

**Centro Federal De Educação Tecnológica De Minas Gerais**



**Dissertação de Mestrado**

**Iuri Miranda Amaral**

**DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE PROCESSO DE  
LAMINAÇÃO DE FIBRA DE CARBONO POR INSULFLAMENTO DE AR**

**Belo Horizonte**

**2022**

IURI MIRANDA AMARAL

**DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE PROCESSO DE  
LAMINAÇÃO DE FIBRA DE CARBONO POR INSULFLAMENTO DE AR**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós- Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.  
Orientador: Prof. Dr. Claudinei Calado

Belo Horizonte

2022

Amaral, Iuri Miranda.  
A485d      Desenvolvimento e caracterização de processo de laminação de  
fibra de carbono por insuflamento de ar / Iuri Miranda Amaral. – 2022.  
67 f. : il.  
Orientador: Claudinei Rezende Calado.  
Coorientador: Sidney Nicodemos da Silva.  
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação  
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2022.  
Bibliografia.

1. Fibras de carbono. 2. Resinas epóxi. 3. Materiais compósitos.  
4. Laminação. I. Calado, Claudinei Rezende. II. Silva, Sidney  
Nicodemos da. III. Título.

CDD: 620.118



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS  
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA  
DE MATERIAIS - NS



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 12 / 2022 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.028725/2022-57

Belo Horizonte-MG, 09 de junho de 2022.

## DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

### ?DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE PROCESSO DE LAMINAÇÃO DE FIBRA DE CARBONO POR INSULFLAMENTO DE AR?

Autor: Iuri Miranda Amaral

Orientador: Prof. Dr. Claudinei Rezende Calado

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 10 de junho de 2022 esta Dissertação:

Prof. Dr. Claudinei Rezende Calado (ORIENTADOR)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva (EXAMINADOR INTERNO)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Cleverson Fernando Garcia (EXAMINADOR EXTERNO)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais ? CEFET-MG

(Assinado digitalmente em 05/07/2022 10:44 )  
CLAUDINEI REZENDE CALADO  
PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR  
DEQUI (11.55.09)  
Matrícula: 1330453

(Assinado digitalmente em 09/06/2022 15:32 )  
CLEVERSON FERNANDO GARCIA  
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO  
DEQUI (11.55.09)  
Matrícula: 2550468

(Assinado digitalmente em 17/06/2022 13:23 )  
SIDNEY NICODEMOS DA SILVA  
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO  
DF (11.56.10)  
Matrícula: 2519987

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número: **12**, ano: **2022**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **09/06/2022** e o código de verificação: **01b6e01c34**

## **AGRADECIMENTOS**

Ao término desse trabalho, eu gostaria de agradecer ao CEFET-MG, que por tantos anos me acolheu, foi minha casa por tantos anos e trouxe tantas coisas maravilhosas na minha vida. Sou grato a cada docente, técnico administrativo, terceirizados e a todos que fazem nossa escola funcionar. Agradeço também a CAPES, agência de fomento do programa e a minha família pelo apoio irrestrito.

## RESUMO

O trabalho consiste em investigar a influência da pressão de cura em processos de laminação de fibra de carbono / epóxi, aplicados à produção de peças ocas. Foi desenvolvido um molde fêmea de aço que permite a injeção de resina simultânea à aplicação de pressão interna por meio de tubo inflável. A compactação das fibras foi analisada em função das pressões de cura, bem como as consequências da fração volumétrica de fibras nas propriedades mecânicas do produto laminado, com o objetivo de desenvolver uma alternativa atraente em relação às dispendiosas fibras pré-impregnadas.

**Palavras-chave:** Fibra de carbono, epóxi, pressão de cura, compactação de fibras de carbono.

## **DEVELOPMENT AND CHARACTERIZATION OF CARBON FIBER LAMINATION PROCESS WITH INTERNAL PRESSURE**

### **ABSTRACT**

This work is about the influence of inlet pressure, during carbon fiber / epoxy curing process, for hollow manufactured parts. A steel mold has been developed to inject the epoxy resin while the internal pressure is applied by an inflatable tube. The compaction of the fibers will be analyzed as a function of the curing pressures as well as the consequences of the volumetric fraction of fibers on its mechanical properties of the laminate in order to develop an attractive alternative to the expensive pre-impregnated fibers.

**Keywords:** Carbon fiber, epoxy resin, curing pressure, carbon fiber layers compaction

## SUMÁRIO

|                                                                 |    |
|-----------------------------------------------------------------|----|
| 1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA .....                              | 10 |
| 2 OBJETIVOS.....                                                | 11 |
| 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....                                   | 12 |
| 3.1 PROCESSOS DE LAMINAÇÃO.....                                 | 12 |
| 3.1.1 RTM e VARTM .....                                         | 13 |
| 3.1.2 PRE IMPREGNADA .....                                      | 14 |
| 3.2 POLÍMERO EPÓXI REFORÇADO COM FIBRA DE CARBONO .....         | 17 |
| 3.2.1 Resina epóxi e sua reocinética.....                       | 18 |
| 3.2.2 Fibra de Carbono.....                                     | 27 |
| 3.2.3 Interface.....                                            | 31 |
| 3.3 INFLUÊNCIA DA PRESSÃO NOS CICLOS DE CURA .....              | 33 |
| 3.4 APLICAÇÕES .....                                            | 39 |
| 4 MATERIAIS E MÉTODOS .....                                     | 40 |
| 4.1 METODOLOGIA .....                                           | 42 |
| 4.2 MATERIAIS.....                                              | 43 |
| 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....                                  | 45 |
| 5.1 MANUFATURA DO MOLDE.....                                    | 45 |
| 5.2 PRIMEIRO TESTE DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO .....               | 47 |
| 5.3 SEGUNDO TESTE .....                                         | 52 |
| 5.4 LAMINADO PLANO E TESTE DE COMPRESSIBILIDADE DAS FIBRAS..... | 55 |
| 5.4.1 Compressibilidade das camadas de fibras .....             | 57 |
| 5.4.2 Massa dos corpos de prova e razão fibra/resina .....      | 58 |
| 5.4.3 Resistencia mecânica à tração.....                        | 60 |
| 6 CONCLUSÕES.....                                               | 63 |
| 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS.....                               | 66 |

## LISTA DE TABELAS

|                                                                                        |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabela 1 - Propriedades mecânicas relacionadas à pressão aplicada durante a cura ..... | 29 |
| Tabela 2 – Resultados ensaios de tração .....                                          | 46 |

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

|                                                                                                                                        |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| FIGURA 1 - ESQUEMÁTICO DA MOLDAGEM POR TRANSFERÊNCIA DE RESINA <i>VARTM</i>                                                            | 13 |
| FIGURA 2 - CICLO DE CURA COMUM APLICADOS ÀS FIBRAS PRÉ IMPREGNADAS .....                                                               | 16 |
| FIGURA 3 - CURVAS CARACTERÍSTICAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO (A) MATRIZ DÚCTIL E FIBRA FRÁGIL; (B) COMPORTAMENTO COMBINADO DO COMPÓSITO .....   | 18 |
| FIGURA 4 - COMPOSIÇÃO BÁSICA DO POLÍMERO EPÓXI .....                                                                                   | 19 |
| FIGURA 5 - ESTÁGIOS DE CURA DOS POLÍMEROS TERMORRÍGIDOS .....                                                                          | 22 |
| FIGURA 6 - VISCOSIDADE RELACIONADO AO TEMPO DE CURA; REOCINÉTICA DE CURA                                                               | 23 |
| FIGURA 7 - RESULTADO TÍPICO DE UM DSC PARA EPÓXI .....                                                                                 | 27 |
| FIGURA 8 - COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS (A) CONTÍNUAS ALINHADAS, (B) DESCONTÍNUAS E ALINHADAS E (C) DESCONTÍNUAS E ALEATÓRIAS..... | 28 |
| FIGURA 9 - REPRESENTAÇÃO DA FIBRA DE CARBONO NA FORMA DO TECIDO <i>PLAIN Weave</i> COM TRAMA (X) E URDUME (Y). .....                   | 30 |
| FIGURA 10 - MICROGRAFIA DE UMA MOSTRA DE FIBRA DE CARBONO E EPÓXI. ....                                                                | 31 |
| FIGURA 11 - GRÁFICO TÍPICO DE UM ENSAIO DE COMPRESSIBILIDADE DO REFORÇO. .                                                             | 34 |
| FIGURA 12 - GRÁFICO COMPARATIVO TENSÃO (T) X DEFORMAÇÃO (%). ....                                                                      | 38 |
| FIGURA 13 - ESQUEMÁTICO DE LAMINAÇÃO PROPOSTO. ....                                                                                    | 41 |
| FIGURA 14 - ILUSTRAÇÃO DE: MOLDE, FIBRA E CAMADAS DE MATERIAIS AUXILIARES À LAMINAÇÃO. ....                                            | 42 |
| <b>FIGURA 15</b> - FLUXOGRAMA DE REALIZAÇÃO DA PESQUISA.....                                                                           | 42 |
| FIGURA 16 - ILUSTRAÇÃO DE COMO OS CORPOS DE PROVA SERÃO RETIRADOS DO LAMINADO .....                                                    | 43 |
| FIGURA 17 - INSUMOS DE LAMINAÇÃO.....                                                                                                  | 44 |
| FIGURA 18 - SOLDAGEM DO MOLDE. ....                                                                                                    | 46 |
| FIGURA 19 - FRESAMENTO DA MONTAGEM DO MOLDE. ....                                                                                      | 46 |
| FIGURA 20 - CAD CONECTOR DE PRESSÃO (A) EM CORTE; (B) MONTAGEM. ....                                                                   | 47 |
| FIGURA 21 - CONECTORES PRIMEIRA VERSÃO USINADOS. ....                                                                                  | 47 |
| FIGURA 22 - FIBRA DE VIDRO E CAMADAS DE MATERIAIS AUXILIARES DE LAMINAÇÃO. ..                                                          | 48 |
| FIGURA 23 - EXECUÇÃO DO PRIMEIRO TESTE .....                                                                                           | 49 |
| 6                                                                                                                                      |    |
| FIGURA 25 - LAMINADO RESULTANTE DA PRIMEIRA ITERAÇÃO DE TESTES.....                                                                    | 51 |

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

$(m+n)$  - ordem total da reação.

A - Fator pré-exponencial ou fator de frequência

DSC - calorimetria exploratória diferencial

E - Energia de ativação (J/mol);

$\varepsilon$  - compressão em milímetros

K - Constante de velocidade de reação na temperatura T;

LRT – Limite de resistência à tração

m - Ordem da reação;

N - Número de camadas e h a espessura do corpo de prova;

n - ordem de reação.

PAN - poliacrilonitrila (PAN),

R - Constante dos gases ideais (J/K.mol)

RTM - Resin transfer molding (Moldagem por transferência de resina)

T - temperatura absoluta (K);

VARTM – Vacuum assisted Resin transfer molding (Moldagem por transferência de resina assistida por vácuo)

$\alpha$  - grau de conversão;

$\gamma_f$  e  $\gamma_m$  (fibra e matriz) se combinam na formação de uma tensão interfacial  $\gamma_{fm}$

$\rho_A$  - densidade de área da fibra

$\rho_F$  - densidade do filamento da fibra;

$\sigma$  – Tensão normal.

## **1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA**

O trabalho proposto consiste em estudar um processo de laminação de fibra de carbono em cavidade de molde fêmea para produção de peças ocas por insuflamento de ar em condições controladas de pressão. A investigação científica é acerca da influência da pressão na compactação das camadas de fibra, a interface entre a fibra e a matriz polimérica e suas consequências resultantes na resistência mecânica dessas peças. Também foi estudado o contramolde interno que irá receber o ar, inflar e pressionar as fibras contra as paredes do molde.

O trabalho foi desenvolvido inicialmente com peças de geometria simples, no caso um tubo de secção retangular, porém o conhecimento adquirido poderá ser empregado em peças de geometrias complexas como quadros de bicicletas, raquetes de tênis, asas e fuselagens de aviões, pás eólicas bem como outras peças para o setor aeroespacial e para o mercado automotivo/automobilístico.

Devido ao avanço da engenharia de materiais os compósitos se tornaram amplamente empregados em equipamentos que necessitam de alto desempenho mecânico e redução de peso em suas peças. A indústria aeronáutica, fabricantes de equipamentos esportivos e o crescente uso de carros elétricos estimulam o desenvolvimento de processos de laminação de fibra de carbono que elimine custos e possam ser usados para fabricação de peças ocas com geometrias diversas.

A principal diferença do processo proposto para os convencionais empregados na indústria é eliminar a parte mais onerosa do processo, a autoclave, fazendo com que o próprio molde exerça a função de aplicar pressão para cura da resina e compactação das camadas de fibra e consequentemente assegurar alta resistência mecânica.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo geral da pesquisa é desenvolver e caracterizar um método de laminação de compósitos de fibra de carbono e epóxi, para peças ocas, no interior das cavidades de moldes fêmeas, por meio da pressão exercida por um contramolde inflável. Esse método pode surgir como uma alternativa à altamente dispendiosa fibra de carbono pré impregnada *prepreg*®, comumente usada em situações parecidas nas quais a moldagem da fibra no interior de uma cavidade é difícil de ser realizada.

Também podemos citar, como objetivo geral, a influência da pressão de cura na compactação das fibras, redução da fração volumétrica de resina e consequentemente aumento no desempenho do material.

Como objetivos específicos podemos citar:

- Validar o material do contramolde inflável.
- Projetar o molde bem como os injetores de resina.
- Laminar tubos delgados de secção quadrada.
- Retirar os corpos de prova padrão ASTM 3039 do produto laminado.
- Avaliar compactação das fibras de laminados obtidos a diferentes pressões;
- Testar a resistência mecânica por meio de ensaios destrutivos.
- Avaliar a influência da pressão na resistência mecânica.

### **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Materiais compósitos formados por uma matriz polimérica reforçada por uma segunda fase em forma de fibras são hoje alternativas para peças que necessitam de alta resistência específica, ou seja, resistência mecânica em relação ao seu peso. São materiais formados por duas fases distintas principais, sendo uma delas polimérica, termorrígida ou termoplástica, e a outra o reforço em forma de fibra, que pode ser unidirecional ou bidirecional.

Resistência específica corresponde à razão entre o limite de resistência mecânica e o peso específico. O desenvolvimento desses materiais possibilita atingir resistências específicas excepcionalmente elevadas (William D. Callister, 2007).

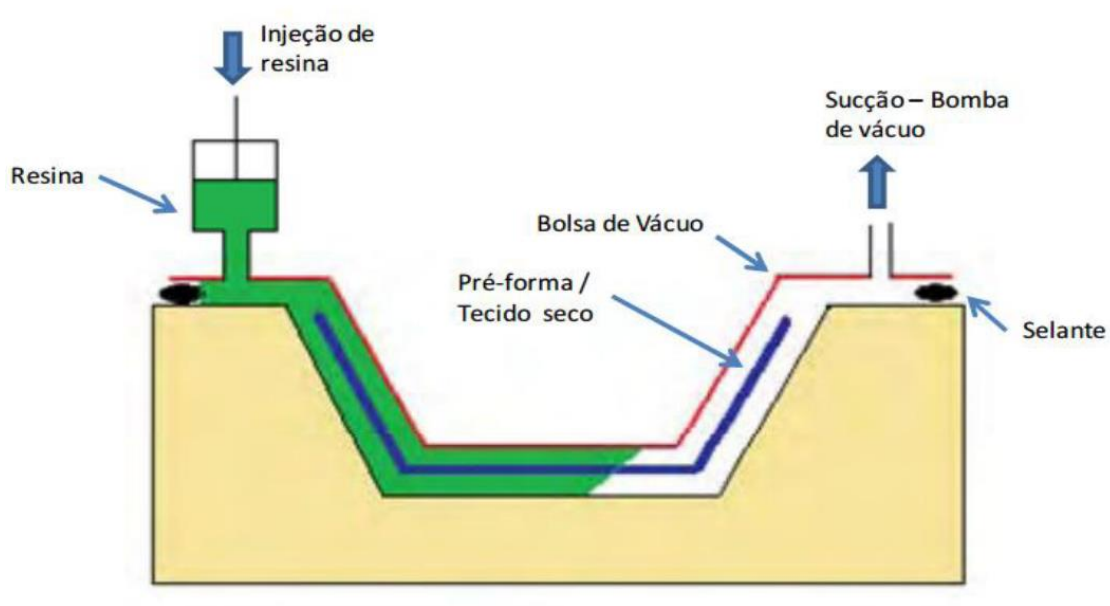
Em meados da década de 1960 as indústrias aeronáutica e espacial foram responsáveis pelas principais pesquisas envolvendo compósitos poliméricos avançados. No entanto, após um longo tempo sendo aplicados praticamente de forma restrita no setor aeroespacial, devido ao seu alto custo de obtenção, essa classe de materiais compósitos vem conquistando espaço e ampliando sua aplicação em outros setores da indústria. Porém seu uso ainda é consideravelmente maior na construção de aeronaves comerciais por fabricantes contemporâneas (KAW, 1997; REZENDE, BOTELHO, 2000; COMPOSITES INDUSTRY INVESTMENT FORUM, 2008)(ROGÉRIO LAGO MAZUR, 2010).

#### **3.1 Processos de Laminação**

A técnica de fabricação escolhida para manufatura de materiais compósitos de fibra de carbono com resina epóxi depende diretamente de fatores como: a geometria final da peça, tipo do reforço e como ele é posicionado no molde, a resina utilizada, dentre outros. A otimização desses processos são de vital importância para redução de perdas e para obtenção de componentes com melhores propriedades mecânicas. Portanto a moldagem por injeção de resina tem despertado o interesse da indústria e da academia (LORANDI, 2016).

### 3.1.1 RTM e VARTM

O processo de laminação comumente chamado de moldagem por transferência de resina, do inglês: *resin transfer molding* (RTM) e a sua variante: moldagem por transferência de resina assistido por vácuo (VARTM) são possibilidades de aplicação para manufatura de peças de fibra de carbono. O processo de moldagem VARTM consiste em uma técnica de injeção de resina líquida em moldes fechados através de injetores posicionados nas extremidades do molde (Figura 1), de maneira simultânea à aplicação do vácuo, promovendo a impregnação nas fibras e o início da polimerização. A resina inicia sua cura a temperatura ambiente, podendo atingir temperaturas mais altas devido à própria exotermia da reação, ou sob a aplicação do aquecimento quando a pré-forma atinge estabilidade dimensional suficiente. Então, retira-se a peça do molde para pós cura, com ou sem pós-aquecimento, até a reação de polimerização ser completa (LORANDI, 2016).



**Figura 1** - Esquemático da moldagem por transferência de resina VARTM

Fonte: Adaptado de LORANDI

As principais vantagens do processo de laminação VARTM na manufatura de compósitos são (LORANDI, 2016):

- Baixo custo de ferramental;
- Baixo custo de armazenamento das fibras secas em relação às pré-impregnadas (que precisam ser mantidas a baixas temperaturas);
- Obtenção de peças com maior fração volumétrica de fibras, o que resulta em melhores propriedades mecânicas;
- Pouca incidência de vazios;
- Possibilidade de se fabricar componentes grandes e de alta complexidade.

O desenvolvimento dessas técnicas se iniciou a partir do esforço em se obter processos de manufatura de compósitos com alta qualidade de acabamento, porém com custo menor que a dispendiosa técnica que utiliza fibras pré-impregnadas (Rezende, Costa e Botelho, 2011)

O ponto fraco da técnica é a incapacidade de controlar a temperatura durante a cura e a alta incidência de vórtices de resina durante o escoamento, além da pouca uniformidade de impregnação ao longo da peça (Drakonakis, Seferis, & Doumanidis, 2013).

### **3.1.2 PRE IMPREGNADA**

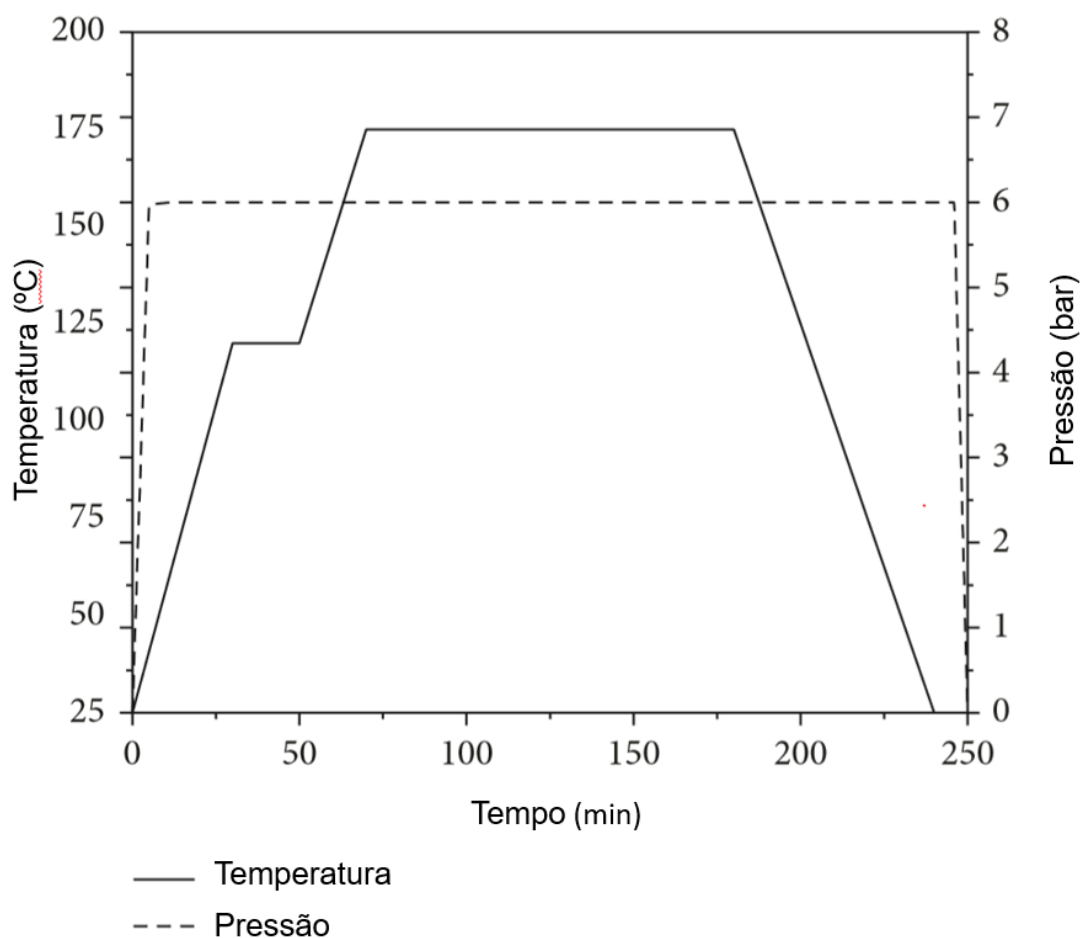
O processo de manufatura de compósitos que utiliza fibras pré-impregnadas e autoclave é, dentre os vários possíveis, um dos mais aplicados para produção de componentes de fibra de carbono. É amplamente usado na indústria aeronáutica porque garante alta qualidade para componentes de aviões. O processo por autoclave une as camadas individuais de fibras, por meio da pressão aplicada, em um produto sólido e uniforme. A fibra pré-impregnada (parcialmente curada) é enviada na forma de fitas ao fabricante do componente, que a posiciona no interior do molde e executa a cura completa no interior de uma autoclave sem que haja a necessidade de nova aplicação de resina. A fração volumétrica de resina antes da cura geralmente é em torno de 35 a 45% (William D. Callister, 2007).

A temperatura ambiente já é suficiente para matriz epóxi iniciar a reação de cura, portanto a fibra pré-impregnada precisa ser armazenada a 0°C ou a menor temperatura. Além disso, o tempo de manuseio durante a moldagem deve ser reduzido ao máximo para garantir o devido processamento. *Prepregs*® de resinas termofixas, como também são conhecidas, possuem validade em torno de seis meses ou até mais que isso (William D. Callister, 2007).

Elevadas temperaturas são necessárias para iniciar e completar a reação de cura controlada da resina previamente aplicada e parcialmente curada presente nas fibras pré-impregnadas.

(Drakonakis *et al.*, 2013) estudou a fundamentação da aplicação de pressão e temperatura isoladamente durante o processo de consolidação de fibras pré-impregnadas. Condições controladas de pressão durante a cura foram projetadas para o estudo.

A combinação de calor e pressão aplicadas nas camadas de fibras pré-impregnadas são responsáveis por consolidá-las em um material com propriedades mecânicas mais contínuas ao longo do componente. Para a manufatura de compósitos de alta performance, a moldagem e cura por autoclave é a técnica mais comum, apesar de mais cara, devido à sua versatilidade de formas possíveis de serem obtidas e por ser um processo amplamente estudado pela indústria e pela academia. Na Figura 2 a seguir é possível ver um ciclo de pressão e temperatura típico do processo de laminação por autoclave.



**Figura 2** - Ciclo de cura comum aplicados às fibras pré impregnadas

Fonte: Adaptado de (Drakonakis *et al.*, 2013)

Não obstante, o longo tempo de moldagem e de processamento, além do armazenamento de fibras a baixas temperaturas, fazem com que este método seja ineficiente, de alto custo e pouco atrativo para produção de componentes em larga escala. Esta é a principal razão pela qual o processo é usado amplamente em aplicações da indústria aeronáutica, onde a relação custo-desempenho é mais facilmente amortizada. As possibilidades de laminação por técnicas mais acessíveis, em termos de custo, porém com qualidade semelhante são altamente atrativas (Drakonakis *et al.*, 2013).

### 3.2 Polímero Epóxi reforçado com Fibra de Carbono

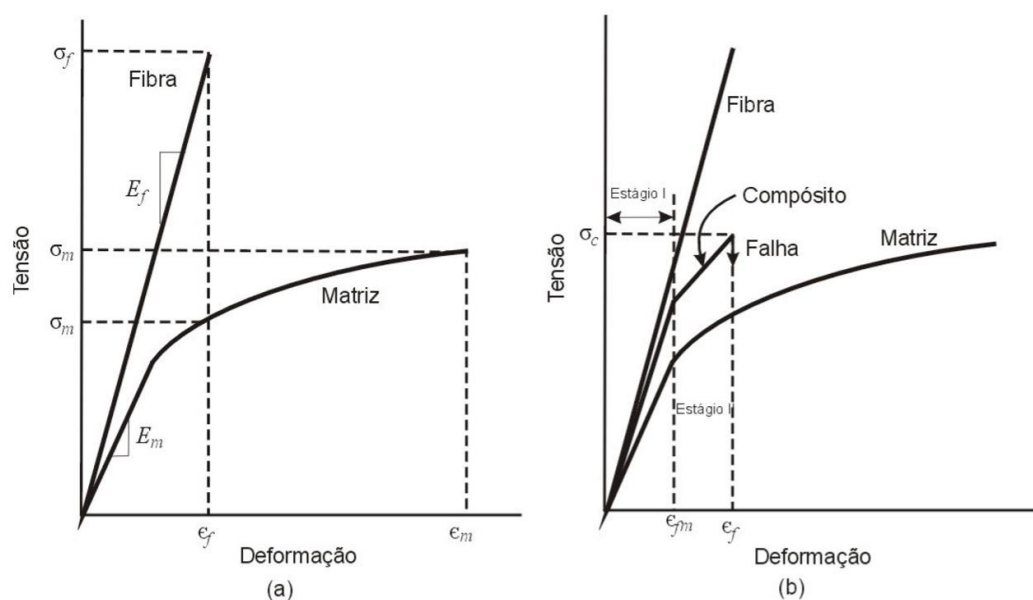
A demanda por materiais de alto desempenho e leves fizeram com que os compósitos de fibra de carbono ganhassem notoriedade e se tornassem uma alternativa em relação aos materiais metálicos.

Compósitos de polímeros reforçados com fibras de carbono possuem excelentes resistência mecânica e rigidez nos planos das fibras. A relativa facilidade de manufatura, baixo peso, e a versatilidade de propriedades físicas tornam esses compósitos desejáveis para uma grande variedade de aplicações. No entanto, os compósitos de fibras de carbono tradicionais sofrem de relativa baixa performance fora dos planos das fibras (Tehrani *et al.*, 2013).

O termo comumente usado “fibra de carbono” pode parecer estranho uma vez que o carbono é um elemento e sua forma cristalina estável em condições ambientes é a grafita. Enquanto isso as fibras não são totalmente cristalinas e são formadas por regiões de grafita e por regiões não cristalinas onde não há um arranjo repetitivo da estrutura como é característico na grafita. O sistema de classificação para as fibras de carbono é baseado no módulo de tração do material, sendo suas classes: módulo padrão, intermediário, alto e ultra-alto. (William D. Callister, 2007).

Um material compósito formado por fibra e matriz irá apresentar propriedades resultantes da combinação entre o polímero e o reforço. A Figura 1(a) a seguir ilustra uma curva tensão-deformação para um compósito com fibras alinhadas na direção da carga aplicada durante o ensaio. É possível notar as diferenças de propriedades mecânicas entre fibra e matriz, sendo que a fibra apresenta comportamento frágil, maior limite de resistência mecânica (LRT) e maior módulo de elasticidade enquanto a matriz apresenta comportamento dúctil, menor LRT e módulo de elasticidade inferior. A Figura 1(b) traça novamente as curvas tensão-deformação para as distintas fases separadamente e a projeção do que seria a curva para o material composto por essas duas fases. É possível observar que as propriedades serão intermediárias entre as duas fases isoladamente.

No estágio I, a fibra e a matriz estão em suas regiões elásticas caracterizadas pelo comportamento linear. O estágio II é característico do material compósito e acontece quando a matriz começa se deformar plasticamente enquanto as fibras continuam se alongar elasticamente, isso ocorre porque o LRT das fibras é significativamente maior que o da matriz. Nesse estágio o comportamento é próximo do linear até a fratura, porém com uma inclinação menor que a região elástica das fibras isoladamente, o que indica que, nesse estágio, as fibras passam a suportar uma maior fração da carga que antes eram suportadas pela matriz (William D. Callister, 2007).



**Figura 3** - Curvas características tensão-deformação (a) Matriz dúctil e fibra frágil; (b) Comportamento combinado do compósito

Fonte: Callister, 2002, p.365

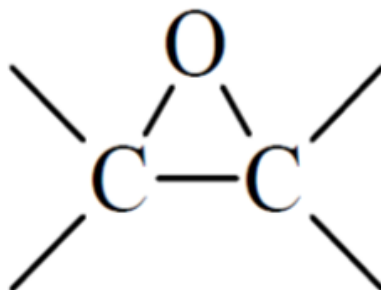
### 3.2.1 Resina epóxi e sua reocinética

A resina epóxi é uma resina termofixa que apresenta alta resistência mecânica e rigidez quando comparada à outras resinas, é estável térmica e quimicamente e relativamente resistente ao desgaste (ZHOU *et al*, 2009). Sua temperatura de transição vítrea característica é alta dentre os polímeros,

geralmente entre 80° C a 190°C. Essa característica torna propícia sua aplicação em uma ampla gama de componentes que necessitam de rigidez estrutural. Essas resinas possuem massa específica na ordem de 1,2 g/cm<sup>3</sup>, sua resistência à tração normalmente varia entre 60 e 100 MPa e seu módulo de elasticidade entre 3,0 e 4,5 GPa (MAZUMDAR, 2002).

A resina epóxi também confere melhores propriedades, em termos de limite de resistência à fadiga, aos componentes com ela manufaturados em relação às resinas poliéster, por exemplo. Isso é devido principalmente a sua elevada tenacidade à fratura, em outras palavras, resistência à propagação de trincas (BATHIAS, 2006; SALKIND, 1972).

A base química que se repete ao longo da cadeia polimérica é simples, formada por dois átomos de carbonos e um de oxigênio ligados por ligação simples. Os átomos de carbono conectam o resto da cadeia por ligação dupla (Figura 4). No entanto as resinas atuais possuem meros repetidores muito mais complexos do que o ilustrado a seguir (Yamane, 2016).



**Figura 4** - Composição básica do polímero epóxi

Fonte: Adaptado de (Yamane, 2016)

Nos materiais compósitos que utilizam matrizes termorrígidas, o aquecimento causa alterações químicas e estruturais que resultam na reticulação do polímero. As resinas epóxi (também chamadas de epoxídicas) são as que apresentam o melhor desempenho estrutural dentre aquelas comumente aplicadas junto a fibras, são amplamente aplicadas na fabricação de componentes por possuírem um conjunto de propriedades como (REZENDE, BOTELHO, 2000):

- Altos limites de resistência mecânica e módulos de elasticidade;
- Resistência à corrosão por solventes em geral;
- Baixa absorção de umidade;
- Pouca contração durante a cura;
- Fácil processamento;
- Boa resistência à abrasão;
- Excelente aderência aos materiais metálicos
- Afinidade para aplicação com fibra de carbono.

Porém, como desvantagens das resinas epóxi, é possível destacar:

- Longo tempo de cura;
- Necessidade de uma boa preparação do molde;
- Uso de desmoldantes excelentes devido à sua alta aderência aos metais;
- Temperatura de operação dos componentes laminados ser limitada à temperatura de estabilidade da matriz polimérica;
- Baixa resistência química aos ácidos sulfúrico e nítrico, cetonas e solventes clorados.

As resinas da família epóxi atualmente usadas na indústria aeroespacial especialmente, têm sido modificadas pela tenacificação da cadeia termorrígida do polímero com termoplásticos e elastômeros, com o objetivo de aumentar o desempenho de algumas propriedades mecânicas e melhorar a adesão química com grupamentos funcionais presentes nas fibras. Porém, essas formulações e modificações físico-químicas das matrizes epóxi são propriedade intelectual das empresas fornecedoras do material, que não disponibilizam seus dados para se manterem em vantagem comercial e se proteger no mercado (REZENDE, BOTELHO, COSTA, 2000).

Essas resinas foram inicialmente desenvolvidas com o intuito de atuarem como adesivos estruturais. A necessidade que desencadeou seu desenvolvimento era colar estruturas metálicas para indústria aeronáutica inglesa na década de 1940 e suas primeiras aplicações foram em aviões de

guerra. O fato de curarem em temperatura ambiente e produzirem poucos gases resultantes de sua volatilidade fizeram com que as resinas epóxi chamassem atenção dos engenheiros e cientistas de materiais da época. (ULRICH, 1982).

Segundo Callister, 2007, é fundamental que as forças de interação adesivas entre a fibra e a matriz sejam suficientemente elevadas, para preservar as fibras do arrancamento da matriz quando submetidas à carregamentos. O limite de resistência do material compósito depende em grande parte da grandeza de tal ligação. Uma magnitude ideal é importante para potencializar a transmissão da tensão através de uma matriz de baixa resistência para as fibras que possuem LRT superiores (WILLIAM D. CALLISTER & DAVID G. RETHWISCH, 2015).

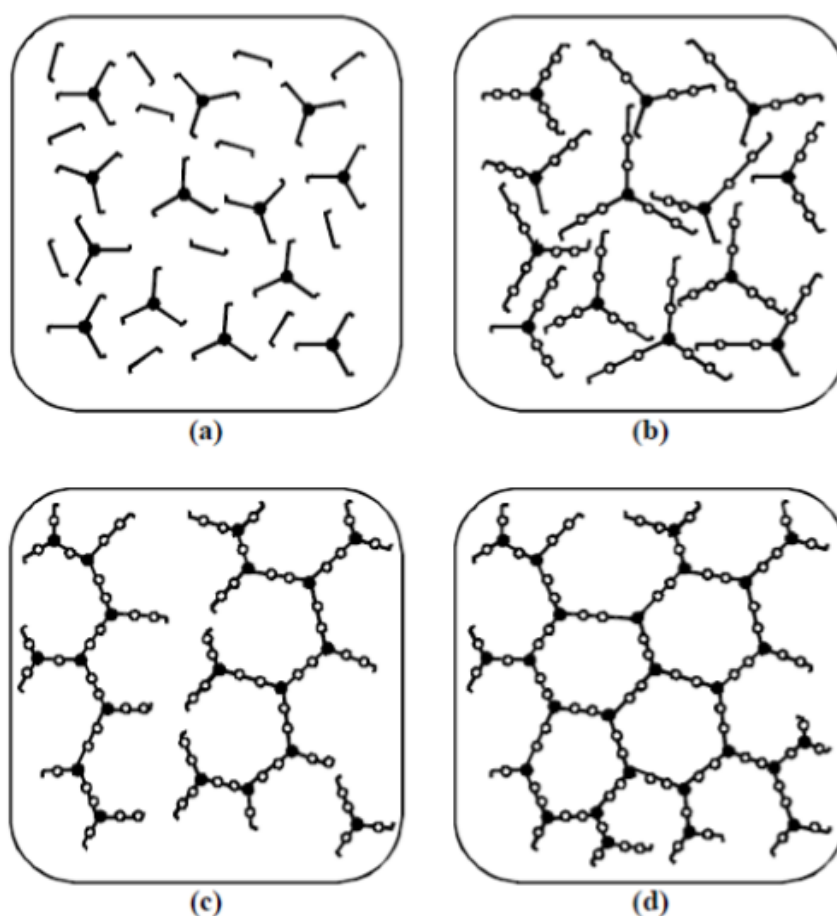
Resinas do tipo epóxi são caracterizadas por apresentarem em sua estrutura química grupos funcionais epóxi, composições de anéis de oxirano como ilustrados na Figura 4 (Rezende, 2011).

Essas resinas podem conter monômeros disfuncionais e polifuncionais, que podem reagir quimicamente com diversos agentes de cura, através de diferentes combinações de processamento, e resultam em sistemas de polímeros termorígidos de alto desempenho (REZENDE, BOTELHO, COSTA, 2000).

O alto desempenho do sistema epóxi é atingidos por meio da transformação da resina em sistemas poliméricos tridimensionais insolúveis e infusíveis, através da formação de ligações cruzadas durante seu processo de cura. Para tal, é necessário a mistura com agentes de cura (catalisadores) ou endurecedores. (ALMEIDA, 2005).

Endurecedores e catalisadores são compósitos químicos que atuam por desencadear a reticulações do polímero ao reagirem com os anéis epoxídicos e promovendo a formação de ligações covalentes. (ULRICH, 1982).

Quimicamente, a reação de polimerização apresenta três etapas em sua cinética bem definidas (HADAD, 1988; PRIME, 1997; UGLEA, 1998; Yamane, 2016), ilustradas na Figura 5.



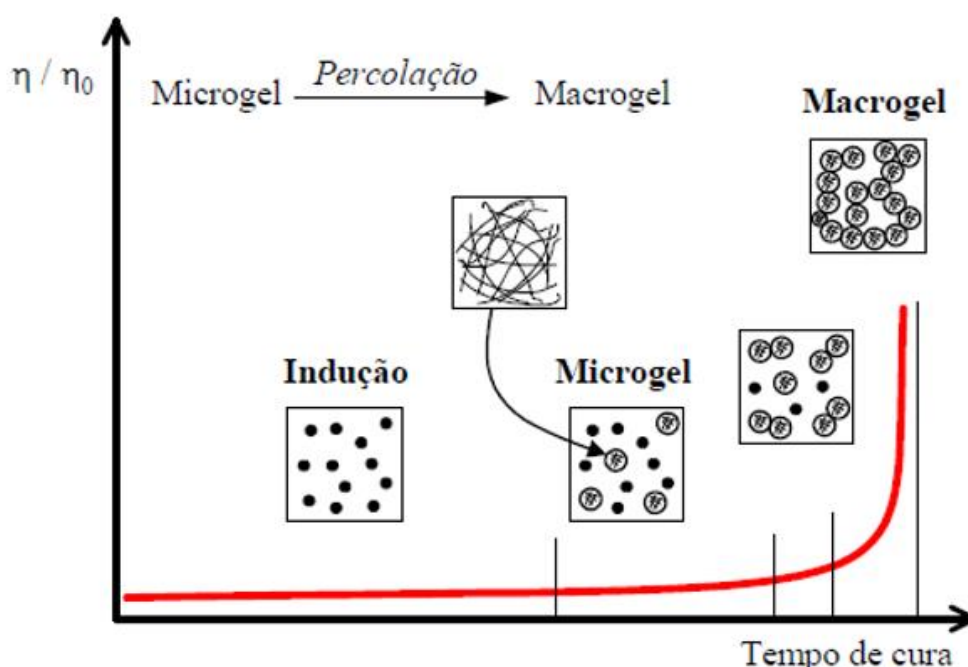
**Figura 5** - Estágios de cura dos polímeros termorrígidos

Fonte: adaptado de Yamane, 2016)

Em um primeiro momento, ocorre somente a difusão entre moléculas de resina e do endurecedor, caracterizada pela mistura entre os reagentes líquidos (Figura 5a). Após um período de tempo, começa o crescimento e a ramificação das cadeias do polímero (Figura 5b), quando as ligações covalentes começam a se reticular (Figura 5c). A segunda etapa é conhecida como gelificação, e é regida pela cinética descrita pela equação de Arrhenius. A resina, antes em um estado líquido, passa se tornar mais viscosa e adquire viscoelasticidade, que não era presente anteriormente quando o peso molecular era inferior. Sua viscosidade passa crescer exponencialmente e o período até este ponto caracteriza o tempo de gelificação. A partir certo momento, cessam as reações químicas e a reticulação das cadeias poliméricas a tornam uma estrutura rígida que permitem apenas a difusão em estado

sólido. A vitrificação acontece no momento de transição do estado gel para o estado vítreo (Figura 5d) (LORANDI, 2016; Yamane, 2016)

O comportamento da viscosidade em função do tempo de cura é ilustrado na Figura 6 (PASCAULT *et al*, 2002), no gráfico o tempo de cura é relacionado com as etapas descritas anteriormente. No início, os monômeros estão desarranjados em uma única fase com viscosidade praticamente constante. Na etapa posterior, quando inicia a gelificação, as moléculas reagem entre si muito rapidamente na formação de estruturas reticuladas. A fase gel tem sua origem devido às reticulações formadas, isso faz com que a curva de viscosidade aumente sua inclinação. Com o passar do tempo, a quantidade de macro moléculas se torna maior que a de monômeros ainda não consumidos. Isso marca o tempo gel e contribui para o aumento da viscosidade do sistema. Logo após ocorre o fenômeno conhecido como prelocação, caracterizado pela agregação química entre as moléculas, que dão origem à fase macrogel, quando a viscosidade cresce assintoticamente.



**Figura 6** - Viscosidade relacionado ao tempo de cura; reocinética de cura

Fonte: Adaptado de (PASCAULT *et al*, 2002),

Para resinas termorrígidas, como a epóxi em questão, a compreensão da taxa de cura e de seus mecanismos são fundamentais para entendimento da relação entre o processamento, morfologia, propriedades e durabilidade do polímero puro e, conseqüentemente, das propriedades do componente final (Loos, 1983; Gilham, 1986).

A completa polimerização, ou cura de uma resina, é um processo de alta complexidade que pode ser definido como a mudança de propriedades do conjunto resina-endurecedor. A técnica mais comumente usada para estudar seu comportamento cinético é a calorimetria exploratória diferencial (DSC). Por meio desta técnica é possível determinar o perfil da cura da resina-endurecedor, a temperatura de transição vítrea, tempo gel e as condições mais apropriadas para preparação e processamento de compósitos. A cinética da reação de cura ocorre juntamente às mudanças em sua reologia, sendo comum referenciar este fenômeno como comportamento reocinético (Rezende, Costa, Botelho, 2011).

Com o uso do método DSC é possível obter a curva da taxa de geração de calor em função do tempo. A taxa de reação, que é proporcional à taxa de geração de calor, exibe picos de máximo ou mínimo. Com o equipamento DSC é possível obter dois tipos distintos de varredura:

- Dinâmico, com fluxo de calor em função da temperatura;
- Isotérmico, com fluxo de calor em função do tempo.

É preciso considerar que o fluxo de calor é mostrado em relação à linha tarada do instrumento e é proporcional à taxa de polimerização, também chamada de conversão  $da/dt$ . O estudo cinético tem como base a equação que relaciona a taxa de conversão  $da/dt$ , à determinada temperatura constante, com a concentração de um dos seus reagentes ( $f(\alpha)$ ), através da constante de conversão ( $k$ ) do sistema estudado. Então tem-se a equação 1:

$$da/dt = k.f(\alpha) \quad (1)$$

A reação de cura dos polímeros termorrígidos segue mecanismos caracterizados em duas categorias: a de ordem  $n$  ou a auto catalítica, não

sendo limitados necessariamente a uma delas. Dessa forma a reação pode acontecer segundo uma ou ambas as categorias de maneira simultânea.

Para ordem  $n$ , a taxa de conversão é relacionada com a concentração do reagente consumido na reação e têm-se:

$$f(\alpha) = (1-\alpha)^n \quad (2)$$

Sendo:

$\alpha$  = grau de conversão;

$n$  = ordem de reação.

Já as reações de cura denominadas auto catalíticas a taxa depende das concentrações de moléculas que foram formadas no início da reação que atuam como auto catalisadores. Sendo assim:

$$f(\alpha) = \alpha^m(1-\alpha)^n \quad (3)$$

Onde:

$m$  = ordem da reação;

$(m+n)$  = ordem total da reação.

A temperatura é a força motriz da reação de polimerização das resinas termorrígidas, então é conveniente considerar que ela acontece de acordo com a equação de Arrhenius (Rezende, Costa, Botelho, 2011).

$$K = Ae^{(-E/RT)} \quad (4)$$

Onde:

$K$  = constante de velocidade de reação na temperatura  $T$ ;

$E$  = energia de ativação (J/mol);

$R$  = constante dos gases ideais (J/K.mol)

$T$  = temperatura absoluta (K);

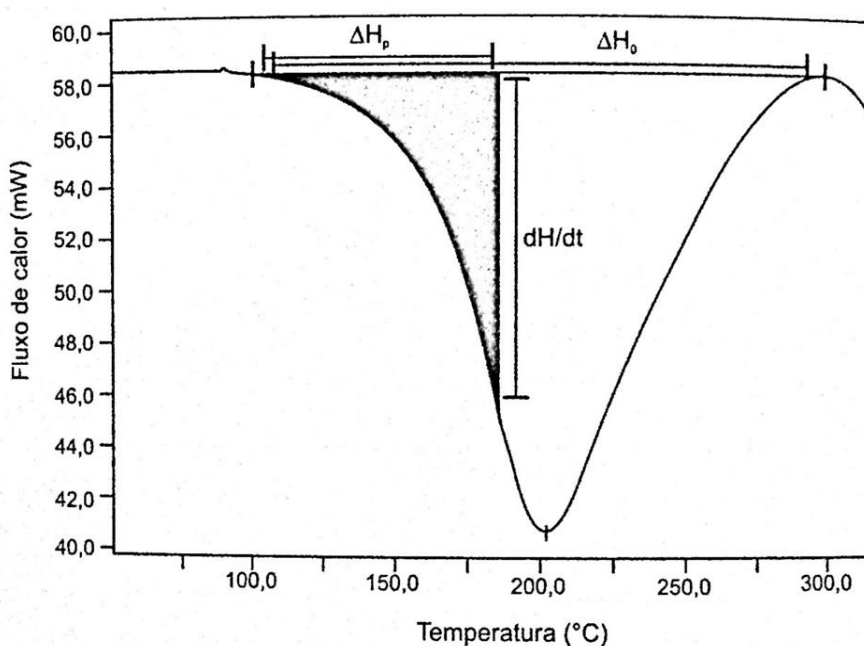
A = fator pré-exponencial ou fator de frequência ( $s^{-1}$ ).

Com a utilização do método dinâmico é possível obter resultados rápidos importantes para o estudo da reocinética das reações por duas maneiras, o método de Borchard e Daniels e o método ASTM E-698. Pelo método de Borchard e Daniels obtém-se, por meio de cálculos, a energia de ativação (E), o fator de frequência (A), o calor de reação em apenas uma única varredura DSC. Este método assume que a reação acontece segundo a relação da equação 5

$$d\alpha/dt = k(T) \cdot (1-\alpha)^n \quad (5)$$

Sendo uma reação de ordem n, com a constante da velocidade de reação dependente da temperatura (T), segundo Arrhenius. A curva DSC é usada para medição dos parâmetros  $d\alpha/dt$  e  $\alpha$  necessários para resolução da equação diferencial (5) (Rezende, Costa, Botelho, 2011).

A taxa de conversão ( $\alpha$ ) é calculada pela razão entre a área parcial da curva ( $\Delta H_p$ ), a uma dada temperatura, pela área total do pico da curva DSC ( $\Delta H_0$ ) (Figura 7) (Rezende, Costa, Botelho, 2011).



**Figura 7** - Resultado típico de um DSC para epóxi

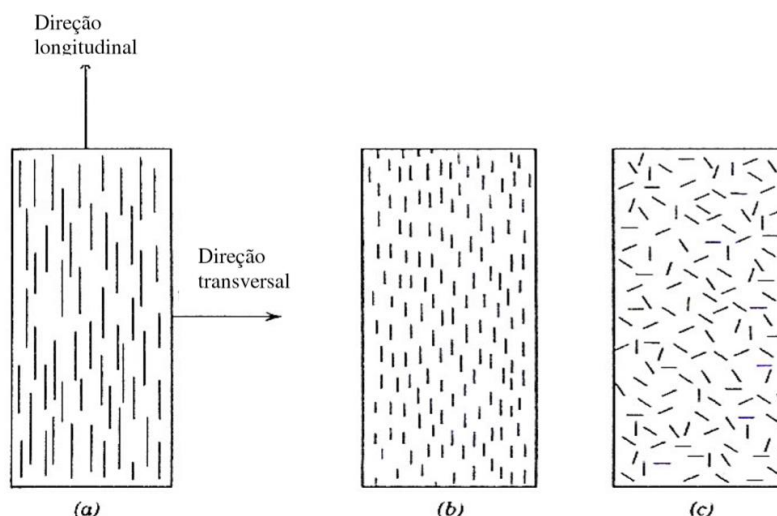
Fonte: Rezende, 2011

O método proposto por Borchard e Danials se mostra muito interessante por necessitar apenas de uma única varredura dinâmica, além disso descrevem bem a polimerização de ordem  $n$ . No entanto, estudos mais avançados sugerem que os valores calculados por este método sofrem alterações com a mudança das taxas de aquecimento. Além disso, esses valores de  $E$  e  $A$  podem ser superestimados quando comparados aos obtidos pelo método isotérmico, que é mais lento e mais caro porém oferece maior precisão necessárias em determinadas situações (Rezende, Costa, Botelho, 2011).

### **3.2.2 Fibra de Carbono**

Como já foi mencionado, a fibra de carbono, quando utilizada como reforço de uma matriz polimérica, confere ao material elevada resistência mecânica juntamente com o baixo peso específico. Permitem que o material final seja mais resistente à corrosão e à fadiga quando comparado à outras fibras. Em relação à fibra de vidro, por exemplo, o limite de resistência à fadiga de um compósito reforçado com fibra de carbono pode ser ordens de grandeza superior em função das melhores propriedades mecânicas da fibra de carbono (Yamane, 2016).

A forma com que as fibras são arranjadas como reforço da matriz, bem como sua orientação, concentração e distribuição exercem grande influência nas propriedades mecânicas do compósito. É comum que fibras contínuas se apresentem alinhadas paralelamente e devem ser posicionadas orientadas na direção da carga máxima (Figura 8a) enquanto as fibras descontínuas apresentam orientações aleatórias em meio à matriz (Figura 8b). Propriedades mecânicas superiores são obtidas em fibras distribuídas com orientações uniformes.



**Figura 8** - Compósitos reforçados com fibras (a) contínuas alinhadas, (b) descontínuas e alinhadas e (c) descontínuas e aleatórias.

Fonte: Callister, 2002, p.365

Para fibras contínuas, que são mais comuns quando se trata de polímeros reforçados com fibra de carbono, também é possível arranjar-las de várias formas distintas. As fibras de carbono como reforço estrutural são confeccionadas em diversos tipos de tramas, sendo as mais comuns em forma de *roving tapes*, mantas, pré-formas e tecidos 2D e 3D (GALVÃO, 2012). O arranjo de fibras de carbono em forma de tecidos bidimensionais permite uma ampla variedade de propriedades mecânicas e possibilitam que seu posicionamento atenda às necessidades de um componente sob determinado carregamento em uma ou mais direções ou regiões específicas (BROCKS *et al*, 2013).

A forma bidimensional possibilita que a resistência à tração seja obtida em mais de uma direção e, dependendo da ordenação das camadas do tecido, é possível obter um material final com propriedades isotrópicas, diferentemente daqueles cujas fibras são orientadas em apenas uma direção (REZENDE, BOTELHO, 2000).

O laminado obtido possui alta resistência e tenacidade em direções paralelas às fibras, podendo ser também muito eficaz em duas direções para o caso dos tecidos bidirecionais, ou seja, no plano da lâmina. As lâminas

oferecem a possibilidade de serem posicionadas umas sobre as outras sempre orientadas na mesma direção, para atender uma demanda de resistência naquela direção específica, ou até mesmo com diferentes orientações, tudo para atender o desejável para o componente final. Dessa forma, a proporcionalidade de fibras em diferentes direções pode e deve ser variável de acordo com a demanda (Rezende, Costa, Botelho, 2011).

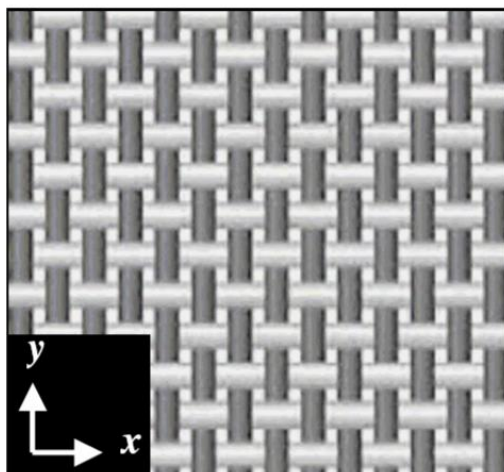
A utilização de fibras arrançadas na forma de tecidos para aplicações em compósitos estruturais permite, além do alto desempenho dos componentes, certas vantagens nos processos produtivos, principalmente pela maior facilidade do manuseio e do posicionamento nos moldes durante o processo de fabricação. Durante a confecção desses tecidos é possível dispor as fibras de diferentes maneiras para formar tecidos com variadas formas de entrelaçamento (LORANDI, 2016).

As fibras de carbono são obtidas através de pirólise controlada de precursores orgânicos em forma de fibras. Dentre os precursores mais comuns podemos destacar: poliacrilonitrila (PAN), fibras de celulose (viscose e algodão) e piche. Um sistema de classificação para as fibras de carbono é baseado no seu módulo em tração, assim, têm-se: (BRITO JUNIOR, 2007; PARDINI, 2006; MAZUR, 2010):

- ultra alto módulo, módulo de elasticidade acima de 500 GPa;
- alto-módulo, módulo de elasticidade entre 300-500 GPa;
- módulo intermediário, módulo de elasticidade de 300 GPa; e
- baixo módulo, módulo de elasticidade inferior à 100 GPa.

A Figura 9 ilustra, de forma esquemática, um tecido com configuração *Plain Weave*. Os tecidos são constituintes fundamentais para reforço de compósitos estruturais, e suas direções principais são: urdume (comprimento, direção 0°) e trama (largura, direção 90°) representados na figura 9. Materiais compósitos fabricados com tecidos apresentam regiões inter laminares com resistência inferior, então, sua aplicação em componentes deve sempre levar esse fator

em consideração, juntamente à anisotropia de uma camada única de fibra laminada (PARDINI, 2006).



**Figura 9** - Representação da fibra de carbono na forma do tecido *Plain Weave* com trama (x) e urdume (y).

Fonte: Adaptado de (PARDINI, 2006).

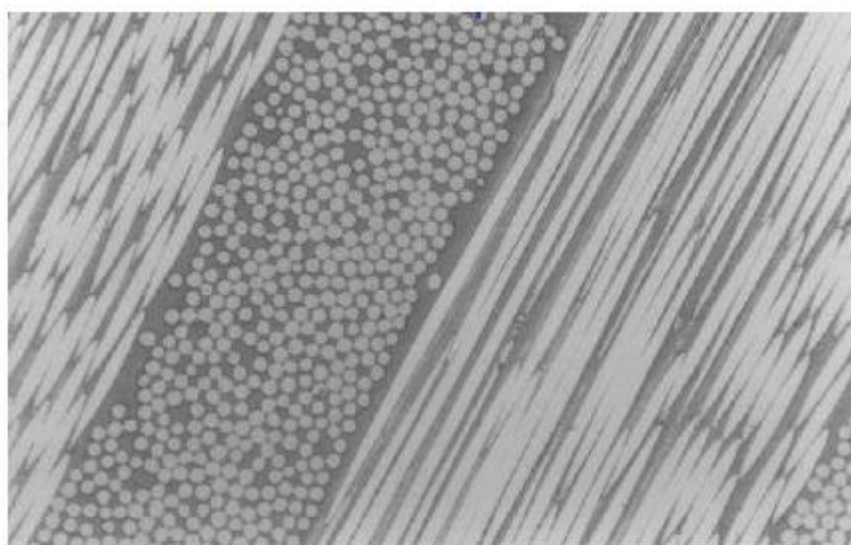
Componentes de alto desempenho mecânico são preferencialmente fabricados com fibra de carbono, as seguintes razões podem justificar essa afirmação (BOTELHO 2002; CALLISTER, 2006; MAZUR, 2010):

- As fibras de carbono possuem maiores módulos de elasticidade específicos e maiores resistências específicas dentre os reforços comumente utilizados em compósitos;
- Elas mantêm seu elevado LRT em temperaturas razoavelmente altas;
- Os processos de obtenção das fibras em sua forma crua são relativamente de baixo custo e de fácil automatização.

### 3.2.3 Interface

O principal desafio do processamento de compósitos é obter uma adequada interfase-interface entre o reforço e a matriz. A interface é definida como a superfície limite entre matriz e reforço, onde ocorre a mudança de meio e a descontinuidade das propriedades dos materiais (Nohara, Kawamoto, Takashi, Rezende, 2007)

A interface entre a matriz polimérica e o reforço de fibra e carbono é considerada a terceira componente do material compósito. A alta adesão entre fibra e matriz faz com que a fase polimérica distribua melhor a tensão mecânica, principalmente tensões de cisalhamento, entre as fibras do reforço, de forma a garantir elevada rigidez, tenacidade, bem como a melhoria nos comportamentos de falha. (Rezende, Costa, Botelho, 2011).



**Figura 10** - Micrografia de uma mostra de fibra de carbono e epóxi.

Fonte: Adaptado de Mannucci, IPEN.

Uma interface que apresente boas propriedades mecânicas é capaz de transferir a carga de maneira eficiente entre as fibras por meio da matriz, o que resulta em um compósito de maior resistência mecânica à tração e flexão. Para tal, a interface pode ser modificada com esse objetivo através de alterações físico-químicas da matriz e do reforço, ou pelo aumento da interação mecânica entre as fases.

Um dos métodos utilizados no intuito de modificar as propriedades físicas da região é conhecido como *sizing*, nada mais é que a aplicação de um recobrimento da fibra por uma película fina do polímero antes que ocorra sua total impregnação. O *sizing* melhora a interação película matriz com o objetivo de criar um gradiente de propriedades mais suave entre as fases. (Rezende, Costa, Botelho, 2011).

Geralmente as fibras de carbono exibem adesão interfacial muito fracas com a matriz polimérica. O *sizing* promove uma melhor adesão e molhabilidade, mas também é particularmente importante para o manuseio das fibras durante os processos de fabricação, contribuem por prevenir dano e desfiamento das fibras. Emulsões de epóxi são importantes agentes de *sizing* para revestimento de fibras de carbono e conferem ao material limites de resistência mecânica superiores. (Liu, Chen, Liu, Wang, & Ge, 2011).

A adesão química acontece entre as fases por meio de ligações químicas entre o carbono da fibra e os grupamentos funcionais na cadeia polimérica da resina da matriz, já a adesão física ocorre através da redução da energia livre do sistema, que possui duas tensões superficiais  $\gamma_f$  e  $\gamma_m$  (fibra e matriz) se combinam na formação de uma tensão interfacial  $\gamma_{fm}$  com valor mais baixo que a das fases isoladas. A adesão mecânica por sua vez está ligada a ancoragem mecânica da matriz com o reforço, sendo a rugosidade da fibra e a sua molhabilidade fatores importantes para o aumento da resistência mecânica do componente final (Rezende, Costa, Botelho, 2011).

Alguns tratamentos térmicos e oxidativos da fibra podem ser aplicados para modificar sua superfície e contribuir para melhor ligação entre elas (Botelho, Scherbakoff, Rezende, 2000).

O incremento da ancoragem mecânica também pode ser obtido por meio de grafeno ou nano tubos de carbono fisicamente aderidos à superfície da fibra (Tehrani *et al.*, 2013).

A absorção de umidade na estrutura do compósito pode causar drástica diminuição da resistência da interface por afetar diretamente a adesão entre fibra e resina, o que causa grande influência no desempenho do laminado final. A degradação e as mudanças morfológicas podem acontecer durante etapas

do processamento em que haja a absorção de água e são regidas pela segunda Lei de Fick em casos que a matriz esteja próxima à saturação (Cândido, Almeida, & Rezende, 2005).

A segunda lei de Fick se baseia no princípio de que o fluxo de umidade é proporcional ao gradiente de concentração. Vários fatores podem contribuir para que isso aconteça tais como: o tipo de fibra, sua orientação, sequência de empilhamento e tipo de acabamento da borda livre do laminado, no entanto a natureza da matriz é o fator mais determinante no processo de absorção de umidade (Clark, 1990)

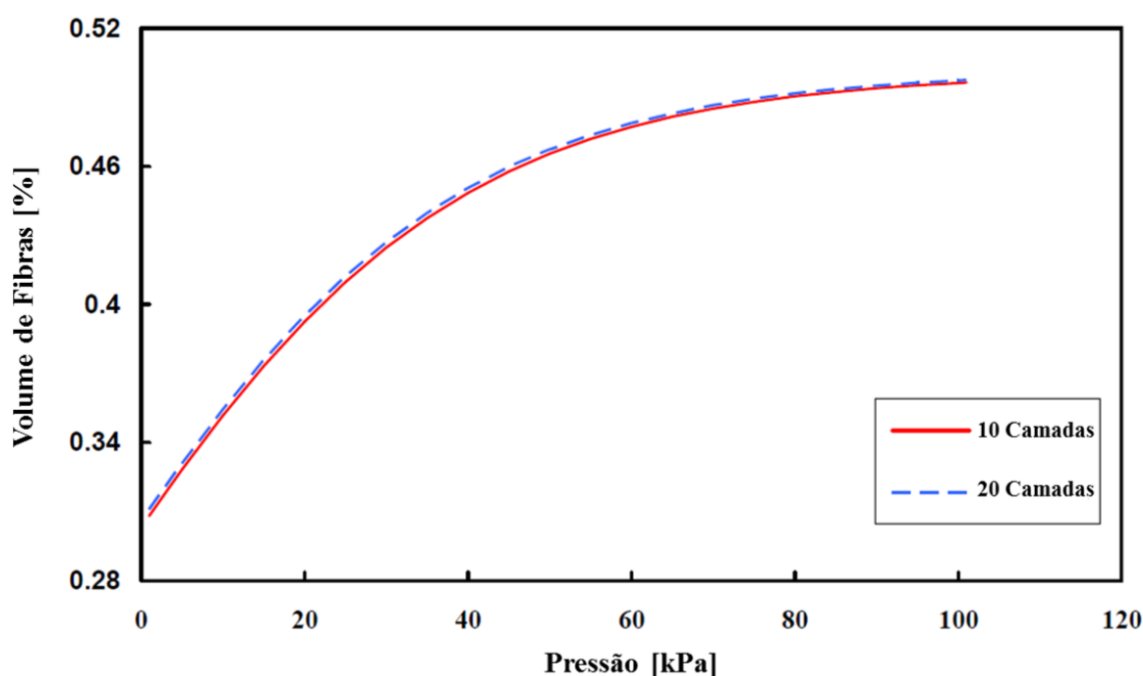
### **3.3 Influência da Pressão nos Ciclos de Cura**

A capacidade das fibras de se comprimir é importante para os processos de infusão, moldagem por transferência de resina e por autoclave. Pode afetar tanto o processamento quanto as propriedades mecânicas do produto final. Com a compressão das fibras, a proporção volumétrica do reforço aumenta em relação à matriz, a espessura diminui, os vazios e porosidade são menores. Como o fluxo de resina acontece no plano das fibras, se a pressão no interior do molde não for constante pode haver regiões da peça com diferentes propriedades e espessura. A compressão das fibras durante a moldagem é um fenômeno complexo e podem ocorrer em três etapas distintas: A primeira delas é quando os espaçamentos das camadas de fibra são resultantes de sua própria textura e do contato entre camadas, nessa fase as pressões aplicadas ainda são baixas. A segunda etapa os vazios entre fibras são comprimidos e a resina que porventura os ocupavam é expulsa. Diversos estudos e modelos vem sendo criados para predizer as condições ideais para esta etapa ocorrer da melhor forma. A terceira fase acontece com o reforço já comprimido e imóvel. As fibras podem ter sua espessura reduzida à até a metade da espessura da (MASTERBERGEN, 2004; LORANDI, 2016) .

É possível, durante a etapa de projeto do processo de laminação, executar um ensaio de compressibilidade das fibras. Prepara-se a amostra com a quantidade de camadas e orientação que se deseja estudar e então

diferentes pressões são aplicadas em uma faixa em que é possível se obter durante o processo, obtendo corpos de provas para diferentes pressões. Depois a espessura é medida e relacionada com a pressão aplicada (LORANDI, 2016).

A Figura 11 traz um gráfico típico resultante de um ensaio de compressibilidade, em função da pressão de compactação. Grimsley (2005) investigou a compressibilidade de um tecido biaxial de fibra de carbono, e concluiu que a diferença da tendência para 10 e 20 camadas não é significativa para a compactação das fibras.



**Figura 11** - Gráfico típico de um ensaio de compressibilidade do reforço.

Fonte: Adaptado de Grimsley, 2005

É importante notar que, a partir de determinada pressão, não há mais compactação significativa das fibras.

A pressão é aplicada sobre as fibras contra o molde, compacta a pré-forma e faz com que o excesso de resina flua através das fibras. Melhores propriedades mecânicas são obtidas quanto maior for o vácuo aplicado na cavidade porque este faz com que seja menor a formação de vórtices de resina no material. (Drakonakis *et al.*, 2013)

Binding *et al.*18 demonstrou que uma significativa recuperação elástica pode ocorrer ao cessar a pressão, podendo levar a distorções de forma, tensão residual no componente ou até mesmo delaminação nas fases finais do processo.

O processo de laminação VARTM envolve duas etapas principais: a injeção de resina e a compressão da pré-forma formada pelas camadas de fibra. Para compressibilidade de fibras, a espessura média pode ser calculada pela equação 6:

$$\frac{\partial(hu)}{\partial x} + \frac{\partial(hv)}{\partial y} = -\frac{dh}{dt} \quad (6)$$

Onde  $u$  e  $v$  representam a velocidade da resina líquida nas direções  $x$  e  $y$  respectivamente,  $h$  e  $dh/dt$  representam a espessura e a velocidade de compressão. O sinal negativo é porque a espessura ( $h$ ) diminui com o tempo e  $dh/dt$  é também negativo. A fase de injeção pode ser considerada um caso particular de velocidade de compressão nula. O fluxo de resina é modelado segundo a Lei de Darcy (Chang, 2012).

$$u = -\frac{K}{\mu} \frac{\partial P}{\partial x}$$

$$v = -\frac{K}{\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \quad (7) \text{ e } (8)$$

Onde  $P$  é a pressão do líquido,  $K$  é a permeabilidade da pré-forma de fibras e  $\mu$  a viscosidade da resina.

Durante a compressão, a pressão aplicada é equivalente à tensão ( $\sigma$ ) atuante na fase sólida e à pressão na resina líquida, eq. 9: (Chang, 2012; Tarsha-kurdi & Olivier, 2002).

$$P_{com} = \sigma + P \quad (9)$$

Assumindo que as fibras não serão deslocadas em sua direção planar, a compressão em milímetros ( $\varepsilon$ ) da espessura é definida por:

$$\varepsilon = \frac{h_i - h}{h_i} \quad (10)$$

Onde  $h_i$  é a espessura inicial das camadas de tecido de fibras. A lei de Hook pode ser usada para relacionar a compressão com a tensão que atua nas fibras:

$$\sigma = E \times \varepsilon \quad (11)$$

Onde  $E$  é o modulo de Young. Como a deformação de compressão das fibras não é necessariamente linear,  $E$  é função de  $\varepsilon$ . Substituindo os termos na equação (12):

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{hK}{\mu} \frac{\partial P}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \frac{hK}{\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \right) + \frac{h_i}{E} \frac{dP}{dt} = \frac{h_i}{E} \frac{d\sigma_{ext}}{dt} \quad (12)$$

A equação (12) é indeterminada devido ao  $E$ , portanto o experimento de compactação das fibras deve ser realizado para que seja conhecida a relação de  $E$  e  $\varepsilon$ . Por este experimento é possível calcular a fração volumétrica de fibras em relação à matriz pela seguinte equação 13:

$$V_f = \frac{N \times \rho_A}{\rho_f \times h}$$

(13)

Onde  $\rho_A$  é a densidade de área da fibra;  $\rho_f$  é a densidade do filamento da fibra;  $N$  é o número de camadas e  $h$  a espessura do corpo de prova (Chang, 2012; Tarsha-kurdi & Olivier, 2002).

ARTIGO: Drakonakis *et al.*, 2013

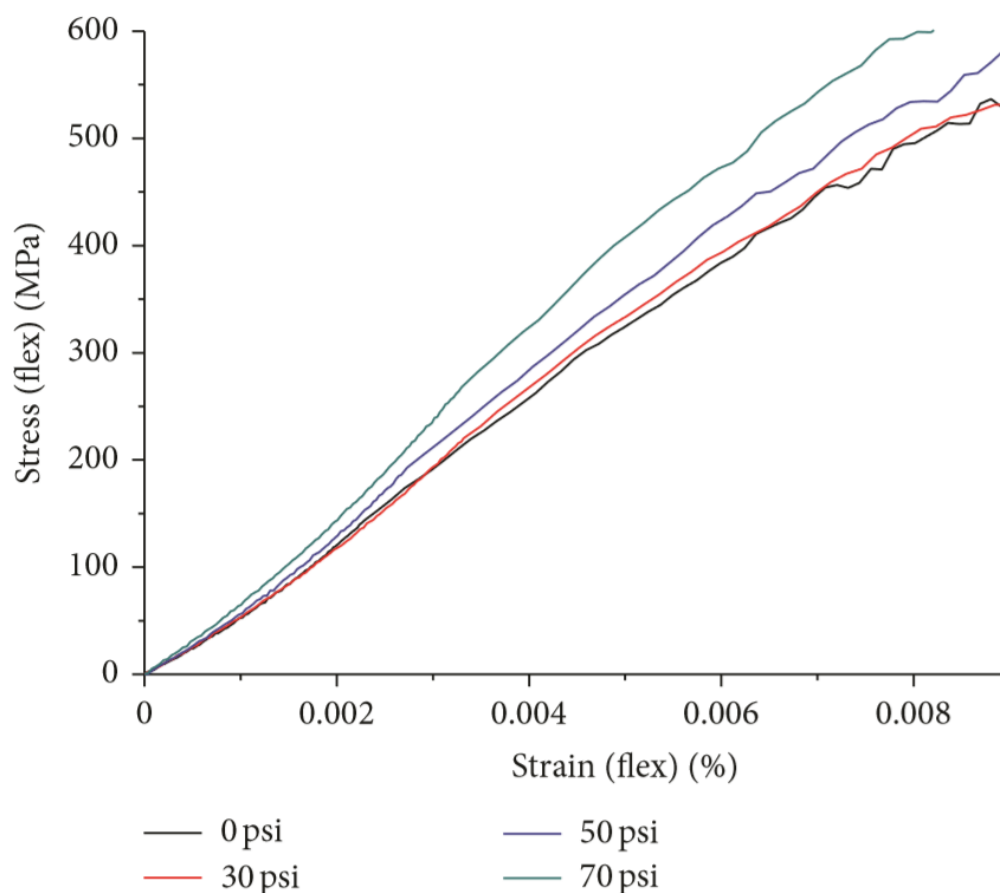
Com o objetivo de investigar o papel da pressão durante o processo de laminação, quando é aplicada de isoladamente da temperatura, (Drakonakis *et al.*, 2013) laminou quatro painéis diferentes para retirada de corpos de prova foram fabricados com a aplicação de pressão em quatro intensidades diferentes: 0, 30, 50 e 70 psi. Cada CP continha oito camadas de fibra de carbono pré-impregnada Cytec® BMS8-297, HMF934 *Carbon PrepregFiberite934*, impregnadas com resina epóxi com 1.3g/cc de densidade. A configuração das camadas foi (0, 90,  $\pm 45$ ). A dimensão dos painéis eram 10  $\times$  8 polegadas, com espessura de aproximadamente 1mm. O vaso de pressão é então selado e a pressão ajustada com as intensidades desejadas para o experimento.

Foi então realizado, nos corpos de prova laminados com as pressões de 0, 30, 50 e 70 psi, o ensaio de flexão três pontos, normatizado pela ASTM D790-17. O módulo elástico de flexão pode ser calculado por:

$$E_f = \frac{L^3 \cdot F}{4 \cdot w \cdot h^3 \cdot d}, \quad (14)$$

Onde  $E_f$  é o módulo elástico de flexão (MPa),  $L$  é o comprimento do CP (mm),  $w$  é a largura do CP (mm),  $h$  é a espessura (mm),  $F$  é a carga aplicada (N), e  $d$  a deflexão sofrida (mm).

Como pode ser observado no gráfico da Figura 12, os CPs laminados com 70psi apresentam maior módulo de elasticidade que os CPs laminados com 0, 30 e 50psi. (Drakonakis *et al.*, 2013; Tarsha-kurdi & Olivier, 2002).



**Figura 12** - Gráfico comparativo Tensão (T) x Deformação (%) para diferentes pressões de cura.

Fonte: Adaptado de (Drakonakis *et al.*, 2013)

Ao calcular o módulo de elasticidade, foi observado que os CPs laminados com 70psi possuíam valores muito próximos aos valores encontrados pelo autor (Drakonakis *et al.*, 2013) em estudos anteriores para corpos de prova laminados em autoclave com 85psi de pressão simultaneamente à aplicação de elevada temperatura. Tal correlação pode ser observada na Tabela 1.

|                                                 | Pressão de cura |                 |               |               |                       |
|-------------------------------------------------|-----------------|-----------------|---------------|---------------|-----------------------|
|                                                 | 0 psi           | 30 psi          | 50 psi        | 70 psi        | 85 psi (em autoclave) |
| Módulo de flexão (Gpa)                          | 41,8 +- 6,08    | 47+- 7,7        | 51,67 +- 1,53 | 58,67 +- 1,16 | 60 +- 2,3             |
| Tensão limite de resistência à flexão (Mpa)     | 448,8 +- 40,4   | 522,46 +- 42,35 | 547,9 +- 6,53 | 613,4 +- 21,8 | 618 +- 15,4           |
| Módulo de compressão (Gpa)                      | 8,88 +- 0,311   | 9,96 +- 0,38    | 9,29 +- 1,1   | 9,02 +- 2,22  | 10,4 +- 1,2           |
| Tensão limite de resistência à compressão (Mpa) | 42,1 +- 2       | 40,47 +- 0,25   | 39,97 +- 1,07 | 43,13 +- 2,17 | 44,5 +- 1,05          |

**Tabela 2** - Propriedades mecânicas relacionadas à pressão aplicada durante a cura

Fonte: adaptado de (Drakonakis *et al.*, 2013).

Quanto maior a pressão aplicada durante a cura, maior foi o módulo de elasticidade do produto final, para as pressões investigadas por (Drakonakis *et al.*, 2013).

### **3.4 Aplicações**

Atualmente, essa classe de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras de carbono está sendo amplamente empregados em uma série de aplicações. Desde equipamentos esportivos, como por exemplo quadros de bicicletas, raquetes de tênis, varas de pescar, tacos de golfe, passando por carcaça de motores a jato e vasos de pressão até componentes estruturais de aeronaves, tanto militares como comerciais (William D. Callister, 2007).

O Processo proposto especificamente é interessante para ser utilizado na manufatura de peças ocas e geometria complexas que não podem ser laminados por meio de *vacum bag* e nem por RTM puramente, em outras palavras, peças e componentes que necessitem de pressão interna para compactação das camadas de fibras contra as paredes internas de um molde fêmea.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

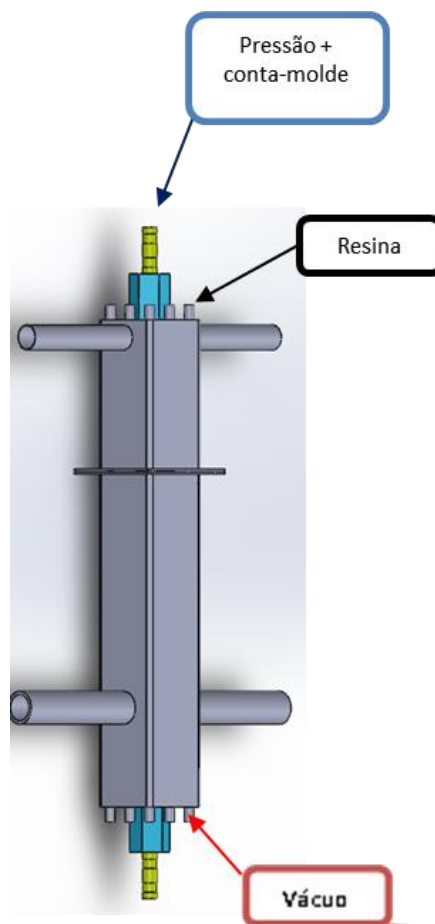
Primeiramente foi construído um molde tubular de aço de 75x75x250mm com uma tomada de pressão para ligação da bomba de vácuo em uma extremidade, um flange no meio para facilitar desmolde, e na outra extremidade contará com pinos para a transferência de resina e uma tomada de pressão (Figura 13). Nessa tomada de pressão positiva foi posicionado um material polimérico inflável para funcionar como contramolde que aplique a pressão de forma distribuída de forma a comprimir as camadas de fibras contra o molde de aço (Figura 14).

Após os moldes e os acabamentos internos serem validados com fibra de vidro, a manufatura dos corpos de prova de 15x150mm e quatro camadas de fibra de carbono foi iniciada. Para a laminação destes corpos de prova, foram usadas diferentes condições de pressão em intensidades semelhantes às usadas para curas em autoclaves e que serão definidas por ensaio de compressibilidade em laminação plana. Então, foi medida a compactação das fibras e a resistência mecânica relacionadas às diferentes condições em produtos laminados planos, manufaturados manualmente, com corpos de prova de mesma medida (15x150mm) porém com oito camadas de fibra para que a influência da pressão de cura pudesse ser bem evidenciada.

Para o ensaio de compressibilidade foram escolhidas quatro diferentes pressões de cura, 0; 2; 4 e 6bar que foram aplicadas ao laminado por meio de uma prensa hidráulica. Essa escolha foi baseada nos estudos de Grimsley, 2005 e Drakonakis *et al.*, 2013 (Figuras 11 e 12).

A resistência mecânica dos CPs obtidos no ensaio de compressibilidade foi verificada por meio de ensaios destrutivos de tração utilizando a máquina universal de ensaios disponível no CEFET-MG, enquanto os corpos de prova serão retirados das laterais do laminado seguindo a norma ASTM 3039 utilizando o método de corte a água (Figura 16).

Então obtidos os resultados dos ensaios, foi aplicado o tratamento estatístico necessário para melhor representatividade dos dados e a redação da dissertação.

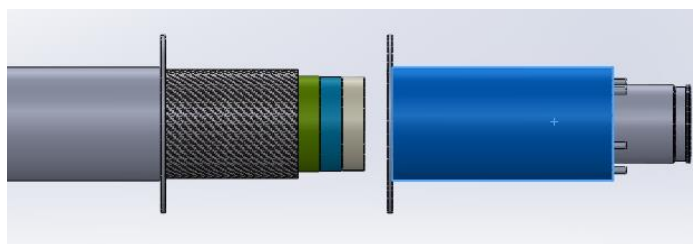


**Figura 13** - Esquemático de laminação proposto.

Fonte: Próprio autor

O projeto do molde foi modelado e desenhado por meio do *software* CAD SolidWorks® antes de se iniciar a construção.

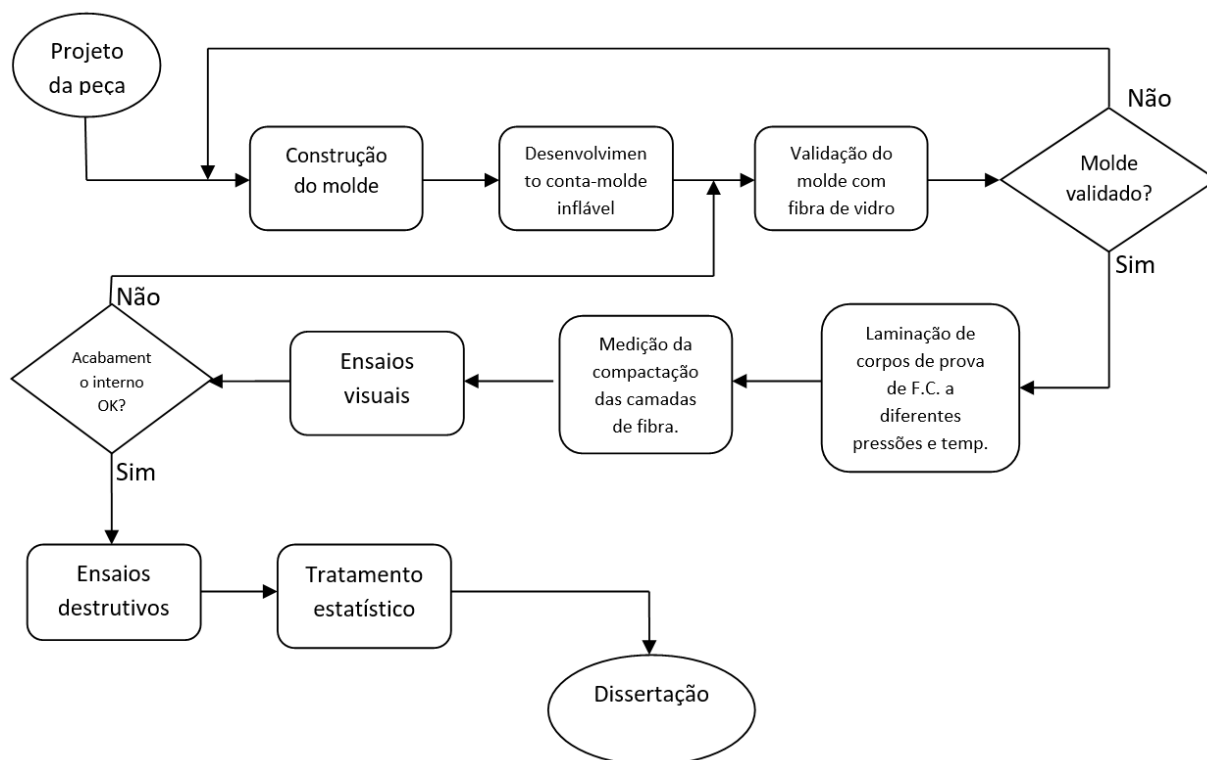
O posicionamento das fibras e auxiliares foi feito previamente via CAD para o estudo dimensional das camadas de fibras, componentes do molde/processo e dos outros materiais utilizados (Figura 14).



**Figura 14** - Ilustração de: molde, fibra e camadas de materiais auxiliares à laminação.

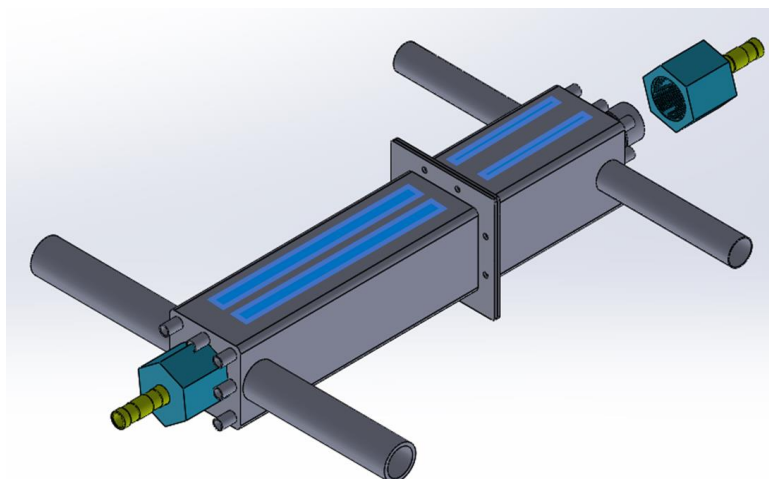
Fonte: Fonte: Próprio autor

#### 4.1 Metodologia



**Figura 15** - Fluxograma de realização da pesquisa

Os corpos de prova do produto laminado pelo método proposto seriam retirados das laterais do produto laminado conforme ilustrado na Figura 16 a seguir.



**Figura 16** - Ilustração de como os corpos de prova serão retirados do laminado

Fonte: Próprio autor.

## 4.2 Materiais

Podemos classificar os equipamentos necessários para pesquisa entre os que são necessários para fabricação do molde, os necessários para laminação e os que serão utilizados para caracterizar o laminado.

Para o molde foram necessárias operações de usinagem como: fresagem para o encaixe do molde (Figura 19); torneamento para os conectores (Figura 21); máquina de soldagem GTAW; pistola de aplicação de tinta para o revestimento interno de PU. A laminação dos corpos de prova precisará de um compressor que forneça até 7bar de pressão, uma bomba de vácuo (~2bar). A caracterização do laminado irá precisar de: máquina para ensaio de tração e micrômetro.

Os materiais utilizados também podem seguir uma classificação semelhante à dos equipamentos, para o molde e para o processo. São eles:

Para o molde:

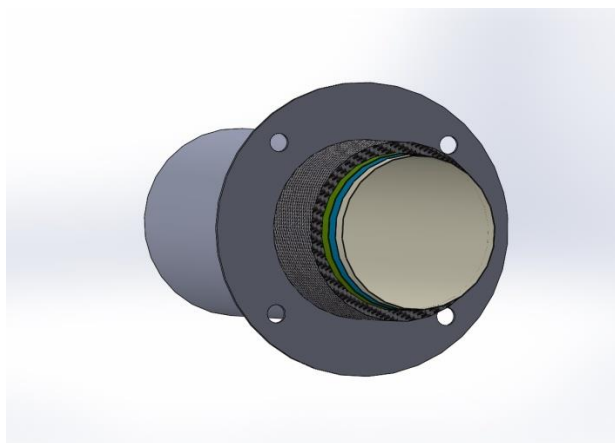
- Tubo de aço baixo carbono secção quadrada 75x75;
- Chapa de aço baixo carbono para flangear os tubos;
- Tarugos aço 1020 para as peças tomadas de pressão do molde;
- Tubo interno de látex para contramolde inflável;
- Tubos de poliuretano para injeção de resina;

Para as peças:

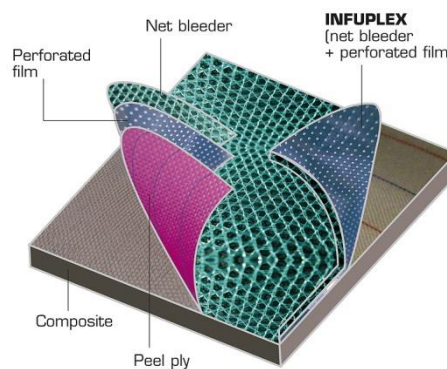
- Desmoldante líquido;
- Desmoldante em cera *Rennlease*.
- 1m<sup>2</sup> de fibra de vidro para validação do molde e do processo;
- 8m<sup>2</sup> de fibra de carbono para laminação dos corpos de prova

200g/m<sup>2</sup>

- 3l de Resina EPOXI Araldite 1564;
- 2,5m<sup>2</sup> de película *Peel ply*;
- 2,5m<sup>2</sup> de filme perfurado;
- 2,5m<sup>2</sup> de rede de sangria de resina (Figura 17).



(a)



(b)

**Figura 17** - Insumos de laminação.

Fonte: (a) Próprio Autor e (b) adaptado de Barracuda Advanced Composites

## **5 RESULTADOS E DISCUSSÃO**

Os resultados a descritos a seguir são discutidos com base no desenvolvimento do molde e contramolde, do processo de laminação proposto, do teste de compressibilidade das fibras de carbono e consequentemente da resistência mecânica obtida para os diferentes grupos de amostras (0; 2; 4 e 6bar de pressão manométrica de cura).

Os problemas encontrados no primeiro teste são discutidos bem como as melhorias de design do molde e ajuste dos parâmetros de processo que foram implementadas para segunda rodada de testes

### **5.1 Manufatura do molde**

A soldagem do flange de encaixe foi o primeiro passo na construção do molde. Foi executada na oficina do NEAC (Campus II) utilizando uma máquina de soldagem GTAW. Pode se observar na Figura 18 que o cordão de solda ficou contínuo e com sobre metal e penetração suficientes para posterior processo de usinagem (Figura 19).

A usinagem por fresamento foi realizada na parte externa da peça menor e na interna da maior, possibilitando o encaixe das duas sem que houvesse uma descontinuidade na parede interna do molde, que poderia atrapalhar o posicionamento das fibras e materiais auxiliares



**Figura 18** - Soldagem do molde.

Fonte: Próprio autor.

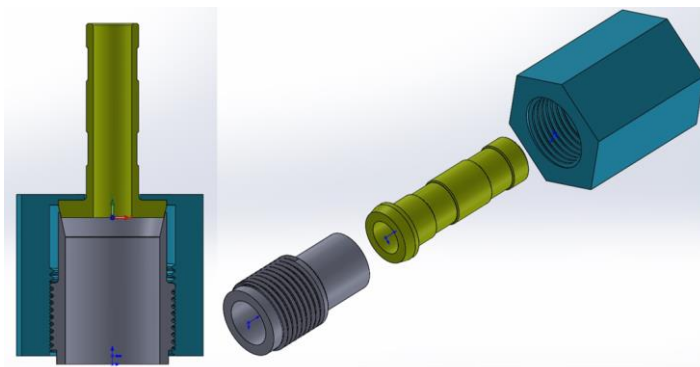


**Figura 19** - Fresamento da montagem do molde.

Fonte: Próprio autor, Usinagem Campus I CEFET-MG

Após feito o corpo principal do molde, o foco foi voltado para o projeto dos conectores, que precisam atuar como uma tomada de pressão para inflar a mangueira expansível no interior do molde. Foi então adotada a ideia similar à mangueira de jardim, a peça de cor cinza (Figura 20) foi soldada na tampa, a mangueira do compressor passa através da peça de cor verde e é presa na

peça amarela com abraçadeiras *worm gear* convencionais. Então, com as peças amarela e cinza travando a mangueira inflável, a porca furada é aparafusada e fecha o sistema.



**Figura 20** - CAD Conector de pressão (a) em corte; (b) montagem.



**Figura 21** - Conectores primeira versão usinados.

Os conectores foram usinados no laboratório de usinagem (Campus II). Após a soldagem de todos os componentes, foi aplicado uma película de verniz automotivo para melhorar o acabamento interno, logo após inúmeras camadas de cera desmoldante *Rennlease* e ao final uma camada de desmoldante líquido.

## 5.2 Primeiro teste do processo de laminação

Uma desvantagem da resina epóxi é que as peças são difíceis de desmoldar em moldes metálicos (REZENDE, BOTELHO, COSTA 2000). De

fato, no primeiro teste, o laminado se mostrou difícil de desmoldar mesmo com todos esses cuidados o que impossibilitou a validação do processo proposto no primeiro teste.

Com o molde preparado para laminação, foi feito o corte da fibra, em parte única a ser enrolada no interior do molde, juntamente com os periféricos de laminação, *peel ply*, filme perfurado, rede de fluxo (Figura 22).



**Figura 22** - Fibra de vidro e camadas de materiais auxiliares de laminação.

O posicionamento das fibras, assim enroladas, contribuíram para que o produto laminado do primeiro teste não saísse como desejado. As fibras não se desenrolaram o suficiente com a aplicação de 2 bar de pressão interna porque se enrugaram na junção do molde durante seu fechamento (Figura 25). Com essa falha de processo detectada, foi proposto para o próximo teste que em cada parede do molde, em suas duas partes, fossem posicionadas camadas do tecido cortadas em retângulos e previamente coladas com um *spray* próprio para posicionamento de fibras no interior de moldes.

O molde foi montado como mostrado na fotografia da Figura 23, a resina injetada por cima através das mangueiras translúcidas e a pressão aplicada pela mangueira preta presa ao conector de aço do molde que prende internamente a mangueira inflável.

Abaixo do molde está a bomba de vácuo aplicada diretamente em um pote de vidro, que funciona como um coletor de resina e um distribuidor do vácuo entre os bicos do molde.



**Figura 23** - Execução do primeiro teste

A pressão foi ajustada em um lubirfil para 2 bar e então liberada para compressão das fibras. Logo após, foi iniciada a injeção de resina, porém o fluxo foi muito maior do que o previsto impossibilitando que as fibras fossem devida e uniformemente impregnadas. Com isso, ficou claro que os bicos injetores estavam mal dimensionados, o que levou à necessidade de instalar restritores ao fluxo da resina com a diminuição do diâmetro do furo. A solução de reduzir seu diâmetro para restringir o fluxo de resina também foi proposta pensando em outro problema: A mangueira inflável formou uma bolha pelo diâmetro interno do injetor e estourou durante o primeiro teste (Figura 24).



**Figura 24** - Defeito observado em teste: mangueira inflável estourou pelo bico injetor de resina devido ao seu grande furo.

Mesmo com todos os problemas apresentados, o primeiro teste se mostrou promissor (Figura 25), o laminado não foi compactado de maneira satisfatória, porém as alterações propostas no molde e injetores de resina, além do uso de uma mangueira inflável de maior diâmetro e resistência possibilitaram um resultado melhor na segunda rodada de desenvolvimento do processo.

A peça, após desmoldada, se apresentou com rugas próximas da região do encaixe do molde devido ao mau posicionamento da fibra em seu interior. Também não houve preenchimento total do molde pelo fato das fibras não terem sido “desenroladas” no interior do molde de aço. Para solução desse problema foi adotada na segunda rodada de testes uma mangueira inflável de látex de 25mm no lugar da de 17mm usada originalmente.



**Figura 25** - Laminado resultante da primeira rodada de testes.

Foi então decidido que a parte mais longa do molde fosse encurtada em 100mm para facilitar o desmolde, o projeto inicial previa mais corpos de prova que o mínimo exigido pela norma ASTM 3039 (tração de compósitos) e ASTM D790M (Flexão de compósitos) como solução conservadora, porém o molde encurtado já permite quantidade suficiente de corpos de prova para os ensaios.

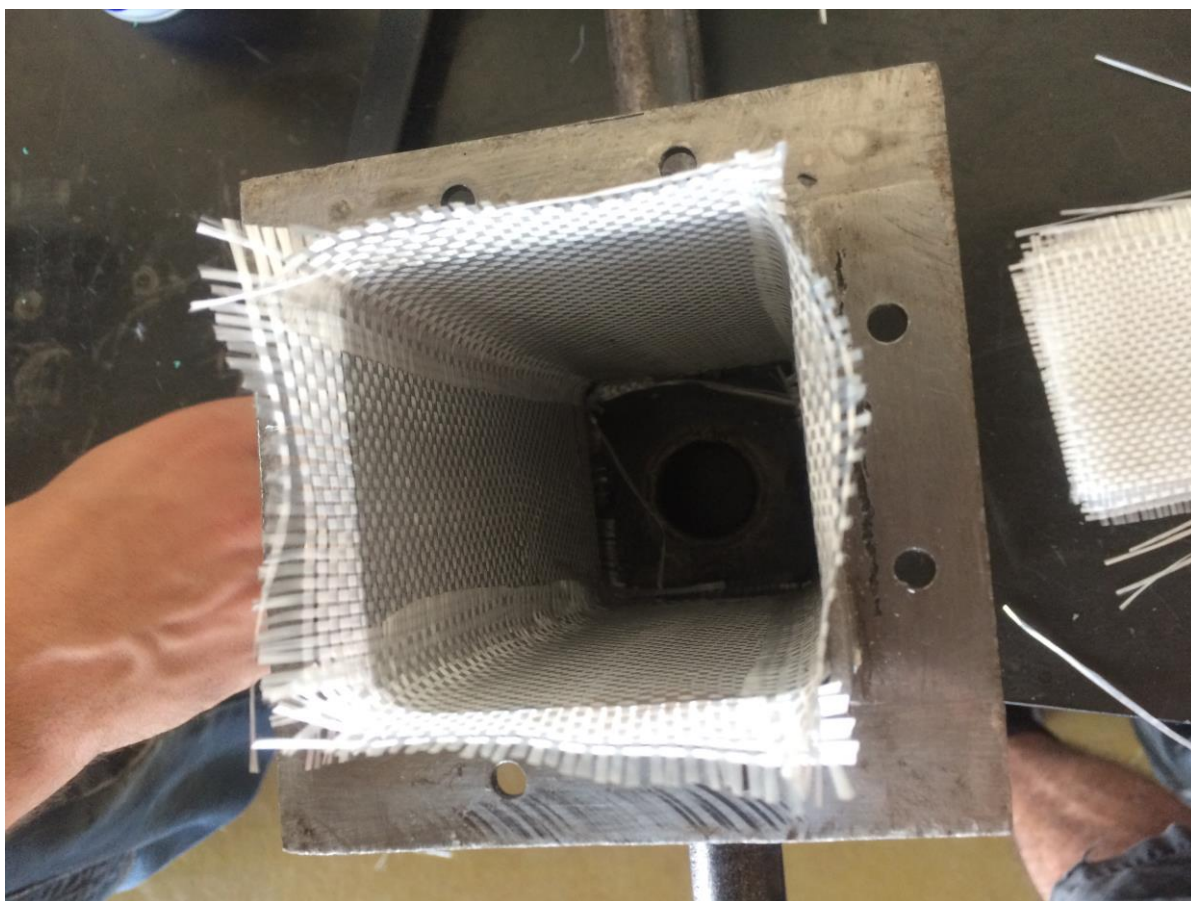
Ao final da primeira rodada de testes e após análise dos problemas acima descritos, as seguintes melhorias de design e de processo foram propostas:

- Encurtamento a parte mais longa do molde para melhor desmoldagem;
- Diminuição do número de injetores de resina;
- Diminuição do diâmetro dos injetores de resina para restringir o fluxo;

- Aumento do diâmetro do contramolde inflável de 17 para 25mm;
- Aumento do diâmetro dos conectores;
- Posicionamento das camadas de fibra feitas individualmente em cada face das paredes internas do molde e não mais enrolados como no primeiro teste.

### 5.3 Segundo Teste

Após realizadas todas as alterações de design no molde e mudanças no processo a segunda bateria de testes foi executada posicionando os cortes das fibras individualmente no interior do molde como pode ser visto na Figura 26 a seguir. Para isso foi usado um *spray* adesivo indicado para afixar fibras em moldes antes da aplicação de resina.



**Figura 26** – posicionamento das fibras de vidro no interior do molde.

A segunda rodada de testes foi feita com apenas quartos injetores de resinas posicionados nos vértices da secção quadrada ao invés dos oito

injetores do primeiro teste. A montagem do sistema durante o processo de transferência de resina e de cura pode ser vista na figura 27 a seguir.



**Figura 27** – Molde, injetores de resina, mangueira de pressão e tomadas de vácuo montados durante o processo de laminação/cura.

Terminada a cura da resina após a segunda bateria de testes, o produto laminado foi retirado do interior do molde com certa dificuldade para o desmolde. As melhorias de design do molde, contramolde e injetores se mostraram altamente eficientes e proporcionaram uma grande melhoria na moldagem das fibras como pode ser visto na Figura 28 abaixo.



**Figura 28** – Produto laminado na segunda rodada de testes após melhorias (acima); Produto laminado no primeiro teste (abaixo).

As fibras foram bem compactadas pelo molde inflável contra as paredes do molde de aço gerando um excelente preenchimento do mesmo. No entanto não houve a completa impregnação de resina ao longo de todo produto laminado especialmente nas regiões centrais das faces como pode ser notado na Figura 28 pela evidente textura fibrosa indicada acima. As regiões do laminado que sofreram a correta impregnação de resina ficaram com ótimo acabamento interno e externo, indicando que o processo proposto tem potencial e que com ajustes de parâmetros como: pressão interna positiva durante a transferência de resina, vácuo e posicionamento de injetores, seria possível obter um laminado com total impregnação. A hipótese levantada para a impregnação parcial é que, durante a transferência de resina, foi usado uma pressão muito alta no contra molde inflável (2bar) que impossibilitou o correto fluxo de resina ao longo do laminado especialmente nas regiões centrais das faces e sugere que, durante a transferência de resina a pressão no contra molde inflável deveria ser mínima apenas o suficiente para posicionar as camadas de fibra nas paredes do molde de aço e que a pressão de cura total

deve ser somente aplicada após o tempo de gel da resina. Também deve ser estudado um melhor posicionamento dos injetores para favorecer o fluxo nessas regiões.

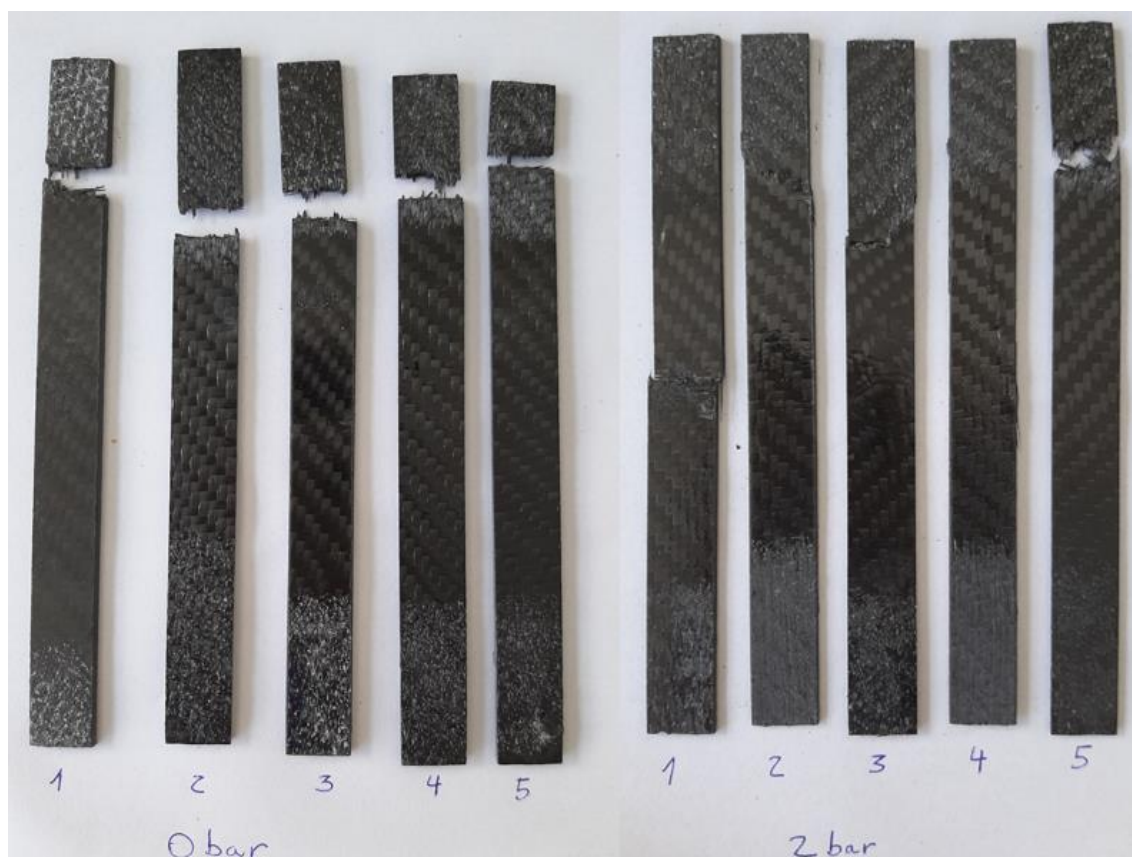
#### **5.4 Laminado plano e teste de compressibilidade das fibras**

Devido à grande dificuldade para desmoldar o laminado do molde de aço no processo em desenvolvimento o teste de compressibilidade das fibras foi feito por meio de laminação manual em placas planas (uma para cada pressão de cura) com oito camadas de fibra de carbono, que após a impregnação de resina, foram submetidas às pressões de cura investigadas (0; 2; 4 e 6bar) aplicadas com o auxílio de uma prensa hidráulica.

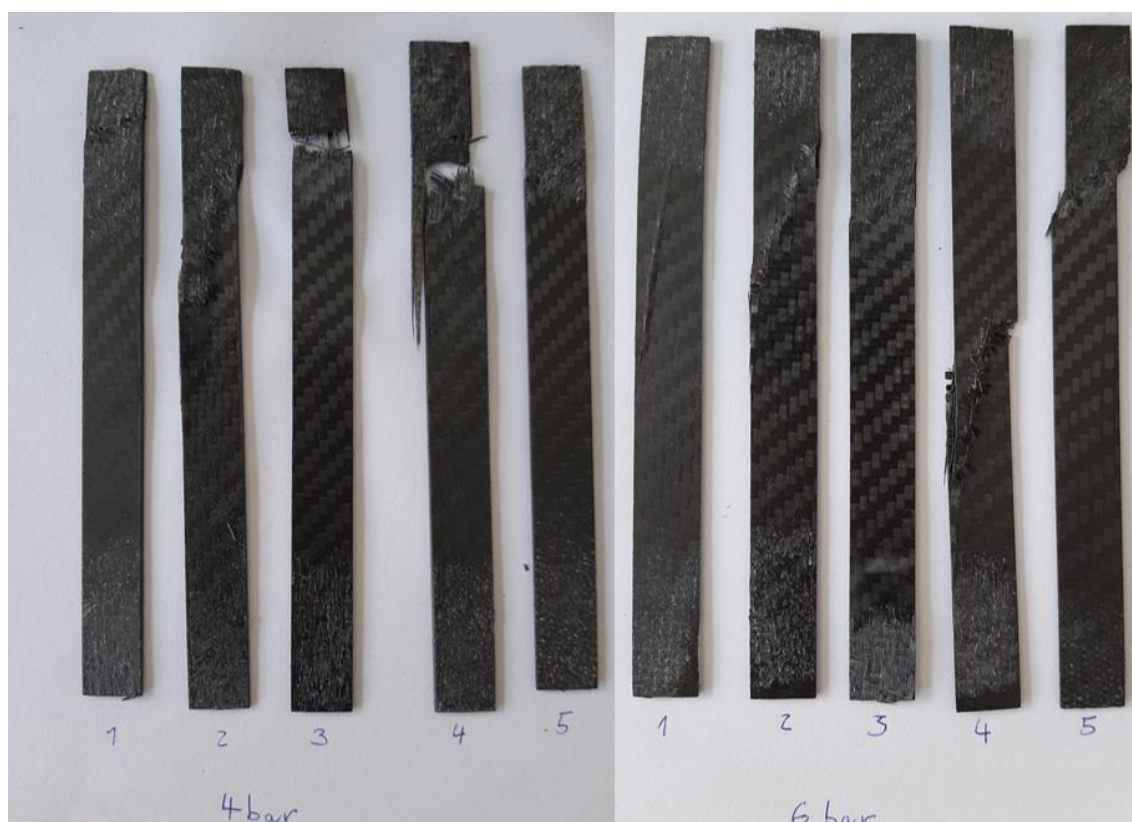


**Figura 29** – Placa plana da qual os CPs utilizados no teste de compressibilidade e ensaios de tração foram retirados.

Os cinco corpos de provas, com medidas 15x150mm, foram retirados de cada uma dessas placas por meio de corte a água como sugerido pela norma ASTM3039 para melhor precisão dimensional, acabamento e assim garantir a integridade dos CPs



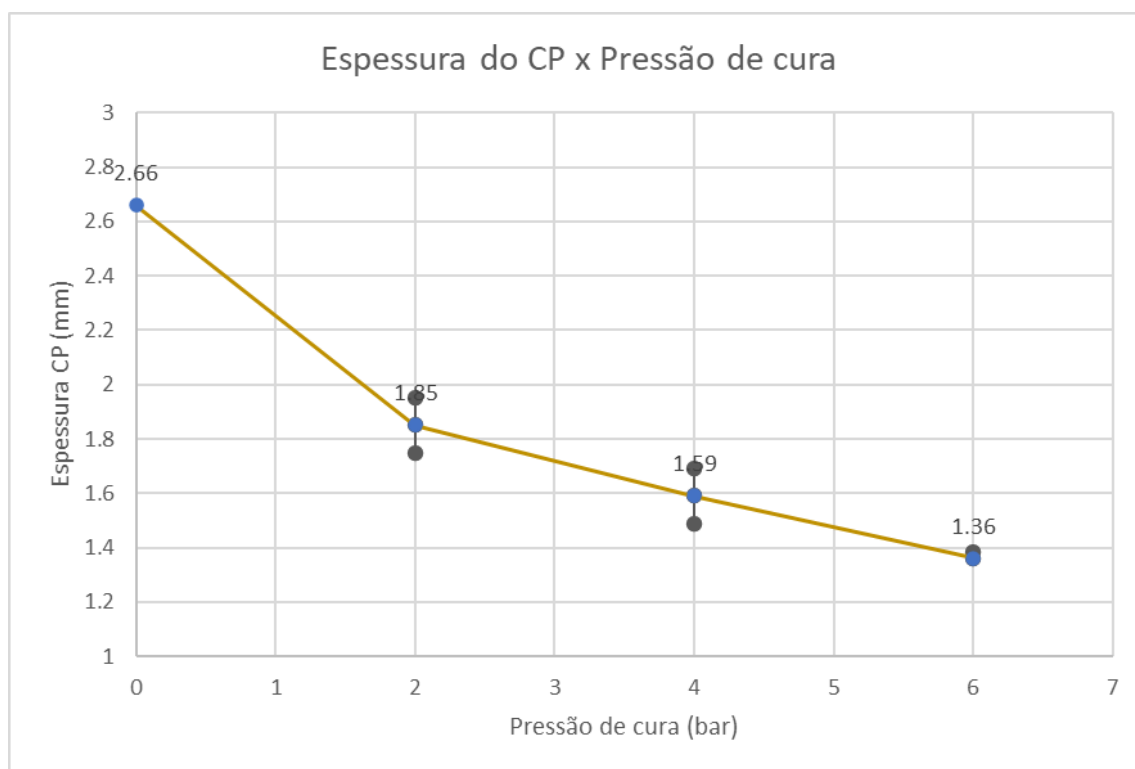
**Figura 30a** – Corpos de prova após ensaios destrutivos. 0 e 2bar de pressão de cura.



**Figura 30b** – Corpos de prova após ensaios destrutivos. 4 e 6bar de pressão de cura.

#### **5.4.1 Compressibilidade das camadas de fibras**

Os corpos de provas obtidos das placas planas manufaturadas via laminação manual tiveram sua espessura medida com um micrômetro para investigar a compactação das camadas de fibras, medidas foram tomadas ao longo de todo comprimento do CP para avaliar se não houve uma variação dimensional significativa em um mesmo corpo de prova. Para os CPs curados à pressão ambiente a espessura média foi de 2,66mm enquanto os CPs curados à 6bar a espessura média encontrada foi de 1,36mm (Figura 31), o que demonstra o quão laminado é sensível ao aumento da pressão de cura. Essa diminuição expressiva na espessura diminui consideravelmente a área sob tensão mecânica na secção transversal do CP e causa grande influência na tensão limite de resistência obtida.



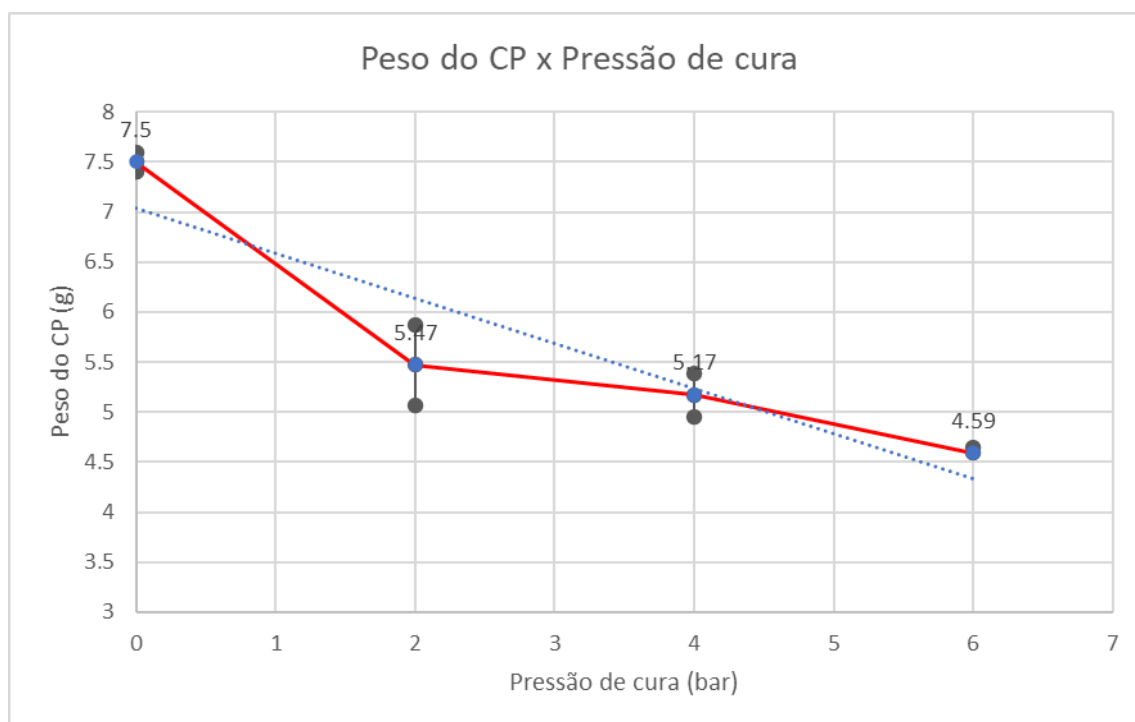
**Figura 31** – Diminuição da espessura dos CPs com o aumento da pressão de cura.

Foi possível verificar uma diminuição de 50% na espessura do laminado quando comparado os CPs com cura a 0bar com aqueles curados a 6bar, ambos com um desvio padrão mínimo entre as cinco amostras. Já os CPs curados a pressões inferiores apresentam um desvio padrão ligeiramente maior e demonstram um comportamento quase linear de compactação entre 2 e 6bar.

#### 5.4.2 Massa dos corpos de prova e razão fibra/resina

Antes da realização dos ensaios destrutivos, as massas dos corpos de prova foram medidas individualmente com uma balança de precisão para que a fração volumétrica de resina/fibra pudesse ser determinada. O gráfico da Figura 32 apresenta os valores médios de massa entre os CPs retirados de um mesmo laminado bem como o desvio padrão entre eles.

De 7,50g nos laminados 0bar para 4,59g nos laminados 6bar houve uma redução de 2,91g de resina em cada CP reduzindo sensivelmente a fração volumétrica da resina diante à fibra.



**Figura 32** – Diminuição da massa dos CPs com o aumento da pressão de cura.

A diminuição da espessura e da fração volumétrica de resina na medida que a pressão de cura aumenta corroboram com o resultado do aumento de performance da resistência mecânica. Porém, além disso, temos outros dois efeitos benéficos que devem ser discutidos.

O primeiro deles é a drástica redução do volume de resina necessário para laminação. Em processos de escala industrial a economia de resina é buscada para redução de custos, gasto de insumos e impacto nos recursos naturais. Nesses casos a redução da fração volumétrica de resina observada na Figura 32 acima traria grande impacto econômico.

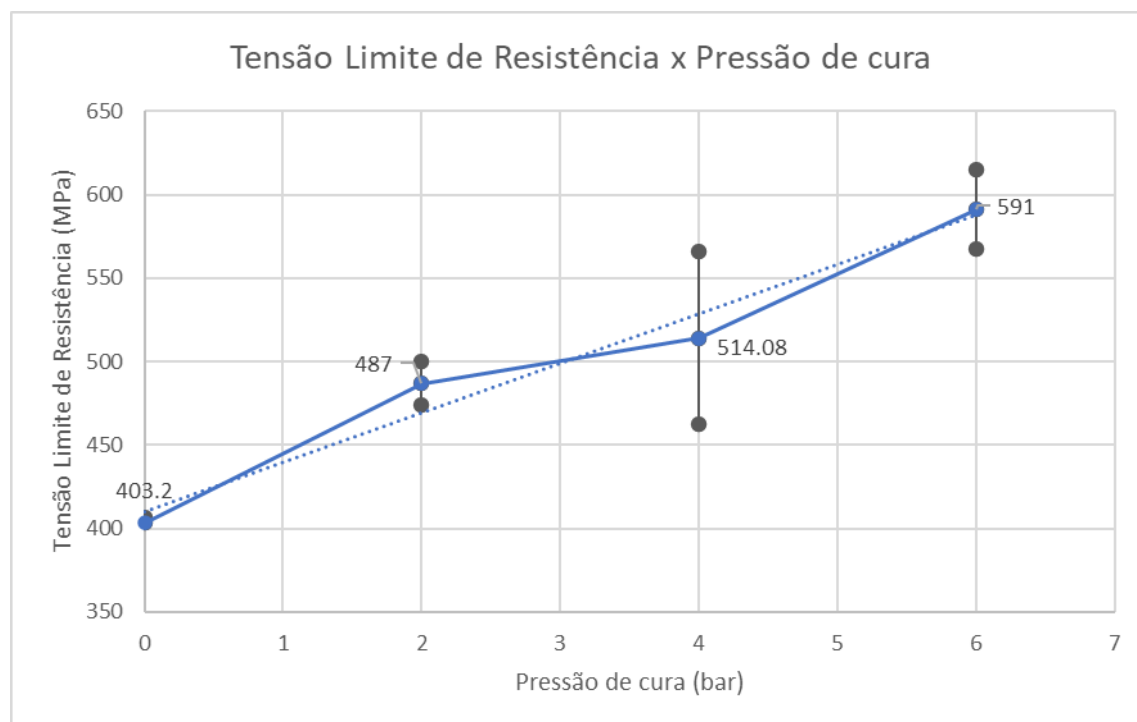
O segundo efeito da redução da massa do laminado é a melhora significativa na resistência específica do material (resistência mecânica / massa específica). Quando comparado o laminado a 0bar com o laminado a 6bar, a redução de 40% na massa do CP faz com que a resistência específica aumente consideravelmente mesmo que não houvesse ganho de performance na tensão limite de ruptura do material. Essa característica é extremamente importante especialmente para aplicações de alto desempenho que buscam

aplicar matérias leves e de alta resistência, como peças de aeronaves, equipamentos esportivos etc.

### 5.4.3 Resistencia mecânica à tração

Após a verificação dimensional e de fração de resina os corpos de prova mostrados nas Figuras 30a e 30b foram submetidos à ensaios destrutivos de tração realizados em uma máquina de ensaios universal disponível no departamento de Engenharia de Produção Civil nas dependências do campus II do CEFET-MG.

Conforme esperado, com a compactação das fibras e consequentemente a redução da área sob tensão, foi possível evidenciar que, a medida que as fibras se compactam com o aumento da pressão de cura, a tensão limite de ruptura dos CPs aumenta consideravelmente, saindo de valores próximos de 400MPa para cura à pressão ambiente e atingindo valores próximos de 600MPa para pressão de cura de 6bar, uma melhoria de 50% no desempenho de tensão limite de ruptura quando submetidos ao ensaio de tração (Figura 33).



**Figura 33** – ganho de tensão limite de resistência com o aumento da pressão.

Após a realização dos ensaios destrutivos foi calculada a média entre as tensões limite de resistência dos CPs retirados de um mesmo laminado para as quatro pressões de cura investigadas bem como o desvio padrão entre as amostras com a mesma característica (Tabela 2).

Para os corpos de prova curados a 4bar foi encontrado um valor de desvio padrão mais alto que para os demais. Isso se deve pela maior variação nas espessuras dos mesmos e aos diferentes modos de falhas observados nos CPs ensaiados (Figura 30b) quando dois dos cinco corpos de prova falharam com uma trinca diagonal enquanto os três restantes falharam por trincas transversais.

Todos os corpos de prova de baixas pressões (0 e 2 bar) falharam com o mesmo modo de falha que se apresentou como trincas transversais. Já os CPs curados a 6bar todos apresentaram o modo de falha com a trinca na diagonal devido à melhor compactação das fibras e consequentemente a melhor distribuição da carga entre as camadas do laminado.

| Pressão de cura (bar)      | 0     | 2    | 4      | 6    |
|----------------------------|-------|------|--------|------|
| Tensão ruptura média (MPa) | 403.2 | 487  | 514.08 | 591  |
| Desvio padrão              | 3.5   | 13.1 | 51.54  | 23.9 |

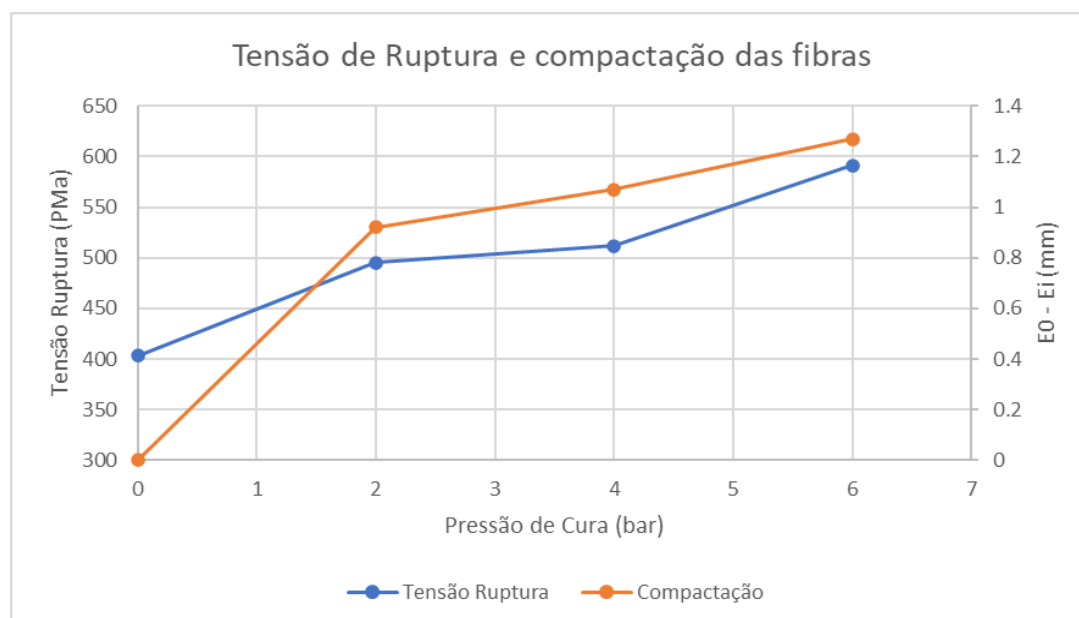
**Tabela 2** – Valores de tensão limite de resistência e desvio padrão entre amostras.

É interessante observar que a linha de tendência na melhora da performance dos CPs à tração não evidencia comportamento assintótico em 6 bar sugerindo que pudesse haver ainda uma margem para ganho de resistência mecânica para pressões de cura mais elevadas.

Estudos de Drakonakis *et al.*, 2013 não encontrou melhorias elevando a pressão de cura acima de 5bar para sua investigação em fibras pré impregnadas e que Grimsley, 2005 não encontrou diferença significativa na compactação das fibras quando comparados laminados de 10 camadas com laminados de 20 camadas.

O processo de cura a 6bar foi suficiente para compactar as fibras em até 1,25mm em comparação ao laminado curado a 0bar e que o laminado curado a 4bar compactou as fibras em 1,05mm (Figura 33). Como a fração de resina nos

CPs já é mínima não se espera que a compactação continue aumentando consideravelmente para pressões de cura acima de 6bar, ao passo que não se pode afirmar o mesmo para o aumento de resistência mecânica.



**Figura 33** – compactação das fibras dos CPs e aumento de resistência a tração.

A Figura 33 acima correlaciona o aumento de desempenho do material à medida que a pressão de cura é aumentada com compactação das fibras, evidência que contribui para afirmação da hipótese inicial dessa pesquisa de que a fibra de carbono, quando submetida à elevadas pressões durante a cura, atingem valores de limite de resistência superiores àquelas laminadas e curadas à pressão atmosférica ambiente pelo fato de reduzir a fração volumétrica de resina, compactação e melhor distribuição da carga entre as fibras além do sensível aumento da resistência específica do material.

Todas essas evidências encontradas sugerem que, após completamente validado, o processo investigado de laminação de peças ocas por insulflamento de ar no interior de um molde metálico tem grande potencial para substituir as fibras pré impregnadas nos processos de laminação de peças com geometrias complexas.

## 6 CONCLUSÕES

Durante o desenvolvimento do processo de laminação proposto foram encontrados inúmeros problemas desde a etapa anterior ao primeiro teste, o que evidenciou a grande dificuldade para desenvolver um método eficaz e assertivo para manufatura de peças ocas, moldadas por contramolde inflável e transferência de resina. Após a realização do primeiro teste (Secção 5.2) várias alterações foram feitas no design do molde e seus conectores bem como na forma com que as fibras são posicionadas no interior do molde metálico além das mudanças de parâmetros de processo como: vazão de resina, pressão interna e pressão de vácuo aplicadas.

Com o molde retrabalhado e pronto para segunda rodada de testes, a segunda tentativa de validação do processo foi iniciada e durante a cura a pressão interna se mostrou estável até que as tomadas de pressão fossem desconectadas, o que valida o material usado no contramolde inflável. Após a completa cura, foi observado a grande restrição à desmoldagem do laminado do interior do molde de aço, o que sugere que para continuidade das investigações um novo molde fêmea precisaria ser desenvolvido com seu flange posicionado de forma a bipartir o molde longitudinalmente e não transversalmente como foi feito nessa pesquisa. Dessa forma o desmolde e consequentemente o acabamento externo do laminado seriam sensivelmente melhores. Também foi observado que a impregnação de resina nas fibras se deu de forma incompleta (Figura 28) o que tornaria necessário um estudo mais profundo sobre o posicionamento e dimensionamento dos injetores de resina bem como um melhor entendimento do fluxo ao longo da peça para que toda extensão do produto laminado pudesse receber a correta impregnação de resina antes que a pressão de cura fosse aplicada. Sendo assim, não foi possível validar completamente o molde/processo durante essa pesquisa, apesar dos resultados se mostrarem promissores e indicarem que, após executadas as sugestões de melhoria nos injetores e investigações quanto ao escoamento de resina, uma terceira rodada de testes já seria suficiente para completa validação do molde/processo proposto como uma alternativa altamente viável às dispendiosas fibras de carbono pré impregnadas utilizadas

em situações nas quais a moldagem no interior de cavidades é difícil de ser realizada.

Diante da dificuldade em validar o processo a investigação da influência da pressão de cura na compactação das fibras, redução da fração volumétrica de resina e aumento de desempenho mecânico foi feita utilizando laminados em forma de placas planas pressionadas por meio de uma prensa hidráulica. Os resultados descritos na seção 5.4 retomam os objetivos iniciais nessa pesquisa e corroboram com a hipótese inicial de que haveria melhora no desempenho do material com o aumento da pressão de cura aplicada após o tempo de gel da resina. A compactação das camadas de fibras foi evidenciada pela medição da espessura e da massa dos corpos de prova enquanto o aumento da resistência mecânica foi verificado pelos ensaios destrutivos de tração. Esses dois efeitos contribuem enormemente para o aumento da resistência específica do produto laminado mesmo que a tendência de melhora possa se estender para além do limite de 6bar investigado.

O estudo de compressibilidade das fibras deve ser usado para escolha dos parâmetros de pressão utilizada para o processo de laminação de peças ocas por meio do contramolde inflável proposto por esse projeto de pesquisa.

Retomando os objetivos específicos:

- **Validar o material do contramolde inflável.** -> mangueira inflável validada, não houve ataque químico e sua integridade foi mantida após a segunda rodada de testes.
- **Projetar o molde bem como os injetores de resina.** -> o projeto foi executado, aprimorado, porém não foi completamente validado.
- **Laminar tubos delgados de seção quadrada.** -> Foram laminados em fibra de vidro, porém os CPs para ensaios de tração foram retirados das placas planas.
- **Retirar os corpos de prova padrão ASTM 3039 do produto laminado.**  
-> não foi possível retirar os CPs do laminado pelo processo proposto.

- **Avaliar compactação das fibras de laminados obtidos a diferentes pressões** -> concluído para pressões 0; 2; 4 e 6bar
- **Testar a resistência mecânica por meio de ensaios destrutivos.** -> Concluído. Resultados na Figura 33
- **Avaliar a influência da pressão na resistência mecânica.** -> Concluído. Resultados discutidos na secção 5.4.3

## 7 REFERÊNCIAS

Cândido, G. M., Almeida, S. F. M., & Rezende, M. C. (2005). Processamento de laminados de compósitos poliméricos avançados com bordas moldadas. *Polímeros*, 10(1), 31–41. <https://doi.org/10.1590/s0104-14282000000100007>

Chang, C. (2012). Experimental analysis of mold filling in vacuum assisted compression resin transfer molding. <https://doi.org/10.1177/0731684412440056>

Drakonakis, V. M., Seferis, J. C., & Doumanidis, C. C. (2013). Curing Pressure Influence of Out-of-Autoclave Processing on Structural Curing Pressure Influence of Out-of-Autoclave Processing on. (March). <https://doi.org/10.1155/2013/356824>

Liu, J.-Y., Chen, J., Liu, H.-S., Wang, D.-Z., & Ge, H.-Y. (2011). Preparation of vinyl ester resin sizing agent for carbon fiber by phase inversion emulsification. *Cailiao Gongcheng/Journal of Materials Engineering*, 20(8), 63–68.

NATÁLIA PAGNONCELLI LORANDI. (2016). ESTUDO DAS PROPRIEDADES DINÂMICO-MECÂNICAS E FLUÊNCIA DE COMPÓSITOS EPÓXI/TECIDO NÃO-DOBRÁVEL DE CARBONO PRODUZIDOS POR VARTM E RFI.

PARDINI, L. C.; NETO, F. L., *Compósitos Estruturais*; Edgar Blücher, Edgard Blucher, 309 f., 1 ed. 2006.

ROGÉRIO LAGO MAZUR. (2010). Obtenção E Caracterização De Compósitos De Fibras De Carbono/Pekk Com Aplicações Aeronáuticas. Retrieved from [https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/103754/mazur\\_rl\\_dr\\_guara.pdf?sequence](https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/103754/mazur_rl_dr_guara.pdf?sequence)

Tarsha-kurdi, K. E., & Olivier, P. (2002). Thermoviscoelastic analysis of residual curing stresses and the influence of autoclave pressure on these stresses in carbon / epoxy laminates. 62, 559–565.

Tehrani, M., Boroujeni, A. Y., Hartman, T. B., Haugh, T. P., Case, S. W., & Al-Haik, M. S. (2013). Mechanical characterization and impact damage assessment of a woven carbon fiber reinforced carbon nanotube-epoxy composite. *Composites Science and Technology*, 75, 42–48.  
<https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.12.005>

William D. Callister, J. (2007). *Materials Science and Engineering 7th Ed. : An Introduction*. In *Types and Applications of Ceramics* (Vol. 26).  
<https://doi.org/10.1007/BF01184995>

WILLIAM D. CALLISTER, J., & DAVID G. RETHWISCH. (2015). *Fundamentals Materials science and Engineering : An Integrated Approach*. In *Fundamentals of Materials Science and Engineering AN INTEGRATED APPROACH*. Retrieved from 9781119230403

Yamane, F. O. (2016). Fadiga de compósitos de fibra de carbono/epóxi obtidos pelo processo de moldagem por transferência de resina assistida a vácuo.