

ISABELLE CATARINA DE PAULA

**OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS VIA RTM COM ALTA
FRAÇÃO DE FIBRAS DE CARBONO PROCESSADOS À TEMPERATURA
AMBIENTE**

ISABELLE CATARINA DE PAULA

OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS VIA RTM COM ALTA
FRAÇÃO DE FIBRAS DE CARBONO PROCESSADOS À TEMPERATURA AMBIENTE

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

Orientador: Prof. MSc. Sérgio Roberto Montoro

Guaratinguetá
2013

P324o Paula, Isabelle Catarina de
Obtenção e caracterização de compósitos via RTM com alta fração de
fibras de carbono processados à temperatura ambiente / Isabelle Catarina
de Paula – Guaratinguetá : [s.n], 2013.
54 f. : il.
Bibliografia: f. 49-53

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.
Orientador: Prof. Me. Sérgio Roberto Montoro

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

CDU 620.1

OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS VIA RTM COM ALTA
FRAÇÃO DE FIBRAS DE CARBONO PROCESSADOS À TEMPERATURA AMBIENTE

ISABELLE CATARINA DE PAULA

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

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

Prof. Dr. MARCOS VALÉRIO
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. MSc. Sérgio Roberto Montoro
DEN - FEG - UNESP



MSc. Thatiane Brocks
FEG - UNESP



MSc. Marcos Yutaka Shiino
FEG - UNESP

Dezembro de 2013

DADOS CURRICULARES

ISABELLE CATARINA DE PAULA

NASCIMENTO 18/07/1990
PINDAMONHANGABA / SP

FILIAÇÃO Juvenal Rafael de Paula
Maria Aparecida de Souza Paula

2009/2013 Curso de Graduação
Engenharia de Materiais – Faculdade de Engenharia do Campus de
Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho, principalmente, aos meus pais. Sem eles nenhum dos meus feitos teria sucesso, inclusive minha graduação.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, que me deu saúde, fé e força para prosseguir com minha graduação e com meu trabalho de Iniciação Científica que resultou nesse Trabalho de Graduação;

aos meus pais, pela formação moral que me deram e pelo apoio, tanto emocional quanto financeiro: se agora estou me formando Engenheira de Materiais, o mérito é tanto deles quanto meu;

ao Luiz Fernando Chiyoda, meu namorado e companheiro, que sempre me auxiliou nas questões acadêmicas e, principalmente, teve paciência e carinho na medida para que eu conseguisse seguir em frente, mesmo nas horas mais difíceis;

ao meu orientador Sérgio Roberto Montoro, que deu todo o suporte técnico e acadêmico necessário para o desenvolvimento deste trabalho. Realmente me “suportou” por três anos, me orientando e passando seu conhecimento;

a todo o Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos: Odila Cioffi, Thatiane Brocks, Andressa Cecília Milanese, Marcos Yuataka Shiino, Midori Pitanga, Kelly Benini e a todos os outros alunos de Pós-Graduação e Iniciação Científica;

à FAPESP, pelo financiamento através de uma Bolsa de Iniciação Científica, processo 2010/12317-0, de Janeiro de 2010 a Dezembro de 2011;

Enfim, agradeço a todos que fizeram parte da minha vida nesse período de cinco anos de graduação e que, de alguma forma, contribuíram para minha formação, seja ela acadêmica, pessoal ou profissional.

EPÍGRAFE

“Só se pode alcançar um grande êxito quando nos mantemos fiéis a nós mesmos.”

Nietzsche

DE PAULA, I. C. **Obtenção e caracterização de compósitos via RTM com alta fração de fibras de carbono processados à temperatura ambiente**. 2013. 54 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Após a confirmação das elevadas propriedades mecânicas específicas dos materiais compósitos através de estudos científicos realizados ao longo das últimas décadas, um dos novos desafios dessa classe de materiais é atingir a capacidade de produção em massa a um custo mais acessível, o que se tornou indispensável.

A Moldagem por Transferência de Resina ou RTM (*Resin Transfer Molding*) constitui um excelente processo de fabricação de materiais compósitos. Apesar de ser um processo largamente empregado por indústrias internacionais na produção de compósitos estruturais de alto desempenho, somente a pouco tempo a indústria aeronáutica nacional tem mostrado interesse na implementação desse tipo de processamento para estruturas mais complexas e de maior responsabilidade estrutural.

Considerando os critérios aeronáuticos, a reprodutibilidade e o relativo baixo custo desse processo, vários estudos tem sido desenvolvidos no Brasil para o aprendizado e aperfeiçoamento dessa técnica. Este processo é adequado para produzir componentes de polímero tanto de geometria simples quanto complexa, além de permitir atingir espessuras consistentes, com alta qualidade de acabamento e sem limitação de escala.

Componentes fabricados em compósito polimérico destinados à aplicações de elevada sollicitação mecânica, como estruturas de aviões, satélites, etc, requerem um rígido controle das frações volumétricas dos constituintes do compósito, além do conhecimento de suas propriedades mecânicas e térmicas. Portanto, neste trabalho de graduação foi realizado um estudo experimental voltado para a caracterização mecânica, térmica e de porosidade de compósitos processados pelo processo de Moldagem por Transferência de Resina (RTM). Tal caracterização foi realizada visando uma possível aplicação aeronáutica desse material compósito. Para a produção dos compósitos foi utilizado um equipamento de processo RTM (*Radius 2100cc RTM injector*). Os compósitos carbono/epóxi processados foram caracterizados mecanicamente via ensaios de flexão e termicamente via análises de DMA,

DSC e TGA. Para a determinação da fração volumétrica de fibras, amostras dos compósitos foram analisados via digestão da matriz (ASTM D3171) e por fim os compósitos foram caracterizados via picnometria de hélio e porosimetria de mercúrio para a determinação da massa específica real e distribuição dos tamanhos de vazios, respectivamente.

As metodologias de digestão da matriz e porosimetria de mercúrio mostraram que os compósitos processados apresentaram uma quantidade de vazios inferior a 2%. As análises térmicas mostraram que a adição do reforço de fibra de carbono na resina bicomponente POLIPOX[®] influenciaram suas propriedades térmicas. A temperatura de transição vítrea do compósito foi menor, quando comparada com a resina sem reforço, em ambas as análises (DSC e DMA). Enquanto que a temperatura de degradação foi maior. Portanto, a adição da fibra de carbono foi vantajosa, porque promoveu uma melhora das propriedades térmicas do polímero. Além disso, um artigo científico foi publicado no periódico *Journal of Research Updates in Polymer Science*.

PALAVRAS-CHAVE: compósitos, resina epóxi, fibra de carbono, ensaio de flexão, análise térmica.

DE PAULA, I. C. **Preparation and characterization of high fraction carbon fibers composite by RTM processed at room temperature.** 2013. 54 p. Graduate Work (Graduate in Materials Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

After confirming the high specific mechanical properties of composite materials by scientific studies conducted over the last decades, one of the challenges of this new class of materials is the ability to achieve mass production at a more affordable cost, which has become indispensable.

The Resin Transfer Molding (RTM) is an excellent method for manufacturing composite materials. Despite being a process widely used by international companies in the production of high performance structural composites, only a short time the national aviation industry has shown interest in implementing this type of processing to more complex structures and greater structural responsibility.

In aeronautical projects, the reproducibility and the relative low cost of this process, several studies have been performed in Brazil for learning and perfecting this technique. This process is suitable for producing polymer components both simple as complex geometry, and allows to achieve consistent thickness, with high quality finish and without limiting range.

Polymeric composite components for the high mechanical stress applications such as aircraft structures, satellites, etc., require a strict control of volume fractions of the composite constituents, beyond the knowledge of their mechanical and thermal properties. Therefore, in this experimental work degree study on the mechanical, thermal and of porosity composites processed by RTM processed characterization was performed. This characterization was performed targeting a possible aerospace application of this composite material. For the production of composites, process equipment (RTM RTM injector Radius 2100cc) was used. The processed carbon/epoxy composites were characterized via flexure tests mechanically and thermally analysis via DMA, DSC and TGA. To determine the volume fraction of fibers, the composite samples were analyzed via matrix digestion (ASTM D3171) and finally the composites were characterized by helium pycnometry and mercury porosimetry for determining the actual density and distribution of sizes of voids, respectively.

The methods of matrix digestion and mercury porosimetry showed that the processed composites showed an amount of less than 2% voids. The thermal analysis showed that the addition of carbon-fiber reinforcement in two-component resin POLIPOX ® influenced their thermal properties. The glass transition temperature of the composite was lower compared with the unreinforced resin, for both analyzes (DSC and DMA). While the degradation temperature was higher. Therefore, the addition of carbon fiber is advantageous because it promoted an improvement of the thermal properties of the polymer. In addition, a scientific paper was published in the Journal of Research in Polymer Science Updates.

KEY WORDS: composites, epoxy resin, carbon fiber, flexural properties, thermal analysis.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1 Considerações iniciais	13
1.2 Objetivo	14
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1 Compósitos	15
2.2 Resinas utilizadas como matriz	17
2.3 Utilização de fibra de carbono como reforço	18
2.4 Processo RTM	19
2.5 Caracterização do compósito	20
2.5.1 Caracterização mecânica: ensaio de flexão	20
2.5.2 Análises térmicas	21
3 MATERIAIS E MÉTODOS	22
3.1 Aquisição dos materiais	22
3.1.1 Resina epóxi	22
3.1.2 Fibra de carbono	23
3.2 Processamento das placas compósitas	24
3.2.1 Sistema RTM	24
3.2.2 Preparação dos materiais	24
3.2.3 Determinação da viscosidade da resina	25
3.2.4 Injeção	25
3.3 Ensaio de flexão	25
3.4 Análises térmicas – Resina polipox [®] e compósito reforçado com fibra de carbono	27
3.5 Digestão ácida da matriz	28
3.6 Determinação da densidade real do compósito via picnometria de hélio	29
3.7 Determinação da distribuição e quantidade total de poros via porosimetria de mercúrio	30
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	30
4.1 Processo RTM	30
4.1.1 Determinação da viscosidade da resina epóxi bicomponente	30
4.1.2 Definição da quantidade de matriz e reforço	31
4.1.3 Processamento do compósito laminado	32
4.2 Ensaio de Flexão	34
4.3 Análises Térmicas – Resina polipox [®] e compósito reforçado com fibra de carbono	36
4.3.1 Análise DSC – Resina	36

4.3.2 Análise TGA – Resina.....	37
4.3.3 Análise DMA – Resina.....	38
4.3.4 Análise DSC – Compósito.....	39
4.3.5 Análise TGA – Compósito	40
4.3.6 Análise DMA – Compósito	41
4.4 Digestão ácida da matriz.....	42
4.5 Determinação da densidade real do compósito via picnometria de hélio.....	42
4.6 Determinação da distribuição e quantidade total de poros via porosimetria de mercúrio	43
5 CONCLUSÕES	46
6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	47
ANEXO A - Ficha técnica tecido plano de fibra de carbono	52

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Nos diversos ramos da indústria, a otimização de matérias-primas e de processos de fabricação sempre foi importante para maximizar os lucros e a qualidade do produto final. No caso da indústria aeronáutica, as pesquisas focam no aumento da resistência mecânica e na diminuição do peso dos componentes das aeronaves. Para conseguir tais propriedades as empresas apostam cada vez mais na utilização de materiais compósitos (BROCKS, CIOFFI, VOORWALD, 2013; MOTA, 2010; XU et al., 2009; OSBORNE, 2013). Sua utilização vem crescendo também em outros setores, na fabricação de novos componentes, ou na substituição desses, principalmente em aplicações estruturais, devido aos elevados padrões de qualidade e desempenho obtidos com esse tipo de material (DAVIS et al, 2011; GRANDE et al., 2011; RANA, ALAGIRUSAMY, JOSHI, 2011).

Atualmente, as estruturas devem suportar cargas cada vez maiores e os compósitos estão atendendo essa demanda de maneira considerável. Apesar dos inúmeros benefícios ainda existem dois grandes inconvenientes apresentados pelos compósitos em relação aos materiais metálicos: as características de processamento relativamente difíceis e a avaliação de danos (AMORIM, VOORWALD, 2009; KEULEN et al.,2010). Para suprir esses inconvenientes, têm-se estudado novas formas de fabricação de compósitos, onde uma delas é a Moldagem por Transferência de Resina – RTM.

O processo RTM é mais vantajoso que outros métodos de fabricação, como a cura em auto clave de peças laminadas manualmente, por exemplo, à medida que se trata de um processo com bom acabamento superficial, que permite gerar estruturas complexas e com bom controle da fração de fibras. Além disso, demanda menos mão-de-obra e permite a criação de uma linha de produção (BROCK, CIOFFI, VOORWALD, 2013; FONTOURA, 2009; GRANDE et al., 2011).

O estudo adequados das características da matriz e do reforço é essencial para que se atinga um bom resultado final do processo, além do estudo minucioso da especificação da peça a ser produzida, pois em decorrência disso pode ser necessário alterações nos parâmetros de processo RTM. A garantia de qualidade começa na fabricação de resinas e pré-formas, no controle do processo e termina com ensaios destrutivos e não-destrutivos das peças acabadas

(FONTOURA, 2009). O estudo dos materiais utilizados na confecção do compósito é muito importante para se obter parâmetros ótimos de processamento e acabamento do produto final.

A resina epóxi reforçada com a fibra de carbono geralmente atinge altos valores de resistência a tração e módulo de rigidez, e, dessa forma, tem boa resistência a fadiga, principalmente devido às propriedades das fibras (DAVIS et al., 2011). É importante ressaltar que o uso de diferentes métodos de processamento pode influenciar as propriedades físico-mecânicas dos compósitos. Dessa forma, para que essas propriedades sejam atingidas, é necessário um bom estudo e controle do processo de fabricação. Dessa forma, se tornam imprescindíveis técnicas de caracterização mecânica, térmica e microscópica para analisar a qualidade do compósito obtido (SHIINO, 2011).

Com resultados atendendo às exigências para as aplicações estruturais, este material poderá ser utilizado na aplicação aeronáutica, possibilitando melhorar as características dos componentes utilizados na fabricação aeronáutica bem como, melhorar a qualidade do ambiente de trabalho, devido a um maior controle na emissão de poluentes, um melhor aproveitamento de material e maior agilidade de produção de peças, devido ao processo RTM ser apropriado para produção em série.

1.2 OBJETIVO

O objetivo geral deste trabalho de graduação foi processar materiais compósitos a partir de um reforço laminado seco de fibras de carbono e uma matriz de resina epóxi bi-componente, através do processo de Moldagem por Transferência de Resina (RTM).

Como objetivos específicos, os laminados compósitos processados foram caracterizados mecanicamente via ensaios de flexão e termicamente via análises de DMA, DSC e TGA, além de também terem sido caracterizados via digestão ácida da matriz e porosimetria de mercúrio para a determinação das frações volumétricas de fibra e matriz e da distribuição de vazios.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 COMPÓSITOS

Materiais compósitos são, basicamente, materiais de moldagem estrutural feitos de dois ou mais materiais constituintes, com suas propriedades individuais, e que, juntos resultam em um novo material com propriedades realçadas ou diferentes das dos materiais originais (MOTA, 2010; XU et al., 2009; NETO, 2010; PEREIRA, 2011; SHIINO, 2011). Os compósitos são projetados para apresentarem a combinação das melhores características de cada material constituinte.

As indústrias aeroespacial, marítima e automotiva foram pioneiras na utilização de compósitos em aplicações estruturais, entretanto esse tipo de material vem ganhando espaço em diversos outros ramos da economia como os setores de transporte, químico e petroquímico, construção civil, eletroeletrônico, e também no lazer (HILING et al., 2011; KOH, FEI, MOURITZ, 2011; OSBORNE, 2013). Nos setores aeroespacial e aeronáutico, por exemplo, o uso de materiais compósitos tem sido impulsionado pela procura por alto desempenho e ciclos de vida maiores. Já na indústria automotiva, onde há um volume maior de produção, são necessárias técnicas rápidas e altamente automatizadas, com forte ênfase na diminuição dos custos da produção e do produto final (DELÉGLISE et al., 2011; OSBORNE, 2013).

Componentes estruturais de aeronaves para fins civis e militares, tais como: *flaps*, leme, carenagens, aileron, tanques de combustível, cone de cauda entre outros, que anteriormente eram fabricados em ligas de alumínio, titânio e aços especiais, estão hoje sendo fabricados, na sua grande maioria, em estruturas laminadas de compósitos avançados (HILING et al., 2011). Essa grande procura pelos compósitos e a substituição de elementos metálicos pelos mesmos são explicadas pela sua alta resistência específica, boa resistência à fadiga e à corrosão, baixo peso específico e boa elasticidade (FONTOURA, 2009; MARQUES et al., 2010; MOTA, 2010).

A aplicabilidade de um compósito é determinada por um conjunto de características e propriedades do mesmo, como peso específico, resistência mecânica, elasticidade, resistência à corrosão, entre outros (KEULEN et al., 2010; KOH, FEIH, MOURITZ, 2011). Tais propriedades estão diretamente relacionadas com a matriz, que é a resina, e ao reforço, que é a fibra, sendo que a boa impregnação destes criará uma interface na qual as propriedades de cada um praticamente desaparecem, dando lugar às propriedades que vão caracterizar o

compósito (CHANDRASEKARAN, ADVANI, SANTARE, 2011; MOTA, 2010). Dessa forma, temos que a carga aplicada ao compósito é transferida da matriz para o reforço através da interface; portanto, a interface reforço/matriz se torna um fator importante que afeta a tenacidade e a resistência do compósito (HILING et al., 2011).

Nos materiais compósitos, a matriz é responsável, principalmente, pela transferência de carga para os reforços. Além disso, ela protege o reforço da abrasão, danos e meios de degradação (sejam eles de natureza física ou química) e dá a forma ao produto final, pois envolve o reforço. Encontramos matrizes de natureza orgânica (poliméricas), metálica e cerâmica. Destacam-se as poliméricas pela sua versatilidade de formulação e baixo custo de processamento, comparadas com outras matrizes (MOTA, 2010).

Em relação à fusibilidade e à solubilidade das matrizes, podemos dividi-las em dois grupos: termoplásticas e termorrígidas. Sendo que as primeiras são os polímeros lineares ou ramificados que, sob efeito de temperatura e pressão, amolecem, assumindo a forma do molde; uma nova alteração desses parâmetros reinicia o processo sendo, portanto, recicláveis. Entretanto, as resinas termoplásticas possuem baixa resistência mecânica e baixo módulo de elasticidade, limitando sua aplicação estrutural (KEULEN et al., 2010).

Já os polímeros termorrígidos, também sob efeito do aumento de temperatura e pressão, amolecem e assumem a forma do molde desde que não seja atingida a temperatura inicial de polimerização (cura). Porém, uma nova alteração na temperatura e na pressão não causa efeito algum, pois em seu processo de cura assumem estrutura tridimensional, reticulada, com ligações cruzadas. São materiais insolúveis, infusíveis e não-recicláveis (MOTA, 2010).

A preferência por resinas termorrígidas no processo de infusão pode ser explicada por diversos parâmetros, tais como: são mais leves e a maioria são mais resistentes à exposição ambiental (MOTA, 2010). Além disso, geralmente têm uma melhor resistência à fluência do que os termoplásticos e permitem maiores temperaturas de trabalho. Em compósitos de alto desempenho são mais utilizadas as resinas fenólicas, as epóxis, as bismaleimidas e as poliamidas, pois possuem excelente resistência a solventes assim como a altas temperaturas (FONTOURA, 2009).

Na escolha do reforço, levam-se em consideração certos requisitos como: melhoria das qualidades desejadas, baixa absorção de umidade, baixo custo, disponibilidade e compatibilidade com a matriz. Os reforços mais utilizados em compósitos estruturais são os do tipo fibroso, sendo mais comuns as fibras de vidro, de boro, de carbono e de kevlar. Atualmente há um grande interesse também pelas fibras vegetais (BENINI, 2010; VENTURA et al., 2006).

Considerando a aplicação estrutural, novos estudos trazem nano tubos de carbono como nova opção de reforço, gerando um compósito mais resistente mecanicamente e com melhor adesão matriz/reforço. No entanto, esses devem ser utilizados com cautela, pois a adição desses nano tubos afeta a viscosidade da matriz (ASHIRAFI et al., 2011; CARVALHO, ÁVILA, VAN PETTEN, 2011; GREEF et al., 2011; SIDDIQUI, 2011).

2.2 RESINAS UTILIZADAS COMO MATRIZ

Embora as propriedades mecânicas dos compósitos sejam dominadas pelo elemento fibroso, a matriz deve ser selecionada de acordo com necessidades relacionadas à processabilidade e desempenho, sendo que uma das propriedades mais importantes na seleção de uma matriz polimérica é a temperatura de transição vítrea, que deve ser pelo menos 30°C acima da temperatura de serviço (MARTINEZ, 2011). Outro parâmetro que deve ser bem caracterizado é o valor da viscosidade da resina em função da temperatura, pois esse é um fator importante para uma boa impregnação do reforço e acabamento da peça produzida (SIDDIQUI et al., 2011).

As resinas poliéster insaturada, estervinílica, fenólica e epoxídica são as matrizes termorrígidas mais utilizadas nos projetos em compósitos reforçados, selecionadas por atenderem requisitos de resistência mecânica e química, sendo a epoxídica a que apresenta maiores vantagens para o desenvolvimento de projetos técnicos. Podemos destacar características como baixa viscosidade (processabilidade), baixa contração (tensões residuais), cura a temperatura ambiente (processabilidade), alto módulo de elasticidade e compressão (desempenho) (HE et al., 2013; MARTINEZ, 2011).

A cura de resinas termorrígidas pode ser definida como o processo que conduz à mudança de propriedades de uma resina via processo de reticulação. As reações de cura são usualmente exotérmicas, e, portanto, temperatura e tempo são os parâmetros mais importantes a serem selecionados em um ciclo de cura (MARQUES et al., 2010).

Mais uma vantagem do uso de resinas termorrígidas é o fato de essas impregnarem facilmente as fibras, sem necessidade de processamentos especiais, como altas temperaturas ou grandes pressões.

A resina epóxi é um tipo de resina termorrígida. Considerando que existe um grupo de resinas epóxi e não apenas uma, sua estrutura química influencia fortemente suas propriedades após a cura. Considerando a classe de epóxios aeronáuticos, estas apresentam boa resistência térmica e elevadas temperaturas de degradação. Além disso possui altos módulos e

excelente resistência à tração, boa resistência à fluência, forte adesão à fibra e baixa retração no processo de cura; viabilizando a sua aplicação estrutural. Além disso, essa classe de resinas exibe propriedades elétricas, adesão adequada com vários substratos e fácil processabilidade, pois podem apresentar menor viscosidade dependendo da composição (FONTOURA, 2009; MARTINEZ, 2011; SHMACHTENBERG, HEIDE, TÖPKER, 2005; WARRIOR et al., 2003). Entretanto, como todo material, apresentam desvantagens como alta aderência aos moldes e impossibilidade de reciclagem (MARTINEZ, 2011).

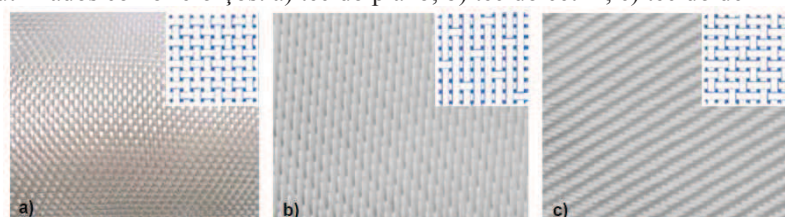
2.3 UTILIZAÇÃO DE FIBRA DE CARBONO COMO REFORÇO

As características do reforço determinam a sua eficiência mecânica. As propriedades mecânicas dos compósitos são influenciadas pelo formato e dimensões das fibras (SBIAI et al., 2010). Os representantes dos elementos fibrosos mais relevantes são as fibras de carbono, aramida e vidro (DONG et al, 2013; ROSÁRIO et al, 2011). Além dessas, há um crescente interesse na utilização de fibras naturais (ALBINANTE, PACHECO, VISCONTE, 2013; ANDERSONS, JOFRE, 2011; BENINI, 2010; VENTURA et al., 2006).

A fibra de carbono é uma excelente opção para suportar as cargas estáticas e cíclicas de longo prazo geralmente impostas a componentes estruturais, pois se trata de um material com alto módulo de elasticidade e apresenta valores de resistência à tração até 20 vezes maior que o titânio e outras ligas metálicas comuns (DONG et al., 2013; DAVIS et al., 2011).

Comumente são utilizados reforços na forma de tecidos, esse tipo de reforço é de fácil manuseio e proporciona uma melhor tenacidade e resistência ao impacto (RANA, ALAGIRUSAMY, JOSHI, 2011). Além disso, estudos mostram que as fibras com orientação longitudinal são mais eficientes como reforço, em termos de rigidez e resistência do material compósito resultante (ANDERSONS, JOFRE, 2011). Os tecidos consistem de um conjunto de cabos entrelaçados em determinada sequência, padrão ou tela. Os tipos de tecido mais utilizados são: tecido plano (*plain*), tecido cetim (*satim*), e o tecido com trama diagonal (*twill*) (FONTOURA, 2009; SBIAI et al., 2010), como ilustrado na Figura 1.

Figura 1 – Tecido utilizados como reforços: a) tecido plano; b) tecido cetim; c) tecido de linhas diagonais



Fonte: (FONTOURA, 2009).

2.4 PROCESSO RTM

O processo mais utilizado na fabricação dos compósitos poliméricos termorrígidos tem sido a cura em autoclave de peças laminadas manualmente. Com o objetivo de otimizar a produção desses compósitos com qualidade para aplicação aeroespacial, estudos têm sido feitos em busca de outros processos de fabricação, entre eles destacamos o RTM (*Resin Transfer Moulding*) (KEULEN et al., 2010; SCHMACHTENBERG, HEIDE, TÖPKER, 2005; XU et al., 2009).

A técnica de Moldagem por Transferência de Resina (RTM) é um método que é particularmente adequado para a produção primária de peças integradas a fim de satisfazer rigorosas especificações da indústria aeronáutica (BROCKS, CIOFFI, VOORWALD, 2013; KEULEN et al., 2010; SBIAI et al., 2010). A partir desse processo, podem ser produzidas peças de alta qualidade, com altas frações de volume de fibra e duas superfícies de alta qualidade de acabamento (ANDERSONS, JOFRE, 2011; NETO, PARDINI, 2006; SBIAI et al., 2010).

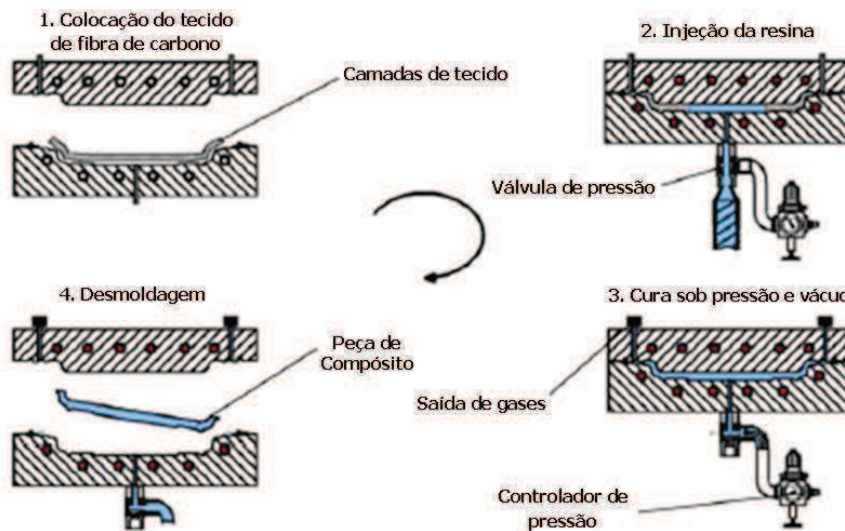
Além disso, o processamento acontece em um sistema totalmente isolado, o que elimina a exposição do operador a produtos químicos e reduz a chance de erro humano (FONTOURA, 2009; BARANDUN, ERMANNI, 2010).

O RTM tem muitas vantagens sobre outros processos de fabricação de compósitos, incluindo menor custo de mão-de-obra, processamento sem *prepregs*, fabricação de estruturas complexas e partes que requerem superfícies com ampla faixa de dimensões, controle da fração volumétrica e baixo teor de vazios. Além disso, o molde fechado permite o controle das dimensões, um bom acabamento superficial, assim como a pré-disposição das fibras na orientação necessária atendendo às necessidades estruturais do projeto (FONTOURA, 2009; KEULEN, 2010; NETO, PARDINI, 2006).

O RTM é um processo de fabricação por transferência de resina de baixa viscosidade a pressões acima da atmosférica, para um molde fechado contendo o reforço (BARANDUN, ERMANNI, 2010; MARQUES et al., 2010; MOUTON et al., 2010; XU et al., 2009). O reforço fibroso seco é colocado no interior do molde, que é fechado em seguida. Então, a resina líquida, de baixa viscosidade, é injetada no molde até a total impregnação da fibra. Depois disso, o molde é aquecido para que se inicie o processo de cura da resina. Ao término do resfriamento do molde, este é aberto e o compósito processado é retirado (CARVALHO, ÁVILA, VAN PETTEN, 2011; KOH, FEIH, MOURITZ, 2011). O tempo de cura representa aproximadamente 80% do tempo total do ciclo de processamento, o que coloca o RTM entre

os processos médios de produção em série (DELÉGLISE et al., 2011). Uma representação esquemática pode ser observada na Figura 2.

Figura 2 – Esquema simplificado do processo RTM



Fonte: (SCHMACHTENBERG, HEIDE, TÖPKER, 2005).

Como outras técnicas de fabricação, o processo RTM impõe formas e dimensões específicas. Além disso, o processo pode causar tensões e defeitos nas peças, causadas pela arquitetura do laminado e pela grande complexidade de fenômenos físicos que envolvem os parâmetros do processo RTM. Os diferentes fluxos de calor nas regiões da placa processada e os ciclos térmicos de polimerização também podem produzir defeitos nas peças. Por isso é importante o estudo dos componentes da estrutura, principalmente sua caracterização mecânica, para identificar se as tensões são aceitáveis (BARANDUN, ERMANNI, 2010; MOUTON et al., 2010; WARRIOR et al., 2003).

2.5 CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO

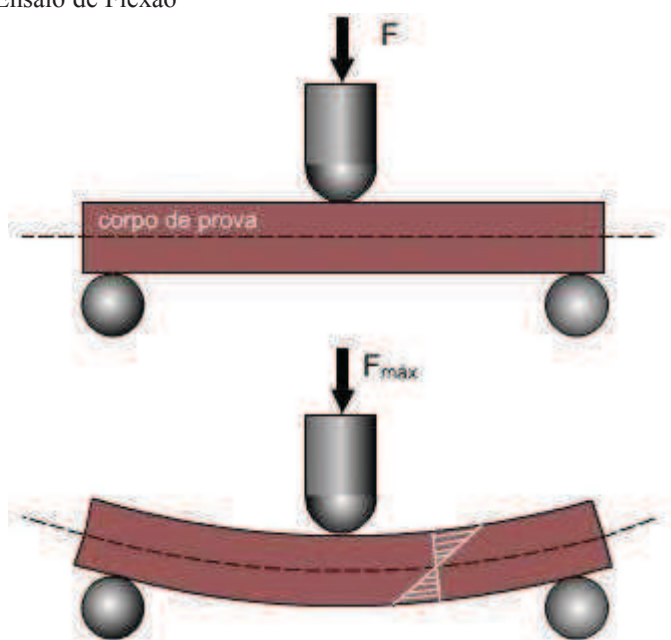
2.5.1 Caracterização mecânica: ensaio de flexão

Em aplicações industriais envolvendo materiais de alta resistência é muito importante conhecer o comportamento do material quando submetido a esforços de flexão. A flexão é o esforço que se caracteriza por induzir em um componente, tensões de compressão em uma parte de uma secção transversal e tensões de tração na parte restante (CAVALLI et al., 2010; NIELSEN, 1994; VENTURA et al., 2006).

O ensaio de flexão busca avaliar as propriedades mecânicas através de esforços aplicados fora do plano, diferente de outros ensaios como de tração e compressão. Nesse tipo de ensaio são analisadas as tensões internas na fase elástica, isto é, quando o material submetido a um esforço apresenta a capacidade de absorver energia e devolve esta energia ao meio, retornando naturalmente a sua forma inicial CAVALLI et al., 2010; NIELSEN, 1994; VENTURA et al., 2006).

A Figura 3 traz um esquema do ensaio de flexão. A parte inferior que está sujeita ao maior nível de tensão em tração, enquanto a parte externa superior está sujeita a esforços de compressão. Considera-se que o material falhou a partir da primeira ruptura de fibra detectada, podendo esta ocorrer na parte tracionada ou comprimida, dependendo das propriedades mecânicas de cada material.

Figura 3 – Esquema de Ensaio de Flexão



2.5.2 Análises térmicas

A análise térmica é um conjunto de importantes técnicas analíticas que medem as propriedades físicas dos materiais em função da temperatura, quando estes são submetidos a um ciclo térmico; e vem sendo usada para o melhor entendimento da relação estrutura/propriedade. Fornece dados como o limite máximo de temperatura em que o compósito pode ser aplicado, suas propriedades elásticas, além de possibilitar a realização de um estudo cinético para determinação de outros parâmetros (BENINI, 2010;

CANEVAROLO, 2004; FONSECA, YOSHIDAM, 2009; OLIVEIRA et al, 2010; RODRIGUES, FERREIRA, 2010).

Mesmo sendo um ensaio destrutivo, análises térmicas podem ser realizadas com pequena quantidade de amostra e apresentarem uma variedade de resultados com apenas uma técnica, além de não haver necessidade de preparo da amostra a ser analisada (BENINI, 2010). Entre as diversas análises pode-se mencionar a determinação de decomposição, grau de pureza, entalpia de reação, oxidação, temperatura de transição vítrea, calor específico, temperatura de fusão, condutividade térmica, entre outras (MARTINEZ, 2011).

A termogravimetria (TGA) é uma técnica de análise térmica na qual a variação de massa da amostra (perda ou ganho) é determinada em função da temperatura e/ou tempo, enquanto a amostra é submetida a uma programação controlada de temperatura. Esta técnica possibilita conhecer as alterações que o aquecimento pode provocar na massa das substâncias, de forma a estabelecer a faixa de temperatura em que a amostra adquire uma composição química fixa, definida e constante, a temperatura em que começa a se decompor e acompanhar o andamento de reações de desidratação, oxidação, combustão e decomposição (BENINI, 2010; CANEVAROLO, 2004; MARTINEZ, 2011). Análises por TGA têm sido utilizadas para várias finalidades, até mesmo para o estudo de dispersão, da quantidade de reforços nos compósitos e da faixa de temperatura de degradação (FONTOUTA, 2009).

No ensaio de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) é medida a diferença de temperatura entre a amostra e o material de referência. O fluxo de calor diferencial entre ambas é proporcional à variação de entalpia, à capacidade calorífica e à resistência térmica total ao fluxo calórico. As curvas DSC estão relacionadas à variação de entalpia ou à variação da capacidade calorífica do material, podem ser obtidas informações sobre eventos térmicos como perda de massa, dessorção, cristalização, reações de polimerização, cura, oxidação, degradação oxidativa e transição vítrea (CANVAROLO, 2004; MARTINEZ, 2011).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 AQUISIÇÃO DOS MATERIAIS

3.1.1 Resina epóxi

A resina epóxi bicomponente utilizada é constituída a partir do reagente RL 3135-LV e seu endurecedor EL 3135-F, ambos líquidos, e classificada como um sistema de baixa

viscosidade à base de resina epóxi modificada, livre de solventes e endurecedor com aduto de amina cicloalifática, fabricados pela Polipox – Indústria e Comércio Ltda (POLIPOX, 2010).

É uma resina sintética de cura a temperatura ambiente que resulta em um polímero termorrígido após a mistura dos dois componentes.

Como consta em seu boletim técnico, a resina apresenta características que podem ser visualizadas nas Tabelas 1 e 2.

Tabela 1 – Características da resina epóxi 3135-L após mistura, fabricante Polipox

Propriedades físico-químicas	Valores
Tempo de Uso “Pot-Life” (25 °C), em min	110
Tempo de Endurecimento (25°C), em min	200
Tempo de cura total (25°C), em dias	7
Resistência Térmica, em °C	80 - 90
Resistência à Tração, em MPa (kgf/mm ²)	78,4 – 88,3 (8 – 9)
Resistência à Flexão, em MPa (kgf/mm ²)	117,7 – 147,1 (12 – 15)
Absorção de água após 15 dias (25°C), em %	< 0,2

Fonte: POLIPOX (2010)

Tabela 2 – Características dos reagentes: resina (RL 3135-LV) e endurecedor (EL 3135-L), fabricante Polipox

Características	Reagentes	
	RL 3135-L	EL 3135-L
Proporção, em gramas	100	35
Cor	Transparente	Levemente amarelado
Viscosidade (25°C), em mPa.s	540 - 810	58 - 87
Massa específica (25°C), em g/cm ³	1,12 – 1,16	0,99 – 1,00

Fonte: POLIPOX (2010)

3.1.2 Fibra de carbono

Para a produção dos laminados compósitos foi utilizado um tecido plano de fibra de carbono *HexForce*TM AGP198-P, da *Hexcel*. A ficha técnica do tecido está apresentada No Anexo A.

3.2 PROCESSAMENTO DAS PLACAS COMPÓSITAS

3.2.1 Sistema RTM

As duas placas de compósito laminado foram obtidas no sistema RTM instalado no Laboratório de Processamento de Compósitos do Departamento de Materiais e Tecnologia do Campus de Guaratinguetá da UNESP. O sistema é composto de injetora, molde em aço provido de resistência elétrica para aquecimento com controlador de temperatura, sistema de vácuo e microcomputador (Figura 4).

Figura 4 – Sistema de processamento de compósitos por RTM locado no DMT/FEG/UNESP.



Fonte: (do autor).

3.2.2 Preparação dos materiais

Para se obter uma placa compósita com uma porcentagem em volume de fibras superior a 55%, é necessário dispor dos dados de gramatura, espessura e densidade da fibra, além da área e volume do molde. Sabendo que a gramatura da fibra é de 193 g/m^2 e que cada camada de tecido ocupará uma área de $0,132 \text{ m}^2$ do molde, estima-se que cada camada representará $25,476 \text{ g}$ da placa final. Como a fibra de carbono possui densidade de $1,8 \text{ g/cm}^3$, temos um volume de $14,15 \text{ cm}^3$ por camada. O molde possui um volume de 396 cm^3 , dessa forma,

obtém-se um valor 54% em volume de fibras quando se utilizam quinze camadas de tecido.

Levando em consideração perdas de resina ao longo do processamento, utilizou-se excesso de resina – em torno de 800g de mistura de resina bicomponente.

3.2.3 Determinação da viscosidade da resina

Antes de efetuar o processamento compósito, foi realizado o estudo da viscosidade do sistema epóxi, com o objetivo de se avaliar o comportamento da viscosidade da resina. O equipamento utilizado para essa medida foi viscosímetro Brookfield, modelo DV-II + PRO – RV, utilizando um fuso tipo SC4-27 e volume de amostragem de 10 mL.

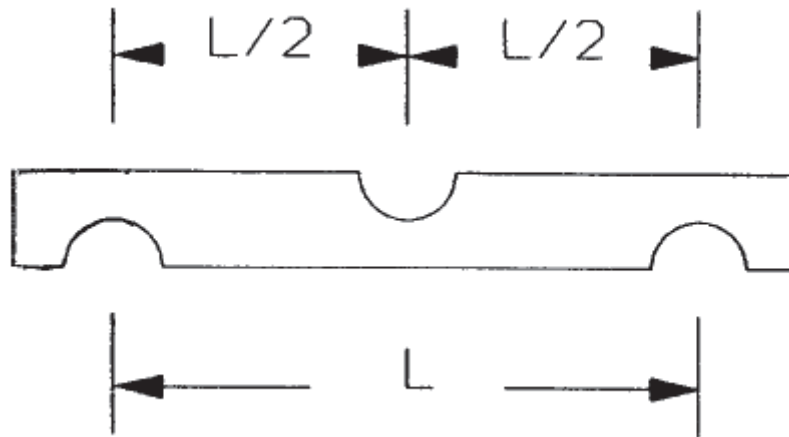
3.2.4 Injeção

No processamento dos compósitos laminados, foram usadas 15 camadas de tecido de fibra de carbono e a resina foi injetada a temperatura de 30°C. O tempo total de injeção foi de 60 minutos. Como parâmetros de cura, foram utilizadas as condições contidas na ficha técnica fornecida pelo fabricante: 24 h à temperatura ambiente e pós-cura de 4 horas à temperatura de 60°C. Após o total resfriamento do molde, a placa pôde ser desmoldada e depois usinada para obtenção dos corpos de prova.

3.3 ENSAIO DE FLEXÃO

Os corpos de prova de flexão foram obtidos da primeira placa compósita confeccionada (Laminado 1), seguindo a norma ASTM D790 (2010). Conforme a norma, para materiais com espessura entre 1,6 e 3,1mm, os cdp's deveriam ter 12,7 mm de largura e o comprimento útil (distância entre os apoios) deveria ser calculado multiplicando a espessura por 16. Além disso, para um posicionamento do cdp na máquina de ensaios, seu comprimento total deveria ser obtido adicionando 10% do comprimento útil de cada lado do cdp. A Figura 5 mostra um desenho das amostras para ensaio, onde L representa o comprimento útil.

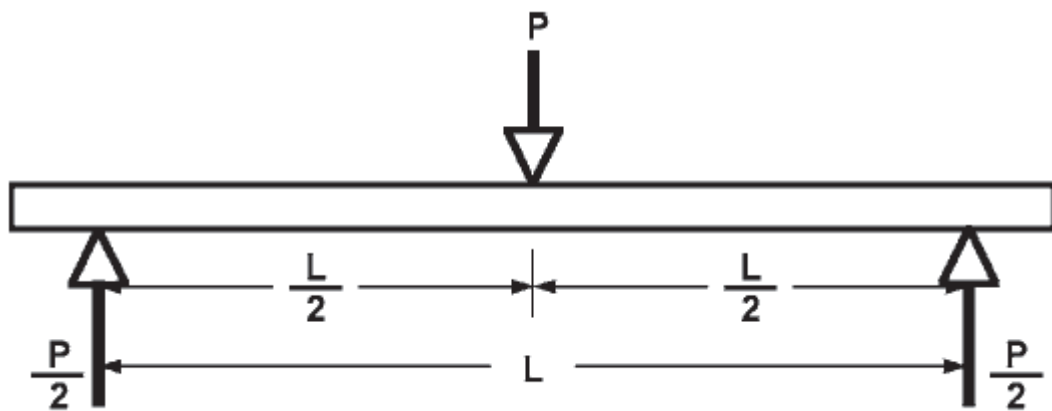
Figura 5 - Geometria dos corpos de prova de flexão



Fonte: (adaptado de ASTM D790, 2010).

O ensaio de flexão foi realizado em uma máquina de ensaios Shimadzu, modelo AG-X, utilizando uma célula de carga de 5 kN, a uma velocidade de 5mm/min, utilizando o método de três pontos, como esquematiza a Figura 6:

Figura 6 – Ensaio de flexão em três pontos



Fonte: (adaptado de ASTM D790, 2010).

A tensão em flexão para o ensaio de flexão em três pontos é calculada segundo a equação (1):

$$\sigma_f = \frac{3.P.L_s}{2.b.d^2} \quad (1)$$

Na qual:

σ_f = tensão em flexão (MPa);

P = carga (N);

L_S = distância entre os apoios (mm);

b = largura da amostra (mm);

d = espessura da amostra (mm).

Enquanto que, a deformação é calculada segundo a equação (2):

$$\varepsilon_f = \frac{6.D.d_s}{L_s^2} \quad (2)$$

Na qual:

ε_f = deformação em flexão (mm/mm);

D = deflexão no centro da amostra (mm);

L_S = distância entre os apoios (mm);

d = espessura da amostra (mm).

3.4 ANÁLISES TÉRMICAS – RESINA POLIPOX[®] E COMPÓSITO REFORÇADO COM FIBRA DE CARBONO

Análises DSC, TGA e DMA foram realizadas em amostras da resina epóxi bicomponente da POLIPOX[®], bem como em amostras da primeira placa compósita processada neste trabalho (Laminado 1). Em ambos os casos foram utilizadas as mesmas condições de teste, para avaliar a influência da adição de fibras nas propriedades térmicas da resina.

A análise de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) foi realizada em um equipamento Seiko, Modelo 6220 SII Nanotechnology, a fim de determinar a temperatura de transição vítrea (T_g) das amostras. Conforme a norma ASTM D3418, foi utilizada uma taxa de aquecimento de 20°C/min e uma amostra de aproximadamente 10 mg.

A análise de Termogravimetria (TGA) foi realizada em uma atmosfera de nitrogênio (vazão do gás: 100 mL/min), a uma taxa de aquecimento de 10°C/min, variando entre 30 e 800°C, utilizando um equipamento TG/DTA 6200 SII Nano Technology Inc, com aproximadamente 15 mg de amostra. A definição da temperatura de degradação foi baseada

na norma ASTM E2550, determinada como sendo a primeira deflexão da linha base da curva TGA.

Três amostras de resina e três de compósito foram analisadas pela técnica de DMA, entre 25 e 140°C, a uma taxa de aquecimento de 5°C/min, utilizando uma atmosfera de nitrogênio e uma frequência de 1,00 Hz, conforme norma ASTM D7028. A determinação da T_g da amostra foi feita em uma atmosfera de nitrogênio, utilizando um fluxo de gás de 100 mL/min. O tamanho das amostras foi determinado conforme a norma ASTM D4065 e o equipamento utilizado foi o DMA 6100 SII Nanotechnology Inc.

3.5 DIGESTÃO ÁCIDA DA MATRIZ

As análises de digestão da matriz foram realizadas de acordo com o método padrão ASTM D3171-76 para resinas epóxi, procedimento B. Três amostras do laminado produzido foram extraídas, pesadas e submetidas à análise de digestão ácida. A digestão foi realizada em um digestor marca Marconi, através da imersão das amostras em ácido sulfúrico concentrado (H_2SO_4). O sistema foi aquecido até a temperatura de 150°C e mantido por um período de 3 horas. Decorrido esse tempo, o aparelho foi desligado e fez-se a adição de uma solução de peróxido de hidrogênio (H_2O_2) 50% (v/v), fazendo com que as fibras flutuassem sobre a solução. As soluções obtidas foram filtradas através de um funil de Büchner (sob vácuo). O resíduo (fibra de carbono) foi lavado três vezes com água destilada e uma vez com acetona. As fibras foram secas em estufa a 100°C por 1 hora e, após esfriar em dessecador por 1 hora, foram pesadas em balança analítica.

Com a realização da digestão ácida, foi possível determinar o volume de fibras, o volume de vazios e o volume da matriz, conforme as equações 3, 4 e 5, descritas a seguir:

Para o reforço:

Peso percentual (W_r):

$$W_r = \left(\frac{m_f}{m_i} \right) \times 100 \quad (3)$$

Volume percentual (V_r):

$$V_r = \left(\frac{m_f}{m_i} \right) \times \frac{\rho_c}{\rho_r} \times 100 \quad (4)$$

Para o vazio:

Volume de vazios (V_v):

$$V_v = 100 - (V_r - V_m) \quad (5)$$

Onde V_m é o volume da matriz e pode ser determinado pela equação 6:

$$V_m = \left(\frac{m_i - m_f}{m_i} \right) \times \frac{\rho_c}{\rho_m} \times 100 \quad (6)$$

Onde:

ρ_m = densidade da matriz

ρ_c = densidade do compósito

ρ_r = densidade do reforço (fibra)

m_i = massa inicial

m_f = massa final

3.6 DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE REAL DO COMPÓSITO VIA PICNOMETRIA DE HÉLIO

Foram realizadas análises de picnometria de hélio para a determinação da densidade real de amostras do laminado compósito processado. As análises foram realizadas em um Analisador de Densidade Real (Picnômetro de Hélio), marca *Quantachrome Instruments*, modelo *UltraFoam 1200e*, locado no Laboratório de Caracterização de Compósitos do DMT-FEG-UNESP.

3.7 DETERMINAÇÃO DA DISTRIBUIÇÃO E QUANTIDADE TOTAL DE POROS VIA POROSIMETRIA DE MERCÚRIO

Foram realizadas análises de porosimetria de mercúrio para a determinação da distribuição e do volume total dos vazios (ou poros) a partir de amostras do laminado composto processado. As análises foram realizadas em um Porosímetro Automático de Mercúrio, marca *Quantachrome*, modelo *Poremaster 33GT*, locado no Laboratório de Caracterização de Compósitos do DMT-FEG-UNESP.

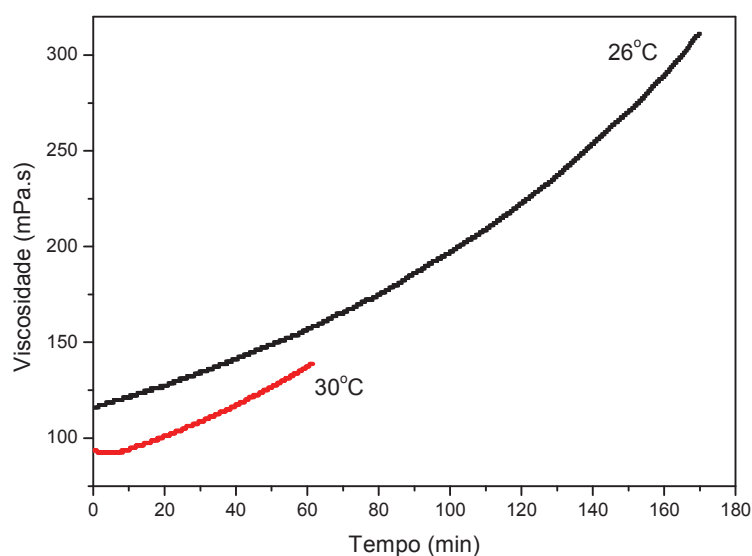
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 PROCESSO RTM

4.1.1 Determinação da viscosidade da resina epóxi bicomponente

A Figura 7 apresenta as curvas de viscosidade do sistema epóxi bicomponente composto pela resina RL3135LV e pelo endurecedor EL3135L em função do tempo em duas isotermas de análise: 26°C e 30°C.

Figura 7 – Curva de viscosidade do sistema epóxi bicomponente RL3135LV



Fonte: (do autor).

Observou-se que, a 26°C a viscosidade da resina partiu de 123 mPa.s chegando no máximo a 150 mPa.s e que a 30°C a viscosidade da resina partiu de 95 mPa.s, chegando no máximo de 140 mPa.s, mesmo depois de 1h de análise (aproximadamente o tempo de injeção), sendo este um valor baixo comparado a outras resinas (OROVAYA, KOROTKOK, 1996). O processo RTM, utilizando como reforço fibras secas, necessita da utilização de uma matriz polimérica de baixa viscosidade, para que ocorra a impregnação completa da pré-forma. Além disso, esses valores de viscosidade estão em conformidade com estudos descritos na literatura, uma vez que tais trabalhos indicam viscosidades abaixo de 500 mPa.s para obtenção de compósitos com altas frações volumétricas de fibras (ABRAHAM, MATTHEWS, McLLHAGGER, 1998; LAWRENCE et al., 2002). No processamento dos compósitos foi usada a temperatura de 30°C por ter apresentado os menores valores de viscosidade na avaliação realizada (isoterma de viscosidade).

4.1.2 Definição da quantidade de matriz e reforço

Para obter a quantidade de camadas do reforço e a massa de resina a serem utilizadas, é necessário conhecer as medidas da Tabela 3.

Tabela 3 – Medidas pertinentes aos cálculos.

<i>Gramatura do tecido</i>	193 g/m ²
<i>Densidade do tecido</i>	0,772 g/cm ³
<i>Área do molde</i>	1320 cm ²
<i>Volume do molde</i>	396 cm ³
<i>Densidade resina</i>	1,10 g/cm ³

Portanto, para a obtenção de um compósito com mais de 50% em volume de fibras, deve-se utilizar 15 camadas de tecido de fibra de carbono, resultando em um compósito, teoricamente, com 54% em volume de fibras. Dessa forma, o volume teórico de resina seria de 183,7 cm³, entretanto, por segurança e por perdas de resina no processo devido à tubos de conexão e canaletas de distribuição de resina no interior do molde, utilizou-se uma quantidade de 800 g de resina. Conforme indicação do fabricante da resina, foi utilizada a proporção de 100 partes de resina, para 35 partes de endurecedor, em massa.

As frações volumétricas calculadas do compósito processado são apresentadas na Tabela 4. Para evitar ao máximo a formação de bolhas, a resina foi submetida a processo de degaseificação por 10 minutos, em temperatura ambiente e com vácuo de 0,05 MPa, antes e depois de ser adicionado o endurecedor.

Tabela 4 – Número de camadas e fração volumétrica calculada do compósito processado.

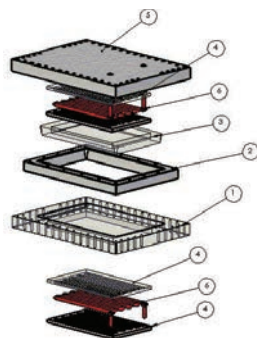
<i>Compósito</i>	<i>Nº de Camadas de Tecido</i>	<i>Fração volumétrica de fibras (teórica) (%)</i>
Laminado	15	54,00
<i>Massa de resina utilizada = 800 g</i>		
<i>Temperatura da resina = 30°C</i>		

4.1.3 Processamento do compósito laminado

Ambas as placas laminadas foram processadas utilizando um equipamento *Radius 2100cc RTM Injector* (adquirido pelo Processo FAPESP nº 2006/02121-6 no DMT-FEG-UNESP). Trata-se de um sistema de pressão controlada, projetado para injeção de uma resina ou de uma composição de resinas. Como pode ser observado na Figura 4, o cilindro injetor de resina contém um pistão que se move por um dispositivo de ativação pneumática acoplado ao cilindro. Todo o equipamento foi montado sobre um suporte com rodas e foi acompanhado ainda à um sistema de aquisição de dados.

O molde utilizado para a produção do compósito foi fechado por meio de parafusos, como apresentado na Figura 8.

Figura 8 – Molde para o RTM



ITEM Nº	QTD	CÓDIGO	DENOMINAÇÃO
1	1	base_inferior	-
2	1	moldura	-
3	1	base_superior2	-
4	4	placa de al inf	-
5	1	base_superior3	placa superior
6	2	resistencia	-

Fonte: (do autor).

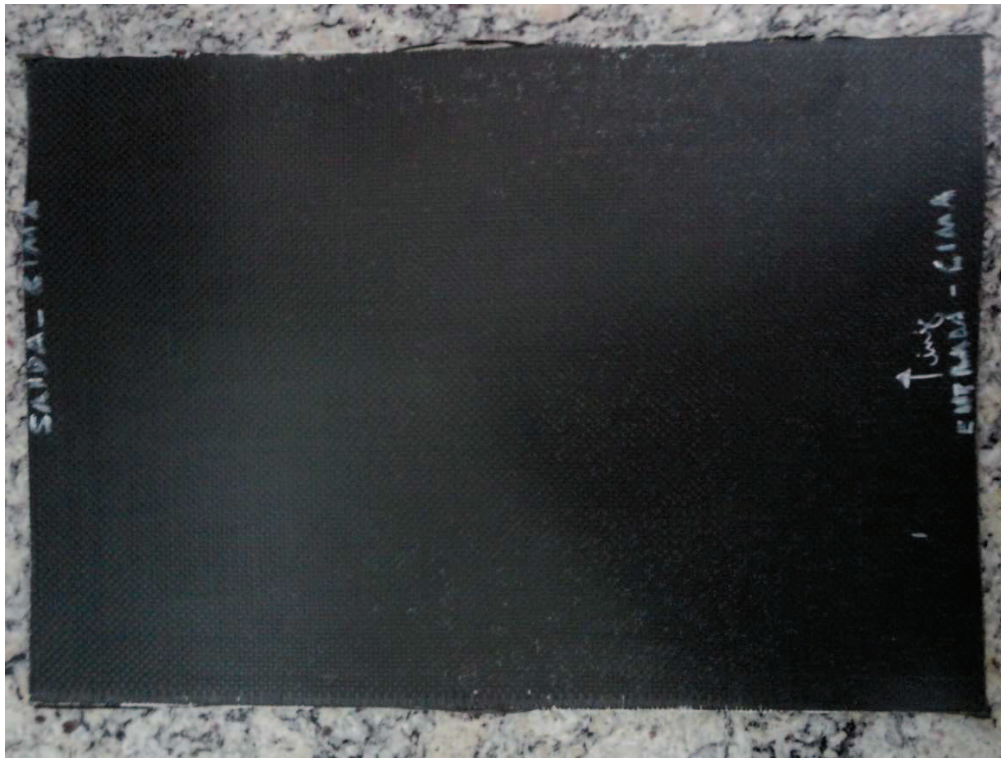
Como pode ser observado na Figura 8, o molde utilizado é formado por três partes; a parte inferior, onde a resina é injetada; a central é aquela que dá a espessura do painel e a superior, a que fecha o molde. Pode ser ainda observado que o molde deverá ser hermeticamente fechado, por isso o uso de *o-rings* é necessário.

Existe ainda a possibilidade do molde ser evacuado ao se utilizar uma bomba mecânica na extremidade oposta à injeção da resina, orifício utilizado ainda como respiro pelo qual o

excesso de resina pode escapar e portanto o uso de um *trap* foi fundamental para que a bomba mecânica não fosse contaminada. O tubo de Teflon no final do molde permitiu a observação visual da resina na saída do molde e uma vez homogênea, a injeção pode ser finalizada.

O sistema epóxi bicomponente foi injetado a temperatura de 30°C, sob vácuo e o tempo total de processamento foi de aproximadamente 50 minutos. Após a injeção, o molde metálico foi aquecido a 60°C durante 4 horas para promover a cura da resina. Esse ciclo de temperatura foi seguido nos dois casos de processamento. As figuras 9 e 10 trazem, respectivamente, a primeira (Laminado 1) e a segunda placa obtida (Laminado 2).

Figura 9 – Laminado 1 de fibra de carbono/resina epóxi pós desmoldagem



Fonte: (do autor).

Figura 10 – Segundo compósito laminado de fibra de carbono/resina epóxi.



Fonte: (do autor).

4.2 ENSAIO DE FLEXÃO

As propriedades mecânicas de resistência à flexão do compósito Laminado 1 estão apresentadas na Tabela 4.

Tabela 4 – Resultados do ensaio de flexão no compósito.

<i>Amostra</i>	<i>Tensão Máxima (MPa)</i>	<i>Deformação na Tensão Máxima (%)</i>	<i>Módulo Elástico (MPa)</i>
1	678,9	2,475	1154,7
2	656,2	2,580	1049,4
3	645,7	2,347	1152,1
4	677,1	2,501	1066,0
5	700,2	2,526	1081,8
Média	671,6	2,486	1100,8
Desv. Padrão	21,27	0,087	49,39

A partir do ensaio, temos que o valor médio de resistência a flexão do compósito obtido é de 671,6 MPa, com uma deformação de 2,486%, enquanto que o valor médio do seu módulo de elasticidade é de 1100,8 MPa.

A Figura 11a mostra o corpo de prova após o ensaio de flexão, na Figura 11b é apresentado um detalhe no local da fratura.

Figura 11a – Corpo de prova ensaiado em flexão.



Fonte: (do autor).

Figura 11b – Detalhe da fratura em flexão do corpo de prova.



Fonte: (do autor).

Durante o ensaio, foi possível observar que o corpo de prova começa a fraturar nas camadas mais externas de tecido: na parte inferior, mais externa, (conforme Figura 13b) há

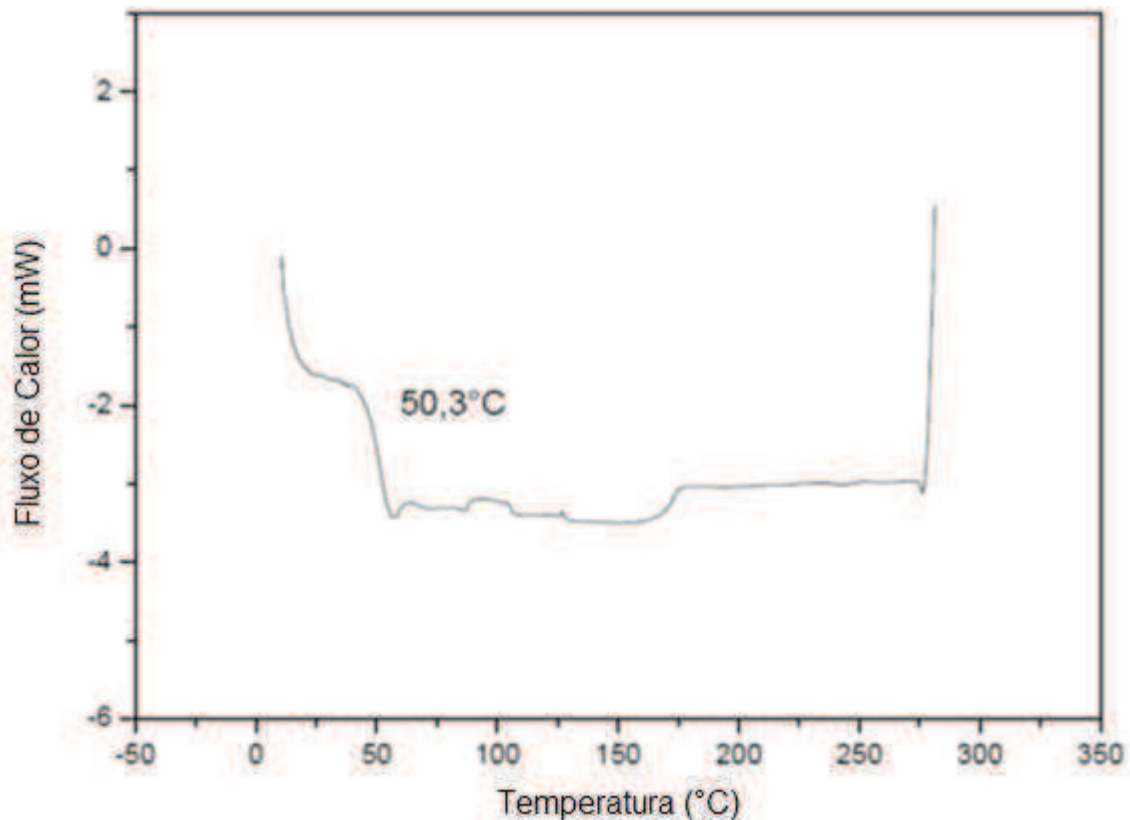
um rompimento por tração nas fibras e na parte superior, mais interna, (conforme Figura 13b) há um rompimento ou falha por flambagem por compressão das mesmas.

4.3 ANÁLISES TÉRMICAS – RESINA POLIPOX[®] E COMPÓSITO REFORÇADO COM FIBRA DE CARBONO

4.3.1 Análise DSC – Resina

A análise em DSC da resina permitiu obter a temperatura de transição vítrea, T_g , da mesma, como mostra o gráfico da Figura 12. A T_g ocorreu a uma temperatura de 50,3°C. Entretanto, para cálculos estruturais é importante utilizar um valor de segurança entre 20 e 30% do valor da T_g .

Figura 12 – Transição vítrea da resina.

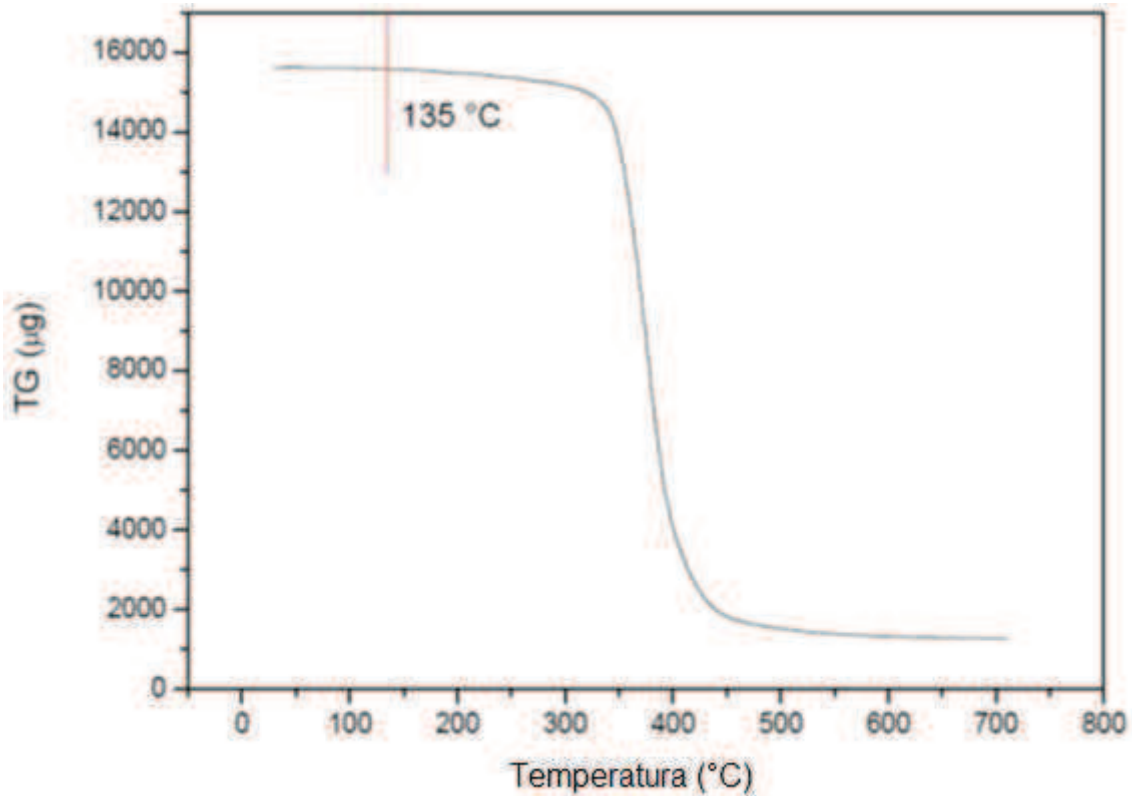


Fonte: (do autor).

4.3.2 Análise TGA – Resina

A Figura 13 apresenta a curva de análise TGA da resina, indicando a temperatura de início de degradação da mesma por volta de 135°C. A partir dessa temperatura, as ligações primárias das cadeias moleculares do polímero começam a quebrar, causando perda de integridade estrutural e tornando-o mais suscetível a fraturas.

Figura 13 – Curva de TGA da resina

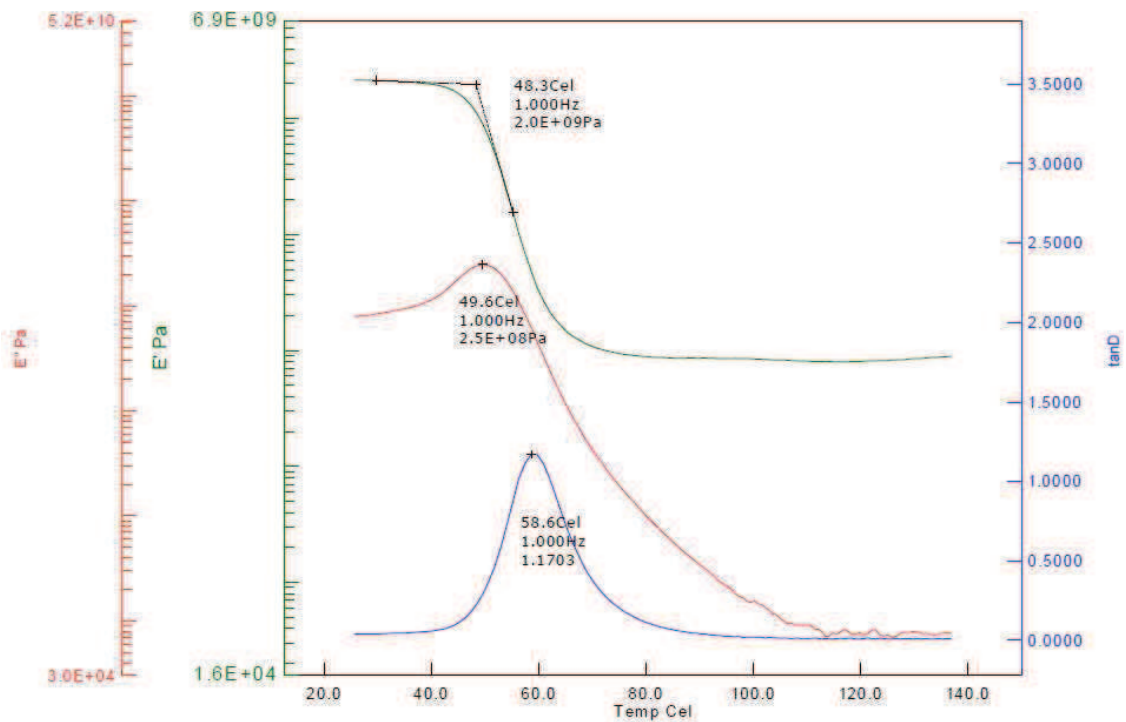


Fonte: (do autor).

4.3.3 Análise DMA – Resina

A Figura 14 mostra a curva de DMA de uma das amostras de resina. O valor da T_g , obtido pelo ensaio de DMA, para as outras amostras estão apresentados na Tabela 5. Para uma melhor comparação, o valor obtido na análise de DSC também está apresentado na mesma tabela.

Figura 14 – Curva de DMA para resina



Fonte: (do autor).

Tabela 5 – Valores de T_g para a resina.

AMOSTRA	E' (°C)	E'' (°C)	$\tan D$ (°C)	DSC (°C)
1	48,3	49,6	58,6	50,3
2	49,9	51,3	59,2	
3	52,9	54,4	62,1	
Média	50,4	51,8	60,0	

4.3.4 Análise DSC – Compósito

A análise de DSC no compósito (Figura 15) forneceu informações a respeito de sua T_g , chegando a um valor de 48,2°C, valor inferior ao encontrado para a resina sem o reforço. O baixo valor da T_g pode ser devido ao histórico térmico da amostra que por sua vez não deve ter sido eliminado durante a análise de DSC.

Figura 15 – Transição vítrea do compósito.

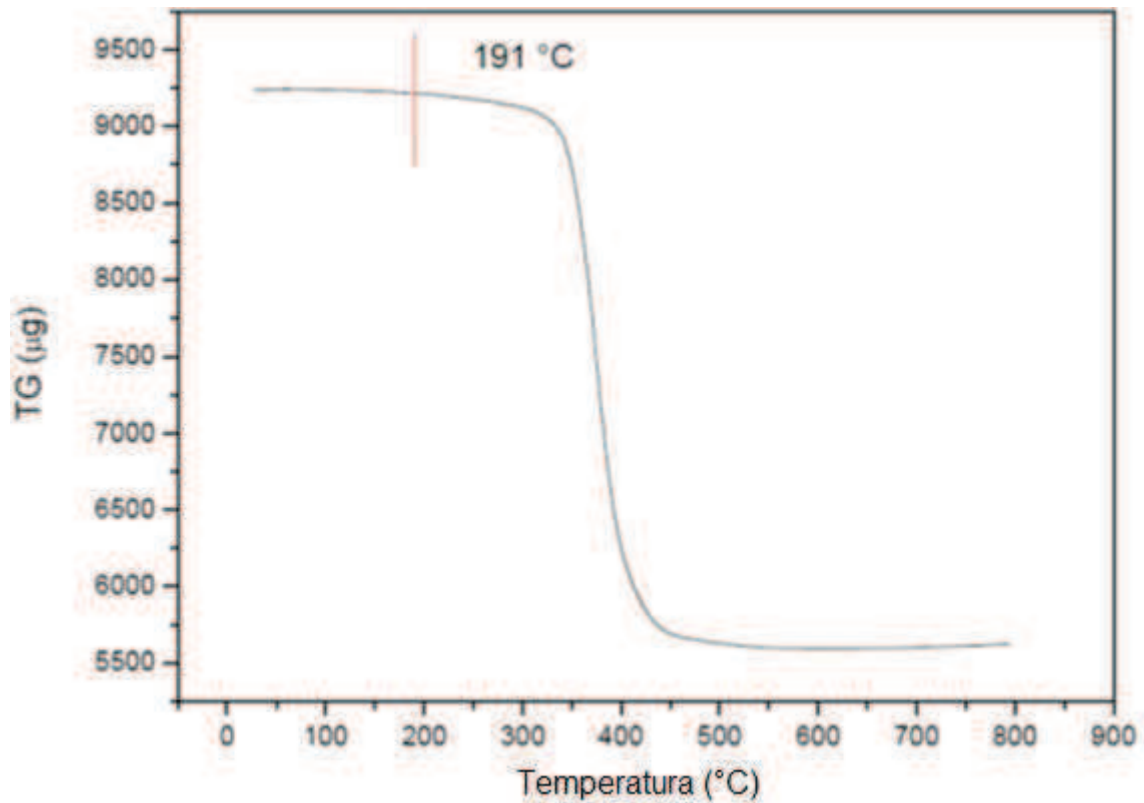
O gráfico de DSC mostra o fluxo de calor (mW) no eixo Y (variando de -4 a 1) em função da temperatura (°C) no eixo X (variando de 0 a 300). Duas curvas são exibidas: 'Resin' (linha azul) e 'Composite' (linha vermelha). Ambas as curvas mostram uma transição vítrea caracterizada por uma mudança de base e um pico de calor. Para a 'Resin', a temperatura de transição vítrea (T_g) é indicada como 50,3°C. Para o 'Composite', a T_g é indicada como 48,24°C. Ambas as curvas apresentam um pico de calor agudo em aproximadamente 280°C. Um pequeno pico de calor também é observado em ambas as curvas em torno de 170°C.

Fonte: (do autor).

4.3.5 Análise TGA – Compósito

A Figura 16 mostra a curva de TGA para o compósito. Nela pode ser observado que o processo de degradação começa em 191°C, essa temperatura é maior que a observada na resina sem reforço, pois a interação entre fibra e matriz favorece a estabilidade térmica da amostra. Isso acontece porque as fibras funcionam como um obstáculo, dificultando a difusão de produtos voláteis gerados pelo processo de degradação.

Figura 16 – Degradação térmica do compósito.

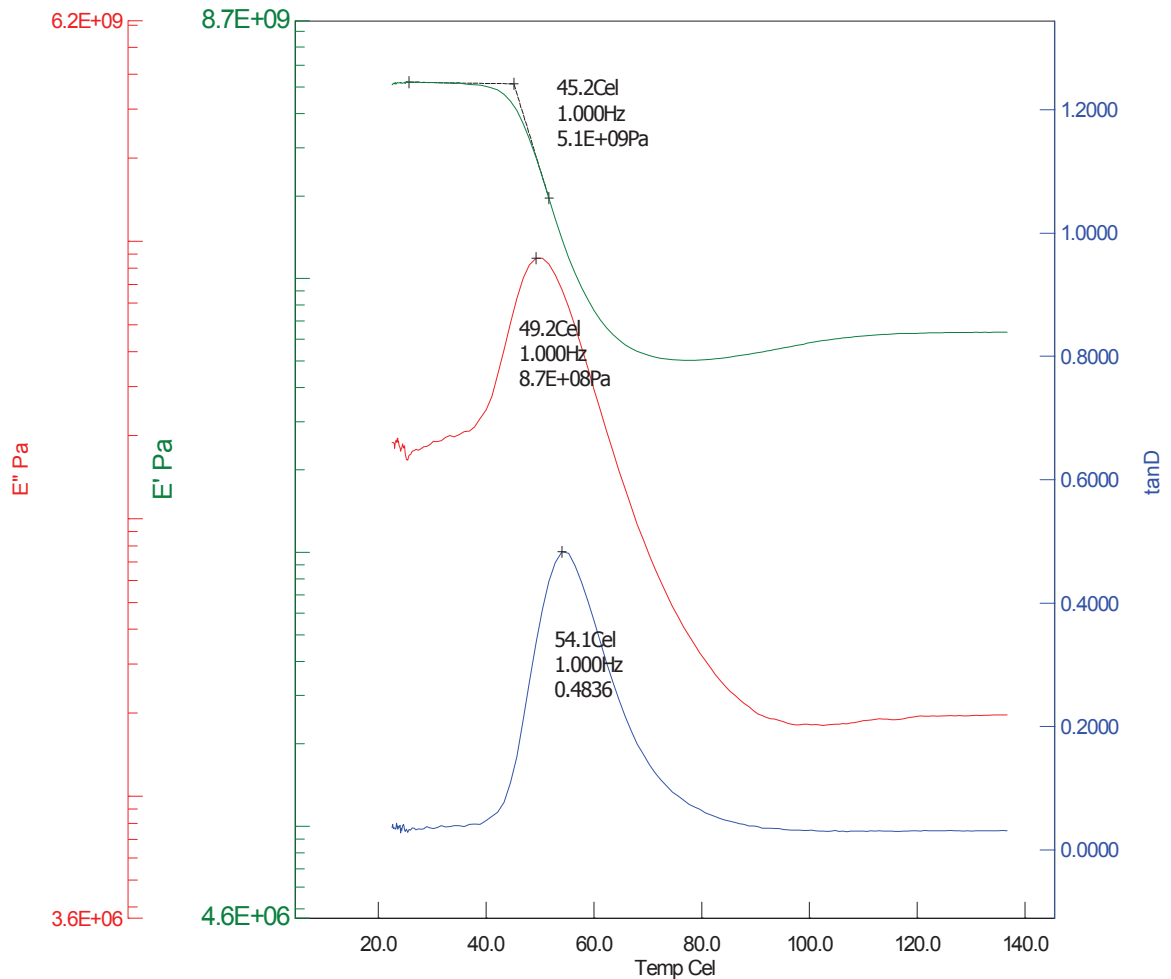


Fonte: (do autor).

4.3.6 Análise DMA – Compósito

A Figura 17 apresenta a curva de DMA de uma das amostras do compósito. Assim como nos resultados da resina, os valores de T_g das outras amostras, bem como o valor encontrado na análise DSC, são apresentados juntos na Tabela 6.

Figura 17 – Curva DMA para o compósito



Fonte: (do autor).

Tabela 6 – Valores de T_g para o compósito.

AMOSTRA	E' (°C)	E'' (°C)	tan D (°C)	DSC (°C)
1	45,2	49,2	54,1	48,2
2	43,7	48,9	53,2	
3	42,3	46,6	50,9	
Média	43,7	48,2	52,7	

Para uma melhor compreensão dos dados obtidos, a Tabela 7 traz os valores médios de T_g em ambas as análises, para resina e para compósito.

Tabela 7 – Comparação entre resina e compósito.

	Compósito	Resina
E'	43,7°C	50,4 °C
E''	48,2 °C	51,8 °C
tan D	52,7 °C	60,0 °C
DSC	48,2 °C	50,3 °C

4.4 DIGESTÃO ÁCIDA DA MATRIZ

Os resultados das porcentagens de volume de fibras e de volume de vazios presentes nas amostras retiradas do Laminado 2 obtidos por meio da metodologia de digestão da matriz com H_2SO_4/H_2O_2 são apresentados na Tabela 8. Estes dados foram determinados seguindo-se a norma ASTM D3171 - procedimento B, a partir das equações definidas (LANDRO, DIBENEDETTO, GROEGER, 1988). Para todos os cálculos foram considerados $\rho_c = 1,524 \text{ g/cm}^3$ (valor teórico), $\rho_m = 1,14 \text{ g/cm}^3$ e $\rho_r = 1,78 \text{ g/cm}^3$. Como pode ser observado, a porcentagem de vazios encontrados no laminado processado apresentou um valor aceito para estruturas aeronáuticas (até 2%) (ALMEIDA, NOGUEIRAM 1994). A metodologia de digestão da matriz (ASTM D3171) para a determinação das frações volumétricas de compósitos é uma das técnicas de caracterização mais citadas na literatura e, conseqüentemente, uma das mais aceitas e usadas no meio científico.

Tabela 8 – Volumes de vazios e de fibras das amostras do laminado 2, obtidos através de digestão ácida.

Amostras	Vr (%)	Vm (%)	Vv (%)
Laminado	53,45 ± 0,03	45,73 ± 0,03	0,82 ± 0,03
<i>Média de 3 amostras</i>			

4.5 DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE REAL DO COMPÓSITO VIA PICNOMETRIA DE HÉLIO

Os resultados da densidade real e do volume das amostras retiradas do laminado 2 são apresentados na Tabela 9.

Tabela 9 – Densidade real e volume real das amostras do laminado.

Laminado	Massa (g)	Volume (cm ³) ^a	Densidade (cm ³) ^b
Amostra 1	0,9406	0,5243	1,7939
Amostra 2	0,9075	0,5043	1,7997

^{a,b}Valores médios a partir de 10 medições

Desvio máximo nos valores = 0,05%

Vale ressaltar que, a análise de picnometria de hélio por não se tratar de uma análise destrutiva, as mesmas amostras foram usadas na análise de porosimetria de mercúrio, onde os valores da massa e volume de cada amostra foram usados para a determinação da quantidade e distribuição de vazios.

4.6 DETERMINAÇÃO DA DISTRIBUIÇÃO E QUANTIDADE TOTAL DE POROS VIA POROSIMETRIA DE MERCÚRIO

Os resultados da quantidade e distribuição de vazios das amostras retiradas do Laminado 2 são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 – Volume total de vazios de amostras do Laminado.

Laminado	Massa da amostra (g)	Volume da amostra (cm ³) ^a	Volume total de vazios (%)
Amostra 1	0,9406	0,5243	0,7177
Amostra 2	0,9075	0,5043	1,0763
		Média	0,8970

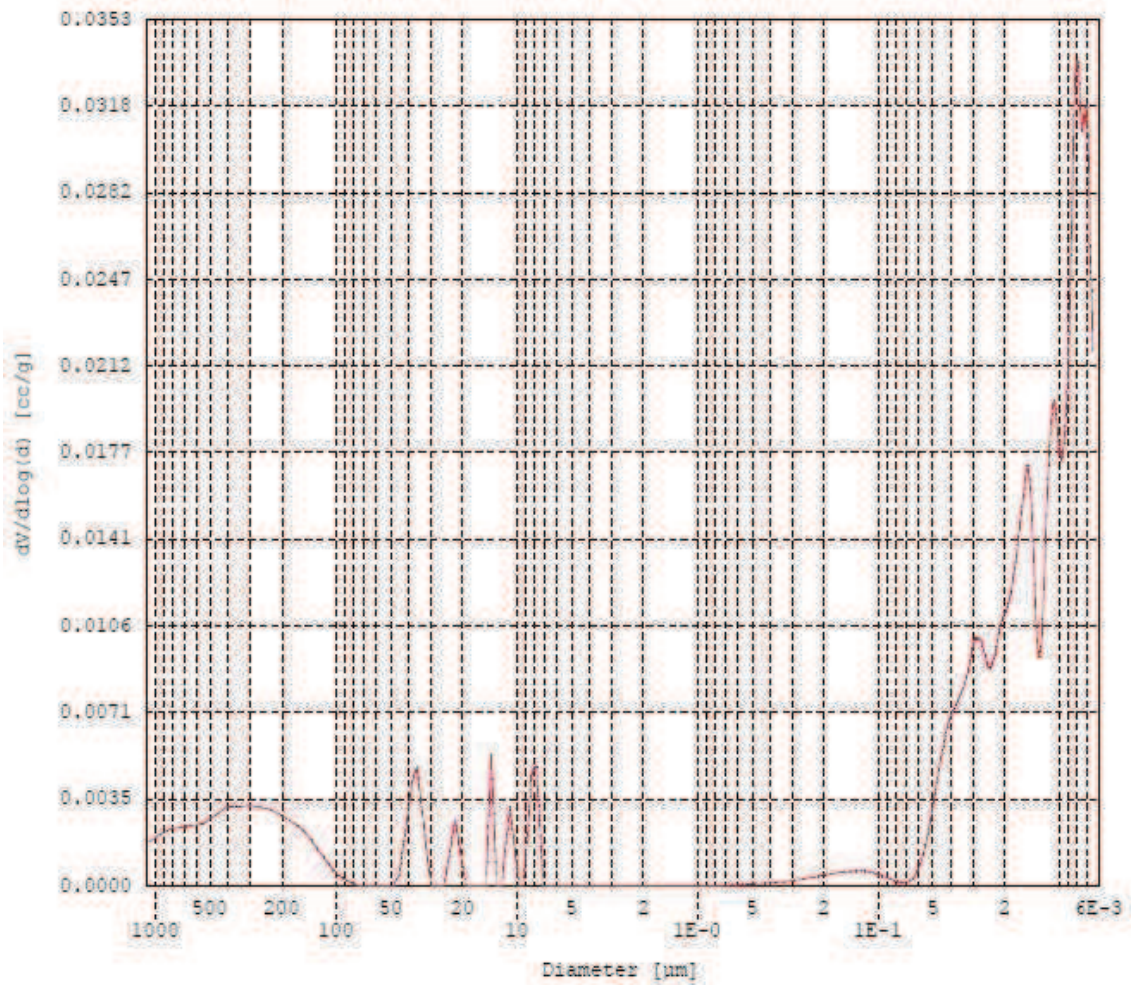
^aValores determinados via Picnometria de Hélio

A técnica de Porosimetria de Mercúrio foi capaz de detectar todos os poros que apresentam conexão com o meio externo. A partir dos gráficos de distribuição de tamanhos de poros (figuras 18 e 19), foi possível constatar que nas amostras de compósito analisado, ocorreu a predominância de vazios na faixa entre 100 a 1000 µm e na faixa entre 0,1 a 0,006 µm, sendo a última faixa o limite máximo de detecção do equipamento.

Em relação ao resultado da quantidade total de vazios, o valor médio encontrado foi de 0,8970%. Esse resultado foi um pouco maior comparado com o valor determinado via digestão ácida (0,82%). Essa diferença nos resultados pode ser justificada pela maior precisão da análise de porosimetria de mercúrio.

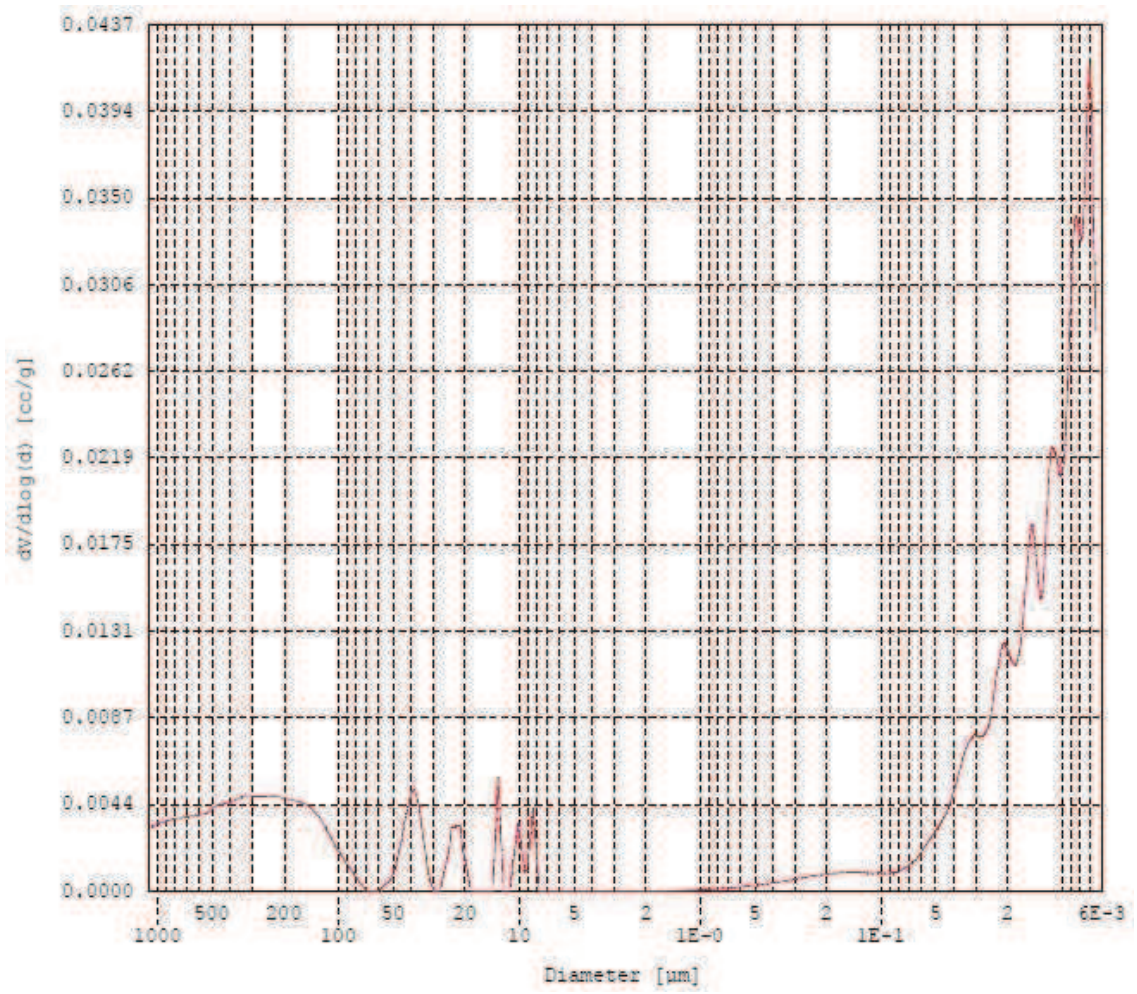
Mesmo os resultados da quantidade total de poros terem apresentados valores ligeiramente diferentes, todos os valores encontrados não ultrapassaram o valor de 2%, o que não é desejável pela indústria aeroespacial na produção de compósitos estruturais. Vale ressaltar que em algumas circunstâncias, para a indústria aeroespacial, o valor de vazios não deve ultrapassar o valor de 1% (ALMEIDA, NOGUEIRA, 1994).

Figura 18 – Distribuição de vazios da amostra 1 do Laminado



Fonte: (do autor).

Figura 19 – Distribuição de vazios da amostra 2 do Laminado



Fonte: (do autor).

5 CONCLUSÕES

As caracterizações realizadas nas matérias-primas mostraram que todas atendem aos requisitos necessários para o uso no processamento via RTM. Também foi constatado que a resina epóxi POLIPOX pode ser utilizadas para a obtenção de laminados compósitos estruturais (teor de fibra acima de 50%). O processamento dos laminados compósitos fibra de carbono/resina epóxi, seguindo-se os parâmetros pré-estabelecidos ocorreu como esperado. Foi constatado o elevado grau de precisão da técnica de porosimetria de mercúrio no que diz respeito a quantificação dos vazios contidos nas amostras analisadas.

Quanto a porcentagem de vazios, o laminado processado apresentou um valor aceito para estruturas aeronáuticas (até 2%). A metodologia de digestão da matriz (ASTM D3171) para a determinação das frações volumétricas de compósitos é uma das técnicas de caracterização mais citadas na literatura e, conseqüentemente, uma das mais aceitas e usadas no meio científico.

Além disso, as análises térmicas mostraram que a adição do reforço de fibra de carbono na resina bicomponente POLIPOX[®] influenciaram suas propriedades térmicas. A temperatura de transição vítrea do compósito foi menor, quando comparada com a resina sem reforço, em ambas as análises (DSC e DMA). Enquanto que a temperatura de degradação foi maior. Portanto, a adição da fibra de carbono foi vantajosa, porque promoveu uma melhora das propriedades térmicas do polímero.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

ALBINANTE, S.R., PACHECO, E.B.A.V., VISCONTE, L.L.Y. Revisão dos tratamentos químicos da fibra natural para mistura com poliolefiinas. Química Nova, Vol 36, p 114-122. 2013.

ALMEIDA, S.F.M., NOGUEIRA NETO, Z.S. – Effect of void content on the strength of composite laminates. Composite Structure, Vol 28, p.139-148. 1994.

AMORIM, C.E.S., VOORWALD, H.J.C. Alguns fatores que afetam o comportamento de aços de uso aeronáutico sob fadiga: Primeira parte. R. Educ. Tecn. Apl. Aeron. Vol. 1, n. 2, p 101-106, out. 2009.

ANDERSONS, J., JOFFE, R. Estimation of the tensile strength of an oriented flax fiber-reinforced polymer composite. Composites: Part A. Vol 42, p 1229-1235, 2011.

ASHRAFI, B., GUAN, J., MIRJALILI, V., ZHANG, Y., CHUN, L., HUBERT, P., SIMARD, B., KINGSTON, C.T., BOUME, O., JOHNSTON, A. Enhancement of mechanical performance of epoxy/carbon fiber laminate composites using single-walled carbon nanotubes. Composites Science and Technology. 2011.

ASTM D3418. Standard Test Method for Transition Temperatures and Enthalpies of Fusion and Crystallization of Polymers by Differential Scanning Calorimetry.

ASTM D4065. Standard Practice for Plastics: Dynamic Mechanical Properties: Determination and Report of Procedures.

ASTM D7028. Standard Test Method for Glass Transition Temperature (DMA T_g) of Polymer Matrix Composites by Dynamic Mechanical Analysis (DMA).

ASTM D790-10. Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials.

ASTM E2550. Standard Test Method for Thermal Stability by Thermogravimetry.

BARANDUN, G.A., ERMANNI, P. Process development for complex Resin Transfer Molding (RTM) components: optimization of resin injection and laminate porosity. 2010. In: 10th International Conference on Flow Processes in Composite Materials (FPCM10). Anais. Monte Verità, Ascona.

BENINI, K.C.C.C., Desenvolvimento e caracterização de compósitos poliméricos reforçados com fibras lignocelulósicas: HIPS/Fibra da casca do coco verde e bagaço de cana de açúcar. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

BROCKS, T., CIOFFI, M.O.H., VOORWALD, H.J.C. Effect of fiber surface on flexural strength in carbon fabric reinforced epoxy composites. *Applied Surface Science*, Article in press. 2013.

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

CARVALHO, M.G., ÁVILA, A.F., VAN PETTEN, A.M.V.N. Estudo da influência da adição de nanofolhas de grafeno nas propriedades térmicas de nanocompósitos poliméricos. *Revista Iberoamericana de Polímeros*, Vol 12(1), p 13-22. 2011.

CAVALLI, D.A.L., QUEIROZ, F.F., BUGLIA, G., FERRAZ Jr, J.M.F. Ensaio de flexão em materiais frágeis e resistentes, realizado em diversos materiais. Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de São Paulo – Campus Salto, 2010. Disponível em <<http://189.57.119.178/~miranda/ensaios/flex.pdf>>.

CHANDRASEKARAN, V.C.S., ADVANI, S.G., SANTARE, M.H. Influence of resin properties on interlaminar shear strength of glass/epoxy/MWNT hybrid composites. *Composites: Part A*. Vol 42, p 1007-1016, 2011.

COSTA, M.L., ALMEIDA, S.F.M., REZENDE, M.C. – Resistência ao Cisalhamento Interlaminar de Compósitos em Resina Epóxi com Diferentes Arranjos das Fibras na Presença de Vazios, *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, vol 11, n.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.

DAVIS, D.C., WILKERSON, J.W., ZHU, J., HADJIEV, V.G. A strategy for improving mechanical properties of a fiber reinforced epoxy composite using functionalized carbon nanotubes. *Composites Science and Technology*. Vol 71, p. 1089-1097, 2011

DELÉGLISE, M., LE GRONEC, P., BINETRUY, C., KRAWCZAK, P., CLAUDE, B. Modeling of high speed RTM injection with highly reactive resin with on-line mixing. *Composites: Part A*. 2011.

DONG, Z.J., LI, X.K., YUAN, G.M., CUI, Z.W., CONG, Y., WESTWOOD, A. Tensile strength, oxidation resistance and wettability of carbon fibers coated with a TiC layer using a molten salt method. *Materials and Design*, Vol 50, p 156-164. 2013.

FONSECA, M.M., YOSHIDA, M.I. Análise térmica do óleo de linhaça natural e oxidado. *Vértices*. 2009, Vol. 11, n. 1/3, 61-75.

FONTOURA, C.M., Desenvolvimento de hélice de material compósito polimérico utilizando a Moldagem por Transferência de Resina. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia. Porto Alegre.

GIOVEDI, C., MARINUCCI, G., ROUSE, P.R., CLÁUDIO, A.L.L. Determinação das Frações volumétricas de Compósito de Fibra de Carbono e Matriz Epóxi por Diferentes

Metodologias. In: XVI CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Porto Alegre, 2004.

GRANDE, A. M., DI LANDRO, L., BETTINI, P., BALDI, A., SALA, G. RTM process monitoring and strain acquisition by fibre optics. *Procedia Engineering*. Vol 10, p 3497-3502, 2011.

GREEF, N.D., GORBATIKH, L., GODARA, A., MEZZO, L., LOMOV, S.V., VERPOEST, I. The effect of carbon nanotubes on the damage development in carbon fiber/epoxy composites. *Carbon*. Vol 49, p 4650-4664, 2011.

HE, Y.X., LI, Q., KUILA, T., KIM, N.H., JIANG, T., LAU, K.T., LEE, J.H. Micro-crack behavior of carbon fiber reinforced thermoplastic modified epoxy composites for cryogenic application. *Composites: Part B*, Vol 44, p 533-539. 2013.

HILING, E., IWAKIRI, S., HASELEIN, C.R., BIANCHI, O., HILING, D.M. Caracterização de compósitos produzidos com polietileno de alta densidade (HDPE) e serragem da indústria moveleira – parte II – extrusão em dupla-rosca. *Ciência Florestal*, Santa Maria. V. 21, n. 2, p 335-347, 2011.

JEONG, H. Effects of Voids on the Mechanical Strength and Ultrasonic Attenuation of Laminated Composites. *Journal of Composite Materials* v.31, n.3, p.276-292, 1997.

KEULEN, C., ROCHA, B., YLDIZ, M., SULEMAN, A. Monitoring the Manufacturing, Quality and Structural Health of Resin Transfer Molded Components. 2010. In: 2nd International Symposium on NDT in Aerospace. We.2. B.2. Anais. Hamburg, Alemanha.

KOH, T.M, FEIH, S., MOURITZ, A.P. Experimental determination of the structural properties and strengthening mechanisms of z-pinned composite T-joints. *Composite Structures*. Vol 93, p 2222-2230, 2011.

LANDRO, L., DIBENEDETTO, A. T., GROEGER, J. The effect of fiber-matrix stress transfer on the strength of fiber-reinforced composite materials. *Polymer composites*. Vol 9/3 p.209-221. 1988.

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

MARINUCCI, G., ANDRADE, A.H.P. Microstructural Study of Polimeric Composite Cylinders. In: II MATERIALS RESEARCH SOCIETY MEETING, Rio de Janeiro, 2003.

MARQUES, L.S., NARITA, N.E., COSTA, G.G., REZENDE, M.C. Avaliação dos Comportamentos Mecânico e Térmico de Laminados de PPS/Fibra de Carbono Processados em Autoclave sob Diferentes Ciclos de Consolidação. *Polímeros*, vol. 20, nº 4, p. 309-314, 2010.

MARTINEZ, C.B. Estudo da influência do ciclo de cura nas propriedades mecânicas de compósitos fabricados pelo processo de infusão de resina. Dissertação de mestrado – Universidade de São Paulo. São Carlos, 2011.

MOTA, R.C.S. Análise da viabilidade técnica de utilização da fibra de bananeira com resina sintética em compósitos. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal.

MOUTON, S., TEISSANDIER, D., SÉBASTIAN, P., NADEAU, J.P. Manufacturing requirements in design: The RTM process in aeronautics. *Composites: Part A* 41 (2010) 125–130.

NETO, F.L., PARDINI, L.C. *Compósitos Estruturais: Ciência e Tecnologia*. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

NETO, S.V., Estudo de junções aeronáuticas híbridas (metal-compósito) unidas mecanicamente. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo. São Carlos.

NIELSEN, L.E. *Mechanical properties of polymers and composites*. 2ª edição. New York: Marcel Dekker, 1994.

OLIVEIRA, M.A., YOSHIDA, M.I., GOMES, E.C.L., MUSSEL, W.N., SOARES, C.D.V., PIANETTI, G.A. Análise térmica aplicada à caracterização da sinvastatina em formulações farmacêuticas. *Quim. Nova*, Vol. 33, No. 8, 1653-1657, 2010.

OROVAYA, T. A., KOROTKOK, V. N. Quick cure of thermosetting composites. *Composites: Part A*. Vol 27 p.953-960.1996.

OSBORNE, J. Automotive composites – in touch with lighter and more flexible solutions. *Reinforced plastics*, Vol 57, p 20-24. Março/Abril 2013.

PEREIRA, A.C.P. Estudo da cinética de cura e das propriedades térmicas da resina benzoxazina e de seus compósitos nanoestruturados. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011.

RANA, S., ALAGIRUSAMY, R., JOSHI, M. Development of carbon nanofibre incorporated three phase carbon/epoxy composites with enhanced mechanical, electrical and thermal properties. *Composites: Part A*. Vol 42, p 439-445, 2011.

RODRIGUES, M.R.P., FERREIRA, O.P. Caracterização de compósitos produzidos com borracha de pneus inservíveis e resina poliuretana. *Revista Iberoamericana de Polímeros*. 2010, Vol 11(5), 274-283.

ROSÁRIO, F., PACHEKOSKI, W.M., SILVEIRA, A.P.J., SANTOS, S.F., JÚNIOR, H.S., CASARIN, S.A. Resíduos de Sisal como Reforço em Compósitos de Polipropileno Virgem e Reciclado. *Polímeros*. Vol 21, nº2, p 90-97, 2011.

SAVAGE, G. *Carbon-carbon composites*. Chapman & Hall: London, 1993.

SBIAI, A., MAAZOUZ, A., FLEURY, E., SAUTEREAU, H., KADDAMI, H. Short date palm tree fibers / poylepoxy composites prepared using RTM process: effect of TEMPO mediated oxidation of the fibers. 2010. *BioResources* 5(2), 672-689.

SCHMACHTENBERG, E., HEIDE, J. S. zur., TÖPKER, J. Application of ultrasonics for the process control of Resin Transfer Moulding (RTM). *Polymer Testing*, Vol 24, p 330–338. 2005.

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

SIDDIQUI, N.A., KHAN, S.U., MA, P.C., LI, C.Y., KIM, J.K. Manufacturing and characterization of carbon fibre/epoxy composite prepregs containing carbon nanotubes. *Composites: Part A*. Vol 42, p 1412-1440, 2011.

VENTURA, O.S.P., PASSOS, O.S., LOBO, J.B.A., FUJIYAMA, R.T. Caracterização mecânica em flexão de compósitos de argamassa de cimento reforçada por fibras naturais. 2006. In: 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Anais. Foz do Iguaçu, 2006.

WARRIOR, N.A., TURNER, T.A., ROBITAILLE, F., RUDD, C.D. Effect of resin properties and processing parameters on crash energy absorbing composite structures made by RTM. *Composites: Part A*. Vol 34, p 543-550, 2003.

XU, C., JUNJIANG, X., BO, P., ZELING, C., HONGYUN, L. Mechanical Properties of RTM-made Composite Cross-joints. 2009. *Chinese Journal of Aeronautics*, 22(2009) 211-217.

ANEXO A - Ficha técnica tecido plano de fibra de carbono



STYLE AGP 193-P		US System	
Type of Yarns	Warp Yarn: Fill Yarn:	Hexcel® AG4 GP 3K Hexcel® AG4 GP 3K	
Fabric Weight, Dry		5.70 oz/yd ²	193 g/m ²
Weave Style	Plain		
CONSTRUCTION			
Nominal Construction	Warp Count: Fill Count:	11.5/in 11.5/in	
Fabric Thickness		10.0 mil	0.25 mm

IMPORTANT

All information is believed to be accurate but is given without acceptance of liability. All values have been generated from limited data. The values listed for weight, thickness and breaking strengths are typical greige values, unless otherwise noted. Users should make their own assessment of the suitability of any product for the purpose required. All sales are made subject to our standard terms of sales which include limitations on liability and other important terms. The fabric style listed may not be available from inventory and minimum order quantities may apply.

FOR FURTHER INFORMATION, PLEASE CONTACT US

1913 North King Street
Seguin, Texas 78155
Phone: 830-379-1580
Fax: 830-379-9544
Customer Service Toll Free: 1-866-601-5430

For European sales office numbers and a full address list, please go to:
<http://www.hexcel.com/contact/salesoffices>