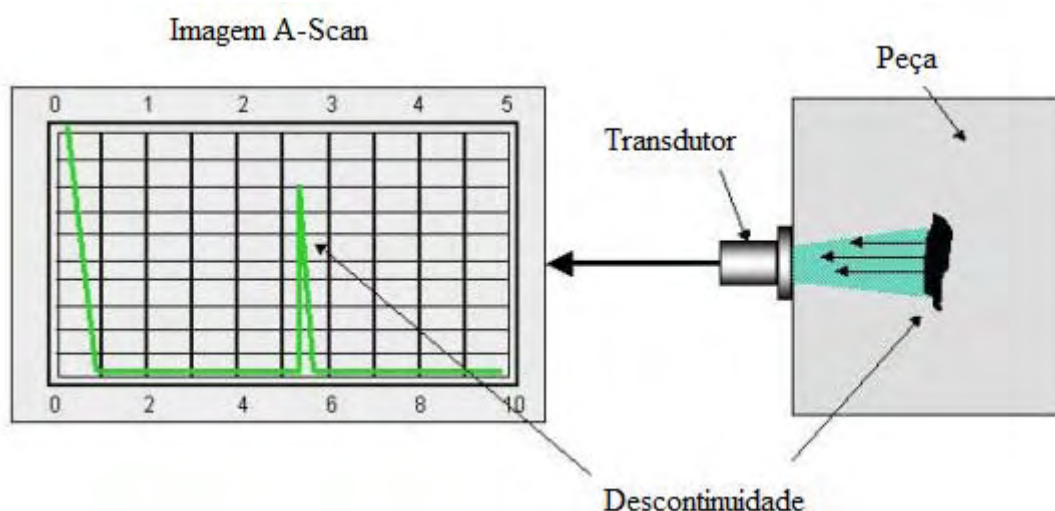


Figura 3.4 - Princípio básico da inspeção de materiais por ultrassom - Inspeção por pulso-eco apresentada em *A-scan* (Andreucci, 2003).

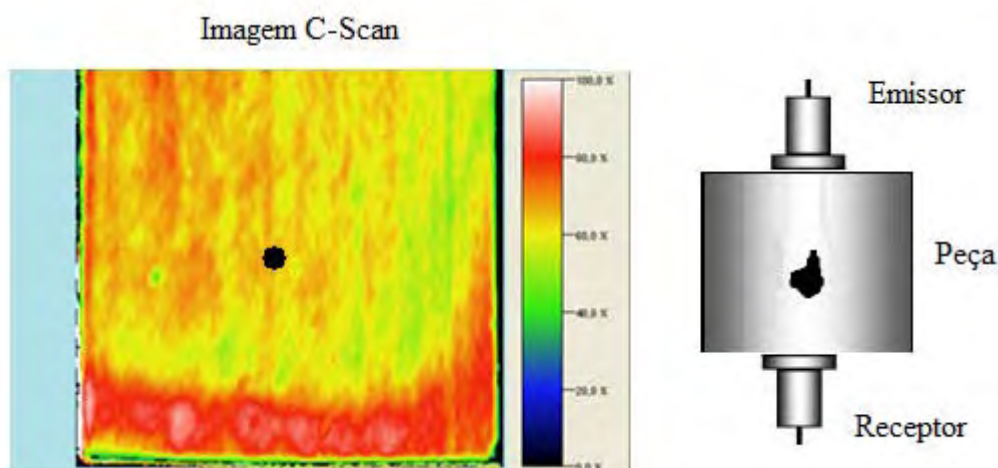


Figura 3.5 – Imagem *C-scan* de uma peça de material compósito inspecionada pela técnica de transparência.

3.3.2 Porosimetria de mercúrio

De acordo com Webb e Orr (1997), a utilização da intrusão de mercúrio para avaliação da estrutura porosa dos materiais foi introduzida por Washburn, nos anos vinte, sendo capaz de medir o volume dos poros abertos e a distribuição dos poros no corpo ensaiado. Os princípios que regem os cálculos sobre os quais se baseiam o método de porosimetria de mercúrio, têm sido descritos por diversos autores, como Gregg, S. (1982); German, R. M. (1989) e Dullien, F.A.L. (1992).

O princípio da técnica está relacionado ao ângulo de contato formado pelo mercúrio quando em contato com os sólidos. Quando o mercúrio entra em contato com os materiais porosos, ele não penetra nas cavidades, e, para que isto ocorra, certa pressão externa deve ser aplicada ao sistema a fim de vencer a tensão superficial do mercúrio e o ângulo de contato entre o mercúrio e o material (YAO, LIU, 2012). Durante a análise por porosimetria, para que o mercúrio penetre no poro é necessário que seja aplicada uma força externa, através da qual, de maneira indireta, é possível estabelecer o tamanho dos poros da amostra em análise, e com os valores do volume introduzido nos poros do material, é possível determinar a quantidade total de poros. (WEBB e ORR, 1997).

A força capilar (F) pela qual o mercúrio resiste à penetração no poro (considerando uma geometria cilíndrica) é dada pela Equação 3.2 (WEBB e ORR, 1997).

$$F = -\pi D \gamma \cos \theta \quad (3.2)$$

onde: D é o diâmetro do poro, γ é a tensão superficial do mercúrio e θ o ângulo de contato entre o mercúrio e o sólido em análise.

A força externa (F_{ext}) para a penetração do mercúrio no poro é dada pela Equação 3.3 e, considerando o equilíbrio de forças, tem-se a equação básica da porosimetria ou equação de Washburn (Equação 3.4), que estabelece uma relação entre o tamanho do poro e a pressão necessária para a penetração do mercúrio (YAO, LIU, 2012).

$$F_{ext} = \frac{\pi D^2 P}{4} \quad (3.3)$$

$$D = - \frac{4 \gamma \cos \theta}{P} \quad (3.4)$$

onde: P é a pressão externa aplicada ao sistema durante a análise.

3.3.3 Digestão ácida

A digestão ácida para a determinação do percentual de vazios em compósitos é uma técnica que vem sendo amplamente utilizada, devido à sua simplicidade e baixo custo. Por ser uma técnica destrutiva, é também utilizada como referência comparativa para o estabelecimento de parâmetros de inspeção de técnicas de inspeção indiretas como o ultrassom.

A técnica consiste basicamente em remover fisicamente, através da degradação em ácido, a matriz do compósito, restando somente o reforço, que é lavado, seco e

pesado. Uma vez que se obtém a massa das fibras e se conhece a densidade do reforço, da matriz e do compósito, é possível calcular os percentuais de vazios através das Equações 3.5 , 3.6 e 3.7, apresentadas a seguir:

a) Volume do reforço

$$V_r = \left(\frac{M_f}{M_i}\right) \times 100 \times \frac{\rho_c}{\rho_r} \quad (3.5)$$

na qual:

V_r = Volume do reforço

M_f = Massa final, após a digestão ácida

M_i = Massa inicial do compósito

ρ_c = Densidade do compósito

ρ_r = Densidade do reforço

b) Volume da matriz

$$V_m = \frac{(M_i - M_f)}{M_i} \times \frac{\rho_c}{\rho_m} \times 100 \quad (3.6)$$

na qual:

ρ_m = Densidade da matriz

c) Volume de vazios

$$V_v = 100 - (V_r + V_m) \quad (3.7)$$

Ancelotti (2006) em seu trabalho correlaciona o percentual de vazios de compósitos poliméricos (carbono / epóxi) obtidos através da digestão ácida com o nível de atenuação sonora obtida nos ensaio de varredura acústica.

Diversos trabalhos como Franco et al. (2009), Poli e Sovinsk (2007), Botelho e Rezende (2002) utilizam a digestão ácida como ferramenta de obtenção não só dos teores de vazios presentes nos compósitos, mais também para a obtenção dos percentuais de fibra e resina, os quais são frequentemente correlacionados com as propriedades mecânicas.

3.4 Caracterização mecânica

A realização de ensaios mecânicos nos compósitos poliméricos estruturais permite conhecer as propriedades dos materiais produzidos por determinado processo de fabricação utilizado. Segundo Costa (2001), as imperfeições (vazios, trincas, descontinuidades, delaminações, dentre outras) geradas no processo de fabricação dos compósitos estruturais podem influenciar drasticamente as propriedades, causando perda de resistência, rigidez e redução da vida em fadiga dos compósitos, muitas vezes podendo resultar em falhas catastróficas.

3.4.1 Ensaio de resistência à tração

O ensaio de resistência tração é um dos ensaios mecânicos mais utilizados para a caracterização de materiais, pois embora o material seja testado em condições em algumas vezes diferentes das quais será submetido, a relação entre os resultados obtidos e os custos versus a complexidade do ensaio é muito boa (TEWFIC; SARHADI, 2000)

Os ensaios de tração são normalmente baseados na norma ASTM D3039, que é especialmente designada para a avaliação das propriedades de compósitos de matrizes poliméricas, reforçados com fibras de elevada resistência. Tal norma padroniza desde as dimensões dos corpos de prova a serem testados até a avaliação dos resultados obtidos. Nos ensaios de resistência à tração, as propriedades testadas são predominantemente propriedades dos reforços.

Alguns fatores têm influência direta sobre os resultados obtidos em um ensaio de tração, dentre eles pode-se citar a preparação, as condições e dimensões dos corpos de prova, a velocidade do teste, o alinhamento do sistema e a fixação dos corpos de prova na máquina (ASTM D3039).

Os modos de falha típicos obtidos nos ensaios de resistência à tração em compósitos, segundo a ASTM D3039 são apresentados na Figura 3.6.

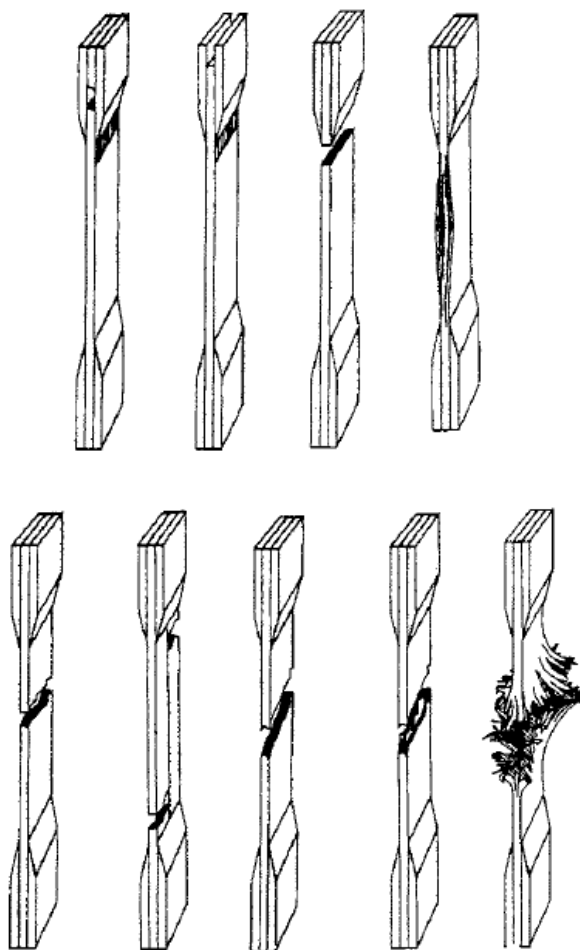


Figura 3.6 – Modos de falha típicos – Ensaios de Resistência a Tração (ASTM D3039)

3.4.2 Ensaio de resistência ao cisalhamento planar

O ensaio de resistência ao cisalhamento planar em compósitos de matrizes poliméricas, comumente utiliza como referência a norma ASTM D 3518, que é uma adaptação da norma ASTM D 3039 (utilizada para resistência à tração). O uso deste método para a determinação das propriedades de compósitos poliméricos foi inicialmente proposto por Petit¹ e posteriormente adaptado por Rosen².

¹ Petit, D. H., “A Simplified Method of Determining the In-plane Shear Stress/Strain Response of Unidirectional Composites,” *Composite Materials: Testing and Design, ASTM STP 460*, American Society for Testing and Materials, 1969, pp. 83–93.

² Rosen, B. W., “A Simple Procedure for Experimental Determination of the Longitudinal Shear Modulus of Unidirectional Composites,” *Journal of Composite Materials*, October 1972, pp. 552–554.

Basicamente o ensaio de cisalhamento planar utiliza os mesmos métodos e dispositivos de um ensaio de tração, no entanto, a principal diferença está na orientação das camadas do laminado a ser ensaiado, pois estas devem estar orientadas a 45° em relação ao eixo de aplicação da carga (Figura 3.7). É interessante notar que as propriedades obtidas através da realização deste teste são predominantemente propriedades da matriz, uma vez que o reforço está orientado a 45° .

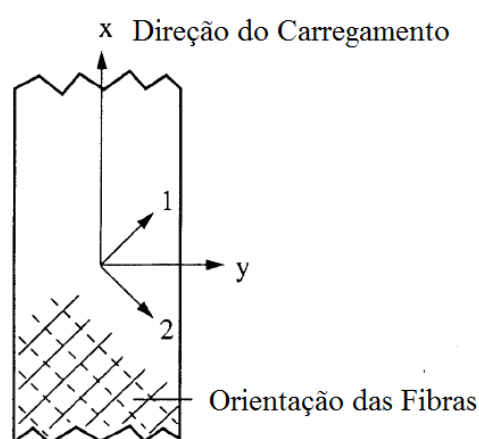


Figura 3.7 – Esquema de aplicação de carga para ensaio de cisalhamento planar segundo a ASTM D 3518 (2007)

3.4.3 Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar

O ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar tem sido bastante utilizado para a obtenção de dados qualitativos de compósitos poliméricos laminados. Entre os ensaios de cisalhamento para compósitos poliméricos existentes, destaca-se o ensaio *short-beam* (ou ensaio de cisalhamento por três pontos), que é um dos mais utilizados devido à sua simplicidade e pouca utilização de material para confecção dos corpos de prova.

Segundo a ASTM D 2344 (2006), a aplicação deste ensaio se restringe a ensaios qualitativos e a ensaios com o propósito de especificação de processo, podendo também ser usado como um teste comparativo entre os materiais compósitos. As dimensões dos corpos de prova e o comprimento do vão entre os apoios são proporcionais à espessura do laminado a ser ensaiado.

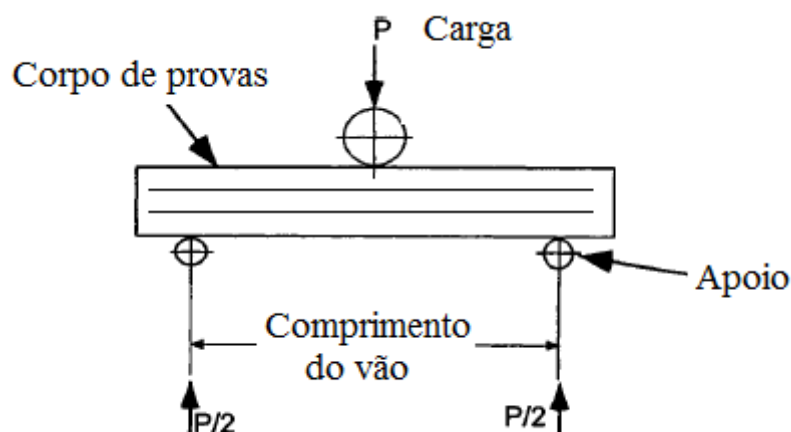


Figura 3.8 – Esquema de aplicação de carga no ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar para laminado plano

Para que os resultados sejam considerados válidos, o modo de falha do material ensaiado deve ser predominantemente por cisalhamento. A Figura 3.8, apresenta um esquema de aplicação de cargas durante o ensaio de cisalhamento, e a Figura 3.9, os típicos modos de falha para o ensaio de cisalhamento interlaminar.

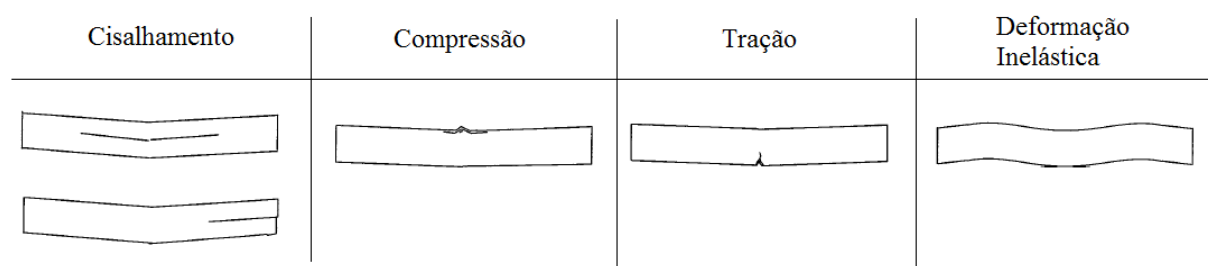


Figura 3.9 – Modos de falha típicos ASTM D2344 (2006)

Os resultados deste ensaio nos compósitos poliméricos, assim como no ensaio de cisalhamento planar, são predominantemente propriedades da matriz e da interface entre a matriz e o reforço.

3.5 Análise térmica

Análise térmica é um grupo de técnicas nas quais uma propriedade física de uma substância e/ou seus produtos de reação é medida como função da temperatura

enquanto a substância é submetida a um programa controlado de temperatura (MACKENZIE, 1979 apud IONASHIRO, 2004).

Dentre as técnicas de análise térmica as mais importantes são: Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC), a Termogravimetria (TG/DTG), Análise Térmica Diferencial (DTA), Análise Termomecânica (TMA), sendo cada técnica usada para medidas de variações de determinadas propriedades físico-químicas em função da temperatura (MENCZEL; PRIME, 2009).

3.5.1 Calorimetria exploratória diferencial – DSC

É uma técnica na qual a diferença de temperatura entre a substância, da qual se deseja extrair as propriedades, e o material de referência, é medida enquanto ambos são submetidos a uma programação controlada de temperatura (IONASHIRO, 2004).

Os equipamentos para a realização das análises de DSC podem ser divididos em dois grupos: DSC de fluxo de calor e DSC de compensação de potência. No DSC de fluxo de calor, foco deste estudo, tanto o material em estudo quanto o material de referência, são posicionados em um mesmo módulo de aquecimento e a diferença de temperatura entre as amostras é registrada por termopares (MENCZEL; PRIME, 2009).

Uma vez que a variação da temperatura, em um dado momento, é proporcional à variação da entalpia, à capacidade calorífica e à resistência térmica total ao fluxo calórico, estas propriedades são geradas indiretamente (CANEVAROLO, 2003). Os dados gerados pela realização da técnica DSC são expressos de forma gráfica, sendo que no eixo das abscissas relata-se a temperatura ($^{\circ}\text{C}$, $^{\circ}\text{F}$) e no eixo das ordenadas o fluxo de calor (W). Esta técnica permite detectar pontos como transição vítrea (T_g) temperatura de cristalização (T_c), temperatura de fusão (T_m) e medidas de calor específico (C_p) e calor de fusão (ΔH_f) (LUCAS; SOARES; MONTEIRO, 2001).

Na curva DSC de fluxo de calor, representada pela Figura 3.10, os picos ascendentes representam as reações exotérmicas e os descendentes as reações endotérmicas, transições de segunda ordem, como por exemplo, a transição vítrea, são

caracterizadas como uma mudança na linearidade da curva, não gerando picos (CANEVAROLO, 2003).

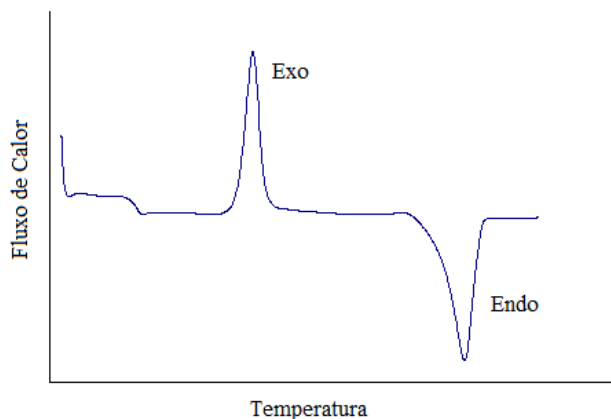


Figura 3.10 – Apresentação esquemática de uma curva DSC (CANEVAROLO, 2003)

3.5.2 Análise térmica dinâmico-mecânica – DMA

A análise térmica dinâmico-mecânica é uma técnica que permite a caracterização do comportamento mecânico de um material quando submetido a uma solicitação cíclica e sob um programa controlado de temperatura. De acordo com Menczel e Prime (2009), a análise térmica dinâmico-mecânica, é uma técnica que tem sido amplamente utilizada para a caracterização dos materiais poliméricos, pois é uma técnica que fornece dados sobre o módulo elástico (E') e do módulo de dissipação viscosa (E''), bem como o amortecimento mecânico (E''/E'), possibilitando então, a partir destas variáveis correlacionar propriedades como rigidez, tenacidade, resistência ao impacto, envelhecimento, tempo de vida sob fadiga, além de possibilitar a determinação da temperatura de transição vítrea (T_g).

O modo de aplicação das cargas cíclicas tem influência direta sobre os resultados dos testes, portanto recomenda-se que a escolha da carga cíclica leve em consideração as condições reais as quais o material estará sujeito. Quanto à frequência de aplicação da carga durante o teste, esta pode ser constante ou variável. A Figura 3.11 apresenta as diversas formas de aplicação de carga utilizadas nas análises térmicas dinâmico-mecânicas.

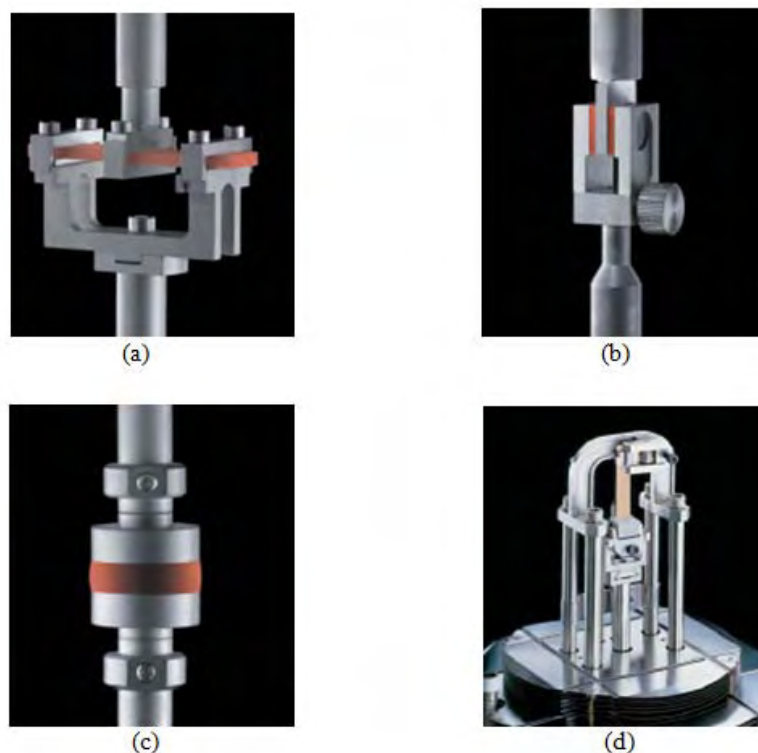


Figura 3.11 – Modos de aplicação de carga durante análise térmica dinâmico-mecânica. (a) Flexão por três pontos, (b) Cisalhamento, (c) Compressão e (d) Tração.

Segundo Canevarolo (2003), o método mais comumente utilizado é de flexão por três pontos com a frequência mantida constante durante a varredura da temperatura. Além do modo de aplicação de carga, variáveis como taxa de aquecimento, frequência de oscilação, amplitude da deformação devem ser controladas.

Quanto à frequência de oscilação, de certa forma procura-se usar uma frequência que seja representativa da frequência real a que o objeto em estudo é submetido quando em uso, no entanto, como forma de padronização dos resultados, a ASTM D7928, sugere a utilização de 1Hz e uma taxa de aquecimento de 5 °C/min.

3.6 Microscopia eletrônica de varredura

O objetivo principal da microscopia é a obtenção de imagens ampliadas de um objeto, permitindo assim a análise correta dos fenômenos que ocorrem em escala micrométrica ou submicrométrica.

Os microscópios eletrônicos de varredura (MEV) têm sido amplamente utilizados como ferramenta de análise de materiais metálicos e não metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos, principalmente devido à facilidade de visualização e interpretação das imagens geradas, que tem aparência tridimensional, adicionado à simples preparação das amostras para análise.

O princípio de funcionamento de um microscópio eletrônico de varredura é baseado na irradiação de um fino feixe de elétrons sobre a superfície da amostra a ser analisada, e como resultado da interação deste feixe de elétrons com a amostra, é gerada uma série de radiações, que quando captadas fornecem informações como topografia, composição e padrão de fratura da amostra (GAGEL; LANGE; SCHULTE, 2006).

Segundo Goldstein (1992), devido à necessidade de interação do feixe eletrônico com a amostra, para uma boa geração de imagens, é preciso que as amostras sejam condutoras. Caso a condutividade elétrica não seja uma característica da amostra, é possível torná-la condutora através de vários processos físicos de recobrimento. Outro fato que leva ao recobrimento das amostras, é que as camadas depositadas podem melhorar o nível de emissão de elétrons, pois emitem mais elétrons que o material da amostra, facilitando a construção da imagem. Embora seja possível a obtenção de imagens de superfícies polidas e rugosas com grande resolução, segundo Mannheimer (2002), o MEV tem sido mais usado no exame de superfícies rugosas.

Franco (2003) relata em seu trabalho que através do MEV pode-se esclarecer e observar os principais aspectos dos modos de falha em compósitos como microtrincas, marcas de rio, marcas de pena, escarpas, costelas, cristas de galo, arrancamento de fibras (*pull-out*).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma da Figura 4.1 descreve de maneira sucinta as etapas de obtenção e caracterização do material desenvolvido.

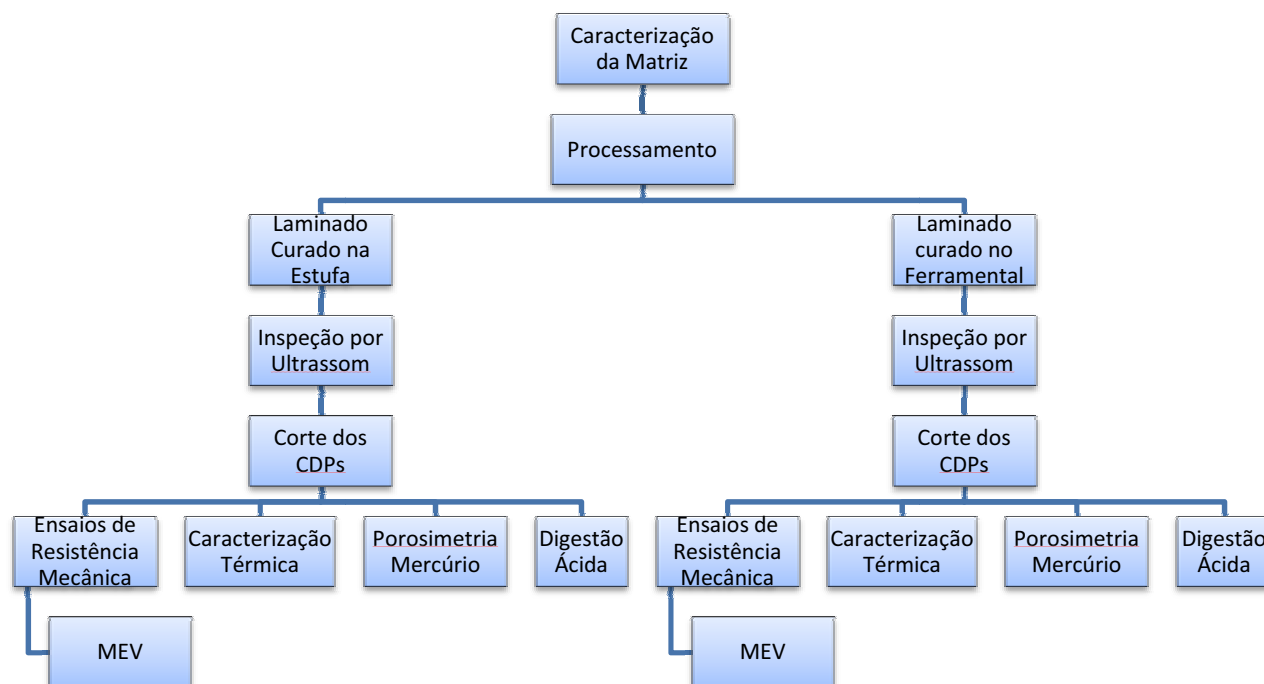


Figura 4.1 – Fluxograma esquemático da metodologia empregada.

4.1 Caracterização da matriz

Na primeira etapa do trabalho a matriz polimérica foi caracterizada com o objetivo de definir o ciclo de cura a ser empregado na fabricação do compósito. Foi utilizada a técnica de DSC, sendo o equipamento EXSTAR6000 DSC 6220 existente no Laboratório de Análises Térmicas da UNESP de Guaratinguetá, conduzido em atmosfera dinâmica inerte, de nitrogênio, com taxa de aquecimento de 5 °C/min, partindo da temperatura ambiente (25°C) até uma temperatura de 160°C, utilizando aproximadamente 5,6 mg de resina.

4.2 Processamento dos compósitos

Através do processo de infusão VARTM, foram fabricados dois laminados idênticos, com matriz de resina epóxi, reforçada com tecido seco de fibras carbono. O empilhamento das camadas de fibra de carbono seguiu a representação esquemática da Figura 4.2.

O reforço utilizado foi o GB201, próprio para utilização em processos de infusão, produzido e comercializado pela empresa Hexcel, que tem como propriedades principais o peso nominal de 203 g/m² e uma trama em forma de tecido plano, mais conhecida pela nomenclatura em inglês de *plain weave*.

A resina epóxi utilizada foi a SC79, que é uma resina epoxídica bicomponente, cuja cura pode ser feita a 121°C ou a 177°C, que tem sido aplicada nos processos de infusão VARTM devido à sua viscosidade (320 cps), fácil armazenamento e manuseio. A empresa API - *Applied Poleramic, Inc.* é a fornecedora da resina SC79, cuja ficha com as principais características técnicas pode ser encontrada no Anexo I.

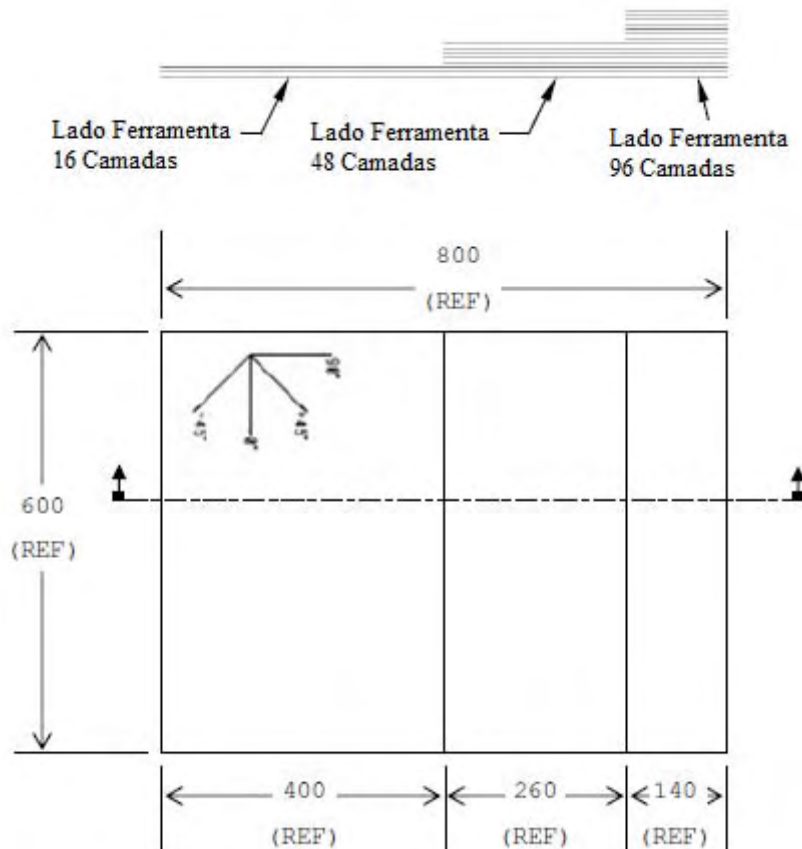


Figura 4.2 – Esquema de empilhamento de camadas de fibra de carbono.

Durante o empilhamento das camadas foram posicionados termopares (Tipo J), de modo que o aquecimento dos laminados pudesse ser monitorado. A Figura 4.3 apresenta o esquema de posicionamento dos termopares no laminado. Os códigos T1 a T5 representam os termopares, no qual T1 é um termopar posicionado entre as camadas 16 e 17, T2 um termopar posicionado entre as camadas 24 e 25, T3 entre as camadas 48 e 49, o T4 após a camada 72 e o T5 entre as camadas 24e 25.

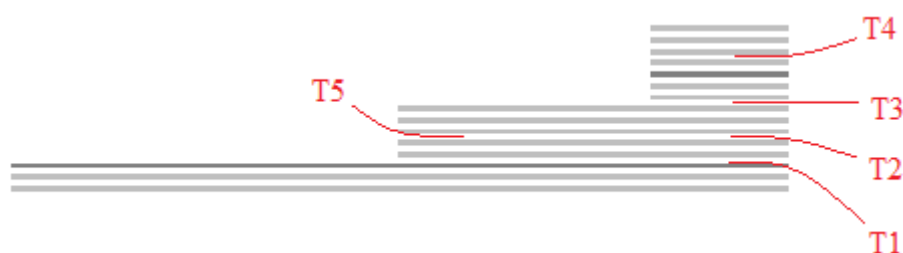


Figura 4.3 – Posicionamento dos termopares de monitoramento

Após o empilhamento das camadas, os tecidos foram pré-formados em estufa a 120°C durante 20 minutos. A pré-formagem visa aumentar a compactação e fixar as camadas de reforço umas às outras para que não ocorra o deslocamento durante o processo de infusão. Em seguida, as pré-formas foram envolvidas em uma bolsa de vácuo e infundidas, utilizando a mesma injetora mostrada na Figura 4.4, que é capaz de controlar a taxa de infusão e monitorar a temperatura através dos termopares inseridos nas placas.



Figura 4.4 – Exemplo de Infusora utilizada para a fabricação das placas em VARTM

A injeção da resina foi realizada pelo lado mais espesso das placas e o vácuo de auxílio à infusão foi realizado pela outra extremidade, conforme representado na Figura 4.5. A pressão de injeção foi controlada pela própria injetora, de modo que o fluxo de resina fosse constante e conforme demandado pela pressão gerada pela aplicação de vácuo. A pressão de vácuo utilizada na infusão foi de 23 inHg, resultando em um tempo de infusão de aproximadamente 55 min para cada laminado.

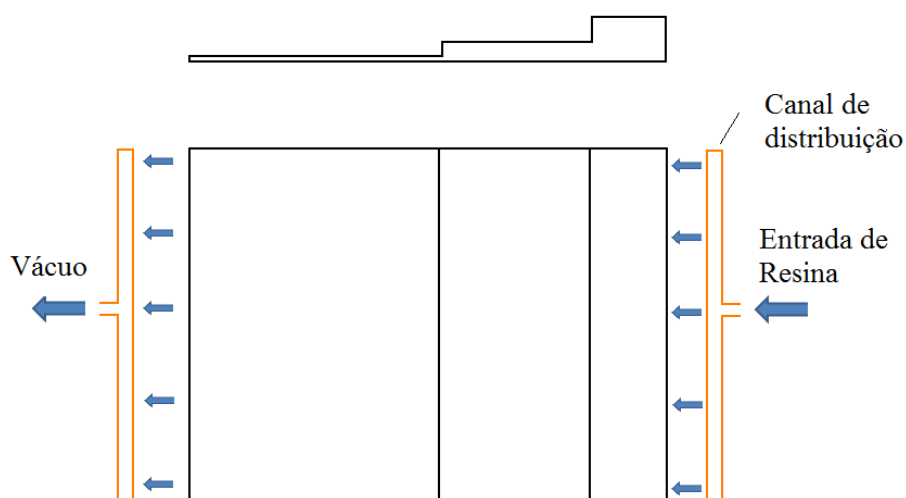


Figura 4.5 – Esquema de infusão

A diferença entre os dois laminados iniciou-se no processo de cura, no qual um dos laminados foi polimerizado por um sistema de aquecimento acoplado ao ferramental metálico base, e o outro em estufa. O processo de polimerização dos laminados foi realizado a 120°C por 2 h, conforme estabelecido através da caracterização da matriz, e seguiu uma taxa de aquecimento e resfriamento de $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$, conforme apresentado na Figura 4.6.

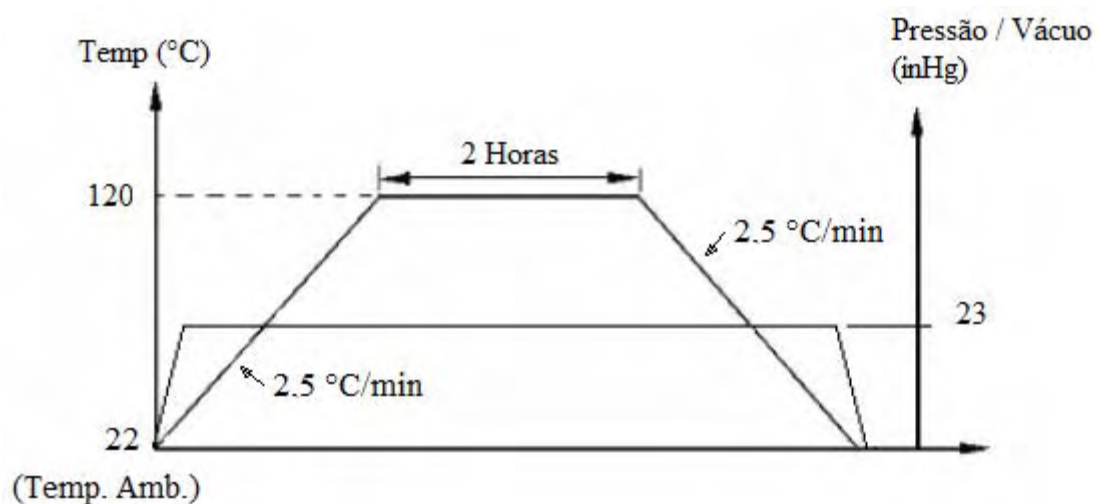


Figura 4.6 – Ciclo de Cura

O controle do ciclo de cura em ferramental aquecido foi realizado por um sistema de aquisição de dados da própria injetora, que recebe informações da temperatura de um termopar instalado sob a base metálica e envia um sinal de controle para um controlador que comanda o banco de resistências de aquecimento instalado sob o molde (Figura 4.7).

Para a polimerização em estufa, um termopar instalado na base metálica é utilizado como referência para o monitoramento e controle do ciclo de temperatura através de um sistema de aquisição de dados da própria estufa.



Figura 4.7 – Ferramental com sistema de aquecimento acoplado.

4.3 Inspeção por ultrassom

A inspeção por ultrassom foi realizada utilizando o método pulso-eco, por meio de um microscópio de inspeção acústica, modelo MUIS32 do fabricante MATEC (Figura 4.8). Como meio acoplante foi utilizado água.

Os objetivos desta análise foram avaliar qualitativamente a impregnação matriz/reforço dos laminados produzidos, investigar possíveis acúmulos de resina, vazios ou inclusões, além de mapear as regiões das quais seriam retirados corpos de prova para as análises mecânicas e térmicas.



Figura 4.8 - Equipamento de ultrassom por imersão em água.

Neste tipo de equipamento, o componente a ser inspecionado é colocado no interior da cuba acrílica, que é preenchida com água, e um transdutor ultrassônico que funciona como emissor e receptor simultaneamente, varre a superfície do material. Para a inspeção dos laminados em questão, foi utilizado um transdutor de 2,25 MHz, uma velocidade de varredura de 0,5 m/s e com um passo de inspeção de 2 mm.

Os resultados obtidos são apresentados em imagens do tipo C-Scan e podem ser melhor avaliados através da utilização de um software chamado I-View, também do fabricante Matec. A avaliação estatística das imagens foi realizada através de um *software* específico para este fim e de utilização pública chamado Image J.

4.4 Porosimetria de mercúrio

Foram realizadas análises de porosimetria de mercúrio para a determinação do volume de vazios (ou poros). As análises foram realizadas em um equipamento da marca Quantachrome, modelo Poremaster 33GT, alocado no Laboratório Associado de Combustão e Propulsão do Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais (LCP-INPE) de Cachoeira Paulista / SP.

4.5 Digestão ácida

Três amostras de cada espessura dos laminados produzidos foram extraídas, pesadas e submetidas à análise de digestão ácida para determinação do conteúdo de vazios conforme a norma ASTM D 3171.

A digestão foi realizada através da submersão das amostras em ácido sulfúrico, que foi aquecido até o ponto de ebulição. Em seguida, com o aquecimento mantido, foi adicionado peróxido de hidrogênio, fazendo com que após 3 horas do início, as fibras flutuassem sobre a solução. As fibras de carbono resultantes foram então lavadas com água destilada e acetona e, posteriormente, secadas e pesadas. Para o cálculo da densidade do compósito foi utilizada a ASTM D 792, que se baseia no princípio de Arquimedes.

4.6 Ensaaios de resistência à tração e ao cisalhamento no plano

Os ensaios de resistência à tração foram realizados somente nos laminados com 16 camadas de tecido, e os ensaios de cisalhamento no plano nos laminados com 16 e 48 camadas de tecido. Os demais laminados não foram ensaiados, devido à sua espessura, que por consequência necessitariam de uma elevada carga para a ruptura não alcançada por máquinas convencionais.

Os corpos de prova tanto para o ensaio de tração quanto para os ensaios de cisalhamento no plano possuíam largura de 25 mm e comprimento de 250 mm, foram retirados das placas polimerizadas com o auxílio de uma serra de disco.

Os ensaios seguiram as especificações da ASTM D3039 para tração e a ASTM D3518 para cisalhamento no plano, com uma velocidade de ensaio de 2 mm/min.

Ambos os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios INSTRON 8801 mostrada na Figura 4.9, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.



Figura 4.9 – Máquina Universal de Ensaios INSTRON

4.7 Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar

O ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar foi realizado conforme as especificações da ASTM D2344 nos laminados com 16 camadas de tecido de carbono. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios Shimadzu modelo AG-X, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, com o auxílio de ferramentais de apoio para a realização da flexão por três pontos (Figura 4.10) a uma velocidade de ensaio de 1,5 mm/min.

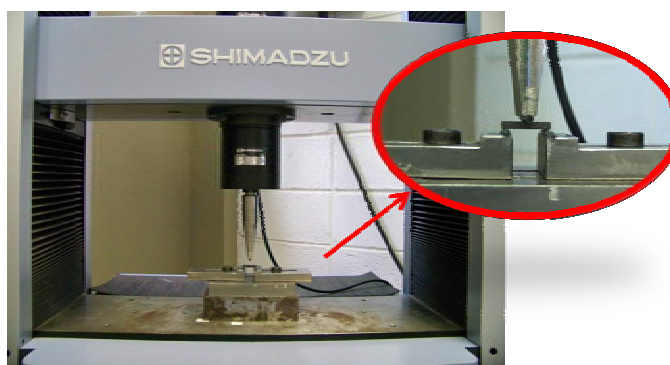


Figura 4.10 – Máquina e suporte de três apoios usado no ensaio de cisalhamento interlaminar.

4.8 Microscopia eletrônica de varredura

As análises das fraturas dos corpos de prova ensaiados em tração e cisalhamento no plano foram realizadas no microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM 5310, disponível no Instituto Nacional de Pesquisa Espaciais (INPE) de São José dos Campos. As amostras foram submetidas ao recobrimento metálico com ouro por 2 minutos a uma corrente de 40 mA.

4.9 Caracterização térmica dos compósitos

As análises térmicas realizadas visam à avaliação das propriedades físico-

químicas do material com relação à variação de temperatura. Uma das análises térmicas efetuada nos compósitos produzidos foi o DMA (Análise Dinâmico-Mecânica), conduzida no equipamento EXSTAR6000 DMS 6100, mostrado na Figura 4.11, a uma frequência constante de 1 Hz em um intervalo de temperatura de 25 a 300°C, em uma taxa de aquecimento de 5 °C/min. A atmosfera de ensaio utilizada foi o nitrogênio (100 mL/min) e a carga dinâmica foi aplicada através do modo de flexão por 3 pontos, em um corpo de prova com medidas 4 mm x 10 mm x 50 mm. O método de ensaio utilizado foi baseado na norma ASTM 4065-06.



Figura 4.11 – Equipamento utilizado nas análises DMA

Para os laminados com 16 camadas de tecido, os corpos de prova foram retirados normalmente, já os laminados com 48 e 96 camadas de tecido tiveram que ter a sua espessura reduzida através de um corte em sua secção longitudinal, a fim de se atingir a espessura de 4 mm. Isto também possibilitou a análise térmica em mais de um nível no mesmo laminado. Nos laminados de 48 camadas, foram extraídos 3 corpos de prova do lado da bolsa de vácuo e 3 do lado do molde metálico, e, para o laminado com 96 camadas, além de 3 de cada lado, foram extraídos mais 3 na sua região central, como indicado na Figura 4.12. Os corpos de prova foram retirados com a utilização de uma serra a disco a 1200 RPM e avanço de 2 mm/min.

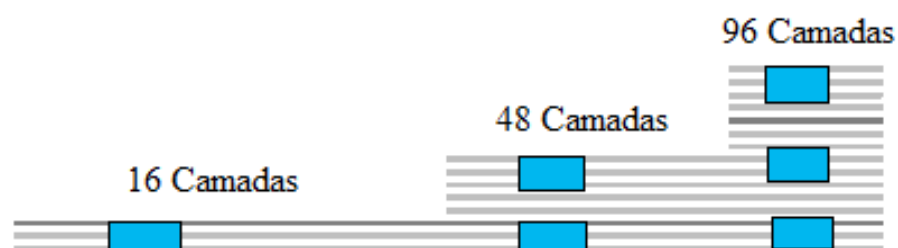


Figura 4.12 – Detalhamento da zona de extração de corpos de provas para os experimentos de DMA.

Outra análise térmica efetuada nos compósitos produzidos foi o DSC com o objetivo de avaliar a polimerização do mesmo. O ensaio foi conduzido no equipamento EXSTAR6000 DSC 6220 existente no Laboratório de Análises Térmicas da UNESP de Guaratinguetá, em atmosfera dinâmica inerte, de nitrogênio, com taxa de aquecimento de 10 °C/min, partindo da temperatura ambiente (25°C) até a temperatura de 250°C duas vezes seguidas, de modo que as curvas geradas pudessem ser comparadas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização da resina

Para a avaliação dos parâmetros de cura, foram realizadas análises de DSC dinâmico na resina em estudo. Na Figura 5.1, observa-se o início do processo de cura da resina à temperatura de aproximadamente 50°C e um pico exotérmico com máximo a uma temperatura de 120°C.

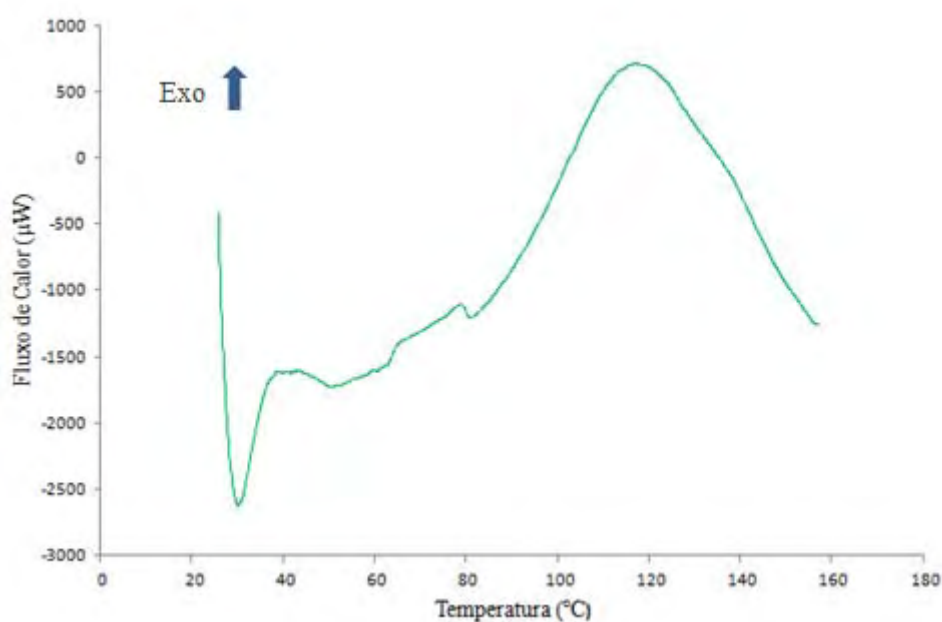


Figura 5.1 – Curva DSC de polimerização da Resina SC79.

Com base nos dados de polimerização, foi realizado o ensaio de DSC isotérmico, à uma temperatura de 120°C, obtendo-se a curva da Figura 5.2, onde é possível observar que, para a isoterma definida, um ciclo de cura de aproximadamente 70 min é suficiente para a cura total do laminado.

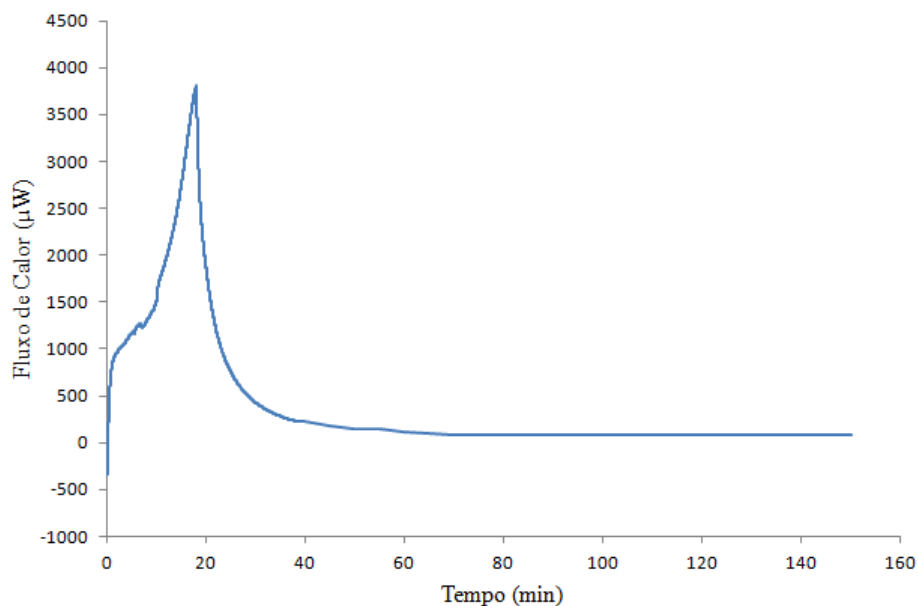


Figura 5.2 – Curva DSC isotérmica a 120°C.

Como a avaliação de polimerização da resina é realizada em apenas alguns miligramas de material, para a cura de uma peça real, fatores como volume, espessura, inércia térmica, dentre outros, devem ser considerados, fazendo com que seja necessário utilizar um tempo maior para garantir que toda a resina tenha sido polimerizada.

5.2 Fabricação do laminado através da cura em ferramental aquecido

Como já mencionado no capítulo de materiais e métodos, um dos laminados foi produzido através da cura em ferramental aquecido. Os valores de temperatura lidos pelos termopares instalados em tal laminado podem ser observados na Figura 5.3.

É interessante observar que os termopares T4, T3 e T2, que foram instalados entre as camadas 72/73, 48/49 e 24/25, respectivamente, mostram picos, com a indicação de uma temperatura máxima de 166°C, antes de atingir o patamar isotérmico. Este pico pode ser explicado pela reação exotérmica da resina epóxi, e associado ao aquecimento unidirecional, ou seja, de baixo para cima que, devido à baixa condutividade térmica do polímero e da matriz, faz com que o calor gerado pela reação fique retido, aumentando consideravelmente a temperatura no interior do laminado.

Este fenômeno não deve ser desprezado, pois a cura de forma precipitada e desigual em um laminado compósito pode levar à diminuição da qualidade dos laminados produzidos, seja pela retenção de gases em seu interior (porosidades) ou ainda pela indução de concentração de tensões de origem térmica gerando, por consequência, empenamentos e perda de propriedades mecânicas. Um trabalho realizado por Hernández et al. (2011) correlaciona diferentes percentuais de vazios em compósitos poliméricos com as temperaturas de polimerização estudadas.

Vale ressaltar que o pico de temperatura observado no termopar T5 instalado no centro do laminado com 48 camadas, 140°C, ocorre antes, isto é, em menor tempo em relação à máxima temperatura na porção do laminado com 96 camadas (termopares T1 a T4). Tal fato pode ser explicado através da menor espessura do laminado, que permite que a temperatura de máxima reação, seja alcançada mais rapidamente.

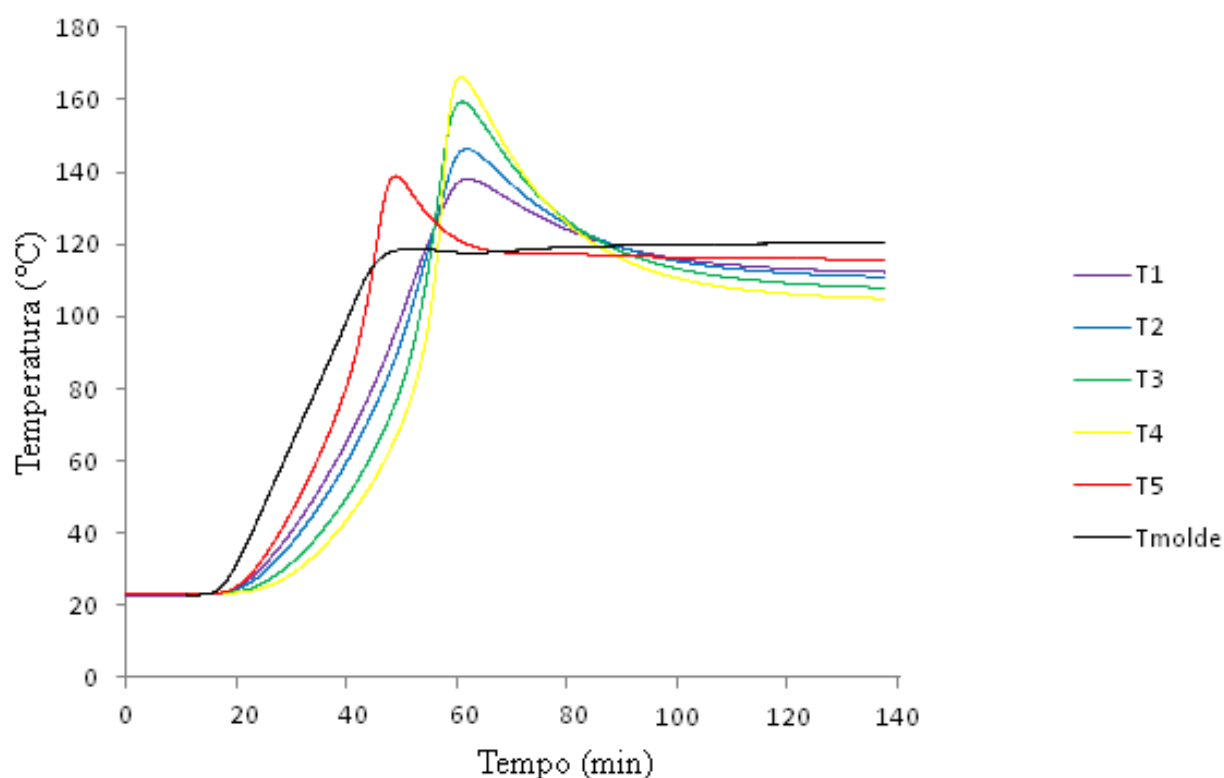


Figura 5.3 – Temperaturas medidas durante o ciclo de cura em ferramental aquecido por diferentes termopares.

5.3 Fabricação do laminado com cura em estufa

O segundo laminado produzido passou pelo processo de cura em estufa e as leituras de cada termopar de controle instalado estão apresentadas na Figura 5.4.

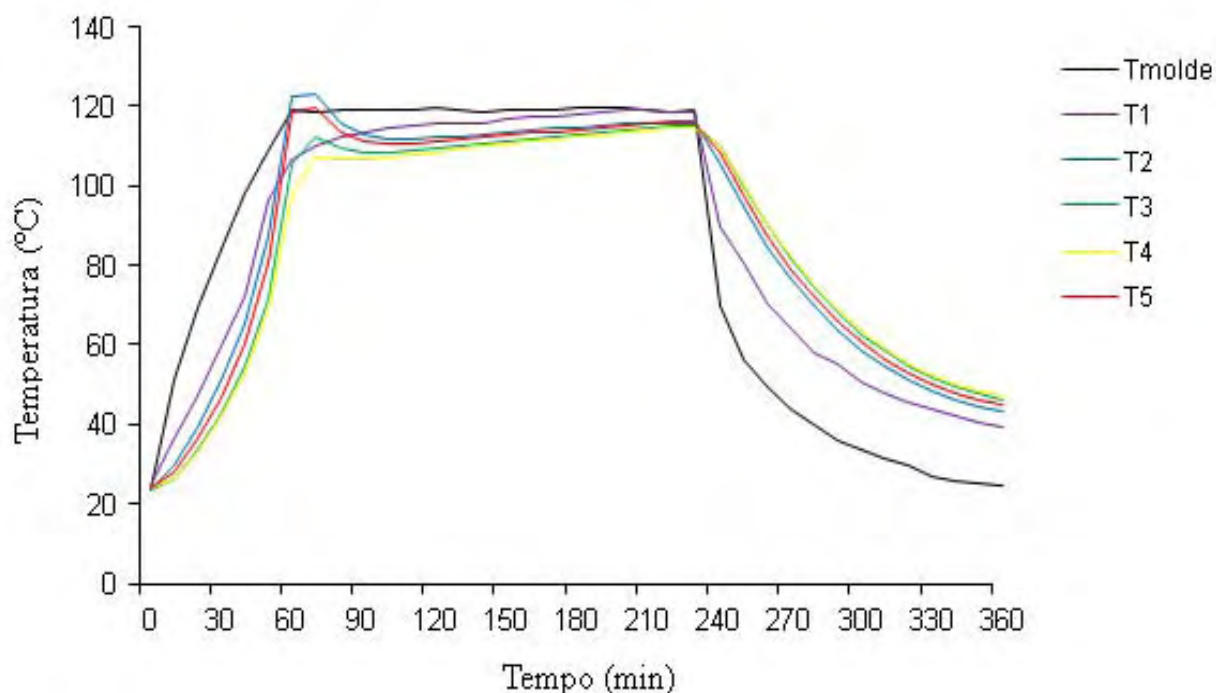


Figura 5.4 – Temperaturas medidas durante o ciclo de cura em estufa por diferentes termopares.

É interessante notar que, embora o material e o ciclo de cura sejam os mesmos, a reação em estufa gerou apenas um pequeno pico exotérmico associado à reação exotérmica da resina, porém com uma diferença muito pequena de temperatura quando comparado à cura em ferramental. Além disso, independente da quantidade de camadas de reforço, a variação do tempo e da temperatura no processo de cura foi insignificante. Fenômenos esses explicados pela maior homogeneidade obtida no aquecimento em estufa quando comparado à cura em ferramental aquecido, a qual sofreu transferência desigual de calor durante o processo.

5.4 Inspeção acústica dos laminados

Para viabilizar as inspeções por ultrassom, devido ao tamanho do tanque de inspeção, cada laminado foi dividido em 3 partes separadas pela espessura, e os principais resultados são apresentados a seguir.

As imagens geradas nas das inspeções, mapas *C-scan*, utilizam como referência a escala da Figura 5.5, na qual o 0% no lado mais escuro representa uma alta atenuação do som e o 100%, na região mais clara, representa a transmissão completa do som.



Figura 5.5 – Escala de cores – Transmissão do som.

A intenção das inspeções por ultrassom foi avaliar qualitativamente a condição dos laminados produzidos. Essa análise possibilita uma comparação entre os laminados obtidos sob diferentes condições de cura. Portanto, mesmo que as inspeções mostrem uma elevada atenuação (regiões escuras), não se pode concluir sobre as dimensões dos vazios ou imperfeições, devido à falta de um padrão de defeitos para comparação conforme estabelecido na ASTM E-2580-07 e, neste caso, a referência utilizada para a análise foi a região de ganho maior que 80% do próprio laminado inspecionado.

5.4.1 Inspeção por varredura acústica – Região com 16 camadas

Avaliando-se as imagens da Figura 5.6, observa-se que a homogeneidade do laminado produzido com cura em estufa é bem superior ao laminado curado em ferramental aquecido. Este segundo apresenta ainda, regiões com maior atenuação, em

forma de linhas horizontais, indicando um fluxo descontínuo de resina durante o processo de infusão.

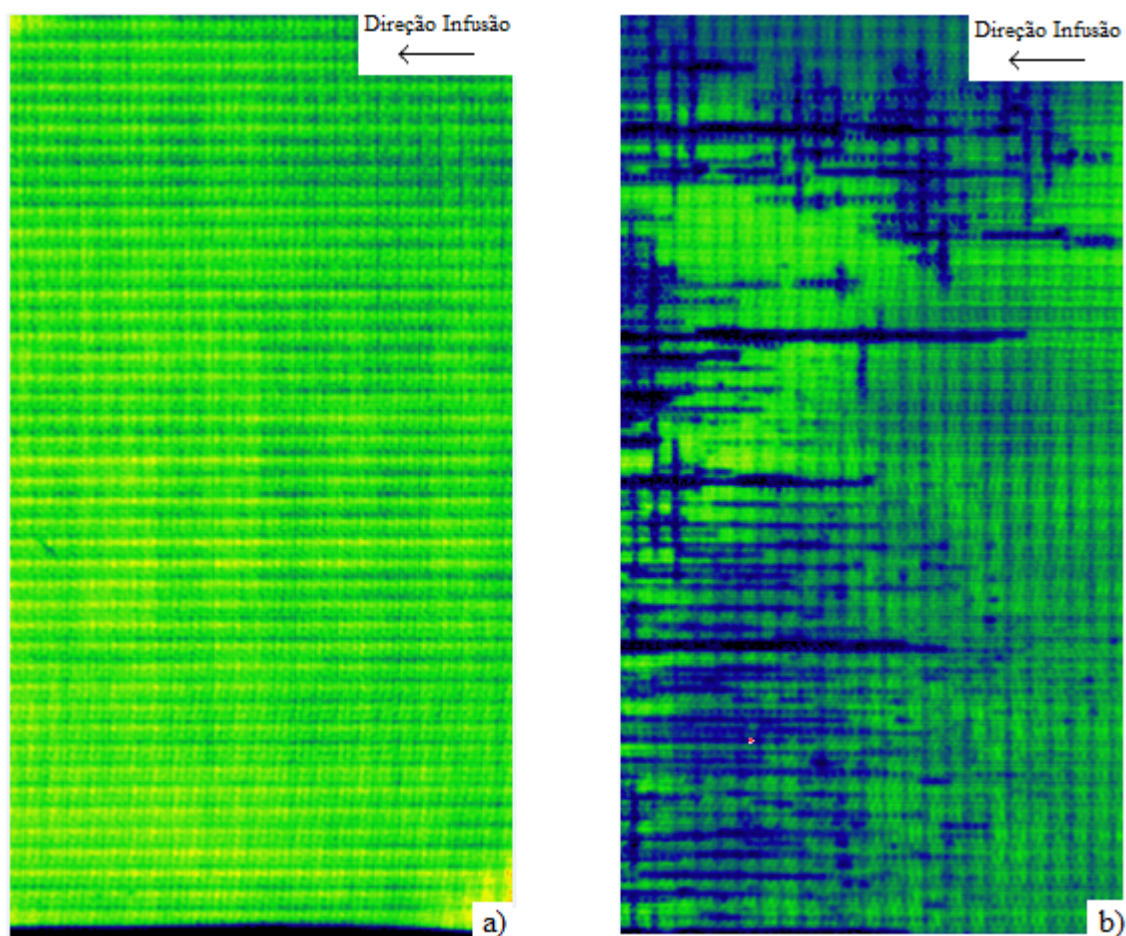


Figura 5.6 – Inspeção dos laminados com 16 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.

Com apoio do *software* de análise de imagens, foram gerados os histogramas da Figura 5.7, nos quais nota-se um deslocamento da média na escala de cores para a esquerda (maior atenuação) e um maior desvio padrão no laminado curado no próprio molde.

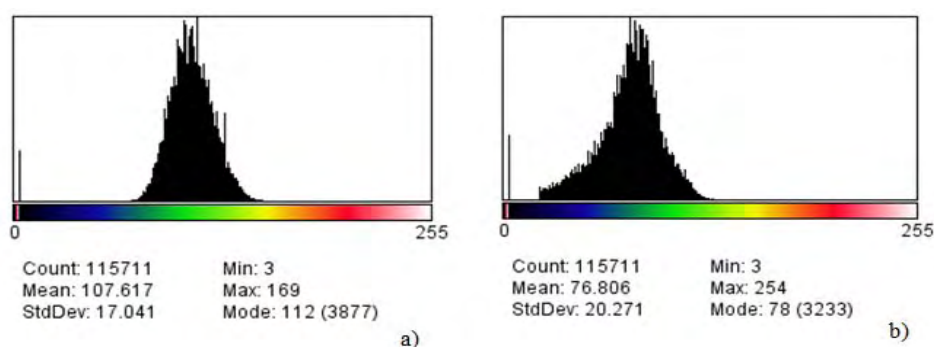


Figura 5.7 – Histograma da coloração dos pixels dos laminados com 16 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.

5.4.2 Inspeção por varredura acústica – Região com 48 camadas

Ambos os laminados apresentam um ponto com maior nível de atenuação na parte superior, evidenciado por um círculo vermelho, devido à presença de um termopar de monitoramento no interior do laminado. O laminado curado em estufa, mostrado na Figura 5.8 a), apresenta uma área com baixa transmissão na região central direita e duas áreas com superior transmissão sônica (região avermelhada). O laminado curado em ferramental apresenta-se bastante variado, sem regiões específicas definidas.

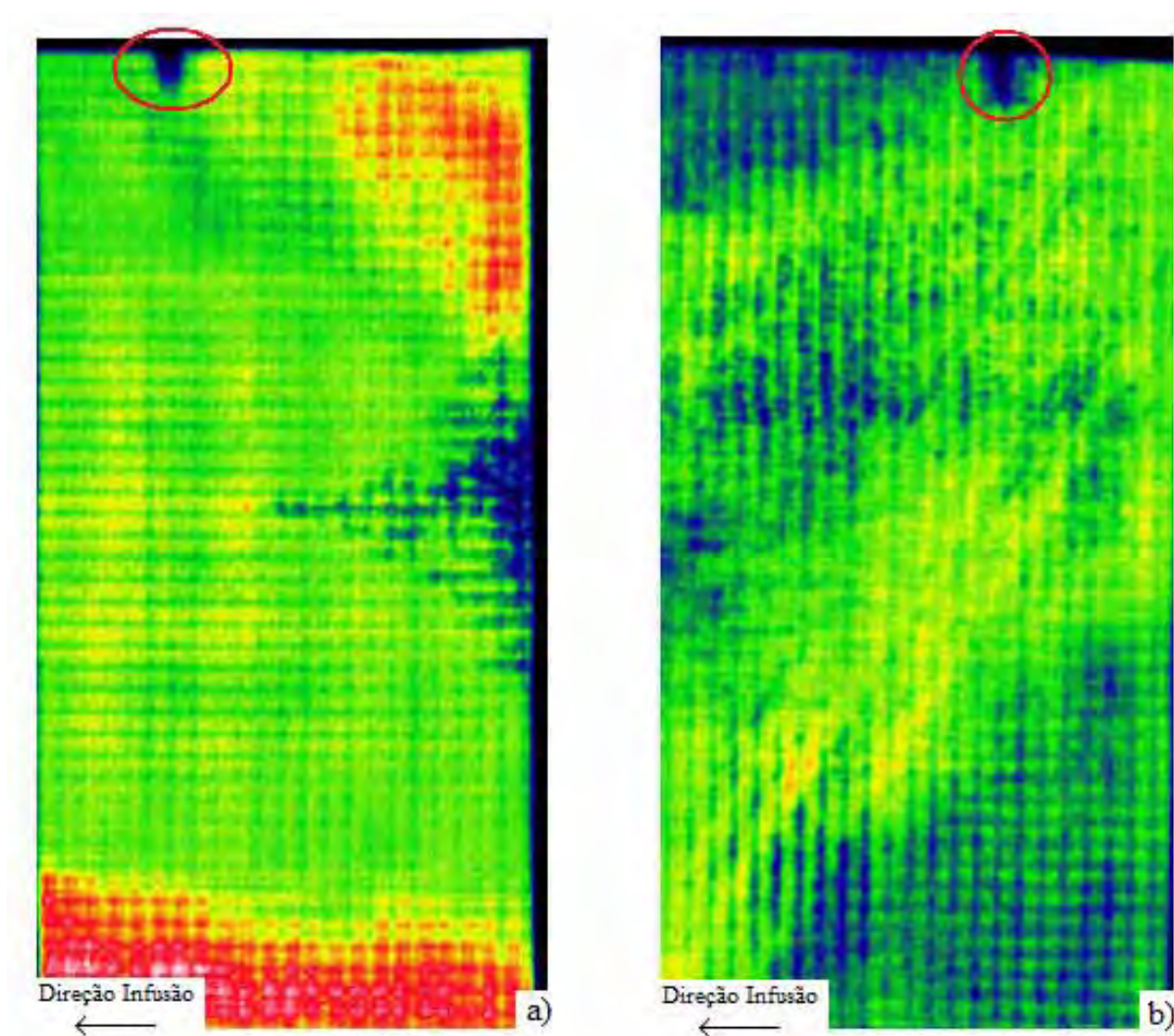


Figura 5.8 – Inspeção dos laminados com 48 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.

Avaliando-se a dispersão das cores das imagens na Figura 5.8, em forma de histograma (Figura 5.9), nota-se que há um grande desvio padrão em ambos os processos, no entanto para o laminado curado em estufa as variações de cores são mais

localizadas e tendem para o lado branco, com menor nível de atenuação do som.

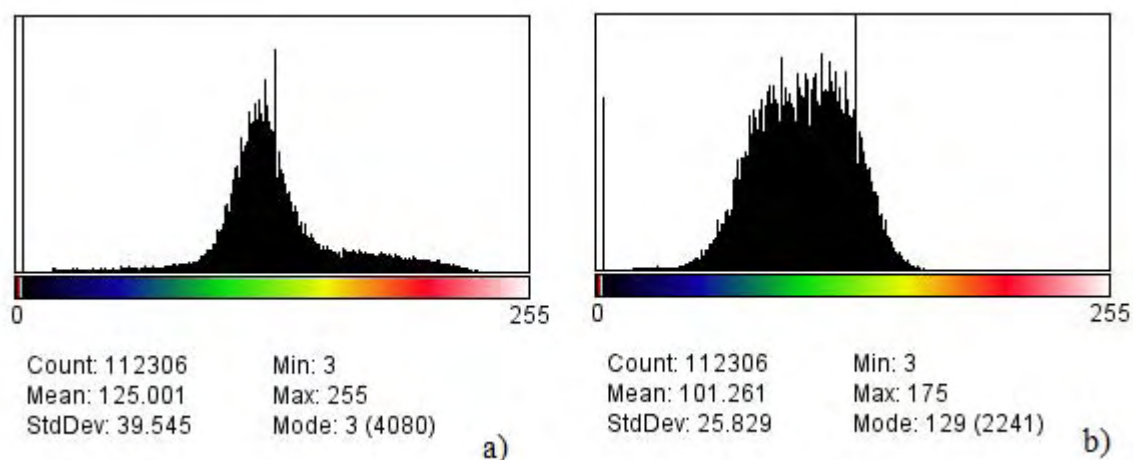


Figura 5.9 – Histograma da coloração dos pixels dos laminados com 48 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.

5.4.3 Inspeção por varredura acústica – Região com 96 camadas

Avaliando-se as imagens da Figura 5.10, em ambos os laminados é possível notar a presença dos termopares nas regiões centrais, e grande atenuação sonora, que pode ser explicada pela elevada espessura dos laminados em análise. Embora as imagens sejam bastante parecidas quando avaliadas visualmente, no entanto se analisadas com o apoio de um *software*, nota-se que o laminado curado em estufa, apresenta uma média ligeiramente maior na escala de cores (Figura 5.11), o que significa uma menor média de atenuação sonora.

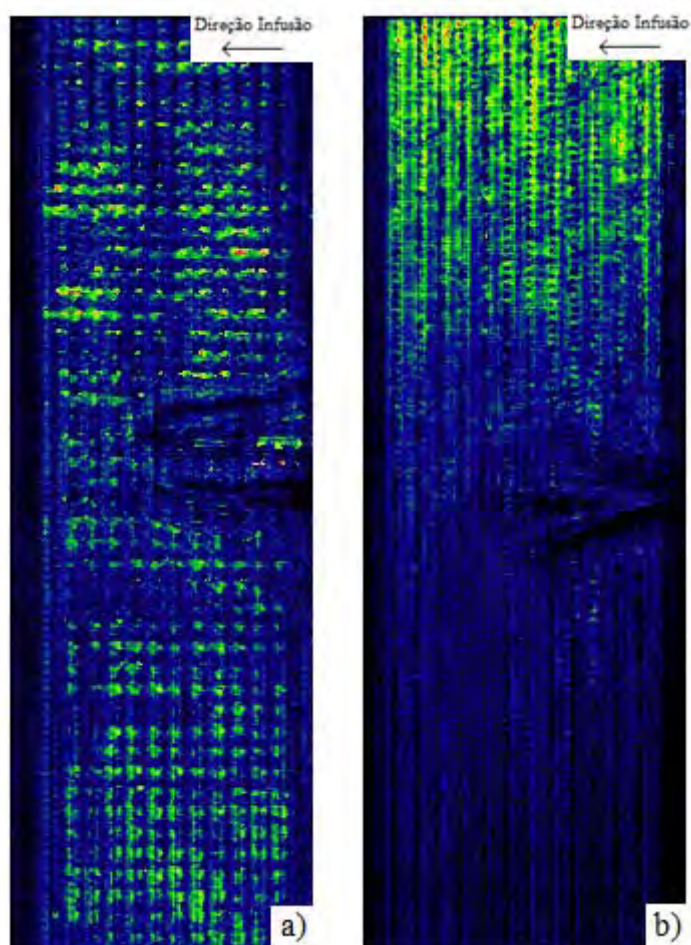


Figura 5.10 – Inspeção dos laminados com 96 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.

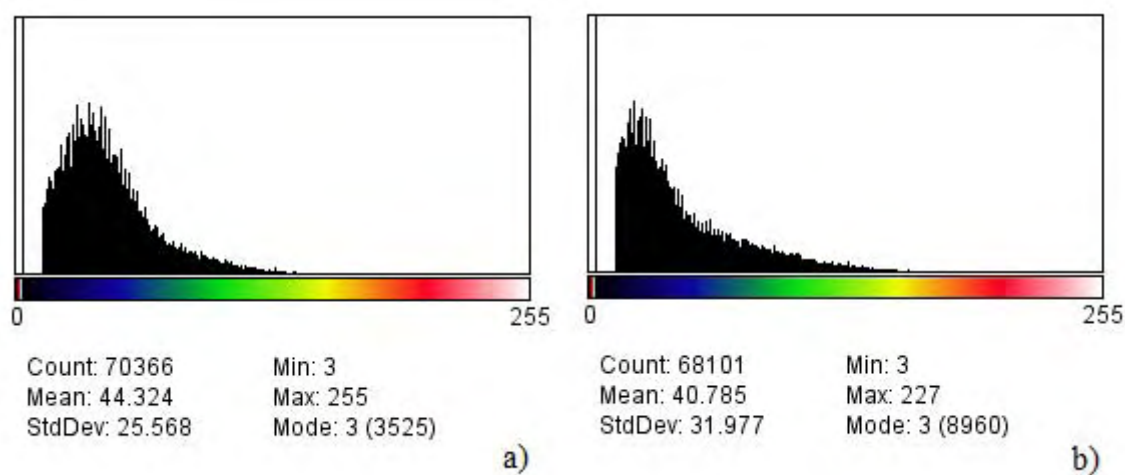


Figura 5.11 – Histograma da coloração dos pixels dos laminados com 96 camadas; a) curado em estufa e b) curado em ferramental aquecido.

5.5 Porosimetria de mercúrio

Os resultados das análises de porosimetria de mercúrio estão compilados na Tabela 5.1, na qual é possível notar que, para os laminados com 16 e 48 camadas o percentual de vazios das amostras analisadas é menor quando os laminados são curados em estufa, coincidindo com as imagens geradas pelo método de ultrassom e análises gráficas realizadas. Para os laminados com 96 camadas, o percentual de vazios da amostra é ligeiramente maior nos laminados curados em estufa e, em ambos os casos, ultrapassam o valor de 2%, o que não é desejável pela indústria aeroespacial na produção de compósitos estruturais.

Tabela 5.1 – Resultados das análises de porosimetria de mercúrio.

	% Vazios - Cura em estufa	% Vazios - Cura em molde aquecido
16 Camadas	1,0	1,7
48 camadas	0,6	2,1
96 camadas	2,9	2,5

Observa-se também que para o laminado com 48 camadas curado em estufa, o percentual de vazios não segue uma tendência, o que pode ser explicado pela indução de defeitos durante o processo de corte para obtenção dos corpos de prova ou ainda uma variação no processo de medição, uma vez que apenas uma amostra de cada laminado foi analisada.

Os gráficos da porosimetria de mercúrio, apresentados nas Figuras 5.12, 5.13 e 5.14, juntamente com os dados obtidos nas análises, permite que se determine em qual faixa de tamanho de poro está a maior concentração de vazios.

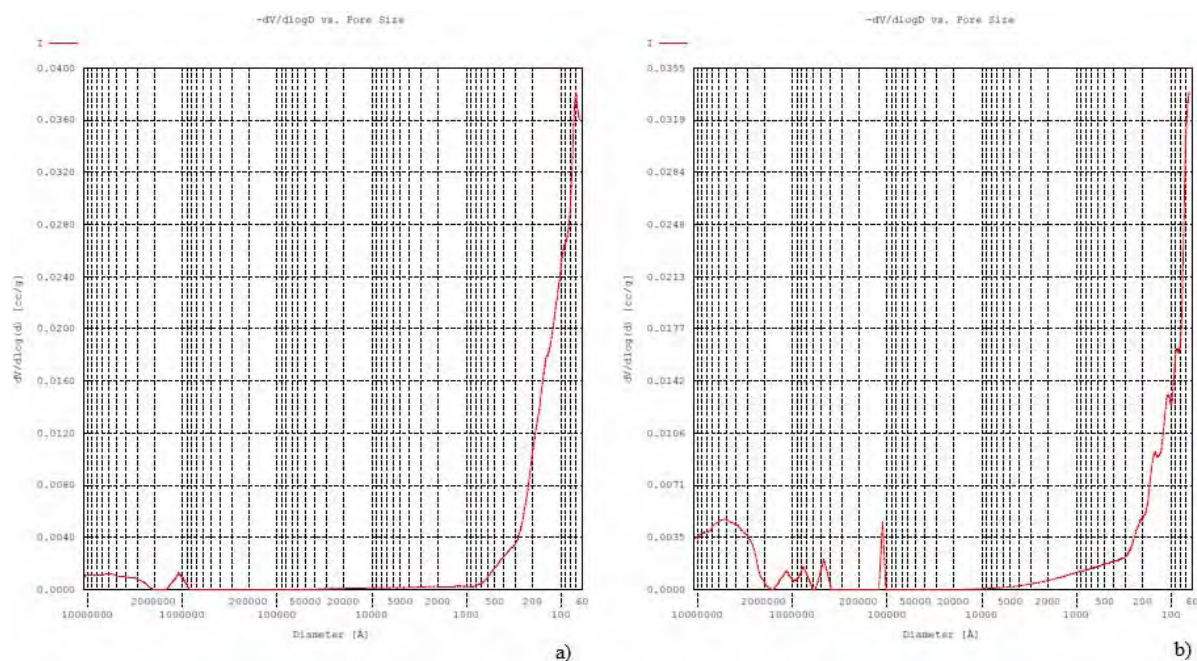


Figura 5.12 – Resultado da porosimetria de mercúrio no laminados com 16 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.

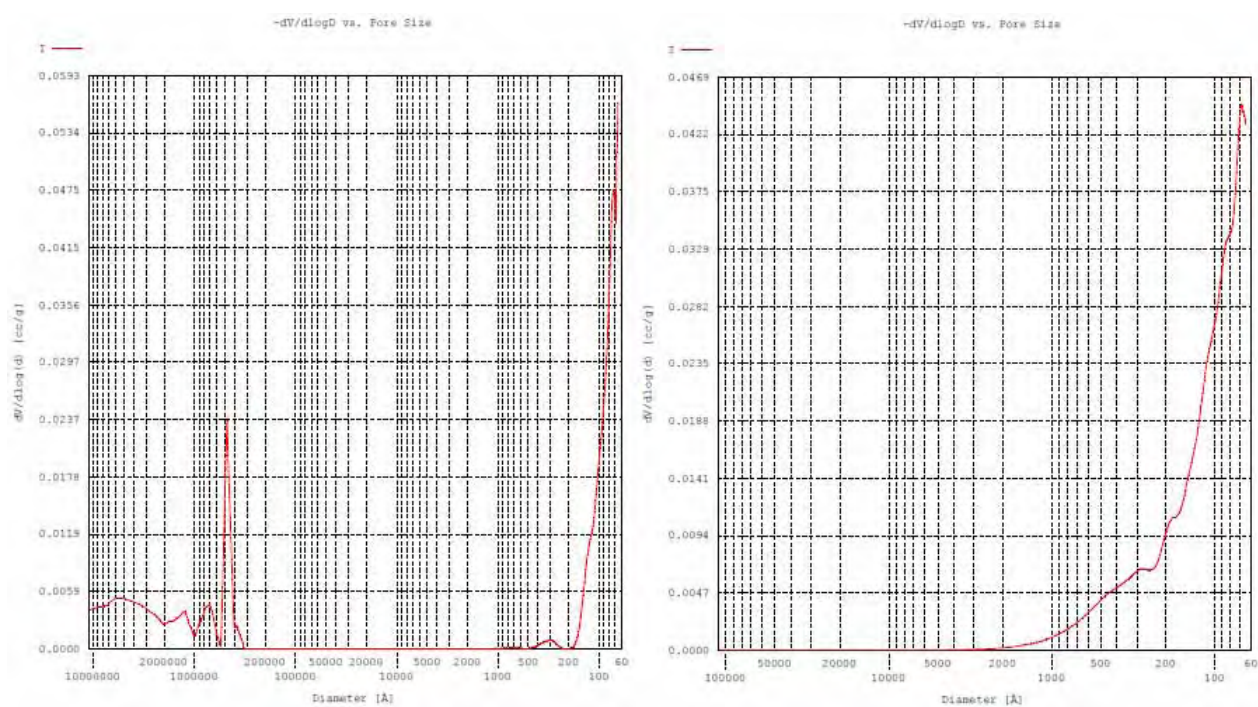


Figura 5.13 – Resultado da porosimetria de mercúrio no laminados com 48 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.

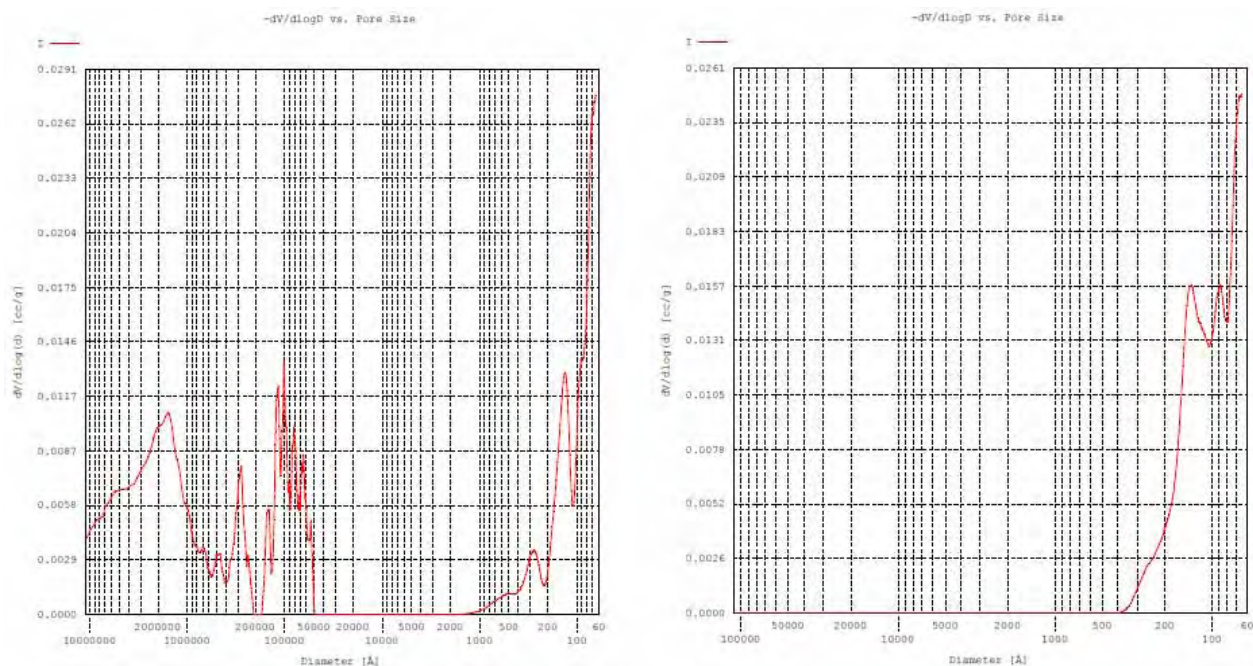


Figura 5.14 – Resultado da porosimetria de mercúrio no laminados com 96 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.

Para o laminado com 16 camadas curado em estufa, 92,2 % dos poros possuem diâmetros de até 1000 $\text{\AA}$, já no laminado curado em molde aquecido, para a mesma faixa de tamanho de poro representa 67,7% do total de vazios. Ou seja, em ambos os laminados a maior parte dos vazios possui diâmetro menor que 1000 $\text{\AA}$.

Considerando os laminados com 48 camadas, as diferenças são maiores. Para o laminado curado em molde aquecido 99,9% dos poros possui diâmetro de até 2000 $\text{\AA}$ enquanto que para o laminado curado em estufa apenas 57,6% dos poros estão nesta faixa de diâmetro, enquanto outros 40% possuem diâmetro entre 0,02 e 0,2 mm, ou seja, embora com um percentual bem menor de poros por amostra (conforme Tabela 5.1), a amostra curada em estufa possui poros significativamente maiores.

Para os laminados com 96 camadas, o curado em molde aquecido possui 93,6 % dos poros com diâmetro de até 400 $\text{\AA}$, já para o laminado curado em estufa, metade dos poros possui diâmetro entre 0,02 mm e 1 mm, mostrando novamente que o laminado curado em estufa possui maiores poros.

5.6 Digestão Ácida

Os resultados da digestão ácida estão apresentados na Tabela 5.2. É notável que os valores médios do percentual de vazios obtidos pela digestão ácida confirmam os valores obtidos pela porosimetria de mercúrio, reforçando que o laminado curado em estufa apresenta menor percentual de vazios por volume analisado em todas as espessuras. Tal análise confirma também que o laminado de 96 camadas apresenta valores bastante altos de vazios, independentemente do processo de cura.

Tabela 5.2 – Valores do percentual de vazios e de fibra em volume obtido na digestão ácida

		16 camadas		48 camadas		96 camadas	
		% Vazios	% Fibra	% Vazios	% Fibra	% Vazios	% Fibra
Cura em estufa	Amostra 1	1,4	51,1	0,9	50,9	2,5	50,0
	Amostra 2	1,0	51,0	1,2	50,9	3,0	49,8
	Amostra 3	1,4	51,1	1,1	50,8	2,5	49,8
	Média	1,3	51,1	1,1	50,9	2,7	49,9
	Desvio Padrão	0,2	0,1	0,1	0,1	0,3	0,1
Cura em molde aquecido	Amostra 1	1,6	50,6	1,6	50,2	3,0	50,2
	Amostra 2	1,9	50,7	1,8	50,6	2,3	50,0
	Amostra 3	1,0	50,8	1,2	50,6	2,9	50,0
	Média	1,5	50,7	1,6	50,5	2,7	50,1
	Desvio Padrão	0,4	0,1	0,3	0,2	0,4	0,1

Em relação aos percentuais de fibra obtidos, a variação entre os diferentes laminados foi muito sutil, com uma pequena tendência de redução do teor de fibras quando se avalia os laminados mais espessos. Embora tal tendência não seja significativa, pode ser explicada pelo sentido da injeção da resina durante o processo de manufatura dos laminados.

Embora os desvios padrão sejam relativamente baixos, vale ressaltar que tal técnica utiliza valores teóricos para efeitos de cálculo, o que pode ter certa influência sobre os resultados se for considerado que a massa específica da fibra em questão pode variar aproximadamente 10% (entre 1,67 e 1,85 g/cm³, segundo o fabricante).

5.7 Ensaio de resistência à tração

O ensaio de resistência à tração foi realizado apenas nos laminados com 16 camadas, devido à elevada carga necessária para ensaiar laminados com espessura superior a 6 mm, sendo que a carga máxima poderia ultrapassar os 100 kN. Os corpos de prova foram retirados com base nos resultados das inspeções realizadas por ultrassom, conforme mostra a Figura 5.15, visando extrair corpos de prova em faixas de atenuação conhecidas, de modo que a discussão dos resultados fosse feita considerando outras análises.

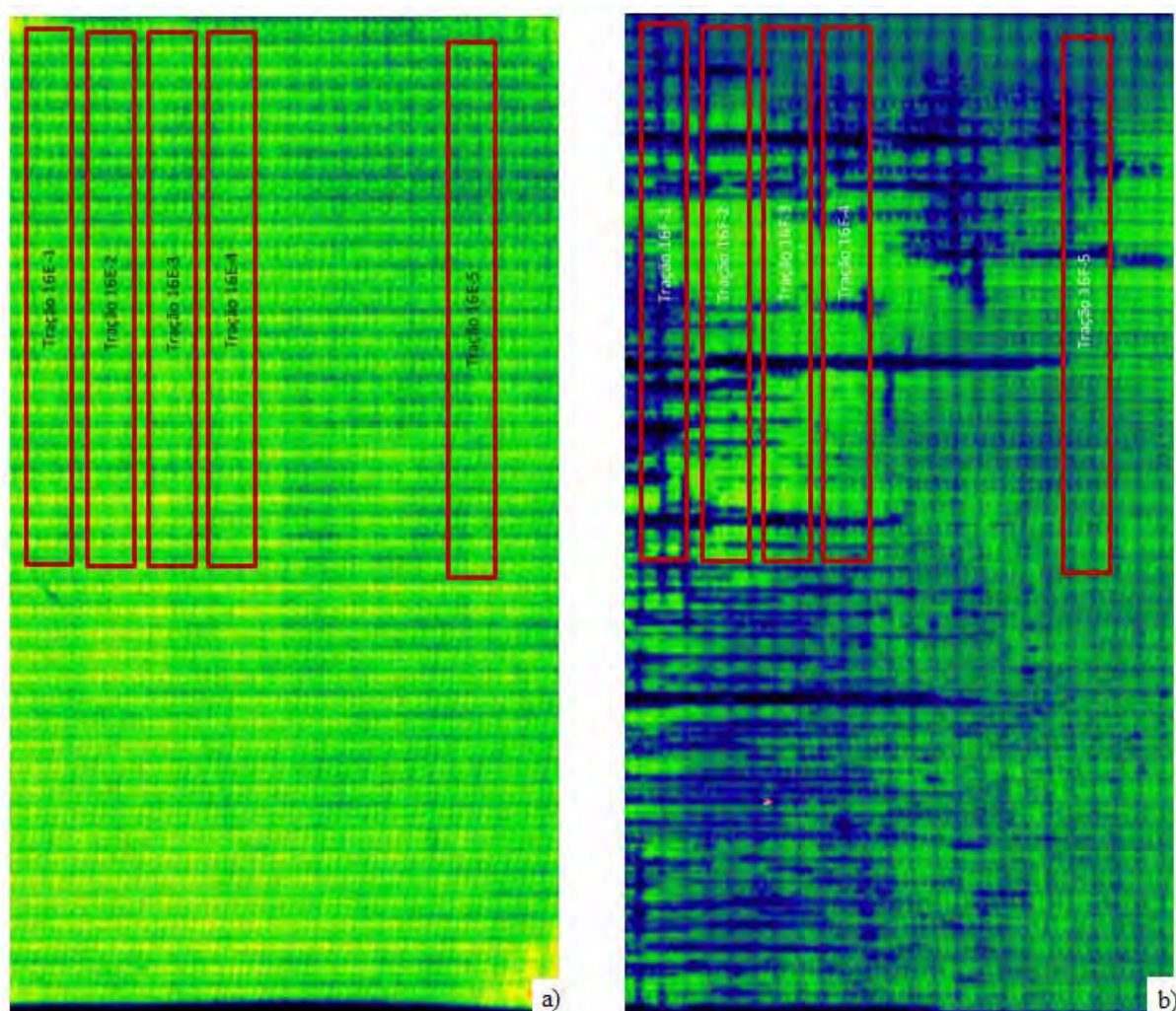


Figura 5.15 – Locais de retirada de corpos de prova de tração; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.

Na Tabela 5.3 são apresentados os resultados de resistência à tração para cada corpo de prova ensaiado.

Tabela 5.3 – Resultados dos ensaios de tração – Laminado com 16 camadas

	Código do CDP	Resistência a Tração (MPa)	Média (MPa)	Desvio Padrão
Laminado curado em estufa	16E1	609,1	589,5	36,0
	16E2	526,5		
	16E3	598,4		
	16E4	597,8		
	16E5	615,8		
Laminado curado em ferramental	16F1	486,4	505,6	19,6
	16F2	532,1		
	16F3	485,7		
	16F4	512,2		
	16F5	511,5		

É notável a diferença entre os resultados apresentados, sendo que a resistência à tração no laminado curado em estufa é significativamente maior do que a resistência apresentada pelo laminado curado no ferramental, mesmo se for considerado o maior desvio padrão. O maior valor de resistência média pode ser explicado pela distribuição homogênea de calor, conseguida com a cura do compósito em estufa, como já observado nos resultados de inspeção por ultrassom.

Como fonte de comparação externa, resultados de ensaios de resistência à tração obtidos por Oliveira (2009), com o mesmo compósito, mostram valores de resistência à tração variando entre 474 e 700 MPa.

5.8 Ensaio de resistência ao cisalhamento planar

As Figuras 5.16 e 5.17 apresentam os locais dos quais foram retirados os corpos de prova para a realização dos ensaios de cisalhamento planar.

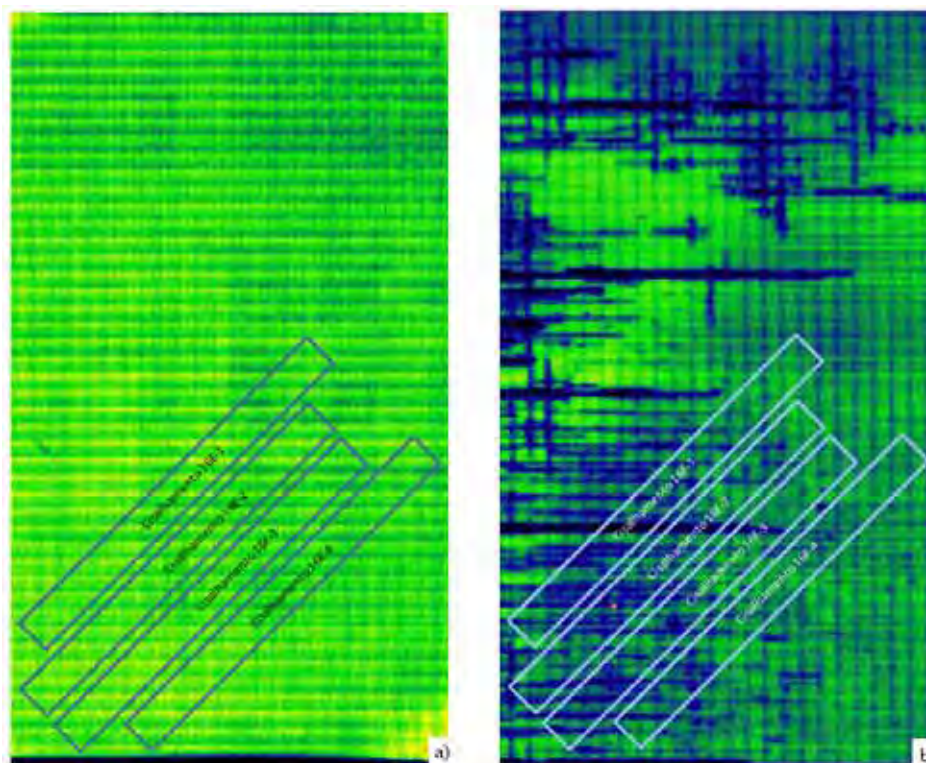


Figura 5.16 - Locais de retirada de corpos de prova de cisalhamento planar para o laminado com 16 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.

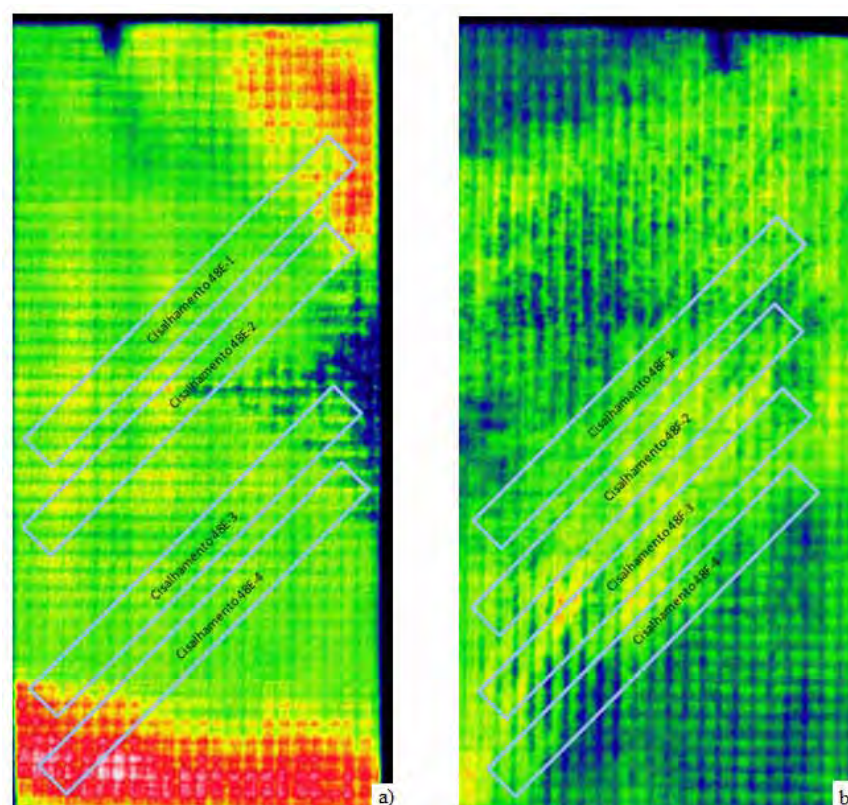


Figura 5.17 - Locais de retirada de corpos de prova de cisalhamento planar para o laminado com 48 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.

As Tabelas 5.4 e 5.5 apresentam os resultados dos ensaios de cisalhamento planar realizados nos laminados com 16 e 48 camadas, respectivamente. Em ambas é possível notar que a resistência ao cisalhamento é ligeiramente maior para o laminado curado em estufa. No entanto, se for observada que a diferença percentual entre as resistências médias ao cisalhamento dos laminados, ora curados em estufa, ora curados em ferramental, para os laminados de 16 camadas é de aproximadamente 7% e que, para os laminados de 48 camadas, é de apenas 2%. Este fato reforça o conceito de que a baixa homogeneidade do fluxo de calor tem grande influência sobre as propriedades mecânicas e sobre a variação na atenuação de sinal nos ensaios de ultrassom dos compósitos produzidos. Quanto ao desvio padrão dos resultados, embora o laminado curado em estufa tenha um valor ligeiramente maior, todos tem a mesma ordem de grandeza.

Tabela 5.4 – Resultados dos ensaios de cisalhamento planar – Laminado com 16 camadas

	Código do CDP	Resistência ao Cisalhamento (MPa)	Média (MPa)	Desvio Padrão
Laminado curado em estufa	16E1	92,1	96,8	4,2
	16E2	Erro máquina		
	16E3	98,2		
	16E4	100,1		
Laminado curado em ferramental	16F1	88,1	89,7	3,1
	16F2	86,6		
	16F3	90,3		
	16F4	93,8		

Tabela 5.5 – Resultados dos ensaios de cisalhamento planar – Laminado com 48 camadas

	Código do CDP	Resistência ao Cisalhamento (MPa)	Média (MPa)	Desvio Padrão
Laminado curado em estufa	16E1	109,7	106,2	4,9
	16E2	103,1		
	16E3	110,9		
	16E4	101,0		
Laminado curado em ferramental	16F1	98,6	103,4	4,0
	16F2	108,1		
	16F3	104,7		
	16F4	102,3		

Ao comparar as resistências ao cisalhamento entre os laminados de diferentes espessuras, nota-se que o laminado com 48 camadas possui uma resistência maior, fato este previsto na ASTM D3518. Isto ocorre, pois, conforme o número de camadas

aumenta, a contribuição negativa de duas superfícies rompidas para o carregamento total diminui, ou seja, após uma das superfícies interlaminar falhar, a carga é redistribuída para as camadas que se mantiveram intactas e como o número de camadas é maior, maior é também a chance das camadas remanescentes suportarem a carga (ASTM D3518).

5.9 Ensaios de cisalhamento interlaminar

Os corpos de prova para a realização dos ensaios de cisalhamento interlaminar foram retirados dos laminados com 16 camadas conforme as posições apresentadas na Figura 5.18.

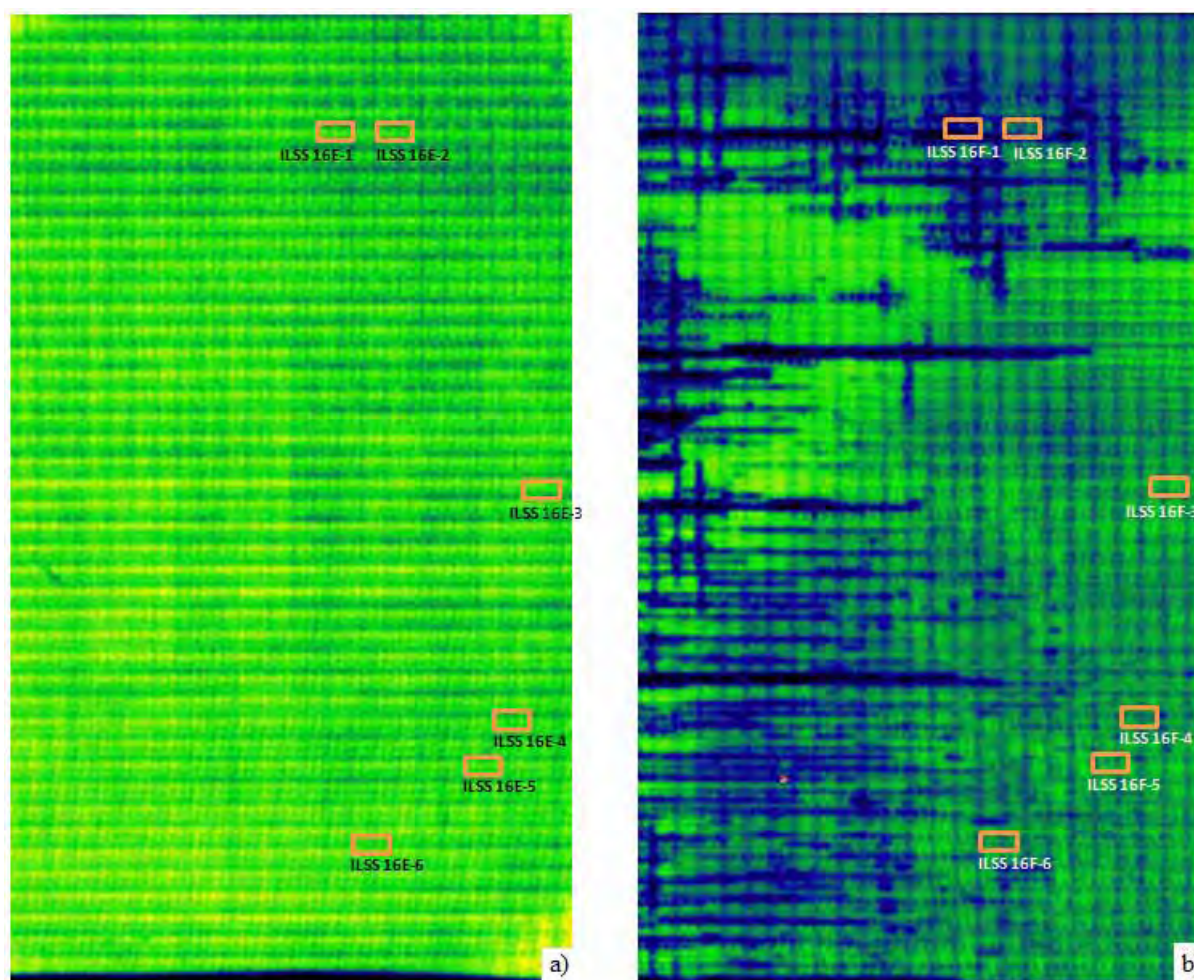


Figura 5.18 - Locais de retirada de corpos de prova de cisalhamento interlaminar para o laminado com 16 camadas; a) Laminado curado em estufa, b) Laminado curado em ferramental aquecido.

Os valores de tensão e deslocamento até a ruptura estão apresentados nas Tabelas 5.6 e 5.7 para os laminados curados em estufa e ferramental, respectivamente. É interessante notar que ao se comparar os corpos de provas curados em estufa, com os curados em ferramental aquecido, a diferença entre as tensões médias na ruptura não é significativa e fica em torno de 1,5%. No entanto, o desvio padrão para o laminado curado em ferramental aquecido é significativamente maior, fato este que pode ser explicado pela menor homogeneidade do laminado.

Tabela 5.6 – Dados de resistência ao cisalhamento interlaminar – Placa 16 camadas curada em estufa.

CDP	Tensão Ruptura(MPa)	Deslocamento (mm)
16E1	812,6	1,23
16E2	740,2	1,59
16E3	796,3	0,94
16E4	884,0	1,54
16E5	885,4	1,38
Média	823,7	1,34
Desvio Padrão	61,8	0,26

Tabela 5.7 – Dados resistência ao cisalhamento interlaminar – Placa 16 camadas curada em ferramental aquecido.

CDP	Tensão Ruptura(MPa)	Deslocamento (mm)
16F1	880,2	1,53
16F2	904,2	1,31
16F3	703,2	0,54
16F4	634,4	1,07
16F5	927,3	1,42
Média	809,8	1,18
Desvio Padrão	132,1	0,39

5.10 Análises de falha e microscopia eletrônica de varredura

Alguns dos corpos de prova ensaiados por tração e por cisalhamento planar tiveram suas superfícies de fratura avaliadas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura.

Nos ensaios de tração, tanto os laminados curados em estufa quanto os curados em ferramental aquecido, a maioria dos corpos de prova falharam de forma lateral e na parte superior, tipo LAT, conforme classificação da ASTM D3039 (Figura 5.19 a), com exceção de um corpo de prova curado em ferramental, que falhou em múltiplas áreas, sendo classificado como LMT, de acordo com a ASTM D3039 (Figura 5.19 b).

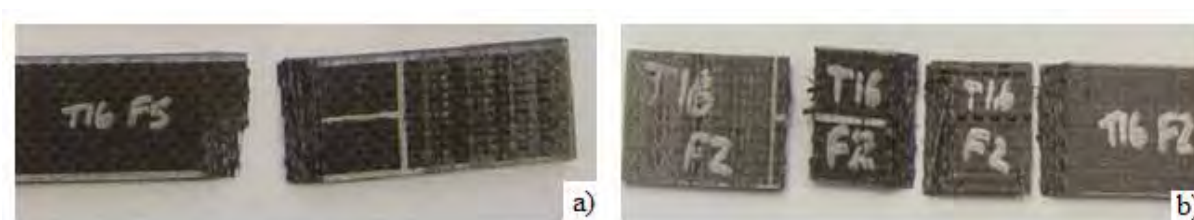


Figura 5.19 – Modos de falha ensaio de tração a) Tipo LAT b) Tipo LMT.

Na Figura 5.20 a) é possível notar a presença de *hackles* nas interfaces das laminas, que evidenciam a ocorrência de cisalhamento durante o ensaio de tração. Nota-se também a existência de superfícies transversais lisas que indicam fratura frágil da matriz. Na Figura 5.20 b) pode ser observado o arrancamento das fibras na base da matriz e também a presença de *hackles*, mesmo que em menor volume. Em ambos os casos é possível notar uma boa aderência matriz-fibra.

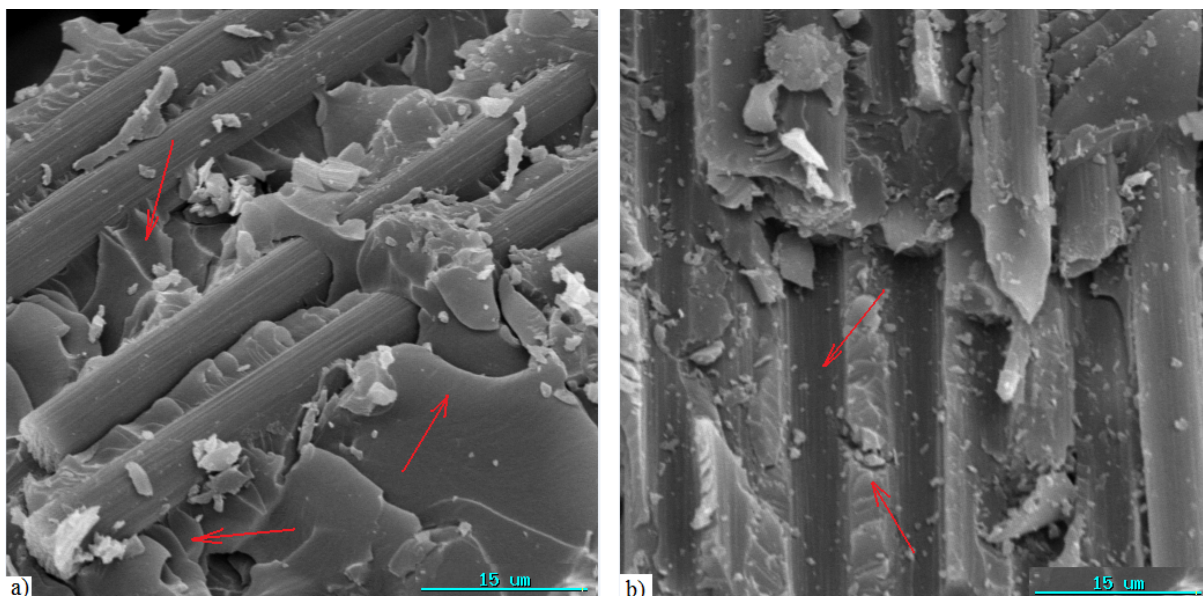


Figura 5.20 – Aspecto da fratura dos corpos de provas ensaiados por tração a) curado em estufa b) curado em ferramental aquecido – Ampliação 2000x.

A Figura 5.21 apresenta o modo de falha típico ocorrido ao submeter um laminado ao ensaio de cisalhamento planar, no qual é possível identificar a sequência de rompimento de camadas e a movimentação planar entre as mesmas.



Figura 5.21 – Modo de falha típico apresentado durante os ensaios de cisalhamento planar.

Avaliando-se as superfícies rompidas por cisalhamento dos laminados com 16 camadas no microscópio eletrônico de varredura (Figura 5.22), pode ser observadas imagens semelhantes, independente do modo pelo qual o laminado foi curado.

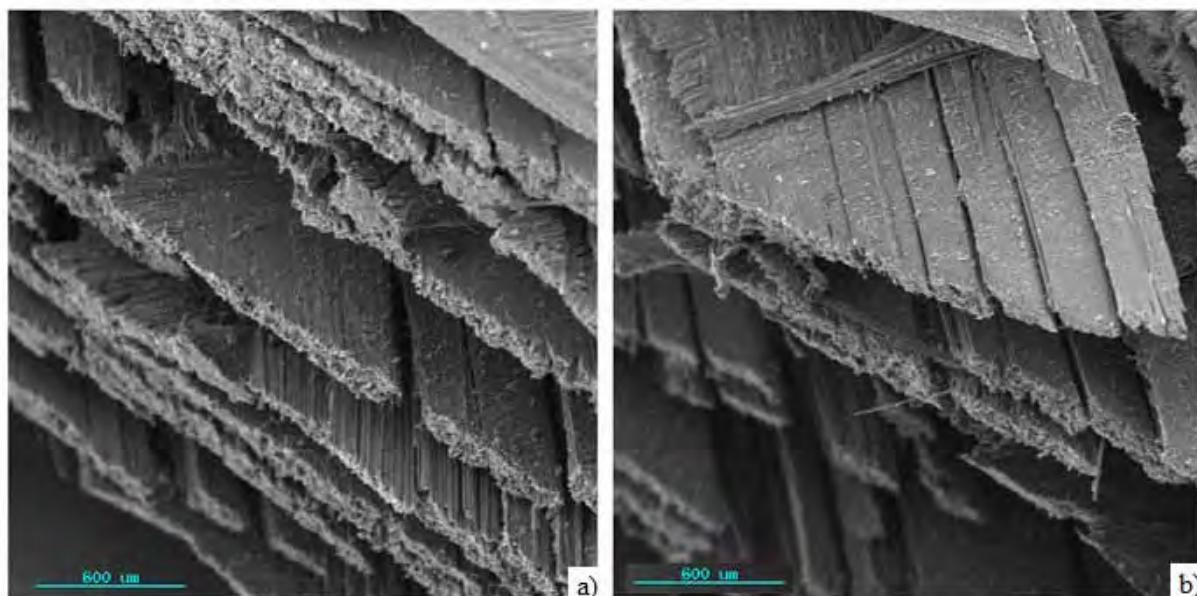


Figura 5.22 – Aspecto geral da fratura dos corpos de provas ensaiados por cisalhamento planar a) curado em estufa b) curado em ferramental aquecido - Ampliação 50x.

Ao avaliar a superfície da fratura decorrente do ensaio de cisalhamento no plano com maior ampliação, conforme a Figura 5.23, é possível observar a boa interface entre a matriz e a fibra, que mesmo após a submissão de esforços, se manteve em boa parte das fibras, tanto para os laminados curados em estufa, quanto para os curados em ferramental aquecido.

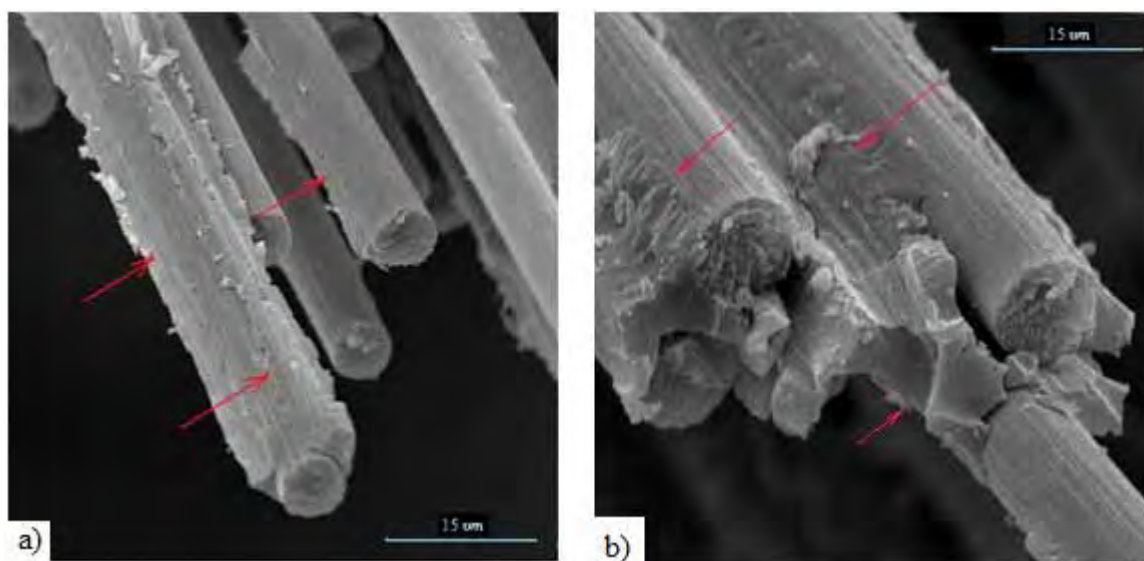


Figura 5.23 – Impregnação da matriz no reforço, após fratura por cisalhamento planar a) curado em estufa b) curado em ferramental aquecido- Ampliação 2000x.

5.11 Análise termo-dinâmico-mecânica – DMA

As análises térmicas dinâmico-mecânicas foram realizadas em cada um dos laminados com diferentes espessuras curadas ora em estufa ora pelo aquecimento do próprio molde de laminação.

5.11.1 Laminados com 16 camadas de tecido

Foram realizados seis experimentos no laminado curado em estufa e seis experimentos no laminado curado no próprio ferramental de moldagem, a fim de se avaliar as propriedades térmicas dos mesmos, em especial a temperatura de transição vítrea (T_g). A Figura 5.24 representa a curva que tipicamente se obteve após a realização dos ensaios de DMA.

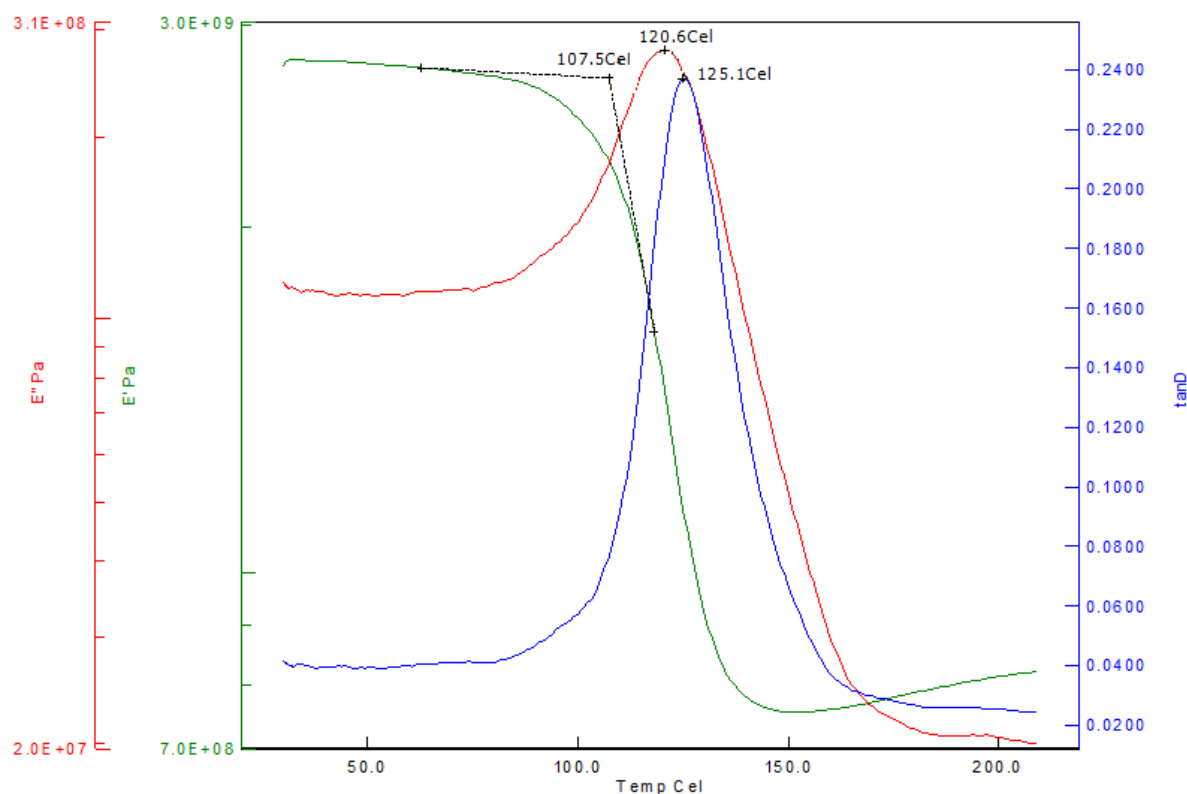


Figura 5.24 – Curva típica obtida após a realização do DMA – (Amostra 16E5)

A Tabela 5.8 sumariza os valores de Tg encontrados por diferentes métodos de cálculo (E' , E'' e $\tan \delta$) nos experimentos, para cada um dos corpos de prova retirados do laminado curado em estufa. Se for comparada a temperatura de transição vítrea média obtida pelo módulo $\tan \delta$, 126,5°C, com a Tg fornecida pelo fabricante, 132°C (Anexo A), pode ser observada uma variação muito pequena.

Tabela 5.8 – Valores da Tg em °C, para o laminado com 16 camadas, curado em Estufa

CDP	E'	E''	Tan δ
16E1	110,3	126,5	132,7
16E2	107,7	119,4	125,5
16E3	106,8	116,7	122,1
16E4	92,3	101,4	125,7
16E5	107,5	120,6	125,1
16E6	105,4	117,1	127,6
Média	105,0	117,0	126,5
Desvio Padrão	5,9	7,7	3,2

O mesmo acontece com os valores de transição vítrea obtidos para o laminado curado no ferramental de moldagem, na qual a média da Tg pelo método $\tan \delta$ fica em 134,1°C, conforme Tabela 5.9.

Tabela 5.9 – Valores da Tg em °C para o laminado de 16 camadas, curado em Ferramental

CDP	E'	E''	Tan δ
16F1	118,9	130,4	137
16F2	116,9	130,8	137,9
16F3	111,9	121,8	134,7
16F4	110,2	127,2	132,5
16F5	102,3	110,0	131,4
16F6	111	125,6	131
Média	111,9	124,3	134,1
Desvio Padrão	5,3	7,1	2,7

Porém, para ser conservador e considerando os requisitos de segurança da indústria aeronáutica, os valores de Tg considerados deveriam ser aqueles obtidos com a redução do módulo de armazenamento dos compósitos, ou seja, 105,0°C para o

laminado curado em estufa e 111,9°C para o compósito curado no ferramental, o que não apresenta variação significativa quando considerados os desvios padrão.

Quando sobrepostas as curvas dos módulos de perda E'' de amostras dos laminados curados de forma diferente, conforme a Figura 5.25, nota-se a tendência de as curvas tracejadas referentes aos módulos de perda do laminados curados em estufa, possuírem picos mais altos e ligeiramente deslocados para a esquerda. As curvas E'' representam a dissipação de energia durante o processo de relaxação das amostras, portanto picos mais altos significam mais dissipação de energia. Brocks e Cioffi (2012) atribuem aos picos de dissipação de energia, o aumento da fricção interna dos compósitos durante a execução dos testes e o deslocamento das curvas à mobilização da rede polimérica na superfície da fibra, que por sua vez é correlacionada com a adesão interfacial dos compósitos.

Embora os laminados curados em estufa, representados pelas curvas tracejadas da Figura 5.25, apresentem os picos e deslocamentos citados por Brocks e Cioffi (2012) não é possível afirmar que estes possuem uma melhor adesão interfacial, pois tal indicativo não é observado nos demais ensaios realizados.

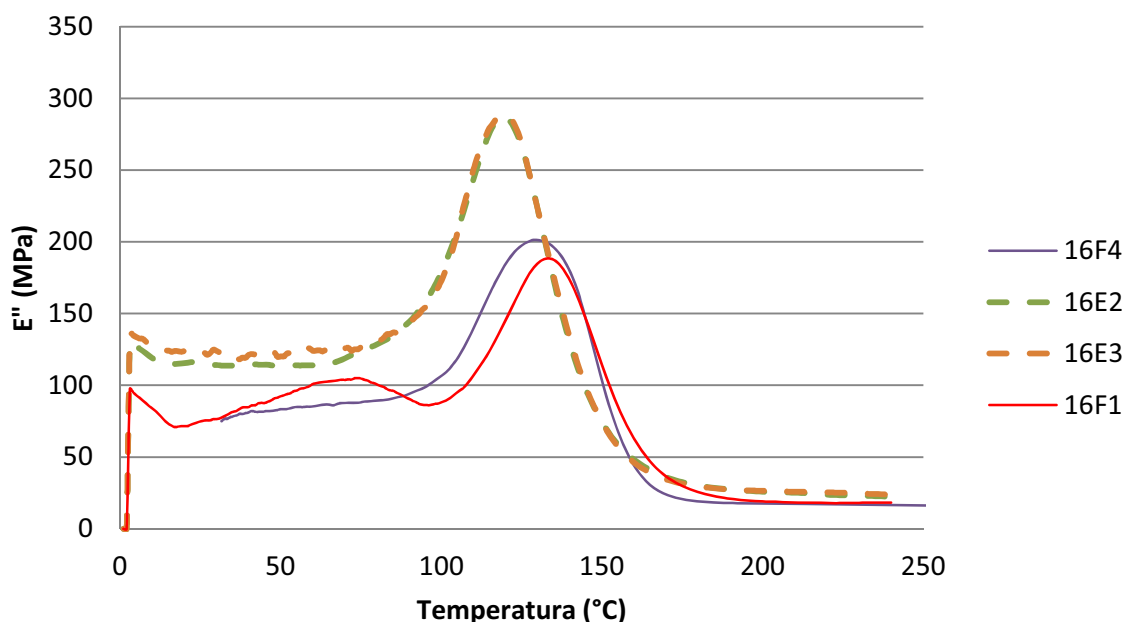


Figura 5.25 – Curvas módulo de perda x temperatura – Laminados com 16 camadas

5.11.2 Laminados com 48 camadas de tecido

Do laminado com 48 camadas foram retirados corpos de prova tanto do lado superior, quanto do lado inferior do laminado, conforme mencionado anteriormente. As Tabelas 5.10 e 5.11 compilam os valores de temperatura de transição vítrea do compósito em questão para os materiais curados em estufa e curados no próprio molde, respectivamente.

Tabela 5.10 – Valores da Tg em °C do laminado com 48 camadas, curado em estufa

	CDP	E'	E''	Tan δ
Lado superior	48EB1	118,2	128,7	132,7
	48EB2	116,1	127,5	133,2
	48EB3	115,6	128,1	133,5
	Média	116,6	128,1	133,1
	Desvio Padrão	1,4	0,6	0,4
Lado inferior	48EF1	115,7	120,8	125,5
	48EF2	109,8	119,8	126,5
	48EF3	101,5	120,1	125,3
	Média	109,0	120,2	125,8
	Desvio Padrão	7,1	0,5	0,6

Pode ser observado na Tabela 5.10 que existe uma variação de valores de Tg, considerando o E'' e o tan δ , entre o lado inferior e o lado superior, sendo maior para o primeiro, o que pode ser explicado pelas temperaturas obtidas durante o processo de polimerização da resina, conforme apresentado na Figura 5.4.

Comparando-se as temperaturas pelo modo E', não há variação significativa.

Tabela 5.11 – Valores da Tg em °C do laminado com 48 camadas, curado em ferramental

	CDP	E'	E''	Tan δ
Lado superior	48FB1	112,3	123,1	128,8
	48FB2	109,8	130,5	136,7
	48FB3	111,0	125,5	130,1
	Média	111,0	126,4	131,9
	Desvio Padrão	1,3	3,8	4,2
Lado inferior	48FF1	114,1	125,3	131,8
	48FF2	115,4	126,2	132,4
	48FF3	112,1	118,5	133,1
	Média	113,9	123,3	132,4
	Desvio Padrão	1,7	4,2	0,7

Embora os valores variem, não se pode afirmar que há uma alteração significativa nos valores da Tg entre os laminados curados em diferentes condições.

Avaliando-se o gráfico das curvas dos módulos de perda para um grupo de amostras dos laminados de 48 camadas, apresentado na Figura 5.26, não se pode dizer que há diferenças entre as energias de dissipação, pois as curvas não possuem uma tendência clara e as diferenças entre elas é pequena.

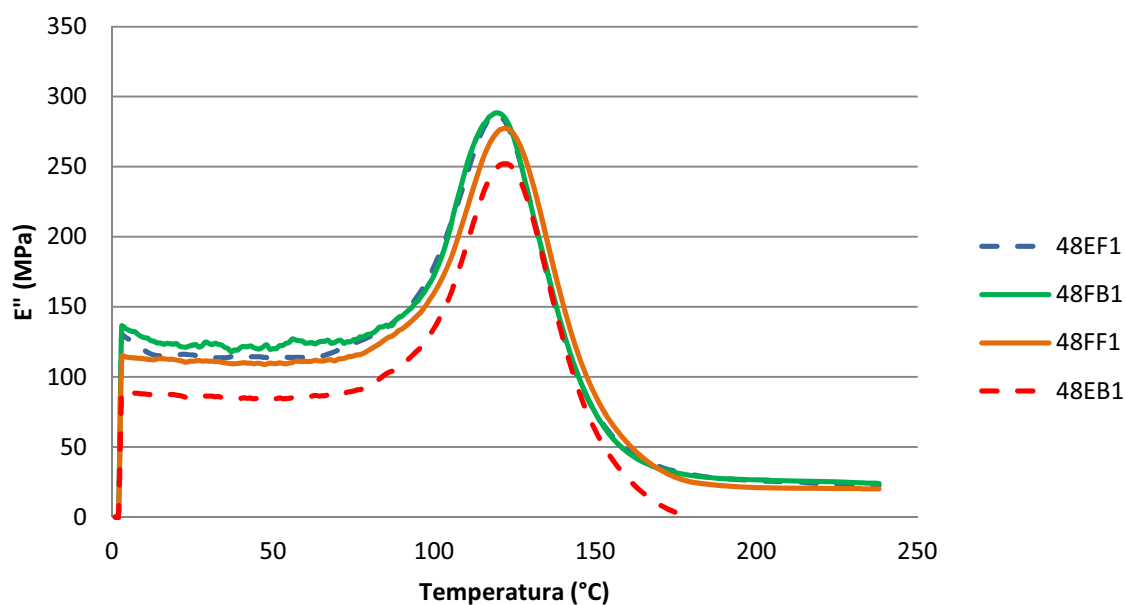


Figura 5.26 – Curvas módulo de perda x temperatura – Laminados com 48 camadas

5.11.3 Laminados com 96 camadas de tecido

Para os laminados com 96 camadas, conforme descrito anteriormente, foram retiradas amostras em três diferentes níveis: lado superior (em contato com a bolsa de vácuo), central e lado inferior (corpos de provas extraídos do lado que estava em contato com o molde durante a cura).

Os resultados das análises de DMA, de uma forma geral, independente da espessura da placa ou do processo de cura, mostram-se bastante representativos e com valores muito próximos aos obtidos nos outros laminados de diferentes números de camadas de tecidos, bem como próximos dos valores especificados pelo fabricante da resina utilizada no compósito em estudo. Os valores encontrados da Tg, bem como as médias e desvios padrão, podem ser vistos nas Tabelas 5.12 e 5.13.

Tabela 5.12 – Valores da Tg em °C para o laminado com 96 camadas curado em estufa

	CDP	E'	E''	Tan δ
Lado superior	96EB1	117,1	128,5	133,8
	96EB2	115,1	127,7	133,0
	96EB3	115,5	128,3	133,7
	Média	115,9	128,2	133,5
	Desvio Padrão	1,1	0,4	0,4
Central	96EM1 *	112,2	131,5	135,4
	96EM2	117,4	127,1	133,9
	96EM3	114,7	126,8	132,8
	Média	114,8	128,5	134,0
	Desvio Padrão	2,6	2,6	1,3
Lado inferior	96EF1	115,9	121,0	125,4
	96EF2	109,9	119,9	125,8
	96EF3	101,7	120,2	125,3
	Média	109,2	120,4	125,5
	Desvio Padrão	7,1	0,6	0,3

Tabela 5.13 – Valores da Tg em °C para o laminado com 96 camadas curado em ferramental

	CDP	E'	E''	Tan δ
Lado superior	96FB1	111,3	122,7	127,9
	96FB2	107,0	130,4	136,5
	96FB3	112,5	125,3	129,8
	Média	110,3	126,1	131,4
	Desvio Padrão	2,9	3,9	4,5
Central	96FM1 *	107,5	129,5	135,5
	96FM2	107,9	131,5	137,6
	96FM3 *	108,8	129,6	135,0
	Média	108,1	130,2	136,0
	Desvio Padrão	0,7	1,1	1,4
Lado inferior	96FF1	112,2	125,1	131,9
	96FF2	116,3	126,4	132,5
	96FF3	112,7	118,6	133,3
	Média	113,7	123,4	132,6
	Desvio Padrão	2,2	4,2	0,7

No entanto, um comportamento pouco comum em análises de DMA para compósitos poliméricos foi notado em algumas curvas dos corpos de provas retirados do centro da placa (corpos de prova 96EM1, 96FM1 e 96FM3).

A Figura 5.27 representa as curvas resultantes dos ensaios para os três corpos de prova citados, onde se observa a presença de dois picos ou transições subsequentes nas curvas de E'' e Tan δ .

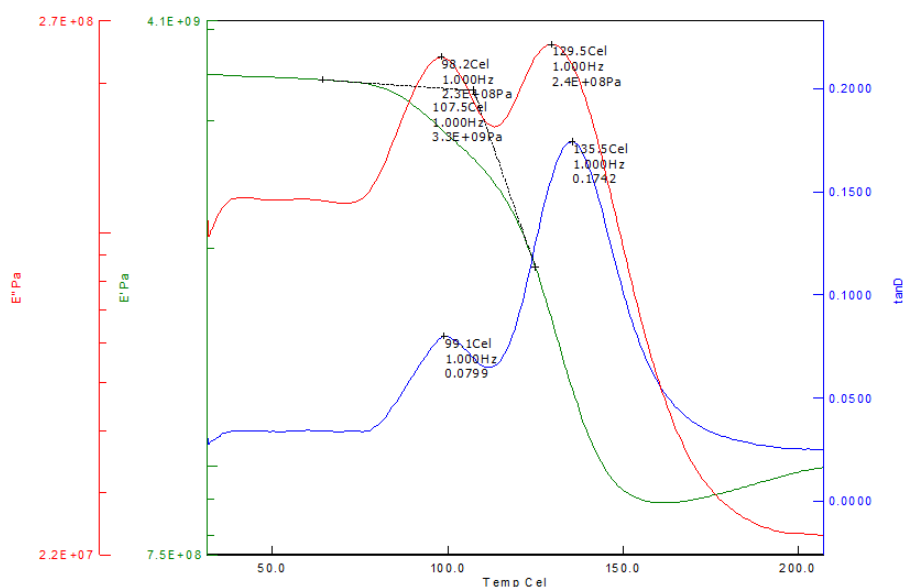


Figura 5.27 – Curva típica obtida após a realização do DMA para as amostras 96EM1, 96FM1* e 96FM3

Menard (1999) denomina tais transições como sub-Tg, também existem autores como Rohn (1995), que denominam tal tipo de transição como transição de segunda ordem ou secundárias.

Para Cheng (1993), Johari (1991) e Nelson (1994), estas subtransições estão relacionadas às propriedades do material em análise (MENARD, 1999).

Em um trabalho de caracterização desta mesma resina (SC-79), realizado por Wang, McAninch e Scala (2011), foi observado o mesmo comportamento térmico, e no estudo em questão a aparição dos picos é correlacionada à existência de 2 fases distintas na matriz.

De modo a entender melhor e confirmar se as subtransições apresentadas estavam relacionadas à existência de duas fases na matriz, como sugerido por Wang, McAninch e Scala (2011) ou relacionado à energias de reação, devido ao sobre aquecimento observado durante o processo de cura, as mesmas amostras que apresentaram as subtransições foram novamente submetidas ao ensaio de DMA e os resultados estão apresentados na Tabela 5.14 e as curvas apresentadas nas Figuras 5.28, 5.29 e 5.30.

Tabela 5.14 – Valores da Tg em °C, para o laminado com 96 camadas após re-execução do ensaio de DMA

	CDP	E'	E''	Tan δ
Estufa	96EM1	133,2	147,1	152,5
Ferramental	96FM1	133,6	149,1	156,5
	96FM3	128,1	150,0	156,3

A reaplicação dos ensaios de DMA nas amostras que apresentaram as subtransições resultou em valores da Tg superiores aos valores obtidos no primeiro ensaio e sem a presença de subtransições. O fato das subtransições não mais se apresentarem na repetição do ensaio e com um valor de Tg maior, levam ao indicativo de que estas estavam relacionadas ao estado de concentração de tensões térmicas, ou ainda relacionadas ao arranjo polimérico resultante do processo de cura com sobre aquecimento. Outra hipótese é que devido à espessura considerável do laminado, a polimerização não foi completa e com a dupla-varredura realizada a história térmica

do material foi eliminada e teve influência nos valores viscoelásticos dos compósitos.

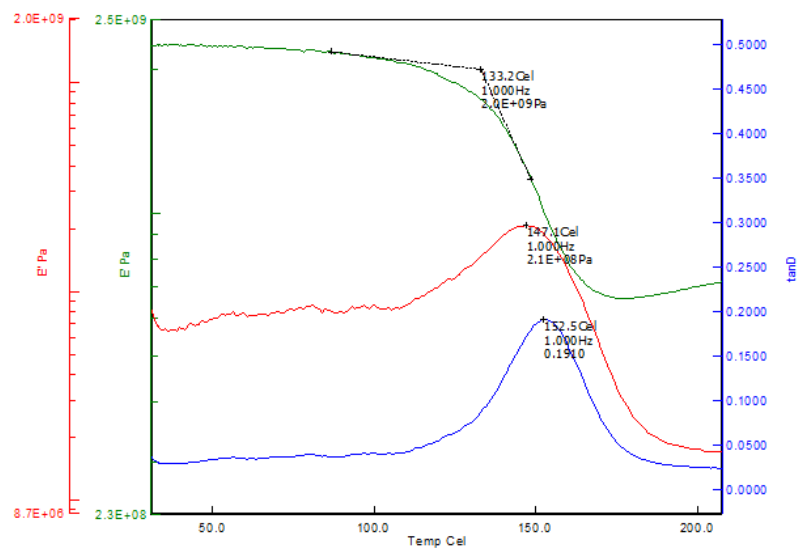


Figura 5.28 – Curvas obtidas após a reaplicação do DMA na amostra 96EM1

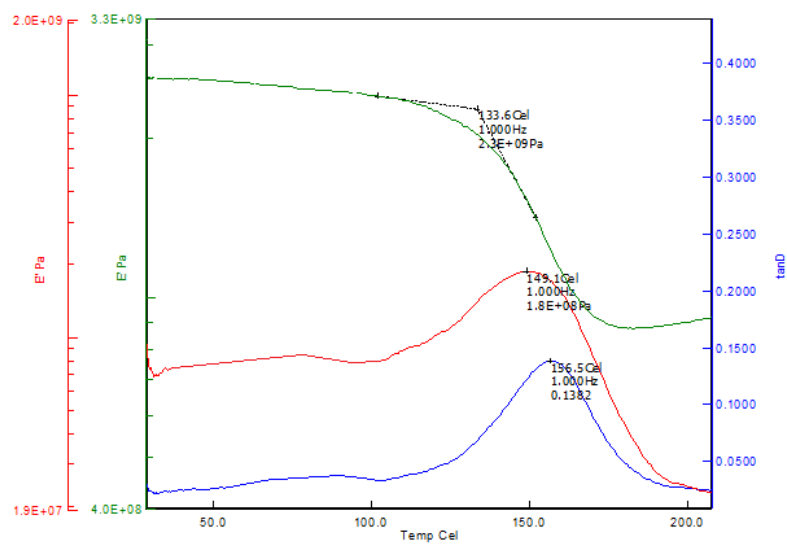


Figura 5.29 – Curvas obtidas após a reaplicação do DMA na amostra 96FM1

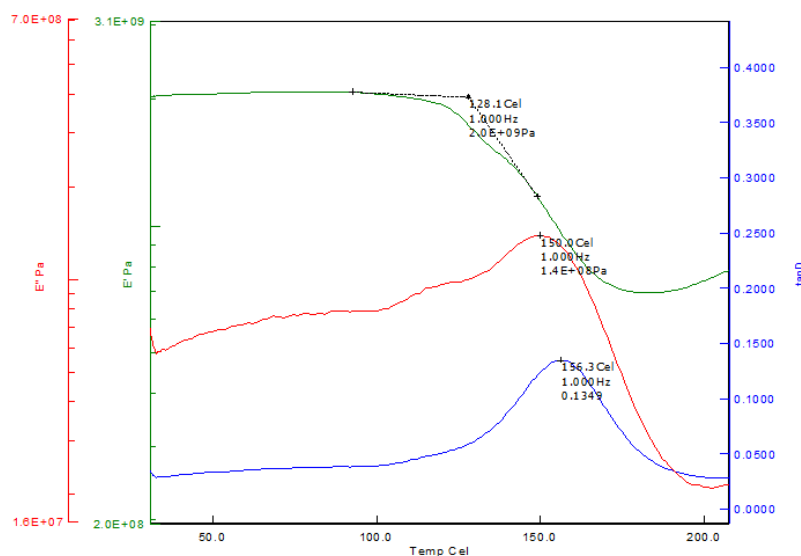


Figura 5.30 – Curvas obtidas após a reaplicação do DMA na amostra 96FM3

Com o objetivo de eliminar a dúvida quanto ao motivo da existência dos dois picos, foi realizado um teste de DSC com uma amostra retirada do centro da placa mais espessa. Neste ensaio foram realizados dois ciclos seguidos de temperatura, partindo da temperatura ambiente até a temperatura de 250°C, de modo que as curvas pudessem ser comparadas. O resultado é apresentado na Figura 5.31, onde nota-se que a curva do primeiro ciclo é muito similar à curva do segundo ciclo realizado.

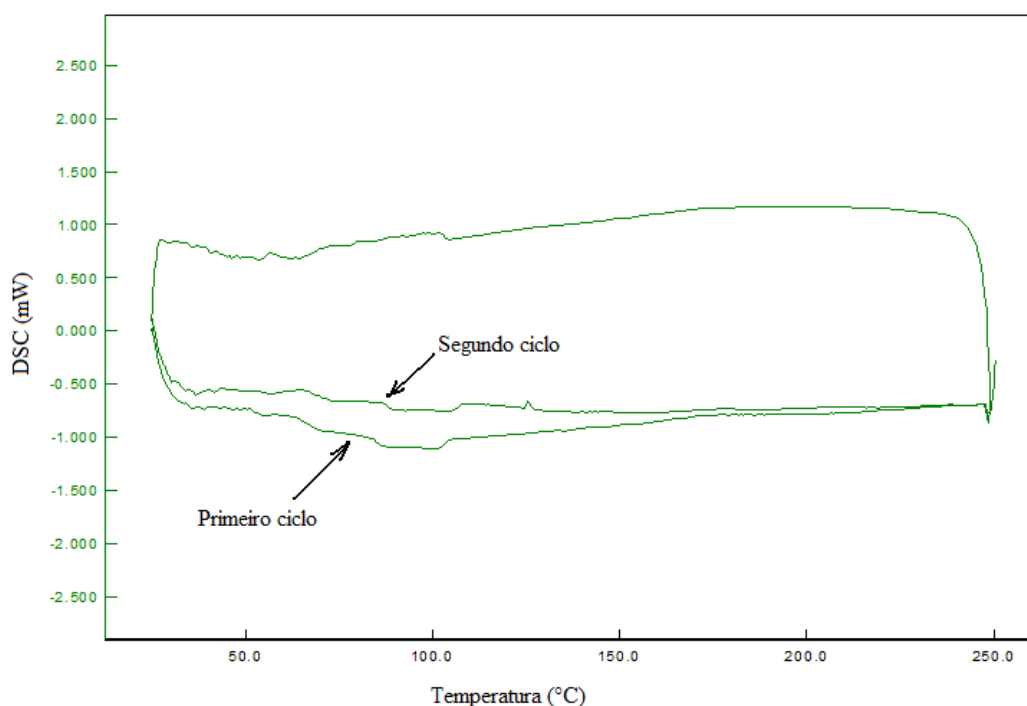


Figura 5.31 – Curvas do ensaio de DSC realizado em amostra retirada do centro da placa de 96 camadas

Este fato elimina a possibilidade de que a existência dos dois picos apresentados nos testes de DMA possa estar correlacionada à polimerização incompleta da resina, e reforça a tese de que, as subtransições estão correlacionadas à existência de tensões internas do compósito, provavelmente oriundas do processo complexo de cura na região mais espessa do laminado.

6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos nos ensaios mecânicos, nas análises térmicas e nas avaliações de porosidade, pode-se afirmar que, embora pequena, exista uma influência do processo de cura sobre as propriedades dos compósitos produzidos.

Quando comparadas as propriedades do laminado curado em estufa com as propriedades do laminado curado através do aquecimento do molde, nota-se que o laminado curado em estufa leva vantagem, que pode ser atribuída à maior homogeneidade do fluxo de calor durante o processo de cura.

Resultados de análises por microscopia de inspeção acústica mostram que o nível médio de atenuação do ultrassom é maior nos laminados curados através do aquecimento do molde, indicando uma maior presença de imperfeições e vazios em tais laminados. Tal conclusão é confirmada quando comparados os resultados das análises realizadas por digestão ácida e porosimetria de mercúrio.

Quanto ao comportamento mecânico, a média da resistência à tração nos laminados com 16 camadas, curados em estufa é 589,5 MPa, enquanto que para os laminados curados no próprio molde é de 505,4 MPa, representando uma redução de 14%. Para os laminados de 16 camadas, a resistência ao cisalhamento planar é 7% maior nos laminados curados em estufa, e para os laminados de 48 camadas, a cura em estufa resultou em uma resistência ao cisalhamento planar 2% maior.

Quanto ao comportamento térmico não há grande diferença entre as médias das temperaturas de transição vítrea, quando comparados os diferentes métodos de cura.

Com relação às diferentes espessuras de laminados produzidos, foi observado que há um acréscimo no nível de porosidade, quando o processo VARTM é utilizado para a produção de laminados com mais de 48 camadas, o que pode influenciar diretamente as propriedades mecânicas do mesmo. Considerando os valores das análises de porosimetria e digestão ácida e que o limite de vazios aceitável para compósitos estruturais na indústria é de no máximo 2% em volume, dificilmente poderia se utilizar do processo de VARTM para a produção de laminados com mais de 48 camadas. Outro fato que reafirma tal declaração é que as análises térmicas nos laminados com 96 camadas mostram que estes não estão completamente curados.

7 REFERÊNCIAS

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

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

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D 3171**: Constituent Content of Composite Materials. United States, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D 3518**: Standard test method for in-plane shear response of polymer matrix composite materials by tensile test of a +/- degree laminate. Washington, 2007.

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

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

ANCELOTTI, A. C. J. **Efeitos da Porosidade na Resistência ao Cisalhamento e nas Propriedades Dinâmicas de Compósitos de Fibra de Carbono/Resina Epóxi**. 203 f. Tese de mestrado – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos. 2006.

ANDREUCCI, R. . **Aplicação Industrial: Ensaio por Ultrassom**. (ABENDE). Ed. Julho 2003.

Associação Brasileira de Materiais Compósitos. Disponível em: <<http://www.abmaco.org.br/>>. Acesso em: 03 maio, 2011.

BAKER, A. A.; DUTTON, S.; KELLY, D. **Composite Material for Aircraft Structures**. 2.ed. Reston: AIAA, 2004. 597p.

BOTELHO, E. C.; REZENDE, M. C. Caracterização Mecânica de Compósitos de Poliamida/Fibra de Carbono Via Ensaio de Cisalhamento Interlaminar e de Mecânica da Fratura. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, vol. 12, nº 3, p. 153-163, 2002

BRAY, D. E.; STANLEY, R. K. **Non Destructive Evaluation: A tool in design, manufacturing and service**. Revised edition. Boca Raton: CRC Press, 1996. 566p.

BROCKS, T.; CIOFFI, M. O. H. Influence of interfacial adhesion on flexural strength of structural composites. **1ST Brazilian Conference on Composite Materials – BCCM1**. Natal RN, July 16-19, 2012.

BRUNETTI, F. **Mecânica dos Fluidos**. 2. Ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008. 431p.

CALLISTER JR, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7.ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2008. p.422-454.

CAMPBELL, F. C. **Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials**. London: Elsevier, 2006. p. 274-345.

CANEVAROLO, S. V. Jr., **Técnicas de Caracterização de Polímeros**. São Paulo: Artliber Editora, 2003. p.209-299

CHANG, C.Y.; HOURNG, L.W.; CHOU, T.Y. Effect of Process Variables on the Quality of Compression Resin Transfer Molding. **Journal of Reinforced Plastics & Composites**, v. 25, p. 1027–1037, 2006.

CHUNG, H. P.; LEBEL, A.; SAOUAB, A.; BREARD, J.; LEE, W. Modeling and simulation of voids and saturation in liquid composite molding processes. **Composites: Part A**, vol. 42 p. 658–66, 2011.

COSTA, M. L.; ALMEIDA, S. F. M.; REZENDE M. C. Resistência ao cisalhamento interlaminar de compósitos com resina epóxi com Diferentes Arranjos das Fibras na Presença de Vazios. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, vol. 11, nº 4, p. 182-189, 2001

COSTA, M. L., REZENDE, M.C, ALMEIDA, S.F.M. Influence of Porosity on the Interlaminar Shear Strength of Carbon/Epoxy and Carbon/Bismaleimide Fabric Laminates. **Composite Science and Technology**, v. 61,p. 2101-2108, 2001.

DAVIE, A.E. Advanced resin infusion composite manufacturing processes. **Comtek Advanced Structure**. In: 6TH CANCOM – Canadian International Conference on Composites, 2007.

DULLIEN, F. A. L. **Porous Media: Fluid Transport and pore structure**. 2nd ed. New York: Academic Press, 1992. 574p.

DURÃO, L. M. P., TAVARES, J. M. R.S., MARQUES, A. T., FREITAS, M., MAGALHÃES, A. G., Caracterização de Danos de Maquinagem em Placas Compósitas, **APMTAC**, Portugal, 2004.

FERRARI, V. C. G. M.; Lourenço, V. L.; Dutra, R. C. L.; Diniz, M. F.; Azevedo, M. F. P.; David, L. H... Caracterização de um pré-impregnado aeronáutico por FT-IR e análise térmica. **Polímeros**, Epub August 14, 2012.

FRANCO, L. A. L. **Análise fractográfica de compósitos poliméricos estruturais**. Dissertação de Mestrado. Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2003.

FRANCO, L.A.L; BOTELHO, E.C.; CÂNDIDO, G.M.; REZENDE, M.C. Análise fractográfica do modo de falha de compósitos carbono/epóxi. **Revista Matéria** vol.14 no.1 2009.

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**, 37, 2006, p. 222-228.

GERMAN, R. M. Particle Packing Characteristics. Princeton: **Metal Powder Industries**, 1989. 275p.

GILLIOT, A. Impact tolerance: a challenge for liquid resin infusion and materials. **SAMPE Europe**, 2008, Augsburg.

GIOLITO, I. Desenvolvimento, classificação e aplicações dos métodos termoanalíticos. **Química Industrial**, Rio de Janeiro, n.663, p.12-20,1988.

GIOLITO, I.; IONASHIRO, M. A nomenclatura em análise térmica – parte II. **Cerâmica**, São Paulo, v.34, n.225, p.163-164, 1988.

GOLDSTEIN J.I., NEWBURY D.E., ECHLIN P., JOY D.C., FIORI G., LIFSHIN G. **Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis**. 2ND Edition, New York: Plenum Press, 1992. 820p.

GOVIGNON, Q., BICKERTON, S., MORRIS, J. e KELLY, P. A., “Full field monitoring of the resin flow and laminate properties during the resin infusion process”, **Jornal Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, n.39, p.1412-1426, 2008.

GREGG, S.; SING, K. S. W. **Absorption, Surface Area and Porosity**. 2nd ed. London: Academic Press, 1982. 52p.

GRUJICIC, M.; CHITTAJALLU, K.M.; SHAWN, W. - Non-isothermal preform infiltration during the vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM) process. **Surface Science**, v. 245, p.51–64, 2005.

HAYASHI, K. Research in the application of the VARTM thechnique to the fabrication of primary aicraft composite structures. **Mitsubish Heavy Industries**. Dec. 2005.

ILVEWICZ, L. B.; HOFFMAN D. J.; FAWCETT A. J.; Composite Applications in Commercial Airframe Structures - **Comprehensive Composite Materials**, v.6, p. 87-119, 2000.

IONASHIRO, M. **Fundamentos da Termogravimetria, Análise Térmica Diferencial, Calorimetria Exploratória Diferencial**. São Paulo: Giz Editorial, 2004. 89p.

JENSEN, B. J.; CANO, R. J.; HALES, S. J.; ALEXA, J. A.; WEISER, E. S. Fabrication of fiber metal laminates by non-autoclave processes. **SAMPE Technical Conference**, June 5-7, Baltimore, MD. 2007.

JOHNSON, R.J.; PITCHUNANI, R. Simulation of active flow control based on localized perform heating in a VARTM process. **Composites: Part A**, n. 37, p. 1815-1830, 2006.

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

KAYNAK, C.; AKGUL, E.; ISITMAN, N. A. Effects of RTM mold temperature and vacuum on the mechanical properties of epoxy/glass fiber composite plates. **Journal of Composite Materials**, v.42, n.15, p.1505-1521, 2008.

KAYNAK, C.; KAS, Y.O. Effects of Injection Pressure in Resin Transfer Molding of Woven Carbon Fiber/Epoxy Composites. **Polymers and Polymer Composites**, v. 14, p. 55–64, 2006.

KOCIS, S.; FIGURA, Z. **Ultrasonic Measurements and Technologies**. London:Chapman & Hall, 1996.

KOOTSOOKOS, A.; BURCHILL, P. J. The effect of degree of cure on the corrosion resistance of vinyl ester / galss fibre composites. **Composites: Part A** n. 35, p. 501-508, 2003.

KUENTZER, N.; SIMACEK, P.; ADVANI, S.G.; WALSH, S. Correlation of void distribution to VARTM manufacturing techniques. **Composites: Part A**, n. 38, p. 802 – 813, 2007.

LEE, C. L.; WEI, K. H. Resin tranfer molding (RTM) process of high performance epoxy resin. **Polymer Engineering and Science**, v.40, n.4, p. 935-943, 2000.

LEVY, F. N.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais: ciência e tecnologia**. 1.ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006. 309p.

LUCAS E. F.; SOARES B. G.; MONTEIRO E. E. **Caracterização de polímeros. Determinação de Peso Molecular e Análise Térmica**. Rio de Janeiro: E-Papers, 2001. 366p.

MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R.D. **Composite Materials: Engineering and Science**. 1.ed. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2006. 470p.

MAZUMDAR, Sanjay K. **Composite Manufacturing: materials, product and process engineering**. 1 ed. Boca Raton: LLC, 2001. 392p.

MANNHEIMER, Walter A. **Microscopia dos materiais: Uma introdução**. Rio de Janeiro: E-papers Serviços Editoriais, 2002. 221p.

MANSON, J. A.; WAKEMAN, M. D.; BERNET, N. Composite Processing and manufacturing – An Overview. **Comprehensive Composite Materials**, v. 2, p. 577-607, 2000.

MASON, K. F. Autoclave quality outside the autoclave? High Performance Composites. Disponível em: <<http://www.compositesworld.com/articles-quality-outside-the-autoclave.aspx>>. Acesso em: 03 maio, 2011.

MENARD, K. P. **Dynamic mechanical analysis : a practical introduction**. Nova York: CRC Press, 1999. 205p.

MENCZEL, J. D.; PRIME, R. B. **Thermal Analysis of Polimers**. New Jersey: Wiley, 2009. 688p.

LI, M.; WANG, S.; GU, Y.; LI, Y., POTTER, K.; ZHANG, Z. Evaluation of through-thickness permeability and the capillary effect in vacuum assisted liquid molding process. **Composites Science and Technology**, n. 72 p. 873–878, Fev. 2012

MOURA, M. F. S.; MORAIS, A. B.; MAGALHÃES, A. G. **Materiais Compositos – Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico**. 2.ed. Porto: Publindústria, Edições Técnicas, 2005. 369p.

MORGAN, P. **Carbon Fibers and their Composites**. 1. Ed. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 2005. 1153p.

MORRIS, A. S. **Measurement and Instrumentation Principles**. Third Edition. Woburn: Butterworth-Heinemann, 2001. 464p.

OLIVEIRA, T. S. Caracterização de Compósitos Produzidos por VARTM para Aplicação Aeronáutica. **Relatório FAPESP**, processo nº 2008/02608-8.

PADMANABHAN S. K., PITCHUMANI R., Stochastic Modeling of Nonisothermal Flow during resin transfer molding processes. **International Journal of Heat Mass Transfer**, n.42 p. 3057-3070, Jul. 1999.

POLI, D. L.; SOVINSKI, M. F. Determination of Fiber Volume in Carbon/Cyanate Ester Composites Using Thermogravimetric Analysis. **National Aeronautics and Space Administration, NASA**. 2007.

PRADO, V. J. S. **Moldagem de compósitos pelo processo de infusão de resina: correlação de propriedades**. 188f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica). Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2009.

REZENDE, M. C.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. **Compósitos estruturais: tecnologia e pratica**. São Paulo: Artliber, 2011. 396p.

REZENDE, M. C.; BOTELHO, E. O. Uso de compósitos estruturais na indústria aeroespacial. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v.10, n.2, p.239-288, abr/jun. 2000.

ROHN, C. L. **Analytical Polymer Rheology**. New York: Hanser-Gardener, 1995. 203p.

SANTIN, J. L. **Ultra-som, Técnica e Aplicação**. 2.ed. Curitiba: Artes Gráficas e Editora Unificado, 2003.

SCHMIDT, T.M. ; GOSS T.M. ; AMICO, S.C. ; LEKAKOU, C. Permeability of hybrid reinforcements and mechanical properties of their composites moulded by resin transfer moulding. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 28, p. 2839-2850, 2009.

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

WANBERG, J. **Composite Material Fabrication Handbook**. Stillwater: Wolfgang, 2009. 144p.

WANG, M. L.; McANINCH, I. M.; SCALA, J. J. Materials characterization of high-temperature epoxy resins: SC-79 and SC-15/SC-79 blend. **Army Research Laboratory**, ARL-TR-5484, 2011.

WEBB, P.A., ORR, C., 1997. **Analytical Methods in Fine Particle Technology**. Norcross: Micromeritics Instrument Corporation, 1997. 301p.

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

YASHIRO, S. TAKATSUBO, J., TOYAMA, N. An NDT technique for composite structures using visualized Lamb-wave propagation. **Composites Science and Technology**, n. 67, p. 3202–3208, 2007.

YAO, Y; LIU, D. Comparison of low-field NMR and mercury intrusion porosimetry in characterizing pore size distributions of coals. **Fuel**, n. 95, p.152–158, 2012.

YENILMEZ, B., SEANAN, M. e SOZER, E. M., “Variation of part thickness and compaction pressure in vacuum infusion process”, **Composites Science and technology**, n 69, p. 1710-1719, 2008.

ANEXO I

Ficha técnica da resina

Scrip Epoxy Matrix Resins						
	SC-14	SC-15	SC-22	SC-35	SC-79	
TYPE	Two Phase	Two Phase	Epoxy / Anhydride	Slight Two Phase	Two Phase Matrix	
# of Components	2	2	2	2	2	
Mix ratio of A/B/C (wt)	100 / 30	100 / 30	1:1	100 / 20	100 / 40	
h at ambient cps	400	350	650	13,000	320	
Application temp/h cps	Ambient / 400	Ambient / 350	85°F 300 cps	60°C / 350	Ambient / 320	
*Hours to reach 1000 cps at application temp	4	3.25	>6	4.5	7	
Weight/Gallon	9.1	9.15		9.4	9.3	
**Cure Cycle unrestrained	3 hrs at 60°C	2 hrs at 60°C	1 hrs at 120°C	12+ at 65°C		
Post Cure °C	5 hrs at 100°C	5 hrs at 100°C	2 hrs at 177°C	2 hrs at 177°C	1 hr at 177°C	2 hrs at 120°C
Tg Dry °C	103	114	210	166	165	132
Tg Wet °C	75	82	165	118	127	115
Kic	1100	1400	750	610	1150	
Flex Strength/Mod Ambient ksi/msi	18.5 / 400	19.1 / 390	16.5 / 480	21.5 / 480	23 / 440	
Cost Range/ \$ per lb	3.5	7	16	12	9	
% water P.U.	2.1	1.3	2.4	2.7	2.3	

*100 Grams at application temp; ** Suggested time/temp for demolding with unrestrained post cure cycle

Cure cycle in mold can be any cure/post cure combination.

Kic = inch lbs 1/2 in2 Wet=48hr H2O Boil Tg=RDS G' Break