UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

KWAI NAN TE

Estudo das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos
reforçados por fibra de carbono e manufaturados pelos
processos de laminação manual, infusão de resina e pré-
impregnado

São Carlos

2016

KWAI NAN TE

Estudo das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos
reforçados por fibra de carbono e manufaturados pelos
processos de laminação manual, infusão de resina e pré-
impregnado

Dissertação apresentada ao programa de
pós-graduação em engenharia de materiais
e manufatura da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de mestre em
ciência e engenharia de materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento,
caracterização e aplicação de materiais.

Orientador: Prof.Assoc. José Ricardo
Tarpani

Versão corrigida
(Original na unidade)

São Carlos

2016

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Kwai, Nan Te

K98e

Estudo das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos reforçados por fibra de carbono e manufaturados pelos processos de laminação manual, infusão de resina e pré-impregnado / Nan Te Kwai ; orientador José Ricardo Tarpani. -- São Carlos, 2016.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2016.

1. Laminação manual. 2. Infusão de resina a vácuo. 3. Pré-impregnados. 4. Propriedades mecânicas. 5. Compósitos.
I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **KWAI NAN TE**.

Título da dissertação: "Estudo das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos reforçados por fibras de carbono e manufaturados pelos processos de laminação manual, infusão de resina e pré-impregnado."

Data da defesa: 30/09/2016.

Comissão Julgadora:

Prof. Associado **José Ricardo Tarpani (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Prof. Associado **Jonas de Carvalho**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Prof. Dr. **Luiz Cláudio Pardini**
(Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial/CTA – São José dos Campos)

Resultado:

Handwritten signature of José Ricardo Tarpani in blue ink, with the word "Aprovado" written next to it. Handwritten signature of Jonas de Carvalho in blue ink, with the word "Aprovado" written next to it. Handwritten signature of Luiz Cláudio Pardini in blue ink, with the word "Aprovado" written next to it.

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:

Prof. Associado **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Associado **Luis Fernando Costa Alberto**

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, que sempre me apoiaram nessa jornada.

Aos meus amigos, que a tornaram mais divertida.

Aos educadores, pela paciência do dia a dia

A você que, com esse trabalho,

contribuiu com algo bom

para a sociedade.

RESUMO

KWAI, N.T. **Estudo das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos reforçados por fibra de carbono e manufaturados pelos processos de laminação manual, infusão de resina e pré-impregnado.** 2016. 95p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

Há um aumento da demanda mundial por materiais de alto desempenho, e os compósitos encaixam-se perfeitamente nesse nicho por serem resistentes e leves. Os compósitos poliméricos são feitos a partir da mistura de resina e reforço, no entanto, existem diversas metodologias para fazê-la. O presente trabalho compara em amplo aspecto, três desses métodos: laminação manual, infusão de resina e pré-impregnado. O primeiro é o método mais simples, o segundo é utilizado principalmente pela indústria náutica, e o terceiro pela indústria aeroespacial. Foram realizados diversos ensaios mecânicos como tração, flexão, cisalhamento, impacto, entre outros, e os resultados foram comparados entre si para demonstrar qualitativamente e quantitativamente as diferenças entre eles. Este trabalho demonstrou que o processo de pré-impregnado produz peças com propriedades cerca de 30% melhores que a infusão de resina, que por sua vez, possui um acréscimo de 25% sobre as propriedades da laminação manual.

Palavras-chave: Laminação manual. Infusão de resina a vácuo. Pré-impregnados.

Propriedades mecânicas. Compósitos.

ABSTRACT

KWAI, N.T. **Mechanical properties study of the carbon fiber reinforced polymers manufactured via hand lay-up, resin infusion under flexible tooling and pre-preg.** 2016. 95p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

There is an increasing worldwide demand for high performance materials, and therefore the composites reach a prominent position for being resistant and light weighted. Polymeric composites are made from mixing a given resin and the fibre; however, there are several different methodologies to do so. This work intends to compare, in a wide array, three of those methods: hand lay-up, resin infusion under flexible tooling and pre-pregs. The first is the simplest of all, the second is mainly used by the marine industry, and the third by the aerospace industry. Several mechanical tests such as tension, flexural, shear, impact, among others, were performed and their results were compared to infer their qualitatively and quantitatively differences. This study shows evidence that pre-preg properties are about 30% better than resin infusion, and the last has 25% better properties than hand lay-up.

Keywords: Hand lay-up. Resin infusion. Pre-preg. Mechanical properties. Composite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema dos diferentes tipos de reforço	25
Figura 2 - Processo esquemático da impregnação manual de resina.....	28
Figura 3 - Processo esquemático da infusão a vácuo de resina	30
Figura 4 - Esquema que representa o processo pré-impregnação de fibra.	31
Figura 5 - Representação do processo de aplicação do pré-impregnado	32
Figura 6 - Mecanismos de falha em compósitos.	33
Figura 7 - Foto que ilustra as três diferentes placas utilizadas neste trabalho	36
Figura 8 - Esquema demonstrativo do sistema utilizado na medida de massa específica dos compósitos	37
Figura 9 - Máquina universal de ensaios EMIC com extensômetro de 25 mm	41
Figura 10 - Esquema do sistema de carregamento de três pontos	43
Figura 11 – Esquema do ensaio de cisalhamento interlaminar	45
Figura 12 - Esquema de como os corpos de prova foram fixados na máquina universal de ensaios EMIC.....	46
Figura 13 - Esquema das dimensões utilizadas para o corte e entalhe dos CPs e direção da força aplicada para ruptura do mesmo	48
Figura 14 - Máquina de ensaios Charpy da Heckert	49
Figura 15 - Esquema do suporte perfurado contendo o sal para controle da umidade ..	50
Figura 16 - Micrografias de cada tipo de processo.....	53
Figura 17 - Esquema representando o percentual de massa dos CPs após o processo de ignição	56
Figura 18 - Esquema representando o percentual volumétrico dos CPs após os devidos cálculos.	56

Figura 19 - Módulo de elasticidade e tensão máxima, obtidos pelo ensaio de tração ...	58
Figura 20 - Fotos dos corpos de prova antes e depois do ensaio de tração.....	60
Figura 21 - Fotos feitas a partir de um estereoscópio. O índice “a” se trata de uma imagem do corpo de prova inclinado e “b” é perpendicular ao plano da fratura	60
Figura 22 - Módulo de elasticidade e tensão máxima de flexão para dois grupos: face lisa para cima, com 5 CPs para cada processo de manufatura (linha tracejada), e face lisa para baixo, também com 5 CPs (linha sólida)	62
Figura 23 - Módulo de elasticidade e tensão máxima de flexão para 10 CPs de cada método de manufatura.....	63
Figura 24 - Fractografia de alguns CPs ensaiados em flexão	64
Figura 25 - Força de cisalhamento e deslocamento com uma curva de cada material para exemplificar	65
Figura 26 - Fractografia de alguns corpos ensaiados por short beam.....	66
Figura 27 - Curvas tensão por deslocamento do ensaio de cisalhamento em juntas para todos os CPs	69
Figura 28 - Fractografia dos CPs ensaiados em cisalhamento de juntas. O índice "a" mostra a face lisa do material, e "b", a face áspera.....	70
Figura 29 - Módulo de elasticidade e tensão máxima para os CPS ensaiados por cisalhamento de juntas	71
Figura 30 - Esquematização da má distribuição de forças causada pelo pino de 6 mm torto.....	72
Figura 31 - Resistência ao impacto ao longo da variação de temperatura para CPs ensaiados por Charpy translaminar	73
Figura 32 - Fractografia de um CP de cada processo de manufatura para cada temperatura de ensaio.....	74

Figura 33 - Curva da mudança de massa causada pela absorção de umidade em dois condicionamentos diferentes	77
Figura 34 - Gráfico radar com o resumo de todos os resultados obtidos ao longo desse estudo com unidade de "percentual de propriedade de PP" específica.....	79
Figura 35 - Gráfico com os valores dos eixos modificados para comparar as áreas internas	80

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Massa (g) e a massa específica (g/cm^3) dos corpos de prova submetidos a diferentes tratamentos	55
Tabela 2 - Massa (g) dos corpos de prova antes e após a queima	55

SUMÁRIO

1	Introdução.....	19
1.1	Considerações Iniciais	19
1.2	Objetivo do Trabalho	20
1.3	Motivação e Justificativa	20
1.4	Estrutura do Trabalho.....	21
2	Revisão da literatura	23
2.1	Compósito	23
2.2	Matriz	23
2.3	Reforço.....	24
2.4	Vazios	25
2.5	Interface	26
2.6	Fatores que influenciam as propriedades	27
2.7	Hand Lay Up	28
2.8	RIFT	29
2.9	Pré-Impregnado	30
2.10	Falhas em Compósitos	32
3	Materiais e métodos.....	35
3.1	Materiais.....	35
3.2	Preparação das placas.....	35
3.3	Microscopia	36
3.4	Determinação da massa específica em relação a água.....	37

3.5	Determinação do percentual de fases por ensaio de ignição	38
3.6	Ensaio de tração.....	40
3.7	Ensaio de Flexão	42
3.8	Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar	44
3.9	Ensaio de esmagamento de juntas.....	46
3.10	Ensaio de impacto Charpy	47
3.11	Ensaio de absorção de umidade	50
4	Resultados e discussão	53
4.1	Microscopia	53
4.2	Percentual de fases e massa específica	54
4.3	Tração	57
4.4	Flexão.....	61
4.5	Cisalhamento interlaminar	65
4.6	Esmagamento de juntas	68
4.7	Impacto Charpy	73
4.8	Absorção de umidade.....	75
4.9	Considerações finais	78
5	Conclusões	83
6	Sugestões Para Trabalhos Futuros.....	85
	Referências.....	87

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A demanda por materiais compósitos avançados vem crescendo no mundo todo (BARNES et al., 2011; BHATTACHARYA et al., 2012) impulsionado pelas suas principais vantagens como resistência à corrosão, redução de peso e flexibilidade de projeto, ampliando o seu uso em áreas onde é requerida uma alta resistência mecânica em geometrias complexas (CRIPPS; SEARLE; SUMMERSCALES, 2000; SUMMERSCALES, 1996).

Um material compósito é formado por dois ou mais materiais que, quando combinados, formam fases distintas (CALLISTER, 2002). Para agregar a fase de reforço e a fase de matriz polimérica foram desenvolvidas algumas técnicas, cada qual com as suas características específicas.

No processo mais básico de aplicação manual, a habilidade do operador em aplicar a quantidade correta de resina em um molde aberto contendo o reforço é muito relevante. O método de transferência de resina mais tradicional utiliza uma pressão positiva para empurrar a resina através do reforço até completar o molde. Esse método possui uma variação em que metade do molde é substituída por um filme flexível e a pressão positiva é trocada por pressão negativa. Esse método é conhecido com infusão de resina assistida por ferramental flexível, RIFT – do inglês *Resin Infusion Under Flexible Tooling*.

O pre-preg é o processo mais elaborado e custoso, que consiste em uma aplicação manual do reforço, que já contém uma quantidade ideal de resina pré-

impregnada, sobre um molde aberto que posteriormente é coberto com um molde flexível, e tem o seu processo de cura em autoclave.

É importante enfatizar que nos métodos citados acima, além de haver diferenças nos processos de preparação, há também variação no percentual de resina e de vazios que podem ocorrer em sua matriz. Com isso, diversos ensaios mecânicos e físicos devem ser utilizados para avaliar se a maneira com que o processo é realizado muda consideravelmente as propriedades o produto final.

1.2 OBJETIVO DO TRABALHO

Este trabalho tem o intuito de comparar os processos de laminação manual, infusão de resina assistido por ferramental flexível e pré-impregnados, quanto ao seu comportamento mecânico em ensaios de tração, flexão, cisalhamento interlaminar, cisalhamento em juntas, impacto e absorção de umidade, utilizando corpos de prova fabricados com a mesma quantidade, tipo e orientação de fibras de carbono.

1.3 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA

Já existe uma literatura consolidada quanto ao desempenho mecânico de compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono, no entanto, a caracterização e comparação dos métodos utilizados para agregar a fibra à matriz ainda é pouco conhecida.

Logo, o objetivo principal deste trabalho é avaliar, em um amplo espectro, como cada um dos métodos de produção: laminação manual, infusão de resina e pré-impregnado, interferem no desempenho final do compósito.

Como objetivo secundário, visa-se estabelecer uma série de procedimentos de análise e validação das propriedades mecânicas para servir de referência para trabalhos futuros

1.4 ESTRUTURA DO TRABALHO

O presente trabalho visa trazer uma abordagem sucinta sobre a temática dividida em sete capítulos, brevemente descritos a seguir:

Capítulo 1 – Introdução

Uma breve apresentação do assunto que evidencia a motivação do trabalho e como ele será desenvolvido nos capítulos subsequentes para atingir os objetivos, igualmente descritos.

Capítulo 2 – Revisão da literatura

São apresentados conceitos elementares que alicerçam o entendimento dos processos de fabricação, que também serão discutidos nesse capítulo. Por fim, alguns fatores que influenciam a qualidade do compósito.

Capítulo 3 – Materiais e métodos

Detalha-se os tipos de materiais utilizados para a confecção dos corpos de prova e como os mesmos foram manufaturados. Os procedimentos experimentais e parâmetros utilizados para a análise dos resultados são amplamente abordados.

Capítulo 4 – Resultados e discussões

Os resultados dos ensaios são apresentados e comparados entre si, gerando discussões sobre a temática proposta.

Capítulo 5 – Conclusões

Neste capítulo conclui-se o estudo utilizando-se dos resultados obtidos no capítulo 4. Também são feitas sugestões para trabalhos futuros sobre o mesmo tema.

Capítulo 6 – Sugestões para trabalhos futuros

Serão apresentadas algumas ideias de como continuar com esse estudo.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 COMPÓSITO

A definição de um material compósito é amplamente conhecida como sendo uma mistura constituída de dois ou mais materiais distintos. Entretanto, essa definição não é suficientemente completa para que um material possa ser considerado propriamente um compósito. Matthews (1994) sugere que é preciso ainda satisfazer mais três critérios:

- os componentes precisam estar presentes em proporções razoáveis com 5% ou mais;
- as fases constituintes precisam ter propriedades notavelmente diferentes;
- um compósito feito pelo homem é produzido ao se misturar e combinar intimamente os constituintes por diversos meios, ou seja, uma liga metálica que produz uma microestrutura bifásica após o resfriamento não pode ser considerado um compósito.

Por isso não se pode classificar como compósito uma liga metálica com uma estrutura bifásica que é produzida durante a solidificação de um material homogêneo fundido.

2.2 MATRIZ

Um compósito é classificado como uma matriz quando os componentes têm as suas propriedades melhoradas com a adição de outro material, o reforço. Essa

matriz pode ser cerâmica, metálica ou polimérica, sendo que a última é a mais comumente utilizada (MATTHEWS; R.D., 1994). Isso porque os compósitos de matriz polimérica possuem a grande vantagem da facilidade de produção, sem a necessidade de altas pressões nem elevadas temperaturas. Essas matrizes podem ser divididas em três classes: termorrígido, termoplástico e borrachas.

Três quartos de todos os compósitos poliméricos utilizam matriz termorrígida (MATTHEWS; R.D., 1994), que são polímeros que rapidamente fazem ligações chamadas de *cross-link* durante a sua cura. Essas ligações melhoram consideravelmente as propriedades de rigidez, fratura e temperatura de serviço, mas, em contrapartida, não podem sofrer um processo de remodelamento. Nesse grupo das resinas termorrígidas, a poliéster é a mais utilizada pelo seu preço modesto e sua baixa viscosidade, com cerca de 200 cP - o que facilita o processo de fabricação, mas possui uma taxa de contração elevada. Em contrapartida, a resina epóxi, que apesar de ser consideravelmente mais custosa e mais viscosa, é a principal escolha no setor aeroespacial devido à sua elevada resistência mecânica, resistência à umidade e temperatura de transição vítrea (T_g).

2.3 REFORÇO

A fase de reforço possui esse nome uma vez que ele fortalece, ou seja, reforça as propriedades mecânicas da matriz. A distribuição desse reforço é um dos principais parâmetros que determinam a sua eficácia. Como podemos ver na Figura 1, existem dois tipos de reforço: o particulado, que possui uma dimensão parecida em todas as direções; e o de fibras, com o comprimento muito maior que a sua seção transversal, que podem ser consideradas contínuas ou descontínuas, dependendo da razão dessas duas dimensões.

Figura 1 - Esquema dos diferentes tipos de reforço

A orientação das fibras pode ser aleatória ou preferencial. No primeiro caso, o compósito responderá de maneira similar independentemente da direção da força aplicada, seja transversal ou longitudinal. Mas se a fibra tiver um sentido preferencial unidirecional, as propriedades serão altamente anisotrópicas, o que necessita de um cuidado maior ao projetar seu uso. Quanto menor o tamanho do reforço, mais facilmente ele é agregado à resina, em contrapartida, as fibras longas possuem uma maior região de interface com a matriz, que é imprescindível para um aumento de resistência mecânica.

Sendo assim, tecem-se fibras longas com o intuito de formar um tecido biaxial, o que reduz a anisotropia mantendo as suas vantagens.

2.4 VAZIOS

O conteúdo de vazios em um compósito, normalmente medido em percentual volumétrico, pode afetar consideravelmente algumas de suas propriedades mecânicas, tanto estáticas quanto dinâmicas. (DE ALMEIDA; NETO, 1994),

principalmente as propriedades influenciadas pela matriz (ZHU HONG-YAN et al. 2009).

A presença desses vazios é inevitável (LIU et al., 2006; YAN LI HAO MA., 2015), e o custo de fabricação cresce exponencialmente à medida que a tolerância aos vazios diminui em um projeto. Um compósito pode chegar a 90% do seu desempenho, gastando 60% do investimento financeiro de um projeto; sendo que para alcançar os últimos 10% são utilizados os outros 40% do custo. Dessa forma, o critério para os níveis de vazios depende fortemente da sua aplicação. Por exemplo, a indústria aeroespacial não tolera nada acima de 1% enquanto que em outras aplicações, 5% ou mais podem ser tolerados (GHIORSE, 1993).

2.5 INTERFACE

Quando a matriz e o reforço se encontram, formam um ou mais tipos de ligações que variam dependendo do tipo de compósito que está sendo formado. Essa região é denominada de interface. As ligações criadas podem ser de diversas naturezas: mecânica, química, eletrostática ou interdifusão (MATTHEWS; R.D., 1994).

Nos compósitos, especialmente para vidro ou carbono com resina epóxi, a interface é geralmente química (HUGHES, 1991), mas quando usado sem nenhum tratamento superficial, possuem uma adesão e interface fracas (PARK; SEO; LEE, 2006). Por isso uma prática usual em fibras de carbono comercial é a aplicação de uma camada polimérica protetora – aproximadamente 0,03 μm de espessura em uma fibra de 7 μm - que auxilia a adesão das duas fases (PARK; SEO; LEE, 2006).

2.6 FATORES QUE INFLUENCIAM AS PROPRIEDADES

As propriedades do compósito são fortemente influenciadas pelas proporções da matriz e do reforço (MATTHEWS; R.D., 1994) e, junto com outros parâmetros que também podem influenciar as propriedades como tamanho, forma, orientação e homogeneidade da dispersão do reforço, formam o que é chamado de microestrutura do material.

Para compósitos fibrosos poliméricos com volume de fibra maior que 30%, a regra das misturas, mostrada na equação 1, passa a não se aplicar para todas as propriedades (KARAM, 1991). Propriedades como tensão (MITTELMAN; ROMAN, 1990) e resiliência (GUIGON, 1992), ficam cada vez mais dependentes da microestrutura e interface do material.

$$X_c = X_m V\%_m + X_f V\%_f \quad (\text{Equação - 1})$$

onde,

X = uma propriedade apropriada para compósitos;

V% = percentual volumétrico;

_c = subscrito que representa o compósito;

_m = subscrito que representa a matriz;

_f = subscrito que representa fibra.

2.7 HAND LAY UP

O processo conhecido como *Hand Lay up* (HL) traduzido para o português como “laminação manual”, é o processo mais utilizado quando o objetivo é manufaturar grandes peças em baixa escala, principalmente no setor náutico (BELINGARDI; CAVATORTA; SALVATORE PAOLINO, 2008). Sua principal característica, como mostrada na Figura 2, consiste em aplicar manualmente uma camada de resina para cada camada de reforço, em um molde aberto, até que se obtenha a espessura desejada.

Figura 2 - Processo esquemático da impregnação manual de resina. Fonte – (CAMPBELL, 2006)

Na laminação manual, o reforço do compósito polimérico é usualmente composto por fibras de aramida, vidro, carbono, fibras naturais ou até mesmo uma combinação dessas, que podem ser formadas por fibras longas em forma de tecido, ou picadas e compactadas em forma de manta. Por se tratar de um processo manual, a matriz é normalmente composta por uma resina de baixa viscosidade que facilita a sua aplicação, mas que contém altos níveis de estireno que por sua vez,

geram gases voláteis nocivos à saúde e ao ambiente. Normalmente, a resina utilizada para esse processo possui a sua cura à temperatura ambiente, o que descarta o uso de estufas para a polimerização da mesma, minimizando o custo final da peça.

2.8 RIFT

O processo de RIFT, ou de infusão a vácuo, foi inicialmente desenvolvido para manufaturar peças de médio ou grande porte, como no caso de cascos de barcos. Esse processo é uma variação do método de manufatura conhecido como *Resin Transfer Moulding* em que uma das metades do molde é substituída por um filme impermeável e flexível, reduzindo significativamente os gastos em ferramental. Ele também é conhecido por uma vasta variedade de nomes, podendo haver pequenas variações entre cada processo (SUMMERSCALES; SEARLE, 2005). Nesse trabalho, o processo será chamado apenas de RI, do inglês, *Resin Infusion*.

Também se pode considerar o RI como uma alternativa ao tradicional HL, pois mesmo sendo mais oneroso – já que além da fibra e resina, gasta-se com materiais consumíveis, trata-se de uma tecnologia mais limpa e menos nociva ao ambiente de trabalho já que a emissão de gases voláteis pode ser controlada com mais facilidade (WILLIAMS; SUMMERSCALES; GROVE, 1996) e não existe contato direto de resina com o operador. Além disso, esse processo pode alcançar níveis de resina comparáveis aos métodos de pré-impregnado (BELINGARDI; CAVATORTA; SALVATORE PAOLINO, 2008).

Em uma manufatura típica de RI, uma película flexível cobriria toda a superfície como representada na Figura 3, fixada pela borracha de vedação. Então

cria-se um vácuo entre a película e o molde e, após certificado que não existe nenhuma entrada de ar indesejada, a resina é sorvida por diferença de pressão para o interior do sistema, percorrendo toda a região das fibras.

Figura 3 - Processo esquemático da infusão a vácuo de resina

O reforço normalmente utilizado para esse tipo de processo é o tecido de fibras contínuas de fibra de vidro, carbono ou aramida. Assim como no HL, a viscosidade da resina possui um papel fundamental. Ela precisa ser baixa o suficiente para que preencha completamente a peça antes de iniciar o seu processo de polimerização que, tradicionalmente, ocorre em temperatura ambiente.

2.9 PRÉ-IMPREGNADO

A maioria das estruturas aeroespaciais e equipamentos esportivos de alto desempenho utilizam camadas de pré-impregnado, também conhecido por *pre-preg* (doravante: PP – do inglês: *Pre-imPregnated*), que são fibras cobertas por resina catalisada, porém, não curada (CAMPBELL, 2006). Essa preferência pelo PP deve-se à já consolidada constância de propriedades que esse processo de fabricação oferece, mas paga-se alto por isso.

A produção do PP, representada na Figura 4, se inicia com uma série de feixes de fibras que são comprimidas entre o papel de suporte e o papel de desmoldagem por rolos aquecidos. O papel de desmoldagem é utilizado para levar uma fina camada de resina que será impregnada na fibra e, por sua vez, o papel de suporte serve como auxílio para que as camadas de PP não grudem entre si ao serem enroladas e facilitem a sua aplicação ao produto final (CALLISTER, 2002).

Figura 4 - Esquema que representa o processo pré-impregnação de fibra. Fonte - (CALLISTER, 2002)

O PP precisa ser armazenado em temperatura abaixo de 0°C (CALLISTER, 2002) até poucos momentos antes de ser utilizado para evitar a cura precipitada da resina e facilitar o seu manuseio. O processo de manufatura é executado como mostra a Figura 5. As camadas de PP são empilhadas manualmente sobre o molde para formar o laminado e um sistema parecido com o de infusão a vácuo é instalado. Todo esse sistema é colocado em uma autoclave que extrai vácuo do sistema ao mesmo tempo em que a sua câmara é pressurizada e aquecida até a temperatura de cura da resina (CENTEA; GRUNENFELDER; NUTT, 2015).

Figura 5 - Representação do processo de aplicação do pré-impregnado. Fonte - (CAMPBELL, 2006)

O aumento da temperatura reduz a viscosidade da resina que, auxiliada à compressão do material dentro da autoclave, mistura-se com a resina das camadas adjacentes, formando uma única peça. Essa resina também é conduzida para as regiões vazias, o que reduz a chance de bolhas de ar presas e/ou gerada por gases voláteis da reação de cura (CENTEA; GRUNENFELDER; NUTT, 2015).

2.10 FALHAS EM COMPÓSITOS

Os modos de falha em compósito são complexos, pois envolvem vários mecanismos simultaneamente (SANTOS; CARVALHO; TITA, 2002) como podemos observar na Figura 6. As falhas mais usuais, sinalizadas por números na Figura 6 são: *pull-out* (1) que é o arranchamento de uma fibra da matriz; *fiber bridging* (2) caracterizado pelo rompimento da matriz; *debonding* (3) onde ocorre uma falha na interface fibra-matriz; falha no reforço (4) e falha na matriz (5).

Figura 6 - Mecanismos de falha em compósitos. Fonte - (Anderson, 1995)

Além desses métodos de falha, pode ocorrer um outro tipo envolvendo a união das lâminas dos compósitos, chamada de falha interlaminar. Uma dessas falhas, conhecida como *kink band* está relacionado com cargas de compressão e possivelmente é a causa da baixa resistência dos compósitos nesse tipo de esforço. Essa falha é caracterizada por surgir rapidamente e de maneira catastrófica, geralmente nucleada em locais com presença de vazios, desalinhamento de fibras ou presença de esforços residuais. (O'BRIEN, 1998).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

- Pré-impregnado de tecido biaxial com trama simples de fibra de carbono com 200 g/m² fabricado pela Toho® e resina epóxi HexPly® F155 da Hexcel de cura a 120°C de massa específica de 1,33 g/cm³ (HEXPLY, 2005).
- Fibra de carbono fabricada pela Toho® e tramada pela Fibertex® em um tecido biaxial de trama simples com 200 g/m² (FIBERTEX, 2011).
- Resina epóxi Araldite® Ly 5052 fabricada pela Huntsman que possui grau aeronáutico e cura ambiente com a capacidade de melhorar as suas propriedades com um tratamento de pós-cura. Como recomendado pela ficha técnica, o endurecedor utilizado foi o Aradur® 5052, o que resulta em uma massa específica de 1,17 g/cm³ (HUNTSMAN, 2007).

3.2 PREPARAÇÃO DAS PLACAS

Três placas distintas fabricadas pelas técnicas já descritas foram manufaturadas: HL e RI nos laboratórios da SMM–EESC–USP, e PP na ALLTEC–Materiais Compósitos em São José dos Campos, com dimensões de aproximadamente 50 por 20 cm, utilizando a sequência de camadas biaxiais $[0^\circ]_{10}$, ou seja, dez camadas de tecido biaxial empilhadas.

O pré-impregnado utilizado para a manufatura da peça na ALLTEC é o mesmo utilizado para fazer as peças encomendadas pela EMBRAER e com o intuito

de comparar apenas as diferenças no processo de fabricação, foi dada uma especial atenção na busca por materiais que também fossem de grau aeronáutico para as placas RI e HL. Conforme sugerido em sua ficha técnica, o PP necessita ficar 7h 20min a 120°C, dessa maneira, após a cura ambiente do RI e HL, as placas tiveram as suas propriedades mecânicas melhoradas com um tratamento térmico de pós cura pelo mesmo tempo e mesma temperatura. A Figura 7 mostra uma foto com as três placas prontas utilizadas neste trabalho, sendo elas: RI PP e HL.

Figura 7 - Foto que ilustra as três diferentes placas utilizadas neste trabalho

Todos os corpos de prova (CP) foram cortados com uma serra circular diamantada refrigerada à água para evitar a extração indesejada de fios de fibra e a degradação da resina por aquecimento. Após o corte, os CPs foram lixados à mão até as dimensões necessárias.

3.3 MICROSCOPIA

Duas amostras de cada material foram embutidas em resina, uma para observar a vista da face superior e outra para a face lateral. Os CPs foram lixados com uma série de lixas d'água até a de número 2000, quando então foram polidas com alumina. As fotografias foram obtidas com o auxílio do microscópio Zeiss A3.

3.4 DETERMINAÇÃO DA MASSA ESPECÍFICA EM RELAÇÃO A ÁGUA

A massa específica dos compósitos foi determinada pelo método de flutuabilidade, de acordo com a norma ASTM D792 – 13: *standard test methods for density and specific gravity (relative density) of plastics by displacement* – Método A. Foi utilizada uma balança com precisão de 0,001g, um béquer com água destilada e um suporte para amostra, conforme o esquema mostrado na Figura 8.

Figura 8 - Esquema demonstrativo do sistema utilizado na medida de massa específica dos compósitos

Com esse sistema podemos obter a gravidade específica de acordo com a equação 2:

$$G_{s\ 23/23^{\circ}C} = a/(a + w - b) \quad (\text{Equação - 2})$$

onde,

$G_{s\ 23/23^{\circ}C}$ = gravidade específica do corpo de prova a 23°C e da água à 23°C;

a = massa da amostra ao ar (g);

b = massa do CP e do fio parcialmente imerso na água;

w = massa do fio parcialmente submerso na água.

A massa específica (ρ) é calculada multiplicando-se G_s e o valor da massa específica da água destilada, tabelada dada a temperatura como mostra a equação 3.

$$\rho(g/cm^3) = G_s 23/23^\circ C \times 0,9975 \quad (\text{Equação - 3})$$

3.5 DETERMINAÇÃO DO PERCENTUAL DE FASES POR ENSAIO DE IGNIÇÃO

Os percentuais de cada fase do compósito foram obtidos através do ensaio de ignição, baseado na norma ASTM D2584 – 11: *standard test method for ignition loss of cured reinforced resins*.

Inicialmente, o cadinho do tipo navícula foi aquecido por 20 minutos a 560°C em mufla Klees Düsseldorf para eliminar qualquer resíduo que possa estar presente no material. Posteriormente, o cadinho foi resfriado à temperatura ambiente em dessecador.

As amostras foram inseridas nos cadinhos calcinados, que foram pesados em balança analítica de 0,0001g de precisão, e posteriormente colocados em contato com a chama de um bico de Bunsen até a formação de um resíduo carbonáceo. Após o término da queima, a navícula com amostra foi inserida na mufla a 560°C por seis horas, eliminando toda a fuligem. Por fim, os cadinhos foram novamente colocados no dessecador para resfriar até a temperatura ambiente, e tiveram a sua massa final aferida

O percentual da massa de resina pode ser interpretado como a massa perdida no processo de ignição, enquanto o percentual de fibras é a parte da massa que resta no cadinho, sendo calculados através das equações 4 e 5:

$$M\%_{Fibra} = 100 \times M_f / M_i; \quad (\text{Equação - 4})$$

$$M\%_{Resina} = 100 \times \left(\frac{M_i - M_f}{M_i} \right); \quad (\text{Equação - 5})$$

onde,

$M\%_{Resina}$ = percentual de massa de resina;

$M\%_{Fibra}$ = percentual de massa de fibra;

M_f = massa final;

M_i = massa inicial.

Com os valores percentuais de massa e das massas específicas obtidas previamente, é possível obter o percentual volumétrico de cada uma das fases, seguindo os cálculos da norma ASTM D3171 – 11: *standard test methods for constituent content of composite materials* – Método I:

$$V\%_{Fibra,Resina} = \left(\frac{\rho_{Compósito}}{\rho_{Fibra,Resina}} \right) \times M\%_{Fibra,Resina} \quad (\text{Equação - 6})$$

$$V\%_{vazios} = 100 - (V\%_{Resina} + V\%_{Fibra}) \quad (\text{Equação - 7})$$

onde,

$V\%$ = percentual volumétrico

$\rho_{Compósito}$ = massa específica do compósito;

ρ_{Resina} = massa específica da resina;

ρ_{Fibra} = massa específica da fibra;

$M\%$ = percentual de massa.

3.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

As propriedades de tração dos materiais foram obtidas conforme descrito na norma ASTM D3039 – 08: *standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials*, utilizando-se quatro corpos de prova para cada grupo. Adotou-se o tipo de CP de formato retangular de 25 por 180 milímetros com *tabs* de fibra de vidro e resina epóxi 5052 colados nas extremidades. O valor de 25 mm para largura é uma sugestão da tabela 2 da norma para uma orientação de fibra balanceada e simétrica. Já o comprimento utilizado ficou entre o mínimo recomendado ($2 \times \text{largura} + \text{tabs de 25 mm de cada lado} + \text{extensômetro}$) e o máximo de 250 mm.

Os pontos das curvas força em função do alongamento foram obtidos em uma máquina universal de ensaios EMIC DL 10000 com extensômetro, também EMIC, EEDA N°6001 de 25 mm, célula de carga de 10 toneladas e velocidade de subida do travessão de 2 mm/min (Figura 9). Essas curvas foram modificadas para tensão por deformação e, posteriormente, os valores de resistência máxima à tração e o módulo elástico de tração foram calculados. Posteriormente, um gráfico final foi feito utilizando esses dois valores e seus respectivos desvios-padrão.

Figura 9 - Máquina universal de ensaios EMIC com extensômetro de 25 mm

As equações 8 e 9 foram utilizadas para transformar força por deslocamento

$$\sigma = \frac{P}{A_t}; \quad (\text{Equação - 8})$$

$$\varepsilon = \frac{l}{l_0}; \quad (\text{Equação - 9})$$

em tensão por deformação:

onde,

σ = tensão [MPa];

P = força [N];

A_t = área da seção transversal [mm²];

ε = deformação;

l = alongamento [mm];

l_0 = abertura do extensômetro [mm].

Com isso, podemos obter os módulos de elasticidade e tensão máxima utilizando:

$$E_T = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}; \quad (\text{Equação - 10})$$

$$\sigma_{Tm\acute{a}x} = \frac{P_{m\acute{a}x}}{A_t}; \quad (\text{Equação - 11})$$

onde,

E = módulo de elasticidade à tração [GPa];

$\Delta\varepsilon$ = deformação entre pontos 0,001 e 0,003 de deformação absoluta [mm/mm];

$\Delta\sigma$ = diferença de tensão entre os valores das respectivas deformações [MPa];

$\sigma_{Tm\acute{a}x}$ = resistência máxima à tração [MPa], e,

$P_{m\acute{a}x}$ = força máxima [N].

3.7 ENSAIO DE FLEXÃO

O ensaio de flexão foi realizado conforme a norma ASTM D7264 – 07: *standard test method for flexural properties of properties of polymer matrix composite materials* – Procedimento A, com um sistema de carregamento de três pontos no qual o corpo de prova repousa sobre dois apoios fixos e é submetida a um carregamento central (Figura 10). *Span* é o nome dado à distância L , e é determinado pela razão da espessura do material. O *span* deve ser escolhido de forma que o método de falha ocorra apenas pelo momento de flexão na superfície oposta ao carregamento. Por meio de testes preliminares, a razão de 32:1 span-por-espessura (e) foi adotada para os três materiais. Para o tamanho final, foi utilizada

uma largura de 13 mm e um comprimento 20% maior que o *span*, conforme sugerida pela norma.

Figura 10 - Esquema do sistema de carregamento de três pontos

Existe uma diferença entre a rugosidade das superfícies superior e inferior para cada placa em consequência do contato ou não com o molde. Dessa maneira, a superfície inferior possui um acabamento mais liso, enquanto a superfície superior é mais áspera, e fica em contato com o *peel ply*, ou meio ambiente para o caso do HL.

Essa diferença de rugosidade poderia causar uma variação nos resultados finais, por isso foram testados 10 CPs para cada tipo de material, metade com cada superfície em contato com o travessão móvel da EMIC com velocidade de 1 mm/min.

A curva é obtida em Força [N] vs Deflexão [mm], sendo que para obter o módulo elástico de flexão, é preciso ter os valores de Tensão [MPa] e Deformação [mm/mm], que podem ser calculados da seguinte forma:

$$\sigma = \frac{3PL}{2be^2}; \quad (\text{Equação - 12})$$

$$\varepsilon = \frac{6\delta e}{L^2}; \quad (\text{Equação - 13})$$

onde,

σ = tensão no ponto central entre os apoios [MPa];

P = força [N];

L = *span* [mm];

b = largura do CP [mm];

e = espessura do CP [mm];

ε = deformação na superfície oposta ao carregamento [mm/mm], e,

δ = deflexão [mm].

Analogamente ao que foi previamente citado nos ensaios de tração, o módulo elástico de flexão pode ser calculado ao utilizarmos as deformações absolutas nos pontos de 0,001 e 0,003, e a diferença entre as suas respectivas tensões. A resistência máxima a flexão também pode ser calculada utilizando a equação 11 para a maior força encontrada.

3.8 ENSAIO DE RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO INTERLAMINAR

O ensaio de cisalhamento interlaminar foi elaborado de acordo com a norma ASTM D2344 – 00: *standard test method for short-beam strenght of polymer matrix composite materials and their laminates*, utilizando corpos de provas planos.

A configuração dos apoios utilizada na máquina EMIC é semelhante à do ensaio com o sistema de carregamento de três pontos, modificando apenas o tamanho dos roletes inferiores (Figura 11).

Figura 11 – Esquema do ensaio de cisalhamento interlaminar

A Figura 11 também mostra um esquema de como as dimensões do corpo de prova e *span* foram calculados. A distância de *span* é uma razão da espessura de 4:1, a largura e o comprimento dos corpos de prova também estão em função da espessura, 2:1 e 6:1, respectivamente.

A curva resultante do ensaio feito na máquina universal de ensaios EMIC com velocidade de 1 mm/min é do formato força por deslocamento, e para calcular a resistência ao cisalhamento interlaminar, utiliza-se a força máxima obtida pré-falha.

$$\tau = 0,75 \times \frac{P_{\text{máx}}}{b \times e}; \quad (\text{Equação - 14})$$

onde,

τ = cisalhamento interlaminar [MPa];

$P_{\text{máx}}$ = força máxima pré-falha [N];

b = largura do corpo de prova [mm], e ,

e = espessura do corpo de prova [mm].

3.9 ENSAIO DE ESMAGAMENTO DE JUNTAS

Os ensaios de esmagamento de juntas foram realizados de acordo com a norma ASTM D5961 – 13: *standard test method for bearing response of polymer matrix composite laminates* – Método A, que utiliza corpos retangulares de 135 por 36 mm com um único furo de 6 mm na intersecção da sua linha de centro vertical com uma linha horizontal a 18 mm do fim do corpo de prova. Os corpos de prova foram fixados na máquina universal de ensaios EMIC, de acordo com a Figura 12, e ensaiados a uma velocidade de 2 mm/min.

Figura 12 - Esquema de como os corpos de prova foram fixados na máquina universal de ensaios EMIC

O módulo de elasticidade da junta pode ser calculado fixando-se dois pontos de tensão e usando a sua deformação correspondente. É imprescindível que esses pontos estejam na região retilínea da curva além de estarem fora de sua porção inicial, pois nesta parte há uma variação inconsistente causada pelo atrito e ajustes das tolerâncias entre os furos e as juntas. Sendo assim, aplicamos a equação 15

nos pontos de tensão 50 e 100 MPa, calculados com a equação 16 e as suas respectivas deformações calculadas com a equação 17.

$$E^{br} = \frac{\Delta\sigma^{br}}{\Delta\varepsilon^{br}}; \quad (\text{Equação - 15})$$

$$\sigma^{br} = \frac{P}{(D \times e)}; \quad (\text{Equação - 16})$$

$$\varepsilon^{br} = \frac{\delta}{D}; \quad (\text{Equação - 17})$$

onde,

E^{br} = módulo de elasticidade de esmagamento [GPa];

σ^{br} = tensão de esmagamento [MPa];

P = força [N];

D = diâmetro do furo [mm];

e = espessura do CP [mm];

ε^{br} = deformação de esmagamento [%], e,

δ = deflexão do extensômetro [mm].

3.10 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

O ensaio de Charpy foi adaptado da norma ASTM D6110 – 10: *standard test method for determining the Charpy impact resistance of notched specimens of plastics* para um ensaio de impacto lateral (translaminar) similar ao teste realizado por FARSANI, 2014, pois duas das placas não atingiam a espessura mínima necessária de 3 mm.

Dessa maneira, os CPs foram cortados com comprimento (C) de 60 mm, largura (L) de 10 mm e um entalhe de 2 mm com abertura de 45°, seguindo o esquema da Figura 13.

Figura 13 - Esquema das dimensões utilizadas para o corte e entalhe dos CPs e direção da força aplicada para ruptura do mesmo

Os CPs foram testados em três temperaturas diferentes: -200°C em nitrogênio líquido; 25°C em temperatura ambiente; e 100°C em água fervente, utilizando-se três CPs de cada placa para cada temperatura, totalizando vinte e sete.

Os ensaios para as três temperaturas foram realizados na mesma máquina de ensaios da Heckert, mostrada na Figura 14, de capacidade máxima de 50 J, sendo a menor divisão de 0,5 J. Como essa menor divisão ainda seria muito grande para analisar a variação da energia de impacto absorvida, foram feitas novas divisões intermediárias simétricas para aumentar a precisão da leitura dos resultados.

Figura 14 - Máquina de ensaios Charpy da Heckert

A resistência ao impacto foi expressa em kJ/m^2 devido às diferentes espessuras, levando-se em consideração a área da seção transversal abaixo do entalhe.

$$U_{\text{impacto}} = \frac{E}{(e \times (L - 2))}; \quad (\text{Equação - 18})$$

onde,

U_{impacto} = resistência ao impacto [kJ/m^2];

E = energia absorvida no impacto [J];

e = espessura do CP [mm], e,

L = largura do CP, medido ao lado do entalhe [mm].

3.11 ENSAIO DE ABSORÇÃO DE UMIDADE

O ensaio de absorção de umidade seguiu os moldes da norma ASTM D5229: *standard test method for moisture absorption properties and equilibrium conditioning of polymer matrix composite materials* – método BHEP, sigla a qual designa o seguinte processo:

- B – Condicionamento de amostras em atmosfera diferente da do ambiente;
- H – Condicionamento em uma câmara de umidade relativa controlada;
- E – Monitoramento da absorção até alcançar o equilíbrio efetivo, e,
- P – Pesagens periódicas das amostras.

Para estabelecer uma umidade controlada, utilizaram-se dois recipientes herméticos com dois tipos diferentes de sal, o nitrato de magnésio $Mg(NO_3)_2$ e o sulfato de potássio K_2SO_4 , que produzem uma umidade relativa de $43,3\% \pm 0,4$ e de $97,3\% \pm 0,5$ respectivamente, separados por um suporte perfurado, como mostrado na Figura 15.

Figura 15 - Esquema do suporte perfurado contendo o sal para controle da umidade

Foram utilizados 3 CPs de cada processo de manufatura para cada recipiente hermético, totalizando 18 CPs. Estes foram previamente secados em estufa e posicionados em navículas de papel alumínio de modo a evitar o contato direto do

CP com o suporte. Foi tomado cuidado para que sempre existisse um excesso de sal na água, para garantir a umidade relativa que eles estabelecem.

O intuito desse ensaio foi obter como resultado um gráfico onde a unidade da abscissa é $(\text{tempo})^{1/2}$, e o eixo das ordenadas é um percentual de massa absorvida que pode ser calculado utilizando-se:

$$\Delta M = \frac{M_a - M_i}{M_i} \times 100 \quad (\text{Equação - 19})$$

onde,

ΔM = Mudança de massa [%];

M_i = Massa inicial [g], e

M_a = Massa atual [g].

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 MICROSCOPIA

A Figura 16 mostra uma compilação de fotos obtidas na observação em microscópio, que foram divididas em: fotos de topo (T), lateral (L), sendo que todas tiveram um aumento de 50x.

Figura 16 - Micrografias de cada tipo de processo

As três placas são visivelmente diferentes, logo nota-se a maior espessura da placa HL devido à inexistência de compressão durante a fase de cristalização da

resina, que por sua vez, acumula-se em excesso entre as camadas de fibra. Esse fato pode ser observado na Figura 16 HL-L, que possui a mesma escala das outras micrografias, porém têm uma altura maior. Na placa de RI é possível sentir uma leve aspereza ao tato na face lisa que fica em contato com o molde. Essa aspereza é causada pela falta de resina na intersecção trama/urdume na região em contato com o molde, destacada com círculos verdes Figura 16.

A localização dos vazios, ou bolhas, é distinta em cada amostra. Em HL, há grandes bolhas arredondadas nas regiões ricas em matriz, chamadas de “vazios de matriz”. Houve também a formação de bolhas no formato de cilindros dentro dos feixes de fibras, chamadas de “vazios de pré-forma”, que estão destacadas por flechas vermelhas na Figura 16 (HAMIDI; ALTAN, 2004).

Nas micrografias de RI, observa-se que as bolhas possuem formato irregular e recebem o nome de “vazios de transição” (HAMIDI; ALTAN, 2004) por estarem na interface matriz/resina localizada na intersecção da trama com o urdume do tecido, que idealmente deveria ser preenchida de resina.

As bolhas do PP são consideradas pequenos vazios (HAMIDI; ALTAN, 2004) provavelmente gerados por gases voláteis produzidos durante a cura da resina, que ficaram confinados na matriz (HAMIDI; AKTAS; ALTAN, 2004).

4.2 PERCENTUAL DE FASES E MASSA ESPECÍFICA

A Tabela 1 mostra os resultados obtidos pelo ensaio de flutuabilidade para os compósitos manufaturados pelos três processos em estudo.

Tabela 1 - Massa (g) e a massa específica (g/cm³) dos corpos de prova submetidos a diferentes tratamentos

	HL	RI	PP
a (massa seca)	2,788	1,879	2,315
b (massa + fio imerso)	2,844	2,685	2,951
w (massa do fio imerso)	2,105	2,104	2,106
Gs 23/23°C	1,360	1,447	1.574
Massa específica (ρ)	1,356	1,443	1,570

Como é possível notar a massa específica do HL é 14% menor que a do PP, e 6% menor que a do RI, portanto é o processo que produz o compósito de menor massa específica. Porém, essa característica precisa ser analisada com cautela, uma vez que a quantidade de fibra por m² de placa é a mesma para todas, sendo que a própria fibra é responsável pela maior parte da resistência mecânica.

Os resultados do teste de ignição, mostrados na Tabela 2, mostram as médias de três amostras para cada tipo de material, e tornam possível o cálculo dos percentuais mássicos, tanto de resina quanto de fibra, mostrado na Figura 17.

Tabela 2 - Massa (g) dos corpos de prova antes e após a queima

	HL	RI	PP
Massa inicial	1,386	1,098	1,276
Massa final	0,708	0,711	0,795

Figura 17 - Esquema representando o percentual de massa dos CPs após o processo de ignição

É possível fazer uma comparação direta entre as massas dos CPs HL e RI por terem uma resina de mesma massa específica. No entanto, no caso do PP essa comparação direta torna-se inviável por ter uma resina de massa específica diferente das demais. A diferença no percentual de cada fase é diretamente ligada à existência de forças mecânicas utilizadas para a retirada do excesso de resina.

A quantidade de vazios é fundamental para prever a qualidade do compósito, e pode ser avaliada em termos de percentual volumétrico. A Figura 18 mostra os percentuais volumétricos que, além da massa, utiliza as massas específicas de cada material para o seu cálculo.

Figura 18 - Esquema representando o percentual volumétrico dos CPs após os devidos cálculos.

A compreensão da diferença nos percentuais de fase torna-se nítida quando expressada em volume. Como os dois primeiros materiais possuem praticamente a mesma quantidade de vazios, estes podem ser comparados diretamente, sendo que o RI possui 13% a mais de fibras em sua composição. É interessante notar que muitos dos vazios de RI estão situados em sua camada exterior, como visto nos círculos verdes da Figura 16.

Já a comparação do RI com o PP é mais complexa, uma vez que praticamente pode-se desprezar os vazios em PP. No entanto, se a parte de vazios do RI forem desconsideradas, o compósito passaria a ter 54,6% de fibras e 45,4% de resina em volume, similarmente ao PP.

4.3 TRAÇÃO

A Figura 19 mostra um gráfico comparando os três tipos de processos quanto ao seu módulo de elasticidade e tensão máxima. Os retângulos são resultantes dos desvios-padrão das médias de 4 ensaios e representam a faixa de módulos de elasticidade e de tensão máxima com maior probabilidade de haver fratura em cada material. Os valores das médias e respectivos desvios-padrão estão inseridos na figura.

Figura 19 - Módulo de elasticidade e tensão máxima, obtidos pelo ensaio de tração

A tensão máxima obtida na Figura 19, assim como o módulo de elasticidade para cada um dos CPs foram bastante distintos entre si, demonstrando a importância do percentual volumétrico de fibras (KARAM, 1991; MITTELMAN; ROMAN, 1990) e da quantidade de vazios (ZHU HONG-YAN et al., 2009).

Ao comparar os resultados de HL com RI é possível observar que houve um ganho de 38% no módulo de elasticidade e 33% de tensão máxima. Essa diferença ocorre, majoritariamente, devido ao aumento do percentual volumétrico de fibras e à redução da espessura do material – de 3,1 mm para HL e 2,2 mm para o RI, em média – que acarreta em uma área da seção transversal menor e, consequentemente, tensões maiores, já que as forças máximas suportadas diminuíram 7%, de 28 kN para o HL e 26 kN para o RI.

Também é possível observar uma melhora de 15% no módulo elástico, além de impressionantes 76% na tensão máxima do PP quando comparados ao RI, possivelmente motivados pelo teor de vazios irrelevante. Esses vazios, quando exigidos por esforços mecânicos, podem se comportar como concentradores de tensão, forçando o início antecipado da trinca, fragilizando assim o material. O corpo de prova do PP, com espessura média de 2,16 mm, foi capaz de suportar em média 46 kN, ou seja, 64% a mais do que o RI, o que denota a relevância dos vazios para esse tipo de esforço.

Se no projeto em que a peça for utilizada, o limitante for simplesmente a força em tração, o HL é o método mais adequado, pois atinge a mesma força máxima para ruptura que o RI com gasto financeiro menor. Em contrapartida, se os critérios de tensão, estabilidade dimensional e peso forem prioritários, a peça feita pelo processo RI vai se sobressair. Contudo, nenhum dos dois métodos supracitados supera a resistência à tração do PP, possivelmente devido à quantidade de vazios negligenciável.

A Figura 20 mostra fotos dos grupos de corpos de prova antes e depois do ensaio de tração. Os corpos de prova de HL número 2 e PP número 3, tiveram seus *tabs* descolados antes da fratura, conseqüentemente antes da zona elástica, dada a natureza frágil do material. Esses corpos tiveram seus *tabs* colados novamente e ensaiados. Como os resultados obtidos para esses CPs foram dentro do previsto quando comparados com os demais, estes foram mantidos no espaço amostral.

Figura 20 - Fotos dos corpos de prova antes e depois do ensaio de tração.

A Figura 21 mostra as fotos feitas a partir de um estereoscópio, com os índices “a” e “b” referentes ao ângulo da fotografia, sendo “a” levemente angulada e “b” perpendicular ao plano de carregamento de força.

Figura 21 - Fotos feitas a partir de um estereoscópio. O índice “a” se trata de uma imagem do corpo de prova inclinado e “b” é perpendicular ao plano da fratura

Os 12 corpos de prova testados apresentaram fraturas de tração tipicamente frágeis, como aquelas mostradas na Figura 21. Podem-se observar algumas pequenas diferenças nessas fraturas: em PP há uma fratura retilínea que se estende por todo o CP, com um pequeno “degrau” entre a primeira camada e o restante do

CP na parte superior, na região da imagem levemente fora de foco da fotografia de PP-b. Em HL-a e HL-b, há uma fratura sem apresentar o degrau, porém apresenta sinais de que feixes inteiros sofreram arrancamento da matriz, claramente observados no meio da figura (HL-a) e pelo espaço vazio circulado em vermelho na parte esquerda de HL-b. Na fratura em RI temos uma mistura do que ocorrem nas outras duas; há um degrau bem definido no meio do CP, como é possível notar pela perda do foco na metade inferior de RI-b; e há também pequenos arrancamentos que ocorrem por toda a extensão da fratura, como observado em HL-a.

4.4 FLEXÃO

Durante o processo de manufatura de todas as placas as fibras ficam em contato com um molde. Durante a cura da resina aplicada à essas fibras, o lado que fica em contato com o molde possui um acabamento superficial consideravelmente mais liso que o outro lado. Em um teste de flexão, a superfície superior sofre compressão, e a superfície inferior tração, logo essa rugosidade de um dos lados poderia vir a ser um concentrador de tensão que poderia impactar de alguma maneira o ensaio. Para verificar essa situação os ensaios utilizaram corpos de prova nos dois sentidos.

A Figura 22 mostra os resultados dos ensaios de flexão para os três diferentes processos separados em dois grupos: corpos de prova que foram ensaiados com a superfície lisa para cima, em contato com o travessão móvel (linha tracejada), e corpos de prova que foram ensaiados com a superfície lisa para baixo, em contato com os dois apoios fixos (linha sólida).

Figura 22 - Módulo de elasticidade e tensão máxima de flexão para dois grupos: face lisa para cima, com 5 CPs para cada processo de manufatura (linha tracejada), e face lisa para baixo, também com 5 CPs (linha sólida)

As médias obtidas ($n=5$) no módulo elástico e tensão máxima de flexão para o caso da disposição 'liso para cima' e 'liso para baixo', não foram significativamente diferentes nos três métodos de manufatura (teste t-student; $P=0,05$). Isso implica que a direção do esforço não é relevante, sendo, portanto, possível agrupar todos os 10 CPs como um único espaço amostral (Figura 23).

Figura 23 - Módulo de elasticidade e tensão máxima de flexão para 10 CPs de cada método de manufatura

Como no caso da propriedade de tração, os maiores valores do módulo de elasticidade e tensão máxima foram obtidos para os processos PP, seguido de RI e HL. O processo RI aumenta em 23% o módulo de elasticidade e em 10% a tensão máxima de ruptura, mas a força máxima suportada pelo corpo de prova diminui em 16%, isto é, de 395 para 330 N.

Como visto anteriormente, o excesso de resina aumenta a área da seção transversal, mas diferentemente da tração, o impacto desse aumento é positivo, já que o momento de inércia possui ampla influência nesse tipo de ensaio, o que faz com que a diferença em força bruta seja maior, e a diferença de tensão e módulo, menores. Sendo assim, esse excesso de resina atua como se fosse um *core*, ou seja, o recheio de um painel tipo sanduíche.

A Figura 24 mostra fotos de estereoscópio da região fraturada nos ensaios de flexão. As letras “a” e “b” representam a face lisa para baixo e para cima, respectivamente.

Figura 24 - Fractografia de alguns CPs ensaiados em flexão

A Figura 24 mostra que houve uma grande diferença entre as falhas provocadas nos três tipos de CPs, porém não foi possível observar visualmente diferenças consideráveis entre as posições “a” e “b”. Em HL-a e HL-b, há trincas proeminentes que se ramificam horizontalmente pela região rica em resina entre as camadas de fibra. Essas mesmas ramificações ocorrem em RI-a e RI-b, só que em uma escala consideravelmente menor. Já em PP-a e PP-b, a falha tem uma área menor, e sem ramificações. As trincas horizontais são provavelmente derivadas dos vazios existentes na composição de cada material, e a quantidade de ramificação delas pode estar ligada à localização e quantidade desses vazios, que enfraquecem a ligação interfacial de cada camada de compósito.

4.5 CISALHAMENTO INTERLAMINAR

A Figura 25 mostra um gráfico de resistência ao cisalhamento interlaminar obtido por meio do ensaio de *Short Beam Strength* (SBS) realizado em cinco corpos de prova de cada método de produção.

Figura 25 - Força de cisalhamento e deslocamento com uma curva de cada material para exemplificar

De forma similar ao apresentado anteriormente, a Figura 25 mostra as médias e desvios-padrão de força máxima de cisalhamento (τ) e seus deslocamentos em ela ocorre. A Figura 25 também mostra um exemplo de curva para um dos CPs para ilustrar o método de falha de cada processo de manufatura.

As falhas dos CPs podem ser classificadas como inelásticas, segundo a norma D2344. Entretanto, uma observação mais cautelosa da micrografia feita nas amostras testadas (Figura 26), mostra que há diferentes tipos de falhas internas que não são levadas em consideração na classificação feita pela norma. No caso da HL

e RI as falhas ocorreram somente em um dos lados do CP (esquerdo nesse exemplo), enquanto no PP as falhas ocorreram em ambos os lados, provavelmente em decorrência da maior homogeneidade dos vazios.

Figura 26 - Fractografia de alguns corpos ensaiados por short beam

Falhas na matriz e na interface possuem uma probabilidade maior de ocorrerem do que falhas nas fibras, logo a τ é dominada pelas propriedades da matriz (MATTHEWS; R.D., 1994).

Em HL há uma trinca à 45° na resina decorrente da combinação das forças principais atuantes: tração e compressão, que por serem equivalentes geram uma falha nesse ângulo específico, caracterizando uma falha por cisalhamento. Também é possível observar algumas delaminações nas interfaces matriz/fibra.

Em RI há diversas microdelaminações nas interfaces supracitadas, assim como algumas falhas por *kink band* causadas por compressão (FLECK, 1997), mas

nenhuma trinca nas regiões ricas em resina. As trincas de matriz encontram-se entre os feixes perpendiculares ao plano da fotografia, pois a resina é fragilizada pelas fibras nessa região quando temos um esforço de flexão (MATTHEWS; R.D., 1994).

No caso do PP, uma diversidade de fratura é encontrada ao longo do CP entre os dois apoios fixos inferiores. A compressão na parte superior da peça provoca diversas falhas por *kink band* e falhas na região da matriz. As delaminações nas interfaces estão presentes em todos os feixes de fibra, e é possível notar uma dilatação dos vazios próximos a essa região, que provavelmente iriam acarretar em outras delaminações. Similarmente ao RI, as trincas na matriz apenas ocorrem na região reforçada por fibras perpendiculares ao plano da foto.

A quantidade de vazios apresenta um papel fundamental na determinação do F_{sbs} . Para cada 1% de vazios há uma redução de 7% nessa força, válido para até aproximadamente 4% de vazios (LEE, 1992) A Figura 25 mostra que houve um decréscimo de 33% na F_{sbs} do PP para o RI e de 24% para o HL.

Contrariando a regularidade que o RI apresentava melhores propriedades que HL, nos ensaios de *short beam* o valor de F_{sbs} de HL foi 12% maior que RI. Isso pode ser explicado pela redução de carga que os vazios na matriz causam (BOWLES; FRIMPONG, 1991) e o volume de fibra. Matthews (1994) afirma que os concentradores de tensão são indiferentes para um baixo volume de fibra, mas essas bolhas reduzem a resistência ao cisalhamento do compósito rapidamente quando o volume de fibra aumenta, principalmente acima de 60%. Assim, os vazios do HL pouco prejudicam o seu desempenho, enquanto que o RI, por ter um volume de fibra mais elevado, é mais afetado. Além disso, a forma triangular dos vazios (ALMEIDA; CERQUEIRA; LEALI, 2001) e sua localização junto às fibras que reduz a

adesão fibra/matriz (HAMIDI et al., 2009; HAMIDI; AKTAS; ALTAN, 2004) reduzem ainda mais a F_{sbs} de RI.

A norma D2344 não menciona nada a respeito da inclinação da curva pré-fratura, nem sobre o comportamento da curva pós-fratura. A primeira poderia dar informações da rigidez do material, enquanto a última poderia dar indicativos do modo de falha principal e os danos sofridos (FAN; SANTARE; ADVANI, 2008).

Na região inicial do gráfico da Figura 25 há um notável contraste entre as inclinações de RI e PP quando comparadas ao HL. Este, como já discutido, possui um maior percentual de resina, que por sua vez apresenta uma baixa resistência à compressão e deforma-se excessivamente antes da fratura; e ao se romper, o faz de modo frágil e repentino, mostrado pela queda repentina da sua curva. Os outros dois demonstram um pouco mais de tenacidade após o ponto de máxima força, provavelmente devido a um maior número de mecanismos de falha que absorvem a energia e retardam a propagação da trinca.

4.6 ESMAGAMENTO DE JUNTAS

Na Figura 27 tem-se um gráfico das curvas obtidas para os CPs ensaiados no teste para cisalhamento de juntas, realizados na ordem da legenda da figura.

Figura 27 - Curvas tensão por deslocamento do ensaio de cisalhamento em juntas para todos os CPs

A típica tendência de uma curva tensão/deslocamento resultante de um ensaio de cisalhamento de juntas, quando o tipo de falha é de esmagamento, consiste em um aumento linear até a fratura, seguido de uma queda brusca com um subsequente platô, resultante da deformação constante do furo (VALENZA et al., 2007). Entretanto, tal tendência apenas ocorreu no CP PP1, em todos os outros casos (menos em RI2, pois queda de força foi muito brusca e a máquina de ensaios universal interrompeu o ensaio), a tensão volta a subir após a primeira queda. Nesses casos, a norma D5961 recomenda que o primeiro pico seja anotado como sendo a tensão máxima.

Quatro modos diferentes de falha podem ocorrer durante esse tipo de ensaio dependendo da geometria, tipo de laminado e a direção da carga (VANGRIMDE; BOUKHILI, 2003), no entanto, como é possível notar na Figura 28, todos os nove

CPs ensaiados apresentaram a mesma fratura de esmagamento. Esse modo de fratura é o mais almejado, pois além de garantir a maior carga para um único ponto de apoio, é geralmente o menos abrupto dos métodos de falha (VANGRIMDE; BOUKHILI, 2003).

Figura 28 - Fractografia dos CPs ensaiados em cisalhamento de juntas. O índice "a" mostra a face lisa do material, e "b", a face áspera

A Figura 29 mostra um gráfico, no mesmo modelo utilizado anteriormente com os resultados obtidos no ensaio de cisalhamento em juntas. As médias e desvios-

padrão foram feitas a partir dos ensaios realizados em três corpos de prova para cada tipo de processo de fabricação.

Figura 29 - Módulo de elasticidade e tensão máxima para os CPS ensaiados por cisalhamento de juntas

Nota-se um desvio padrão incomumente elevado para o PP, tendo em vista todo o padrão de qualidade envolvido na fabricação deste. Acredita-se que a causa deste ocorrido foi uma deformação definitiva do pino de 6 mm durante o ensaio do CP PP1, que só foi notado após o término dos ensaios.

O efeito de má distribuição de forças causadas pelo empenamento do pino pode ser visualizado no esquema representado na Figura 30. Quanto mais próximo das setas, maior a carga recebida, pois o contato não é mais uniforme. Nos CPs PP2 e PP3 desse ensaio, é possível notar uma fratura levemente diferente, em que uma trinca vertical surge, como pode ser observado nos círculos azuis da Figura 28

esse efeito pode ter distorcido os resultados obtidos, e dessa maneira, para futuras comparações apenas o ponto PP1 será considerado.

Figura 30 - Esquemática da má distribuição de forças causada pelo pino de 6 mm torto

Sendo assim, observa-se que o elevado percentual volumétrico de resina no compósito manufaturado por HL reduz consideravelmente o seu desempenho. O módulo tem cerca de 60% redução quando comparado com qualquer dos outros dois, e a tensão máxima suportada é 22% menor que o RI e 45% menor que o PP. Quando RI é comparado com PP existe uma discrepância maior entre as tensões máximas do que entre os módulos, sendo 41% para os primeiros e 14% para os segundos.

Essas diferenças são bem significativas, e precisam ser mais bem analisadas por meio de um espaço amostral maior. Entretanto, os resultados obtidos neste ensaio mostram a mesma tendência de outros, como tração e flexão. Logo, as discussões desses resultados assemelham-se às já feitas anteriormente, em que o excesso de resina do HL implica em uma redução da massa específica e aumento de espessura, que por sua vez, reduz os valores de suas propriedades. O RI por sua vez demonstra a mesma complicação já vista, que é acarretada pelos seus vazios.

4.7 IMPACTO CHARPY

A Figura 31 mostra o gráfico da influência temperatura na resistência ao impacto para os três processos de fabricação.

Figura 31 - Resistência ao impacto ao longo da variação de temperatura para CPs ensaiados por Charpy translaminar

A resistência ao impacto do material melhora concomitantemente com o aumento da temperatura, o que é compatível com o comportamento da maioria dos materiais estruturais de engenharia (TARPANI; MALUF; ADAMI GATTI, 2009). De acordo com as fichas técnicas das resinas, a temperatura de transição vítrea (T_g) dos três processos fica em torno de 100°C a 120°C; ou seja, à 100°C esses materiais já iniciam a sua transição plástica tornando-se mais dúcteis e absorvendo mais energia, o que provavelmente é a causa desse aumento de resistência ao

longo da temperatura. No ensaio a frio, ocorre o inverso e a resina torna-se mais frágil.

Acredita-se que a variação da energia de impacto entre os diferentes processos de fabricação ocorra principalmente pela quantidade, forma e localização dos vazios, uma vez que eles provavelmente atuam como propagadores de trincas. Na Figura 32 pode-se observar a diferença entre as fraturas nas fotografias feitas em estereoscópio.

Todas as peças ensaiadas tiveram uma área de fratura praticamente reta, em um plano paralelo à direção da força. As fraturas de HL aparentemente não se modificaram com a variação de temperatura, apresentando uma quantidade média de *pull-outs* do tamanho de metade de um feixe ao longo de toda a sua área.

Figura 32 - Fractografia de um CP de cada processo de manufatura para cada temperatura de ensaio

Em RI, a fractografia a frio assemelha-se com as fraturas de HL. Com o aumento da temperatura, o tamanho dos *pull-outs* para o tamanho de poucas fibras juntas, e sua quantidade aumenta consideravelmente na região de início da trinca. Na região de fim de trinca, nota-se um grande bloco de fibra que fora arrancado da sua outra metade, com a presença de poucos *pull-outs* ao seu redor. Esse bloco torna-se maior quando a temperatura aumenta para 100°C.

A fratura a frio do PP apresenta uma mistura grandes lamelas, que chega a ser feixe inteiro de fibras, com algumas menores, do tamanho das do RI e HL na mesma temperatura. Em temperatura ambiente, a metade inicial da fratura assemelha-se ao RI, para a mesma temperatura, e a metade final não apresenta *pull-outs*, somente o deslocamento de grandes blocos de fibra. Em altas temperaturas, na região do fim da trinca, o compósito aparenta uma fratura explosiva, catastrófica, com tufos de fibras sem resina aparentes.

Especula-se que esses grandes blocos possam estar relacionados com a quantidade de energia necessária para romper o material, pois à medida que eles foram crescendo, mais energia foi gasta para a fratura. No entanto, seria interessante uma análise de impacto instrumentado para precisar melhor como a energia é gasta ao longo do rompimento.

4.8 ABSORÇÃO DE UMIDADE

A difusão da umidade em polímeros está relacionada com a sua afinidade com a água e com a disponibilidade de micro vazios do tamanho de moléculas em sua estrutura, conhecidos como volume livre. Ambas as particularidades são

significativas para as resinas epóxis, dado que existe um número significativo de volume livre abaixo da temperatura de transição vítrea, além da afinidade água-epóxi ser relativamente forte em razão dos grupos de hidroxilas polares criados na reação de abertura do anel oxirano (VANLANDINGHAM; EDULJEE; GILLESPIE, 1998). No entanto, existem evidências que defeitos e vazios nos compósitos possuem um maior efeito no processo de absorção e podem alcançar maior importância que a difusão em si (JUDD, 1977). Apesar de ser intuitivamente evidente, Thomason, 1995, fez um estudo mostrando uma clara relação entre o aumento de vazios e o aumento de absorção de água, sensatamente assumindo que as fibras não absorvem água, portanto atribuindo ao teor de resina a responsabilidade dessa absorção.

A Figura 33 mostra a variação de massa dos CPs expostos à umidade controlada por 15 meses. A massa dos 3 CPs de cada processo de manufatura foi somada, e a média simples foi realizada para adquirir os pontos do gráfico. As curvas de linha tracejada são referentes aos CPs condicionadas em umidade de 43,2%, que imitam o ambiente do dia a dia, enquanto as linhas sólidas são referentes ao condicionamento em umidade de 97,3%, que praticamente simula uma peça mergulhada em água.

Figura 33 - Curva da mudança de massa causada pela absorção de umidade em dois condicionamentos diferentes

As curvas de cores sólidas estão próximas do que era esperado, com o início da curva mais íngreme e nivelando-se com o passar do tempo. Porém, não atingiram um platô de equilíbrio desejado, mesmo depois de um ano de ensaio (linha pontilhada vertical). Já as curvas tracejadas revelaram uma absorção constante e extremamente lenta, com menos de 0,3% de ganho de massa em um ano de ensaio. Esses resultados mostram que a absorção de umidade não é relevante e, portanto, não será incluída nas discussões subsequentes.

A presença de uma maior quantidade de vazios em sua composição faz com que HL e RI absorvam umidade mais rapidamente que PP, como é possível observar pela maior inclinação das duas curvas. Após cerca de 400 horas, RI atenua a sua absorção de forma mais brusca que HL e suas curvas se separam. Isso se

repete em todas as aferições de massa até o fim do ensaio, provavelmente por possuir menor volume de resina, que por sua vez absorve menos água e ganha menos massa.

Compósitos com menos de 1% de vazios atuam como se fossem resina pura (THOMASON, 1995), o que torna a absorção do PP praticamente a taxa absorção da resina HexPly F155. No *datasheet* dessa resina, pode-se observar que a resina pura atinge o equilíbrio de absorção de umidade com 9,8%. Sendo assim, para esse compósito com aproximadamente 38% da sua massa de resina e, estimando que a taxa de absorção não se reduza, necessitará de pouco mais de cinco anos para atingir o equilíbrio.

4.9 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O gráfico radar pode ter grande utilidade especialmente em situações que existem um grande número de variáveis em diferentes escalas e para ilustrar as diferenças de múltiplos grupos em uma única apresentação (SAARY, 2008). Os resultados obtidos possuem várias unidades e ordens de grandeza, o que dificulta a sua visualização em um único gráfico tradicional. Para contornar esse problema, um gráfico radar foi plotado utilizando valores percentuais.

Para melhorar essa comparação final, todos os resultados foram divididos por suas respectivas massas específicas para obter o seu valor específico, que é um dado relevante no momento de definir o projeto.

Como o PP resultou nos melhores resultados em cada um dos ensaios, ele foi considerado como o valor máximo possível, isto é, 100%. Os outros resultados são, portanto, uma fração relativa ao valor máximo.

Todos os resultados do RI e HL foram diretamente transformados em percentuais de PP, com exceção da absorção de umidade e impacto Charpy. Para o primeiro, utilizou-se o inverso do valor obtido ao fim do ensaio, e para o segundo, a área abaixo da curva.

A Figura 34 mostra o gráfico radar elaborado a partir das premissas anteriores e os resultados obtidos ao longo desse capítulo.

Figura 34 - Gráfico radar com o resumo de todos os resultados obtidos ao longo desse estudo com unidade de "percentual de propriedade de PP" específica

Esse gráfico resume tudo o que foi discutido até o momento de forma qualitativa e torna a visualização simples e direta. Por exemplo, pode-se facilmente perceber que o RI assemelha-se ao PP quando os módulos elásticos são discutidos, e ainda que o HL possui uma melhor resistência ao cisalhamento, que junto com a Figura 18, conclui-se que isso é provavelmente causado pelo excesso de resina, já que essa propriedade é dependente da matriz.

Uma comparação entre as áreas internas dos diferentes gráficos radares seria interessante para obter um resultado quantitativo, que representariam a soma de todas as propriedades. No entanto, a evolução da área nesse tipo de gráfico não é linear. Se o poliedro formado pela linha de 50% for, por exemplo, utilizado, ele não possuiria metade da área, e sim apenas 25% da área total.

A solução encontrada para responder essa questão foi modificar o eixo das coordenadas, para uma função $X = 10 \cdot Y^{1/2}$, onde X é o valor do novo eixo e Y o valor antigo, como pode ser observado na Figura 35. Dessa maneira obtemos um aumento linear da área do poliedro com o aumento dos valores ao longo do eixo das coordenadas.

Figura 35 - Gráfico com os valores dos eixos modificados para comparar as áreas internas

Com os valores do eixo modificado, temos de forma simples e direta que o HL possui 60% da área de PP enquanto que RI possui 75%. Quando comparamos as áreas de HL e RI, é possível notar que a área de RI é 25% maior. Isso pode ser

extrapolado para as propriedades estudadas, comparando-as de uma forma geral e sucinta.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho avaliou desempenho dos compósitos manufaturados pelos métodos de laminação manual, infusão de resina e pré-impregnados, por meio de uma série de ensaios mecânicos.

- O método de pré-impregnado de manufatura foi o que produziu peças com as melhores propriedades mecânicas.
- A fração volumétrica de fibras possui importante influência nas propriedades mecânicas, mas a partir de certo ponto, a quantidade de vazios torna-se dominante.
- O ensaio de flexão mostrou-se matematicamente não diferente entre forças aplicadas nas superfícies lisas, que estiveram em contato com o molde durante a manufatura, e nas superfícies rugosas.
- Os vazios presentes nos compósitos manufaturados por infusão estão principalmente alocados nas regiões de encontro da trama com o urdume. Possivelmente, a troca de fibra por uma menos ondulada do tipo 5HS, ou a da TeXtreme®, melhoraria esse problema.
- A infusão de resina alcança valores de módulos muito próximos do pré-impregnado. Para um projeto cuja carga máxima não seja fator determinante, e fatores como rigidez e peso sejam importantes, o processo de infusão pode ser a melhor escolha, levando em consideração que ele é financeiramente mais acessível que o pré-preg.

- Amostras de compósitos de carbono reforçados por epóxi podem ser deixadas à temperatura e umidade ambiente por pelo menos 15 meses sem que haja relevante absorção de umidade, mantendo suas propriedades mecânicas.
- A soma das propriedades da infusão de resina é 25% maior do que o laminado manualmente, sobressaindo-se em todos os aspectos estudados, exceto para o cisalhamento interlaminar.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho, sugere-se:

- Um estudo mais detalhado colocando o custo de fabricação como variável.

Para obter resultados mais palpáveis na hora de decidir o método de manufatura do projeto para um dado orçamento.

- Utilizar outros tipos de tecido, como 5HS, ou TeXtreme®, por terem uma quantidade menor de espaços vazios na região entre trama e urdume.

- Adicionar novos métodos de fabricação, como Transferência de Resina em Molde rígido (RTM), *fillament winding*, ou pultrusão.

REFERÊNCIAS

- ALMEIDA, M. DE; CERQUEIRA, M.; LEALI, M. The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon / epoxy and carbon / bismaleimide fabric laminates. **Composites Science and Technology**, v. 61, p. 2101–2108, 2001.
- BARNES, D. et al. **Renewables 2011 - Global Status Report** Renewable Energy. [s.l: s.n.].
- BELINGARDI, G.; CAVATORTA, M. P.; SALVATORE PAOLINO, D. Repeated impact response of hand lay-up and vacuum infusion thick glass reinforced laminates. **International Journal of Impact Engineering**, v. 35, n. 7, p. 609–619, 2008.
- BHATTACHARYA, S. C. et al. **Renewables 2012 - Global Status Report**. [s.l: s.n.].
- BOWLES, K.; FRIMPONG, S. **Relationship between voids and interlaminar shear strength of polymer matrix composites**. 36th International SAMPE symposium and Exhibition. **Anais...**1991
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. [s.l.] John Wiley & Sons, Inc, 2002.
- CAMPBELL, F. C. **Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials**. 1 edition ed. Great Britain: Elsevier Science, 2006.
- CENEA, T.; GRUNENFELDER, L. K.; NUTT, S. R. A review of out-of-autoclave prepregs - Material properties, process phenomena, and manufacturing considerations. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 70, p. 132–154, 2015.
- CRIPPS, D.; SEARLE, T. J.; SUMMERSCALES, J. Open Mold Techniques for Thermoset Composites. **Comprehensive Composite Materials**, p. 737–761, 2000.
- DE ALMEIDA, S. F. M.; NETO, Z. DOS S. N. Effect of void content on the strength of composite laminates. **Composite Structures**, v. 28, n. 2, p. 139–148, 1994.
- FAN, Z.; SANTARE, M. H.; ADVANI, S. G. Interlaminar shear strength of glass fiber reinforced epoxy composites enhanced with multi-walled carbon nanotubes. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 39, n. 3, p. 540–554, 2008.
- FARSANI, R. E.; KHALILI, S. M. R.; DAGHIGH, V. Charpy impact response of basalt fiber reinforced epoxy and basalt fiber metal laminate composites: Experimental study. **International Journal of Damage Mechanics**, v. 23, n. 6, p. 729–744, 2014.
- FIBERTEX. **Plástico reforçado: Carbono Tecido Bidirecional** Informações do produto, 2011.
- FLECK, N. A. Compressive Failure of Fibre Composites. **Advances in Applied Mechanics**, v. 33, n. 1, 1997.
- GHIORSE, S. Effect of void content on the mechanical properties of carbon fibre-epoxy laminates. **Sampe**, v. 24, n. 2, p. 139–148, 1993.
- GUIGON, M. Characterization of the interface in a carbon-epoxy composite using transmission electron microscopy. **Journal of Materials Science**, v. 27, n. 17, p. 4591–4597, 1992.
- HAMIDI, Y. K. et al. Effect of Fiber Content on Void Morphology in Resin Transfer Molded E-Glass/Epoxy Composites. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 131, n. 2, p. 21014, 2009.
- HAMIDI, Y. K.; AKTAS, L.; ALTAN, M. C. Formation of Microscopic Voids in Resin

- Transfer Molded Composites. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 126, n. 4, p. 420–426, 2004.
- HAMIDI, Y. K.; ALTAN, M. C. Three-dimensional features of void morphology in resin transfer molded composites. **Composites Science and Technology**, 2004.
- HEXPLY, F. **Product Data**, 2005.
- HUGHES, J. D. H. The Carbon Fibre / Epoxy Interface - A Review. **Composites Science and Technology**, v. 41, p. 13–45, 1991.
- HUNTSMAN. **Araldite® LY 5052 / Aradur® 5052 ***, 2007.
- JUDD, N. C. W. Absorption of water into carbon fibre composite. **The British Polymer Journal**, 1977.
- KARAM, G. N. Effect of fibre volume on tensile properties of real unidirectional fibre-reinforced composites. **Composites**, v. 22, n. 2, p. 84–88, 1991.
- LEE, S. M. **Handbook of Composite reinforcements**. 1st editio ed. New York: Wiley, 1992.
- LIU, L. et al. Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. **Composite Structures**, v. 73, n. 3, p. 303–309, 2006.
- MATTHEWS, F. L.; R.D., R. **Composite materials: Engineering and science**. Cambridge: Woodhead Publishing Limtedl, 1994.
- MITTELMAN, A.; ROMAN, L. Tensile properties of real unidirectional Kevlar / epoxy composites. **Composites**, v. 21, n. 1, p. 63–69, 1990.
- O'BRIEN, T. K. Composite interlaminar shear fracture toughness, GIIc: Shear measurement or sheer myth? In: BUCINELL, R. B. (Ed.). **Composite Materials: Fatigue and Fracture**. [s.l.] American Society for Testing and Materials, 1998. v. 7p. 3–18.
- PARK, S.-J.; SEO, M.-K.; LEE, J.-R. Roles of interfaces between carbon fibers and epoxy matrix on interlaminar fracture toughness of composites. **Composite Interfaces**, v. 13, n. 2–3, p. 249–267, 2006.
- SAARY, M. J. Radar plots: a useful way for presenting multivariate health care data. **Journal of Clinical Epidemiology**, v. 61, n. 4, p. 311–317, 2008.
- SANTOS, N. C. DOS; CARVALHO, J. DE; TITA, V. Estudo do comportamento mecânico de materiais compósitos utilizando o método dos elementos finitos. **II Congresso nacional de engenharia mecânica**, 2002.
- SUMMERSCALES, J. Resin Infusion Under Flexible Tooling (RIFT): a review. p. 517–524, 1996.
- SUMMERSCALES, J.; SEARLE, T. J. Low-pressure (vacuum infusion) techniques for moulding large composite structures. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications**, v. 219, n. 1, p. 45–58, 2005.
- TARPANI, J. R.; MALUF, O.; ADAMI GATTI, C. M. Charpy Impact Toughness of Conventional and Advanced Composite Laminates for Aircraft Construction. **Materials Research**, v. 12, n. 4, p. 395–403, 2009.
- THOMASON, J. L. The interface region in glass fibre-reinforced epoxy resin composites: 3. Characterization of fibre surface coatings and the interphase. **Composites**, v. 26, n. 7, p. 487–498, 1995.
- VALENZA, A. et al. Failure Map of Composite Laminate Mechanical Joint. **Journal of Composite Materials**, v. 41, n. 8, p. 951–964, 2007.
- VANGRIMDE, B.; BOUKHILI, R. Descriptive relationships between bearing response and macroscopic damage in GRP bolted joints. **Composites Part B: Engineering**, v. 34, n. 7, p. 593–605, 2003.
- VANLANDINGHAM, M. R.; EDULJEE, R. F.; GILLESPIE, J. W. Moisture Diffusion in

Epoxy Systems. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 71, n. July, p. 787–798, 1998.

WILLIAMS, C.; SUMMERSCALES, J.; GROVE, S. Resin infusion under flexible tooling (RIFT): A review. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 27, n. 7 PART A, p. 517–524, 1996.

YAN LI HAO MA., Q. L. The voids formation mechanisms and their effects on the mechanical properties of flax fiber reinforced epoxy composites. **Composites: Part A**, v. 72, p. 40–48, 2015.

ZHU HONG-YAN, LI DI-HONG, ZHANG DONG-XING, WU BAO-CHANG, C. Y. Influence of voids on interlaminar shear strength of carbon / epoxy fabric laminates. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, v. 19, n. 1, p. 5–10, 2009.