


unesp  **UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

MARCELO MAJEWSKI

**COMPÓSITOS PROCESSADOS VIA RTM EM MOLDE DE AÇO CARBONO E DE
LIGA DE ALUMÍNIO: EFEITO DA CONDUTIVIDADE TÉRMICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS E TÉRMICAS**

Guaratinguetá - SP
2017

MARCELO MAJEWSKI

**COMPÓSITOS PROCESSADOS VIA RTM EM MOLDE DE AÇO CARBONO E DE
LIGA DE ALUMÍNIO: EFEITO DA CONDUTIVIDADE TÉRMICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS E TÉRMICAS**

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

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Maria Odila Hilário Cioffi
Coorientador: Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino

Guaratinguetá - SP

2017

M23
3c

Majewski, Marcelo
Compósitos processados via rtm em molde de aço carbono e de liga de alumínio : efeito da condutividade térmica nas propriedades mecânicas e térmicas / Marcelo Majewski – Guaratinguetá, 2017.
78 f : il.
Bibliografia: f. 68-72

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2017.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi
Coorientador: Prof. Dr. Marcos Yutaka Shiino

1. Materiais compostos. 2. Fibras de carbono.
3. Propriedades térmicas. I. Título

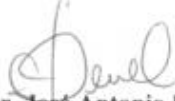
CDU 620.168(043)

MARCELO MAJEWSKI

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr.ª MARIA ODILA HILÁRIO CIOFFI
UNESP/FEG


Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
UNESP/FEG


Prof. Dr.ª RITA DE CASSIA MENDONÇA SALES CONTINI
FATEC Prof. Jessen Vidal

Fevereiro de 2017

DADOS CURRICULARES

MARCELO MAJEWSKI

NASCIMENTO	23.05.1986 – TAUBATÉ / SP
FILIAÇÃO	Stefan Majewski Marta Nicolini Falcão do Monte
2008/2012	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2012/2013	Curso de Pós-Graduação em Engenharia da Qualidade Integrada, nível de Especialização, na Faculdade Anhanguera do Campus de São José dos Campos.

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade

- UNESP/FEG - Universidade Estadual Paulista, Júlio de Mesquita Filho, Campus de Guaratinguetá.
- ITA - Instituto Tecnológico de Aeronautica, São José dos Campos - SP

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus pela nossas vidas, saúde, inteligência e por Ele, assim, permitir esta jornada de algo tão gratificante.

Em especial, aos meus queridos Orientadores deste trabalho, Maria Odila Hilário Cioffi e Marcos Yutaka Shiino, pela oportunidade, confiança, ajuda e amizade. Sem a condução deles o estudo aqui presente não seria possível.

A minha mãe, Marta Nicolini Falcão do Monte, pela ajuda, confiança, compreensão, amor e, em especial, por todo caminho percorrido, ensinando-nos a persistir em nossos objetivos e ajudando a alcançá-los. Ela que foi à base de tudo, apoiando-nos nos momentos difíceis.

Ao meu irmão querido, Ryszard Majewski Neto, que mesmo distante está presente em todos os momentos.

A grande mulher Francisca Thamirys de Oliveira Maciel pelo amor, amizade, parceria, carinho, ajuda e a compreensão de todos os momentos desta jornada.

Ao meu querido Mestre de Wushu George Kumakura, e a toda equipe Kumakura Team, pela cumplicidade, parceria e amizade.

A todos os professores e técnicos da FEG pelo conhecimento, carinho, dedicação e entusiasmo mostrado ao longo do curso.

E por fim, a todos aqueles que não foram mencionados aqui, mas que fizeram e fazem parte do nosso sucesso pela conclusão desta etapa de nossas vidas.

“...o faixa preta é o faixa branca que nunca desistiu.”

Da arte marcial.

RESUMO

O aumento do uso de compósitos estruturais tem levado a uma preocupação constante com a confiabilidade destes materiais. Em particular, o processo de cura das resinas na fabricação é citado como um dos problemas mais significativos no processamento de compósitos estruturais. Assim, para que essa classe de materiais possa ser economicamente viável e atender às exigências dos padrões de qualidade do setor aeronáutico, tecnologias de processamento automatizado e novas formas de matéria-prima estão sendo desenvolvidas e implantadas na fabricação. Desta forma, o objetivo da presente pesquisa foi estudar a influência das propriedades térmicas dos materiais de moldes, utilizados no processamento de compósitos via *RTM*, nas propriedades finais dos laminados. Foram processadas três placas de compósitos com reforço não dobrável (*NCF-non-crimp fabric*) biaxial [+45°/-45°] via *RTM*: em molde de aço 1020, laminado 1; e em liga de alumínio 5052-F, laminados 2 e 3. Para verificar a influência dos materiais dos moldes nas propriedades finais, foram analisadas a tenacidade à fratura interlaminar em modo I e investigação das superfícies de fratura pelo Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). O comportamento térmico estudado via análise térmica dinâmico-mecânica (DMA), que avaliou as diferenças no grau de cura dos laminados 1, 2 e 3 com a análise da T_g . Nos processamentos, evidenciou-se que o molde de alumínio apresentou maior controle e estabilidade térmica, enquanto que o molde de aço apresentou maior estabilidade dimensional. Pelo modo I, observou-se maior energia de iniciação de trinca (G_{Ic}) para o laminado 1 em relação aos laminados 2 e 3. Nas imagens de fratura no MEV constatou-se a influência da fração volumétrica de fibras e a quantidade de *fiber bridging*. No laminado 1, observou-se mechas de fibra sobre a costura e fibras rompidas originadas do *fiber bridging*, que foram responsáveis pela energia adicional exigida na propagação da trinca (G_I). No laminado 2 observou-se acúmulo de resina e menor quantidade de *fiber bridging*, conseqüentemente, valores intermediários de G_I , já no laminado 3 notou-se a ausência de *fiber bridging*, o que proporcionou a propagação da trinca no domínio da matriz, apresentando o menor valor G_I entre os laminados. Nos dois últimos laminados a diminuição de G_{Ic} foi atribuída ao grau de cura da resina. Na qual observou-se as transições vítreas (T_g) próximas entre os laminados 1 e 3, e para o laminado 2 a T_g foi inferior, o que demonstrou efetiva correlação entre as características térmicas dos moldes com as propriedades físicas e mecânicas finais dos laminados compósitos obtidos via *RTM*.

PALAVRAS-CHAVE: Processamento *RTM*. Fibra de carbono. Tenacidade à fratura. DMA.

ABSTRACT

The increase use of structural composites has led to a constant concern on the reliability of these materials. In particular, curing process of resins during manufacturing are cited as one of the most significant problems in the structural composites. Therefore, in order to this class of materials can be economically viable and meet the requirements of quality in the aeronautic industry standards, automated processing technologies and new materials have been developed and implemented in manufacturing sector. Thus, this research aimed to investigate the influence of thermal properties of the mold, which was used in the processing of composites via *RTM*, on the final properties of the laminates. Three composite plates comprised with *NCF* (non-crimp fabric) reinforcement, which has biaxial [+45°/-45°] configuration, and epoxy matrix. Two molds were employed for this investigation: steel 1020, for laminate 1, and aluminum alloy 5052-F, for laminates 2 and 3, all laminates with the same fiber stacking sequence. The influence of the materials of the molds in the final properties were verified with interlaminar fracture toughness in mode I (G_{Ic}), and their images of the fractured surfaces investigated by Scanning Electron Microscope (SEM). The thermal analysis conducted with Dynamic Mechanical Thermal Analysis (DMA), which evaluated the differences in the degree of cure of laminate 1, 2 and 3 by vitreous temperature transitions (T_g). It was evidenced that the aluminium mold showed better thermal conductivity and temperature stability, while the steel mold showed higher dimensional stability. Mode I showed higher energy crack initiation (G_{Ic}) for laminate 1 than for laminates 2 and 3. In the SEM images, it was verified a change in fiber volume fraction and the amount of fiber bridging. Laminate 1 showed fiber tows on the stitch regions and ruptured fibers originated from the fiber bridging, which were responsible for the additional energy of propagation (G_I). Laminate 2 showed resin accumulation and less loose fibers, and consequently, intermediate values of G_I , Laminate 3 no fiber bridging occurred, which showed the propagation of the crack in the matrix domain, presenting the lowest G_I value between the laminates. In laminates 2 and 3, the decrease in G_{Ic} can be attributed to the degree of cure, in which correlated to the glass transitions (T_g) results. Overall, the tests demonstrated a good correlation between the thermal characteristics of the molds with the final physical and mechanical properties of the laminates obtained via *RTM*.

KEYWORDS: *RTM* processing. Carbon fiber. Fracture Toughness. DMA

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.2.1 – Sistema <i>RTM</i>	16
Figura 2.5.1 – Corpo de prova <i>DCB</i>	25
Figura 3.2.1 – Configuração de montagem dos moldes e posicionamento do filme.	31
Figura 3.2.2 – Fibra de carbono empilhada.	31
Figura 3.2.3 – Injeção completa: saída homogênea da resina.	33
Figura 3.4.1 – Corpo de prova <i>DCB</i> com blocos de fixação.	34
Figura 3.4.2 – Dispositivo de ensaio modo I.	35
Figura 4.1.1 – Curva DSC de cura da resina.	37
Figura 4.1.2 – Curva de viscosidade pelo tempo.	38
Figura 4.1.3 – Curva de aquecimento do molde de aço 1020: a) Resistência superior; e b) Resistência inferior.	40
Figura 4.1.4 – Curva de aquecimento do molde de alumínio 5052-F: a) Resistência superior; e b) Resistência inferior.	41
Figura 4.2.1 – Imagem do Laminado 1.	42
Figura 4.2.2 – Vazamento de resina no molde de alumínio.	43
Figura 4.2.3 – Imagem do Laminado 2.	44
Figura 4.2.4 – Imagem Laminado 3.	45
Figura 4.4.1 – Flexibilidade dos <i>DCB</i> em função de δ_{Ic} e P_{Ic} , as setas ao lado de cada parâmetro indicam aumento ou diminuição.	50
Figura 4.4.2 – Relação da quantidade de <i>fiber bridging</i> entre os laminados 1, 2 e 3 dos seguintes <i>DCB</i> 's: a) <i>DCB</i> 1.5; b) <i>DCB</i> 2.11; e c) <i>DCB</i> 3.10.	52
Figura 4.4.3 – Gráfico de G_I x a	52
Figura 4.4.4 – Gráfico de G_{Ic} x NL/VIS.	53
Figura 4.5.1 – Superfície de fratura em modo I do <i>DCB</i> 1.5 com o comprimento de trinca a de 60 mm com as seguintes ampliações: a) 10X; b) 30X; e c) 500X.	55
Figura 4.5.2 – Superfície de fratura em modo I do <i>DCB</i> 1.5 com o comprimento de trinca a de 80 mm com as seguintes ampliações: a) 30X; e b) 500X.	56

Figura 4.5.3 – Superfície de fratura em modo I do <i>DCB</i> 2.11 com as seguintes ampliações: a) 10X a 60 mm; b) 30X a 60 mm; c) 30X a 80 mm: e d) 500X a 80 mm.	57
Figura 4.5.4 – Superfície de fratura em modo I do <i>DCB</i> 3.10 com as seguintes ampliações: a) 10X a 57 mm; b) 30X a 57 mm; c) 30X a 80 mm: e d) 500X a 80 mm.	59
Figura 4.5.1 – Curva do DMA do Laminado 1.	60
Figura 4.5.2 – Curva do DMA do Laminado 2.	61
Figura 4.5.3 – Curva do DMA do Laminado 3.	61
Figura 4.5.4 – Variação da T_g pelos materiais dos moldes.....	62
Figura 4.6.1 – Gráfico de α x T_g	64
Figura 4.6.2 – Variação da tenacidade a fratura dos laminados.	65

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparativo das propriedades físicas dos materiais utilizados na fabricação dos moldes.....	21
Tabela 2 – Comparativo das propriedades físicas do aço 1020 e da liga de alumínio 5052-F.....	23
Tabela 3 – Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas do alumínio 5052-O.....	24
Tabela 4 – Parâmetros de injeção da resina.....	32
Tabela 5 – G_{Ic} pelo método VIS.....	48
Tabela 6 – Médias de G_{Ic} pelo método VIS.....	48
Tabela 7 – G_{Ic} pelo método NL.....	49
Tabela 8 – Média de G_{Ic} pelo método NL.....	49
Tabela 9 – T_g por E' , E'' e $\tan \delta$ dos Laminados 1, 2 e 3.....	63
Tabela 10 – Tabela de G_{Ic} pelas T_g 's a 1 Hz.....	64

LISTA DE SÍMBOLOS

Δa	-	Varição da trinca
ΔH	-	Varição de calor
$^{\circ}C$	-	Graus Celsius
A	-	Fator exponencial
a	-	Tamanho de trinca
a_o	-	Tamanho de trinca inicial
b	-	Largura
C	-	Conformidade
cc	-	Cilindrada cubica
E'	-	Módulo elástico
E''	-	Módulo de dissipação viscosa
E_a	-	Energia de ativação
$F(\alpha)$	-	Taxa de conversão (reação de polimerização)
Fe	-	Ferro
G	-	Energia
G_I	-	Energia de propagação
G_{Ic}	-	Energia crítica de propagação
h	-	Espessura
HB	-	Brinell
Hz	-	Hertz
J	-	Joule
k	-	Permeabilidade
K	-	Kelvin
$k(t)$	-	Constante da velocidade (reação de polimerização)
L	-	Comprimento
min	-	Minutos
Ni	-	Níquel
P	-	Força
Pa	-	Pascal

P_{Ic}	-	Força crítica
$P_{máx}$	-	Força máxima
R	-	Constante dos Gases
T	-	Temperatura
$\tan\delta$	-	Amortecimento interno
T_g	-	Transição vítrea
U	-	Energia elástica
W	-	Watts
α	-	Reação de polimerização
δ	-	Deslocamento
δ_{Ic}	-	Deslocamento crítico
Ω	-	Ohm
η	-	Viscosidade
v_f	-	Fração volumétrica de fibra
n	-	Número de empilhamento
A_w	-	Gramatura do tecido
ρ_f	-	Massa específica da fibra de carbono
t	-	Espessura dos laminados

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- RTM* - *Resin transfer molding*
- ASTM* - *American Society of Testing Materials*
- CV* - Coeficiente de variação
- DMA* - Análise Dinâmico-Mecânico
- DMT* - Departamento de Materiais e Tecnologia
- DSC* - Calorimetria Exploratória Diferencial
- FEG* - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
- GFMA* - Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos
- MBT* - *Modified Beam Theory*
- NCF* - *Non-crimp fabric*
- NL* - Não linearidade
- PTFE* - Politetrafluoretileno
- VIS* - Visual
- MEV* - Microscopia Eletrônica de Varredura

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	13
1.2 MOTIVAÇÃO	13
1.3 OBJETIVOS E VISÃO GERAL DO TRABALHO	14
2 REVISÃO DA LITERATURA	16
2.2 PROCESSO <i>RTM</i>	16
2.3 CINÉTICA QUÍMICA DA MATRIZ	18
2.4 PROPRIEDADES DOS MATERIAIS PARA CONSTRUÇÃO DOS MOLDES	20
2.5 AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	24
2.5.1 Tenacidade à fratura no modo I (<i>DCB</i>)	24
2.5.2 Análise Dinâmico-Mecânica (<i>DMA</i>)	26
3 MATERIAIS E MÉTODOS	29
3.1 MATERIAIS	29
3.2 MÉTODOS	29
3.2.1 Análise do ciclo de injeção e ciclo de cura	29
3.2.2 Processamento <i>RTM</i>	30
3.3 INSPEÇÃO POR ULTRASSOM	33
3.4 TENACIDADE À FRATURA – MODO I	33
3.7 ANÁLISE DA FRATURA	36
3.8 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (<i>DMA</i>)	36
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	37
4.1 PRÉ - PROCESSAMENTO	37
4.2 PROCESSAMENTO	41
4.3 ANÁLISES DOS LAMINADOS VIA ULTRASSOM	45
4.4 AVALIAÇÃO DA ENERGIA DE PROPAGAÇÃO (<i>G_{IC}</i>)	47
4.5 ANÁLISE DE FRATURA	53
4.5 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (<i>DMA</i>)	60
4.6 RELAÇÃO ENTRE <i>G_{IC}</i> E <i>T_g</i>	63
5 CONCLUSÕES	66
5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	67

REFERÊNCIAS 68

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Nos últimos anos é crescente o interesse demonstrado pela indústria aeronáutica no uso de compósitos estruturais (HAN et al., 2015; NAIK; SIRISHA; INANI, 2014). Este fato ocorre devido às boas propriedades específicas, como resistência mecânica e rigidez combinadas à baixa massa específica, essenciais para atender as especificações dos projetos e para reduzir o custo operacional (FRANCO et al., 2009; NAIK; SIRISHA; INANI, 2014).

Uma das maiores vantagens dos compósitos é a possibilidade de combinar propriedades de dois ou mais materiais, produzindo materiais de características únicas, as quais não podem ser encontradas em ligas metálicas, materiais cerâmicos ou poliméricos. Para que essa classe de materiais possa ser economicamente viável, tecnologias de processamento, como a moldagem por transferência de resina (*RTM – resin transfer molding*), estão sendo aprimoradas e implantadas na indústria, com isso novas formas de matéria-prima estão sendo desenvolvidas em busca de alternativas para projetos de compósitos estruturais (CÂNDIDO; REZENDE, 2014; FERRARI et al., 2012).

1.2 MOTIVAÇÃO

Para obtenção dos compósitos poliméricos estruturais, o processo *RTM* tem despertado interesse da indústria aeronáutica, por produzir componentes de alta qualidade, com curto ciclo de fabricação, apresentando repetibilidade, possibilidade de automação e baixa toxicidade do ambiente de trabalho, motivando assim o seu desenvolvimento (NETO; PARDINI, 2006).

Para que o processo de fabricação seja economicamente viável, é necessário manter o equilíbrio entre a eficácia do método de fabricação com a redução dos custos e o elevado padrão de qualidade do produto. Com esses objetivos, maior atenção deve ser dada aos métodos de fabricação, à escolha de matéria-prima adequada e aos procedimentos de manipulação dos materiais, pois estes critérios garantem os padrões de qualidade exigidos pelos setores aeronáuticos (COSTA; REZENDE; BOTELHO, 2005).

Desta forma, torna-se necessária a busca por alternativas nos materiais dos moldes

utilizados no processamento via *RTM*, visando a redução nos custos de fabricação dos moldes e também com eficiência energética durante o processamento, considerando otimização no tempo de aquecimento, no ciclo de cura da resina e, conseqüentemente, reduzindo o ciclo de fabricação. Os materiais utilizados nos moldes apresentam diferentes propriedades, como dureza, condutividade térmica e expansão térmica. Tais propriedades podem estar associadas às tensões residuais térmicas, introduzidas durante o processamento e principalmente no ciclo de cura da resina.

O grau de cura da resina e as tensões residuais térmicas dos compósitos podem mudar as propriedades de rigidez, resistência mecânica, reduzir a tenacidade à fratura e a resistência à fadiga. Podem ainda ocasionar falhas prematuras, micro trincas na matriz e delaminação. Portanto, é importante que essas características sejam controladas e levadas em conta nos projetos estruturais de materiais compósitos (PARLEVLIET; BERSEE; BEUKERS, 2007).

1.3 OBJETIVOS E VISÃO GERAL DO TRABALHO

Este estudo teve como objetivo contribuir com o desenvolvimento tecnológico e fomentar alternativas para o processamento de compósitos via *RTM*, relacionando as propriedades dos moldes, durante o processamento, com o ciclo de cura e com as propriedades dos compósitos obtidos.

Desta forma, foram processadas placas de compósitos via *RTM*, com reforço *NCF* biaxial de fibra de carbono e resina epóxi, em um molde de aço 1020 e outro de liga de alumínio 5052-F com as mesmas configurações e geometria, os quais foram submetidos a inspeção por microscopia de inspeção acústica por ultrassom, para verificar a impregnação da resina nas fibras pelo mapa *C-scan*.

As placas de compósitos foram caracterizadas ensaio não destrutivo (*C-scan*), ensaio de tenacidade à fratura interlaminar em modo I e avaliadas pela técnica de termoanálise, denominada análise dinâmico-mecânica (*DMA – dynamic mechanical analysis*).

A caracterização de tenacidade à fratura interlaminar em modo I, utilizando corpo de prova com geometria *DCB* (do inglês *double cantilever beam*), teve como objetivo examinar o comportamento à delaminação, a qual foi relacionada com a superfície de fratura pelas imagens obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

A análise por DMA teve o objetivo de avaliar o grau de cura das resinas por meio da temperatura de transição vítrea (T_g) de cada laminado, e comparar os resultados dos laminados obtidos pelos moldes de propriedades distintas.

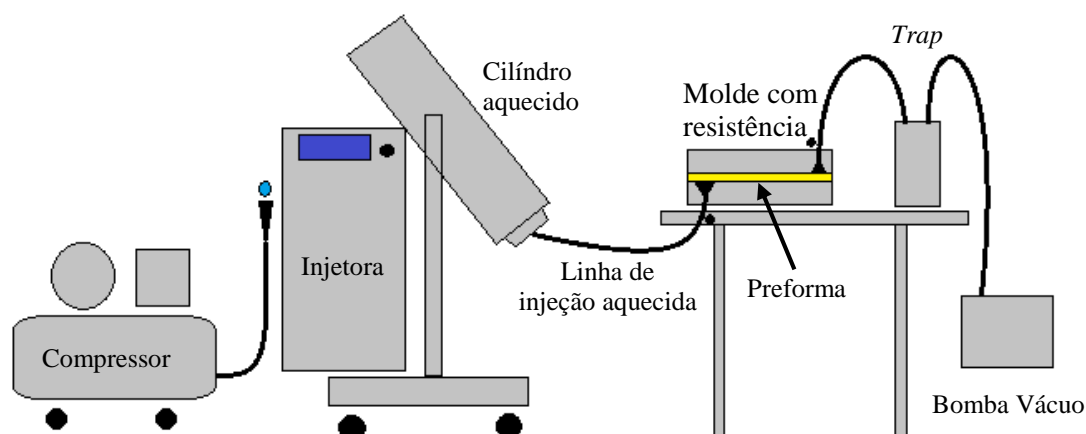
Com os dados coletados, foram investigadas as relações das características térmicas dos materiais utilizados na fabricação dos moldes com as propriedades dos compósitos obtidos em cada processamento. Dessa forma, pode-se oferecer alternativas para os processos via *RTM* e, conseqüentemente, auxiliar o setor produtivo na escolha do conjunto mais apropriado para a determinada aplicação, considerando a relação custo-benefício.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.2 PROCESSO RTM

O processo *RTM* (*Resin Transfer Molding*) ou modelagem por transferência de resina consiste em um sistema de injeção de molde fechado sem a necessidade de utilizar *prepregs* (AMORIM JÚNIOR et al., 2006). Antes da injeção da resina, as camadas de reforço fibroso seco, denominada *preforma*, são empilhadas na cavidade do molde e, posteriormente, aplicado vácuo para remover o ar e os eventuais gases gerados durante o processamento. A resina termorrígida, geralmente epóxi de baixa viscosidade, é injetada sobre pressão controlada até a impregnação completa da *preforma*. A Figura 2.2.1 representa o esquema de montagem do processo e seus principais componentes. Após a injeção completa, aplica-se o ciclo de cura no próprio molde, o sistema é resfriado e a peça pode ser desmoldada (AMORIM JÚNIOR et al., 2006; NAIK; SIRISHA; INANI, 2014).

Figura 2.2.1 – Sistema *RTM*.



Fonte: (do autor)

- Compressor: Utilizado para gerar e armazenar ar comprimido para a movimentação do pistão contido no cilindro de injeção;
- Injetora: Controladora do cilindro de injeção, das resistências do cilindro e linha de injeção aquecida e interface com o *software* de armazenamento de dados;
- Cilindro aquecido: Armazenamento da resina para a injeção pelo pistão pneumático;

- Linha de injeção aquecida: A linha de injeção aquecida pode controlar a temperatura de injeção e conduzir a resina na temperatura desejada;
- Molde com resistência: Molde com a cavidade para o armazenamento da preforma na geometria da peça desejada, e com aquecimento pelas resistências acopladas no interior do molde, para o controle da temperatura no processo de injeção e ciclo de cura;
- *Trap*: Acoplado entre a saída da resina do molde e a bomba de vácuo, para armazenar o excesso de resina injetada e evitar que danifique a bomba de vácuo;
- Bomba de vácuo: Geradora de vácuo em todo o sistema, para evitar que os gases voláteis interfira na qualidade do compósito e para auxiliar na frente de injeção da resina na impregnação da fibra.

Este processo produz componentes de alta qualidade, com curto ciclo de fabricação, apresentando repetibilidade, possibilidade de automação e baixa toxicidade do ambiente de trabalho, mostrando eficiência energética quando comparado com processos similares (NETO; PARDINI, 2006).

Uma das dificuldades associadas ao *RTM* está relacionada ao ciclo de injeção da resina. Com a finalidade de se produzir um compósito aceitável, a preforma deve ser totalmente impregnada com a resina, que, por sua vez, depende das propriedades reológicas da resina, do projeto do molde e dos parâmetros de processamento (ISOLDI et al., 2012).

Uma ferramenta economicamente viável na concepção dos moldes são as simulações numéricas de fluxo de resina em meio poroso, que são realizadas antes da construção dos moldes. Com isso os pontos de injeção e saída são previamente definidos e evita-se a necessidade de retrabalho no molde, e minimiza-se o risco de produzir peças defeituosas. A abordagem mais utilizada para descrever o fluxo de resina em molde fechado em um meio poroso pode ser realizada com a Lei de Darcy, Equação (1.1), que associa o tempo (t) de preenchimento do fluido com a distância (l) de escoamento e pela diferença de pressão (p) no interior do meio poroso. A Lei de Darcy depende ainda da viscosidade da resina (η) e a permeabilidade da preforma (K). A equação é limitada quanto as propriedades dos materiais utilizados nas fabricações dos moldes, locais de encontro da preforma com o molde, e ao ciclo de cura após o processo de injeção da resina (ISOLDI et al., 2012).

$$t = \frac{\eta l}{2Kp} \quad (1.1)$$

Outro estágio crítico na produção de compósitos via *RTM* é o ciclo de cura. Diversas complicações podem ocorrer se esta etapa não proceder adequadamente, considerando-se fatores como geometria do molde e propriedades dos constituintes do compósito. Este último, geralmente, depende dos parâmetros de processamento (temperatura e tempo) que são baseados na recomendação do fabricante, o qual toma como referência a resina não reforçada (GORAVAYA; KOROTKOV, 1996). O aquecimento inadequado do molde ou variações na espessura ao longo do laminado, conduzem a gradientes de temperatura e em consequência disso, variações na energia necessária para a cura do laminado. Estes fatores podem introduzir tensões residuais térmicas, as quais estão associadas as diferenças do coeficiente de expansão térmica e módulo de Young dos constituintes: matriz e reforço. Além disso, podem produzir distorções indesejadas nos laminados quando desmoldados, como empenamento e *spring-back* (FLETCHER; OAKESHOTT, 1994; ADVANI, 1994; SHOKRIEH; DANESHVAR; AKBARI, 2014; VINSON; SIERAKOWSKI; BERT, 1987).

As tensões residuais térmicas também podem degradar significativamente a resistência dos materiais compósitos estruturais, resultando em micro trincas na matriz e delaminações e pode também reduzir a tenacidade à fratura e a resistência à fadiga, causando falhas prematuras (KIM et al., 2012; ADVANI, 1994).

2.3 CINÉTICA QUÍMICA DA MATRIZ

Para o processamento *RTM* de compósitos estruturais são utilizadas resinas termorrígidas como matriz, geralmente as epóxi, devido a sua elevada estabilidade térmica e forte adesão com as fibras de carbono, o que pode elevar as propriedades mecânicas dos materiais compósitos (OKABE et al., 2016).

Outro aspecto que determina as propriedades destes materiais quando consolidado são os mecanismos de reticulação das cadeias poliméricas, principalmente da resina epóxi, que apresenta a reação da reticulação regulado pela cinética química, a qual proporciona as mudanças das propriedades físicas finais do polímero. Tais mecanismos ocorrem no processo de cura das resinas,

em que a taxa de reação é controlada pela atividade dos grupos funcionais. Na cura, com o aumento da reticulação, ocorre o aumento do peso molecular e, conseqüentemente, as cadeias perdem a fluidez, aumentando sua viscosidade (COSTA; REZENDE; BOTELHO, 2005; COSTA; REZENDE; PARDINI, 1999; PAIVA et al., 2006).

O método de Friedman é usado para determinar um modelo cinético do processo de cura, o qual relaciona a taxa de reação em função do tempo ($d\alpha/dt$) com a constante de velocidade $k(T)$, que depende da temperatura, e da extensão da fração da taxa de conversão $F(\alpha)$, que está relacionada com o mecanismo de reação, como mostra a Equação 2.3.1 (KASEMSIRI; NERAMITTAGAPONG; CHINDAPRASIRT, 2015):

$$\frac{d\alpha}{dt} = k(T)F(\alpha) \quad (2.3.1)$$

Em que $k(T)$ normalmente é avaliada pela equação de Arrhenius, Equação 2.3.2.

$$k(T) = Ae^{\left(\frac{-E_a}{RT}\right)} \quad (2.3.2)$$

Sendo A o fator pré-exponencial, E_a é a energia de ativação de cura, R a constante universal dos gases e T a temperatura absoluta.

Das Equações 2.3.1 e 2.3.2 tem-se a Equação 2.3.3.

$$\ln\left(\frac{d\alpha}{dt}\right) = \ln[AF(\alpha)] - \frac{E_a}{RT} \quad (2.3.3)$$

Onde E_a é calculada por regressão linear com o gráfico de $\ln(d\alpha/dt)$ por $1/T$. Assim, a taxa $d\alpha/dt$, em cada temperatura pode ser determinada a partir da Equação 2.3.4

$$\frac{d\alpha}{dt} = \frac{dH/dt}{\Delta H} \quad (2.3.4)$$

Na qual dH/dt é o calor parcial de reação pelo tempo.

De acordo com a Equação 2.3.4, os valores de ΔH tendem a diminuir com o aumento da taxa de aquecimento. E E_a é influenciado pelo aumento da cadeia polimérica e pela temperatura, quando aumenta α , aumenta E_a , o que pode ser compensado com o aumento da temperatura (KASEMSIRI; NERAMITTAGAPONG; CHINDAPRASIRT, 2015).

O processo de cura da resina, além de ser uma das principais etapas, também é uma das mais complexas do processo de fabricação, pois é nesta etapa que ocorre a reticulação, o que define as propriedades da resina curada (KASEMSIRI; NERAMITTAGAPONG; CHINDAPRASIRT, 2015; OKABE et al., 2016). A alta densidade de reticulação conduz a um curto comprimento entre os pontos de ligações cruzadas, o que torna o material frágil, quando submetida a deformação. Já com a baixa densidade de reticulação, tem-se um material com ganho moderado na tenacidade. No entanto, esta melhoria moderada na tenacidade pode diminuir significativamente outras propriedades, tais como resistência a tração e resistência à flexão (TIAN; NING; KONG, 2016).

2.4 PROPRIEDADES DOS MATERIAIS PARA CONSTRUÇÃO DOS MOLDES

A seleção do material para a fabricação dos moldes depende das características finais da peça a ser produzida, como dimensão, acabamento, geometria e quantidade de peças a serem produzidas, aliado aos custos de fabricação (FOURNIER, [s.d.]; GEIER, 1994).

No processo *RTM*, o molde deve apresentar resistência ao desgaste, resistência à oxidação, e estabilidade dimensional nas etapas de processamento. Por exemplo, as propriedades a serem consideradas são alto módulo de elasticidade, para resistir as deformações plásticas nas etapas de fechamento, garantindo vedação para a desgaseificação a vácuo e injeção sobre pressão. Ainda pode se mencionar requisitos como resistência à fadiga térmica e apresentar boa condutividade térmica para uma cura homogênea e bem-sucedida. Para assegurar uma desmoldagem sem dificuldades, o molde deve apresentar geometria favorável e superfície polida (FOURNIER, [s.d.]; GEIER, 1994).

Os moldes podem ser fabricados com diferentes materiais, desde os mais acessíveis no mercado e de baixo custo, como aços ferro-carbono de baixo carbono 1010 e 1020, de médio carbono 1045, 1046 e 1049. Além de aços ferramenta de médio custo como P2, P4 e P20, aço inoxidável 304 e 316 e ligas de alumínio 2XXX, 5XXX e 7XXX. Aos mais complexos e de custo

elevado como o *Invar* e Fe-Ni 36. Os mais comuns no processo *RTM* são aço ferro-carbono, aço inoxidável e ligas de alumínio, com ou sem revestimento superficial. A Tabela 1 mostra o comparativo das propriedades físicas dos materiais utilizados na fabricação dos moldes (GEIER, 1994).

Tabela 1 – Comparativo das propriedades físicas dos materiais utilizados na fabricação dos moldes.

Propriedade Física (Unidade)	Dureza (HB)	Densidade (g/cm³)	Condutividade térmica (W/m.K)	Expansão térmica 100°C (µm/m.K)	Temperatura de fusão (K)
Aços 1045, 1046 e 1049	163 – 187	7,86	49,7 – 50,8	11,1 – 11,6	1778 -1788
Aços Ferramentas P2 - P4, P20	103 – 179	7,85 - 7,86	20,9 – 48,3	12,6 – 12,8	1503 – 1728
Alumínio 2xxx	45 – 135	2,74 – 2,82	121,3 – 192,5	22,3 – 23,8	774 – 922
Alumínio 5xxx	47 – 77	2,64 – 2,7	108,7 – 200,9	23,6 – 24,1	844 – 922
Alumínio 7xxx	60 – 150	2,72- 2,84	129,7 – 221,8	23,6	749 – 930
Aço Inoxidável 304	201	7,9	15	17,5	1673 -1723
Aço Inoxidável 316	217	8	15	16,2	1648 – 1673
<i>Invar</i> (Fe-Ni 36)	125	8,05	10,4	1,6	1698

Fonte: (ABSORPTION; SPECTROS-, 2011; ASM HANDBOOK, 2001; ASTM A 240, 2004; ASTM B753-07, 2013; BS EN 10088-1: 2005, 2005; DAVIS, 1998; LEE, 1998; TOTTEN; MACKENZIE, 2003a, 2003b; ZWILSKY, 1993).

Os aços ferro-carbono têm como principal elemento de liga o carbono, os mais comuns no mercado e de baixo custo são 1010 e 1020. São classificados como aços baixo carbono e podem ser utilizados na fabricação dos moldes. Estes aços apresentam boa conformação, facilmente

soldados, usinados e polidos, porém apresentam baixa resistência à oxidação e menor resistência mecânica que outros aços (BAILEY, 1998; ZWILSKY, 1993).

Assim como os aços baixo carbono, os aços 1045, 1046 e 1049 tem como elemento principal de liga o carbono. Classificados como aços médio carbono, apresentam boa tenacidade e ductilidade, assim como maior resistência mecânica do que os aços baixo carbono e podem ser usinados, polidos e endurecidos por tratamentos térmicos, mas também apresentam baixa resistência à oxidação (BAILEY, 1998; ZWILSKY, 1993).

Outros aços que podem ser utilizados na fabricação de moldes são os aços ferramenta P2, P4 e P20, que contém cromo e níquel como os principais elementos de liga. Podem ser usinados e polidos, apresentam estabilidade dimensional e resistência corrosão. Podem receber tratamento térmico, mas apresentam menor condutividade térmica que aços baixo e médio carbono, o que exige maior controle da resistência elétrica para um aquecimento homogêneo (ZWILSKY, 1993).

Os aços inoxidável austenítico 304 e 316 contém cromo e níquel como principais elementos de liga, são facilmente encontrados no mercado e oferecem como principal característica a alta resistência à corrosão, alta resistência mecânica e não exigem tratamentos térmicos, entretanto apresentam baixa condutividade térmica, o que exige também maior controle para um aquecimento homogêneo. Além disso, apresentam dificuldade na usinagem e polimento, quando comparados com outros materiais para moldes (BAILEY, 1998; DAVIS, 1998; LEE, 1998).

Já as ligas de alumínio têm como principais características: baixa massa específica, maior facilidade de usinagem e polimento, resistência à corrosão, alta condutividade elétrica e térmica, apresentam menor resistência mecânica que outros materiais utilizados nos moldes. As principais ligas de alumínio utilizadas na fabricação dos moldes são as das séries 2XXX, 5XXX e 7XXX (FOURNIER, [s.d.]; TOTTEN; MACKENZIE, 2003a, 2003b).

As ligas de alumínio da série 2XXX contém como principal elemento de liga o cobre, que proporcionam elevada resistência à fratura e fadiga em relação as outras ligas de alumínio. Podem ser tratadas termicamente, tem alta resistência em temperaturas elevadas, com temperatura máxima de trabalho de 180°C, porém possuem menor resistência a oxidação que as outras ligas. Essas ligas são tradicionalmente utilizadas em caças, ônibus espaciais e, apenas de forma limitada, em aviões comerciais (FOURNIER, [s.d.]; TOTTEN; MACKENZIE, 2003a).

As ligas de alumínio da série 5XXX contém como elemento de liga principal o magnésio, que também podem ser adicionados em combinação com outros elementos, como cobre e zinco, o

que adequa as propriedades das ligas. Estas ligas apresentam menor resistência mecânica, maior resistência à oxidação e possuem temperatura de trabalho de até 200°C. Estas ligas têm como aplicação principal a indústria naval (FOURNIER, [s.d.]; TOTTEN; MACKENZIE, 2003a).

As ligas de alumínio da série 7XXX contém como elemento de liga principal o zinco, apresentam alta resistência mecânica e estabilidade dimensional, são aplicados principalmente em componentes estruturais de aeronaves que exigem alta resistência mecânica. Quando tratadas termicamente chegam a resistência à tração de até 500 MPa, porém apresenta temperatura máxima de trabalho de 120°C. (DAVIS, 1998; FOURNIER, [s.d.]; TOTTEN; MACKENZIE, 2003a).

O aço ferro-níquel 36 é conhecido comercialmente como *Invar*, também pode ser utilizado na fabricação de moldes. Apesar do alto custo, tem como principais características o baixo coeficiente de expansão térmica e boa condutividade térmica, podem ser usinados e polidos, apresentam resistência a oxidação em temperaturas elevadas e alta resistência mecânica (ASM HANDBOOK, 2001; GEIER, 1994).

No presente estudo proposto, os materiais dos moldes utilizados foram o aço 1020 e a liga de alumínio 5052-F. A Tabela 2 apresenta a diferença das principais propriedades físicas dos materiais.

Tabela 2 – Comparativo das propriedades físicas do aço 1020 e da liga de alumínio 5052-F.

Propriedade Física	Aço 1020	Alumínio 5052-F	Unidade
Dureza	111	47	HB
Densidade	7,86	2,68	g/cm ³
Condutividade térmica	51,9	138,1	W/m.K
Expansão térmica	12,2	23,8	μm/m.K
Calor específico	486	880	J/kg.K
Resistividade	0,159	0,049	μΩ.m
Temperatura de fusão	1783	922	K

Fonte: (TOTTEN; MACKENZIE, 2003b; ZWILSKY, 1993).

A liga de alumínio 5052-F apresenta, em relação ao aço 1020, menor dureza, maior facilidade na usinagem, polimento e menor densidade. Devido ao menor peso final do molde, facilita o manuseio na fabricação e processamento, e a maior condutividade reduz o ciclo de processamento no aquecimento e resfriamento dos moldes (FOURNIER, [s.d.]).

A designação 5052-F corresponde a liga de alumínio como fabricada, já com alívio de tensões por recozimento, que corresponde a designação 5052-O, tem resistência à tração de 193

MPa, resistência ao escoamento de 90 MPa e alongamento de 30% a temperatura ambiente. Em temperaturas elevadas a resistência à tração e a resistência ao escoamento diminuem, o que pode comprometer a estabilidade dimensional no processamento. A Tabela 3 apresenta o efeito da temperatura na resistência à tração, resistência ao escoamento e alongamento da liga de alumínio 5052-O (DAVIS, 1998).

Tabela 3 – Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas do alumínio 5052-O.

Temperatura (°C)	-195	-80	-30	24	100	150	205	260	315	370
Resistência à tração (MPa)	303	200	193	193	193	160	117	83	52	35
Resistencia ao escoamento (MPa)	110	90	90	90	90	90	75	52	38	21
Alongamento (%)	46	35	32	30	36	50	60	80	110	130

Fonte: (DAVIS, 1998).

Esta liga de alumínio, entretanto, é recomendada para moldes protótipos ou para baixa produtividade, de até 5.000 ciclos. Já o aço 1020 tem resistência à tração de 380 MPa, resistência ao escoamento de 205 MPa e alongamento de 25% na temperatura ambiente, quando laminado a quente. Na temperatura de 425°C, sua resistência à tração é de 300 MPa, a resistência ao escoamento é de 100 MPa e o alongamento de 45%, o que mantém maior estabilidade dimensional que os moldes de liga de alumínio nas temperaturas de processamento e resiste a maior produtividade, de até 50.000 ciclos (BAILEY, 1998; DAVIS, 1998; FOURNIER, [s.d.]).

2.5 AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Este tópico abordará os ensaios que fornecem informações das propriedades no domínio da matriz, a qual está mais suscetível as mudanças nas suas propriedades durante o processamento, e.g. eficiência na transferência de calor na região da resistência elétrica para a cavidade da matéria-prima.

2.5.1 Tenacidade à fratura no modo I (DCB)

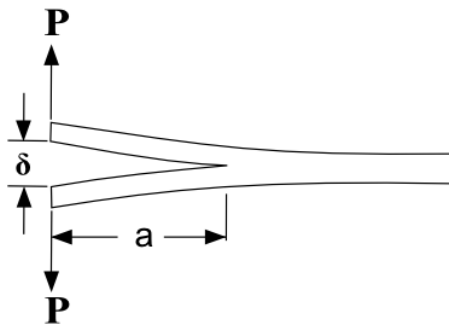
O desenvolvimento de um produto ou a seleção de um material não se restringe apenas as propriedades de rigidez e resistência mecânica. Os compósitos estruturais, quando submetidos a

cargas de impacto ou submetidos a cargas cíclicas, são susceptíveis a danos causados por microtrincas na matriz, ruptura das fibras e/ou delaminação entre as camadas (ASTM D5528-01, 2011; CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, 2014; STARK; JAUNICH; MCHUGH, 2015; VAN VELTHEM et al., 2015).

A delaminação é um dos modos de dano mais crítico encontrado em materiais compósitos de matriz polimérica (ASTM D5528-01, 2011; VAN VELTHEM et al., 2015). Como consequência, vários estudos são realizados para determinar suas características, evidenciada pela propriedade denominada tenacidade à fratura interlaminar, considerada essencial para o desenvolvimento de estruturas aeronáuticas (ASTM D5528-01, 2011; CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, 2014; LARROSA; NAVARRO; CHAVES, 2015). A tenacidade à fratura é caracterizada na prática por três diferentes modos de fratura conhecidos como modo I, modo II e modo III (CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, 2014; CÂNDIDO et al., 2012).

A caracterização experimental da tenacidade à fratura interlaminar no modo I utiliza a configuração padronizada do *Double Cantilever Beam (DCB)*, segundo a norma ASTM D5418-07, (2010). Os corpos de prova apresentam forma retangular de espessura menor que a largura, fabricados com uma inserção de filme não adesivo entre as camadas. O filme colocado no plano médio delimita a região de pré-trinca, onde o carregamento de tração é aplicado para proporcionar a propagação contínua de uma frente de delaminação, como mostra a Figura 2.5.1 (ASTM D5528-01, 2011; CÂNDIDO et al., 2012).

Figura 2.5.1 – Corpo de prova *DCB*.



Fonte: (ASTM D5528-01, 2011)

A taxa de liberação de energia por área (G) é relacionada a variação infinitesimal da liberação de energia elástica (dU) pelo incremento da superfície de delaminação ($b.da$), mostrada

de forma matemática na Equação 2.5.1, em que b é a largura do corpo de prova e da é o incremento de trinca (ASTM D5528-01, 2011).

$$G = -\frac{1}{b} \frac{dU}{da} \quad (2.5.1)$$

A propriedade fornecida por esta metodologia pode atender aos seguintes objetivos:

- Avaliar quantitativamente o efeito do tratamento da superfície da fibra, as variações na fração volumétrica de fibras e as variáveis do processamento sobre a tenacidade à fratura interlaminar do compósito (ASTM D5528-01, 2011);
- Comparar quantitativamente os valores relativos da tenacidade à fratura interlaminar para materiais compósitos com diferentes constituintes (ASTM D5528-01, 2011);
- Desenvolver critérios de tolerância a danos e durabilidade com base na falha por delaminação (ASTM D5528-01, 2011).

Estas análises são realizadas usualmente para avaliar compósitos de fibras unidirecionais, pois em fibras não unidirecionais a delaminação pode se propagar de forma instável, o que causaria migrações da trinca em torno da trinca principal, afetando os valores da energia de propagação (ASTM D5528-01, 2011).

2.5.2 Análise Dinâmico-Mecânica (DMA)

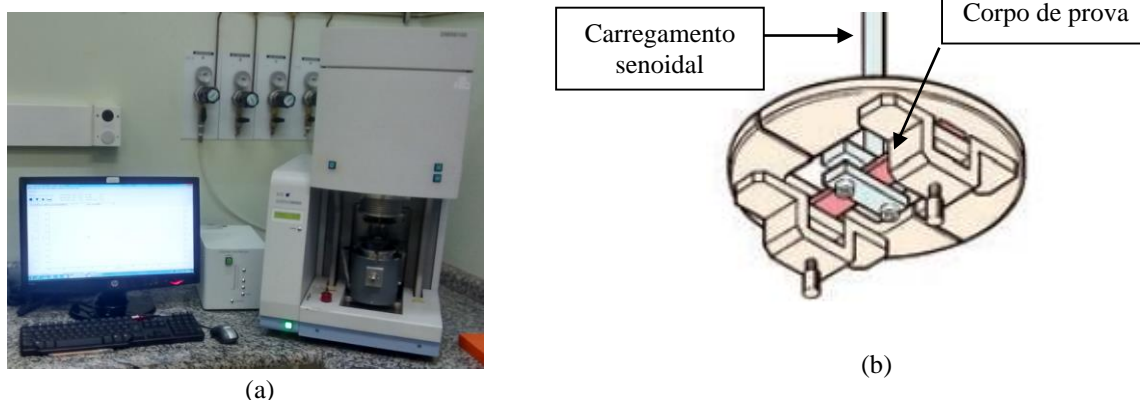
A utilização de técnicas de análise térmica para avaliar o comportamento de cura das resinas termorrígidas tem sido ampla, em especial, as técnicas de calorimetria exploratória diferencial (DSC) e de análise térmica dinâmico-mecânica (DMA), que podem determinar características físico-químicas como ponto de gelificação, ponto vitrificação e o tempo de cura (FERRARI et al., 2012; STARK, 2013).

A técnica de DMA fornece informações a respeito do módulo elástico (E'), do módulo de dissipação viscosa (E'') e do amortecimento mecânico ou atrito interno ($\tan \delta = E''/E'$) de um material, quando sujeito a um carregamento do tipo senoidal (COSTA; REZENDE; PARDINI, 1999; PAIVA et al., 2006).

Um equipamento que pode fornecer estas informações é o analisador dinâmico-mecânica da SII Nanotechnology Inc. modelo DMS 6100, Figura 2.5.2 (a), que mede as propriedades

viscoelásticas do material em função da frequência, tempo, temperatura, tipo de carregamento e com possibilidade de utilizar atmosferas inertes, como nitrogênio. Um dos tipos de dispositivo de fixação deste equipamento é o *Dual Cantilever Bending*, o qual o corpo de prova sólido é fixado, Figura 2.52 (b), a amostra é inserida no equipamento, as cargas cíclicas são aplicadas e os dados são coletados.

Figura 2.5 – Equipamento DMA: (a) SII Nanotechnology Inc. modelo DMS 6100; (b) dispositivo de fixação é *Dual Cantilever Bending*.



Fonte: (a) (do autor), (b) (SII NANOTECHNOLOGY, 2012)

A partir dos dados coletados, pode-se relacionar as propriedades macroscópicas, tais como as propriedades mecânicas, com as deformações microscópicas geradas a partir de rearranjos e relaxações moleculares associados a mudanças conformacionais. Tal relação viabiliza a interpretação de propriedades como tenacidade, resistência ao impacto, envelhecimento, tempo de vida em fadiga, rigidez, resistência à propagação de trincas, grau de cura, efeitos de aditivos e plastificantes e miscibilidade de blendas (CANEVAROLO JR., 2006; CASSU; FELISBERTI, 2005).

As características do módulo elástico, módulo de dissipação viscosa e do amortecimento mecânico ou atrito interno também são particularmente interessantes para a determinação da transição vítrea (T_g) em materiais compósitos, pois, devido aos vários constituintes presentes neste tipo de material, torna-se difícil ou imprecisa a determinação da T_g utilizando outras técnicas como, por exemplo, o DSC (ABOU MSALLEM et al., 2010; PAIVA et al., 2006).

A T_g ocorre quando as cadeias moleculares de um polímero adquirem energia suficiente, geralmente de fonte térmica, para superar as barreiras de energia necessárias à rotação das ligações.

Sob estas condições o material passa do estado vítreo, caracterizado pela mobilidade limitada, para o estado de mobilidade, resultando nos movimentos das cadeias poliméricas a longas distâncias (CASSU; FELISBERTI, 2005; PAIVA et al., 2006). A faixa de temperatura na qual este processo ocorre pode representar o limite de temperatura máximo de trabalho em aplicações estruturais. A T_g depende de vários fatores como a composição, a flexibilidade das cadeias, o peso molecular, a presença de dopantes, o grau de reticulação e de grau de cristalinidade (ABOU MSALLEM et al., 2010; CASSU; FELISBERTI, 2005).

Além disso, a T_g torna-se imprescindível para detectar o estado de cura da matriz epóxi, que é refletida pelo grau de reticulação do polímero, característica que pode ser ajustada, não apenas a temperatura de trabalho, mas também as propriedades mecânicas (TRAPPE; GÜNZEL; JAUNICH, 2012). Com a redução na temperatura de cura de uma resina epóxi, se reduz a T_g e, conseqüentemente, aumenta-se a tolerância a danos na temperatura ambiente. Para a resina epóxi, a T_g tende a aumentar com o aumento do grau de reticulação e diminuir a tenacidade à fratura (OKABE et al., 2016; STARK; JAUNICH; MCHUGH, 2015).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Os materiais compósitos foram fabricados com tecido NCF biaxial $[+45^{\circ}/-45^{\circ}]$, que são costurados com linhas do tipo PES SC pela SAERTEX, com fibra de carbono IM7 GP da HEXCEL. O tecido foi empilhado de forma simétrica, e posteriormente, impregnadas com resina epóxi PRISM™ EP2400.

A resina epóxi PRISM™ EP2400 fabricada pela *Cytec* é indicada para sistemas de injeção de resina, como *RTM*, *VaRTM* e *CAPRI*, propiciando a moldagem de peças com geometrias complexas e eliminando processos de pós-produção.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Análise do ciclo de injeção e ciclo de cura

As análises das temperaturas de processamento e do ciclo de cura da resina EP2400 foram realizados por DSC e pelo ensaio de viscosidade Brookfield.

A análise térmica da resina não curada foi realizada em um calorímetro DSC Seiko modelo 6220, disponível no DMT/FEG/UNESP, sob atmosfera inerte de nitrogênio com um fluxo de 50 ml/min. e a uma taxa de aquecimento $2^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ em um intervalo de 40°C a 300°C . Com uma amostra de 10 mg de resina, de acordo com a norma ASTM E2160-04, (2012), verificou-se o início e a taxa máxima de reação de cura, assim determinou-se as temperaturas máximas para a análise da viscosidade, que é o parâmetro do ciclo de injeção.

A viscosidade da resina foi analisada no viscosímetro Brookfield, disponível no DMT/FEG/UNESP. A amostra de 25 mg de resina não curada foi aquecida e mantida em temperatura constante em um tubo de alumínio com *spindle* modelo SC4-27, a 200 rotações por minuto. As temperaturas de análise da viscosidade foram estabelecidas pelos resultados obtidos no DSC.

Com as temperaturas pré-estabelecidas do ciclo de cura e da viscosidade da resina, foram realizados os procedimentos de ajuste de temperaturas dos ciclos de injeção e cura para cada um

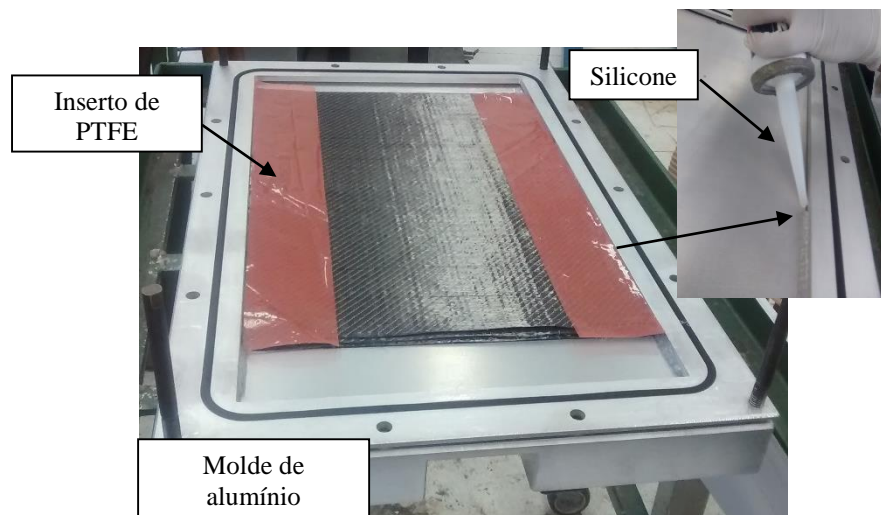
dos moldes: de aço 1020 e de alumínio 5052-F. Para essa etapa, as temperaturas de cada resistência (inferior e superior) foram pré-programadas e monitoradas separadamente pelo *software* FLYCON por termopares posicionados nos interiores dos moldes e das resistências.

3.2.2 Processamento *RTM*

O sistema de injeção *RTM*, do modelo *Radius 2100 cc* adquirido no processo FAPESP 2006/02121-6, possui controle de temperatura no cilindro de injeção, na linha de injeção e possui transdutor de pressão para melhor controle do fluxo de resina.

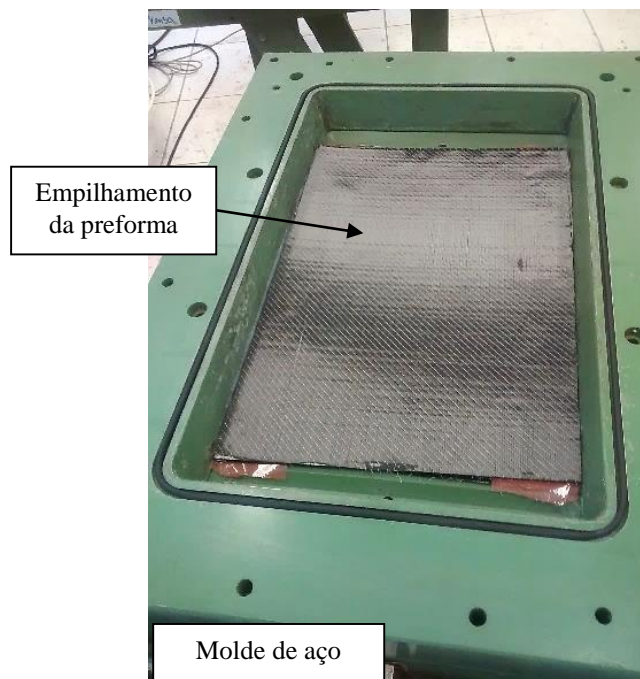
Foram realizados três processamentos separadamente: no molde de aço 1020, laminado 1, e no molde de alumínio 5052-F, laminado 2 e 3. Antes do início da injeção, foi necessário preparar os moldes com a mesma configuração de tecido, para evitar proporções diferentes de resina e fibra entre os laminados. Primeiramente foi aplicado desmoldante nas cavidades dos moldes, para facilitar as etapas de desmoldagem dos laminados. Em seguida as preformas foram posicionadas, com aplicação de silicone nas bordas dos moldes, para evitar os caminhos preferenciais da resina líquida no processamento, devido a maior porosidade nesta região. A sequência de empilhamento dos tecidos biaxiais *NCF* de fibra de carbono seca foram na forma $[0^\circ/90^\circ]_{4s}$, com o inserto de politetrafluoroetileno (PTFE) de 25 μm posicionado no plano médio da preforma, de acordo com a norma ASTM D5528-01 (2011), Figuras 3.2.1 e 3.2.2.

Figura 3.2.1 – Configuração de montagem dos moldes e posicionamento do filme.



Fonte: (do autor).

Figura 3.2.2 – Fibra de carbono empilhada.



Fonte: (do autor).

Para o processamento, aproximadamente 700 ml de resina foi previamente degaseificada por 30 minutos à 80°C sob vácuo de 800 mbar de pressão. A resina foi vertida na injetora *Radius'* *RTM*, na qual foi acoplada a uma das extremidades do molde uma linha de injeção, que conduziu

a resina sob pressão. A outra extremidade do molde foi conectada ao sistema de vácuo de 500 mbar de pressão por meio de um reservatório intermediário (*trap*), para evitar que o excesso de resina injetada danificasse a bomba de vácuo.

A Tabela 4 mostra os parâmetros utilizados na injeção da resina nos processamentos com o molde de aço e de alumínio, nomeados em laminados 1, 2 e 3.

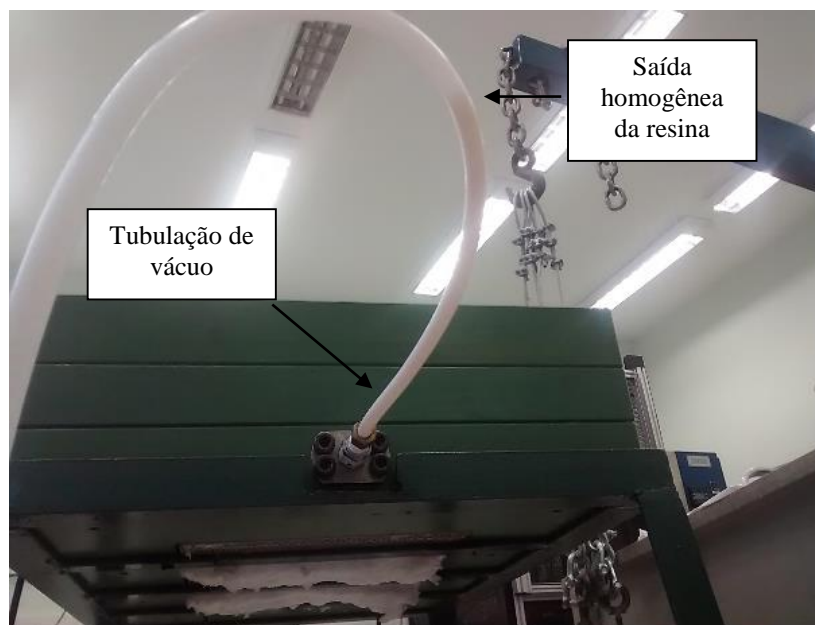
Tabela 4 – Parâmetros de injeção da resina.

Processamentos	Pressão de injeção (bar)	Tempo de injeção	Temperatura de injeção no molde (°C)	Temperatura no cilindro de injeção (°C)	Temperatura na linha de injeção (°C)
1° Molde de Aço (Laminado 1)	2 a 6	4h00min	120	120	120
2° Molde de Alumínio (Laminado 2)	2 a 6	1h30min	120	90	110
3° Molde de Alumínio (Laminado 3)	2 a 4,5	4h30min	120	90	120

Fonte: (do autor).

Após a injeção completa, observado pela saída homogênea da resina pela tubulação de vácuo, Figura 3.2.3, os moldes foram aquecidos até a temperatura de cura da resina, pré-estabelecida, de 180°C por 2 horas e resfriados a temperatura ambiente para a desmoldagem.

Figura 3.2.3 – Injeção completa: saída homogênea da resina.



Fonte: (do autor).

3.3 INSPEÇÃO POR ULTRASSOM

As microscopias de inspeções acústicas por ultrassom foram realizadas no equipamento modelo PSS-600 da MATEC INSTRUMENTS por meio da técnica de pulso-eco e avaliação conduzida pelo método *A-scan* e *C-scan* para verificar a impregnação da resina nas fibras dos laminados 1, 2 e 3. Este equipamento encontra-se disponível no laboratório do DMT/FEG/UNESP.

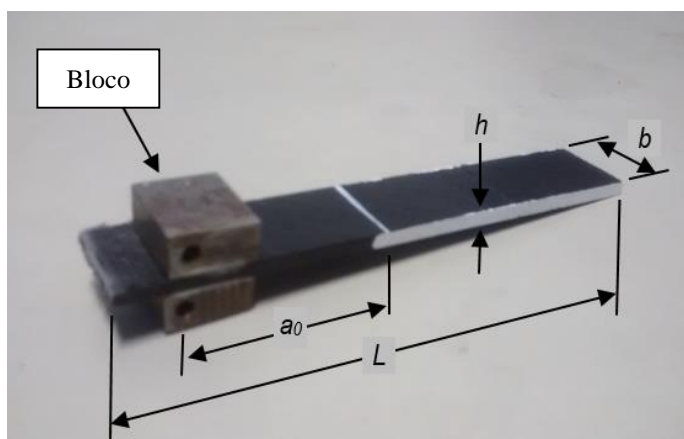
Os laminados foram imersos em água e a varredura realizada com o cabeçote controlável móvel com um transdutor côncavo de frequência de 2,25 MHz com resolução de 0,5 mm e velocidade de 100 mm/s.

3.4 TENACIDADE À FRATURA – MODO I

Os ensaios de tenacidade à fratura interlaminar no modo I foram realizados em uma máquina servo-eletromecânica universal SHIMADZU modelo Autograph AG-X com célula de carga de 5 kN disponível no laboratório do DMT/FEG/UNESP.

A geometria dos corpos de prova *DCB* seguiu as dimensões especificadas pela norma ASTM D5528-01 (2011). Foram colados blocos nos corpos de prova para o encaixe do dispositivo das garras da máquina de ensaio. A pré-trinca do corpo de prova (a_0) foi de 50 mm induzida pelo inserto de PTFE, a largura (b) de 25 mm, espessura (h) de 3 mm e comprimento (L) de 150 mm, como indicado Figura 3.4.1.

Figura 3.4.1 – Corpo de prova *DCB* com blocos de fixação.

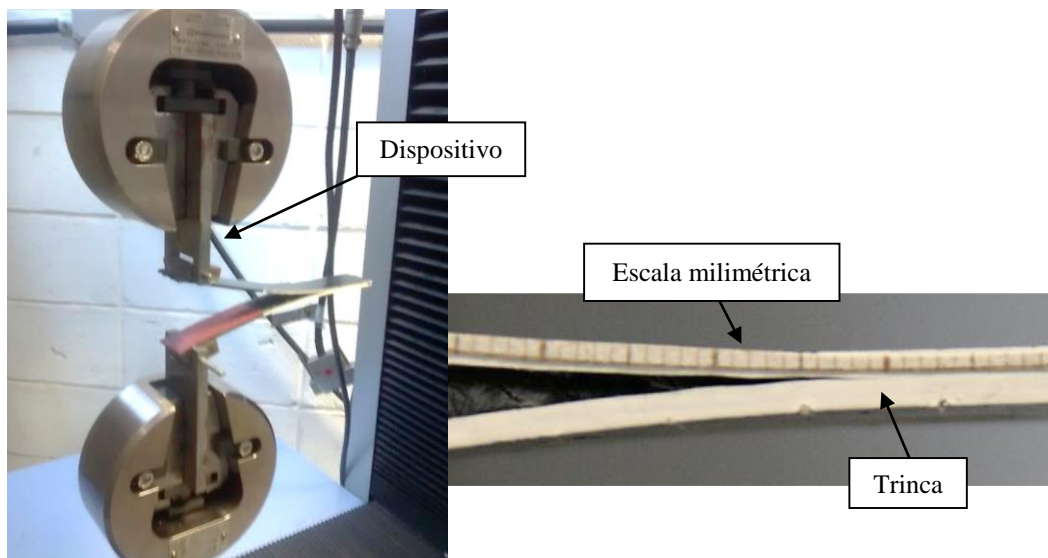


Fonte: (do autor).

Os corpos de prova *DCB* foram selecionados ao longo das placas pela avaliação da impregnação da resina nos compósitos de acordo com as imagens do *C-scan*, ilustradas nas Figuras 4.3.2a, 4.3.2b e 4.3.2c.

O ensaio no modo I foi conduzido com a taxa de deslocamento de 3 mm/min. Para os cálculos da energia crítica do início da trinca (G_{Ic}) e a energia de propagação da trinca (G_I), foram coletados o carregamento (P), o deslocamento do ponto de carga das garras (δ) e a propagação da trinca (a) em escala milimétrica, esta medida a partir da pré-trinca com imagens sucessivas captadas a cada 5 s, que foram posteriormente processadas no *software* ImageJ. O dispositivo para condução do ensaio no modo I está representado na Figura 3.4.2.

Figura 3.4.2 – Dispositivo de ensaio modo I.



Fonte: (do autor).

Com os dados processados, a avaliação foi realizada com os gráficos de G_I x a , em que G foi calculado pelo método *Modified Beam Theory (MBT)* estabelecido pela Equação 3.4.1.

$$G_I = \frac{3 P \delta}{2 b a} \quad (3.4.1)$$

Na prática, essa expressão é considerada a delaminação perfeita, superestimando G_I , porém devido às possíveis rotações na frente da delaminação, foi considerado o comprimento da propagação da trinca a , ligeiramente maior, $a = a + |\Delta|$, em que Δ foi determinado experimentalmente pelo gráfico de $C^{1/3}$ em função de a , em que C é a razão entre o deslocamento do ponto de carga pela carga aplicada (δ/P). Assim, o cálculo de G_I foi definida pela Equação 3.4.2.

$$G_I = \frac{3 P \delta}{2 b (a + |\Delta|)} \quad (3.4.2)$$

Após os cálculos, foram avaliados o G_{Ic} pelo método visual (VIS), obtido pelas imagens com o avanço repentino da trinca, e neste instante foi considerado o G_{Ic} , e pelo método da não linearidade (NL), obteve-se o G_{Ic} pelo primeiro desvio da região de proporcionalidade entre carregamento e deslocamento (P/a).

3.7 ANÁLISE DA FRATURA

Para melhor compreender a propagação da delaminação no plano médio e relacionar com a variação da energia de iniciação e de propagação, foram realizadas imagens das superfícies fraturadas originadas pelo ensaio de tenacidade a fratura em modo I. Com o objetivo de identificar possíveis padrões de fratura que se relacionassem a possíveis diferenças nos laminados obtidos pelos moldes de aço e de alumínio.

As micrografias das superfícies de fratura foram obtidas por Microscopia Eletrônica de varredura (MEV), realizadas no Instituto Tecnológico de Aeronautica (ITA) em São José dos Campos, São Paulo, utilizando o equipamento da TESCAN – Vega 3, equipado com detector de EDS Oxford, com filamento de tungstênio que operou na faixa de 20 KeV.

3.8 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)

As análises térmicas dinâmico-mecânica (DMA) dos laminados 1, 2 e 3 foram conduzidos por um equipamento da SII Nanotechnology Inc. modelo DMS 6100, disponível no DMT/FEG/UNESP.

Este equipamento permite analisar o mesmo corpo de prova em diferentes frequências simultaneamente, onde as informações são processadas pelo *software DMS* que geram as curvas dos dados coletados.

Os parâmetros viscoelásticos foram obtidos pela excitação senoidal com frequências de 1, 2, 5, 10, 20 e 50 Hz, com carregamento de 2 N e amplitude de 10 μm . A faixa de temperatura para as análises foi de 20°C a 200°C com taxa de aquecimento de 3°C/min, atmosfera inerte de nitrogênio com fluxo de 100 ml/min e o dispositivo de fixação *Dual Cantilever Bending*. As análises foram realizadas de acordo com as normas ASTM D7028-07 (2010) e ASTM D5418-07 (2010).

Os corpos de prova para este ensaio foram selecionados ao longo das placas de acordo com a avaliação da impregnação da resina na preforma nos laminados, de acordo com as imagens do *C-scan* dos laminados. As dimensões dos corpos de prova foram de (50x10x3) mm.

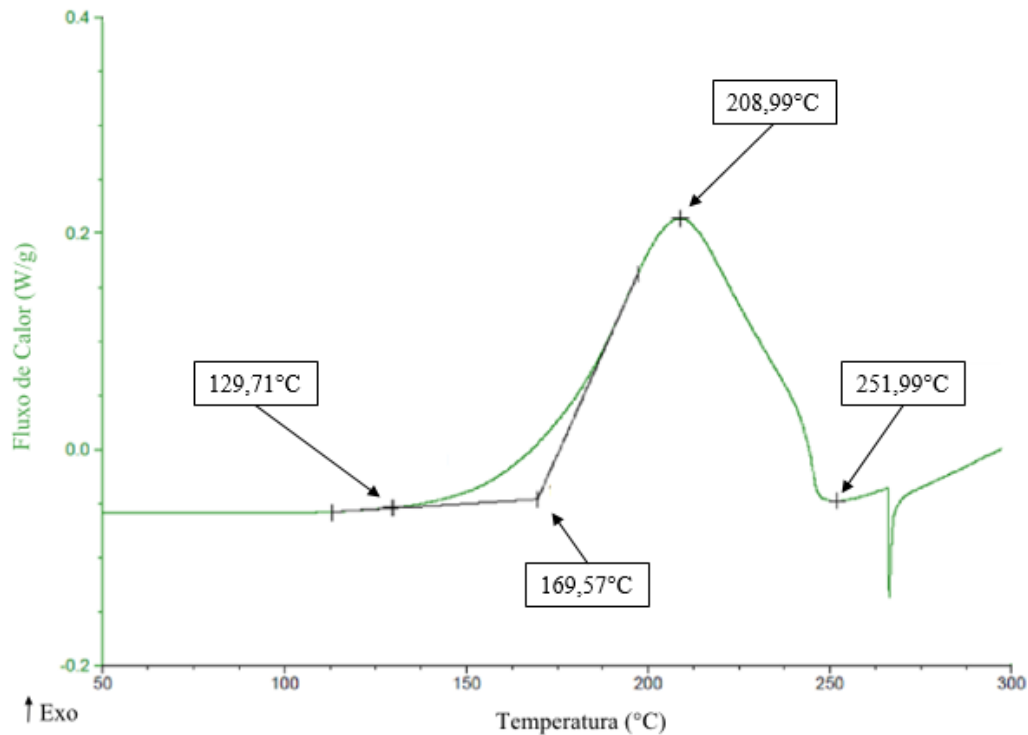
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 PRÉ - PROCESSAMENTO

Antes do início da injeção foi necessário estabelecer os parâmetros de processamento. Para esta etapa foram utilizadas a análise térmica DSC e de viscosimetria da resina.

Na análise térmica DSC, a resina EP2400 foi aquecida acima da temperatura de cura, em que se registrou a taxa da variação da energia pela temperatura, Figura 4.1.1. Observou-se que o início da polimerização da resina foi a 129°C, enquanto que o *onset* da resina, determinada pela intersecção das tangentes do início de reação e a secção linear do pico máximo, foi de 169°C. Já a taxa máxima de reação polimerização e liberação de calor foi de 208°C, e a partir deste ponto ocorreu a diminuição da taxa de reação. Então a temperatura de cura estabelecida foi 180°C, a mesma orientada pelo fabricante da resina.

Figura 4.1.1 – Curva DSC de cura da resina.

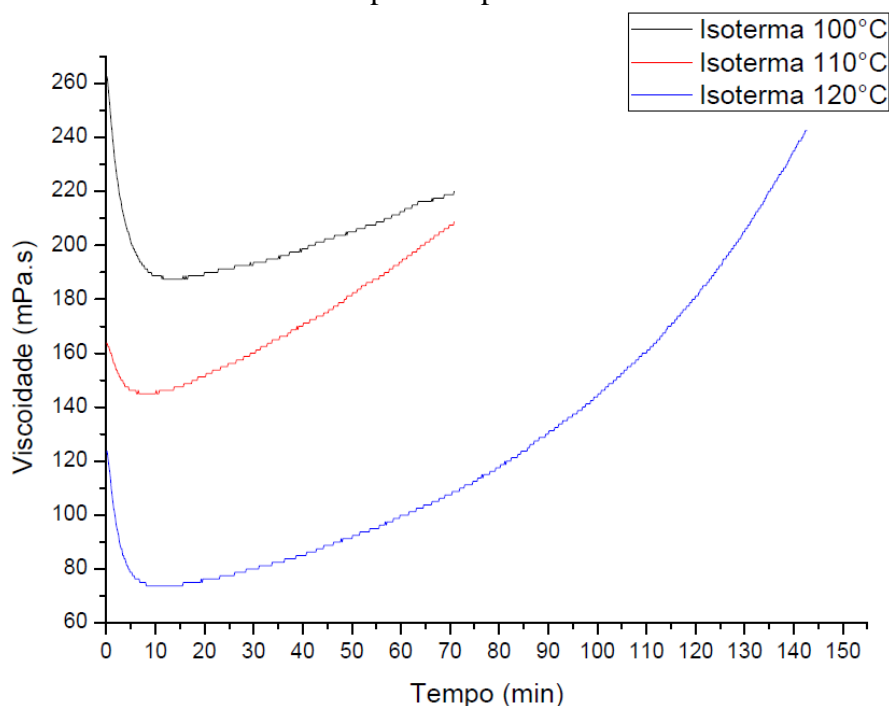


Fonte: (do autor).

Pela curva do DSC, foram estabelecidas as temperaturas de 100°C, 110°C e 120°C para conduzir as análises isotermas da viscosimetria da resina EP2400, nas quais a taxa de polimerização da resina são reduzidas.

No viscosímetro Brookfield observou-se que a viscosidade mínima da resina a 100°C foi de 188 mPa.s, sendo uma viscosidade alta para o processamento, pois poderia causar a movimentação da preforma no interior do molde e também apresentaria dificuldade na impregnação completa das fibras. A viscosidade mínima a 110°C foi de 148 mPa.s, ainda considerada alta para o processamento via *RTM*. Assim a temperatura estabelecida de processamento foi de 120°C, que apresentou viscosidade mínima de 73 mPa.s, Figura 4.1.2, de forma que facilita o fluxo de resina como previsto pela Lei de Darcy.

Figura 4.1.2 – Curva de viscosidade pelo tempo.



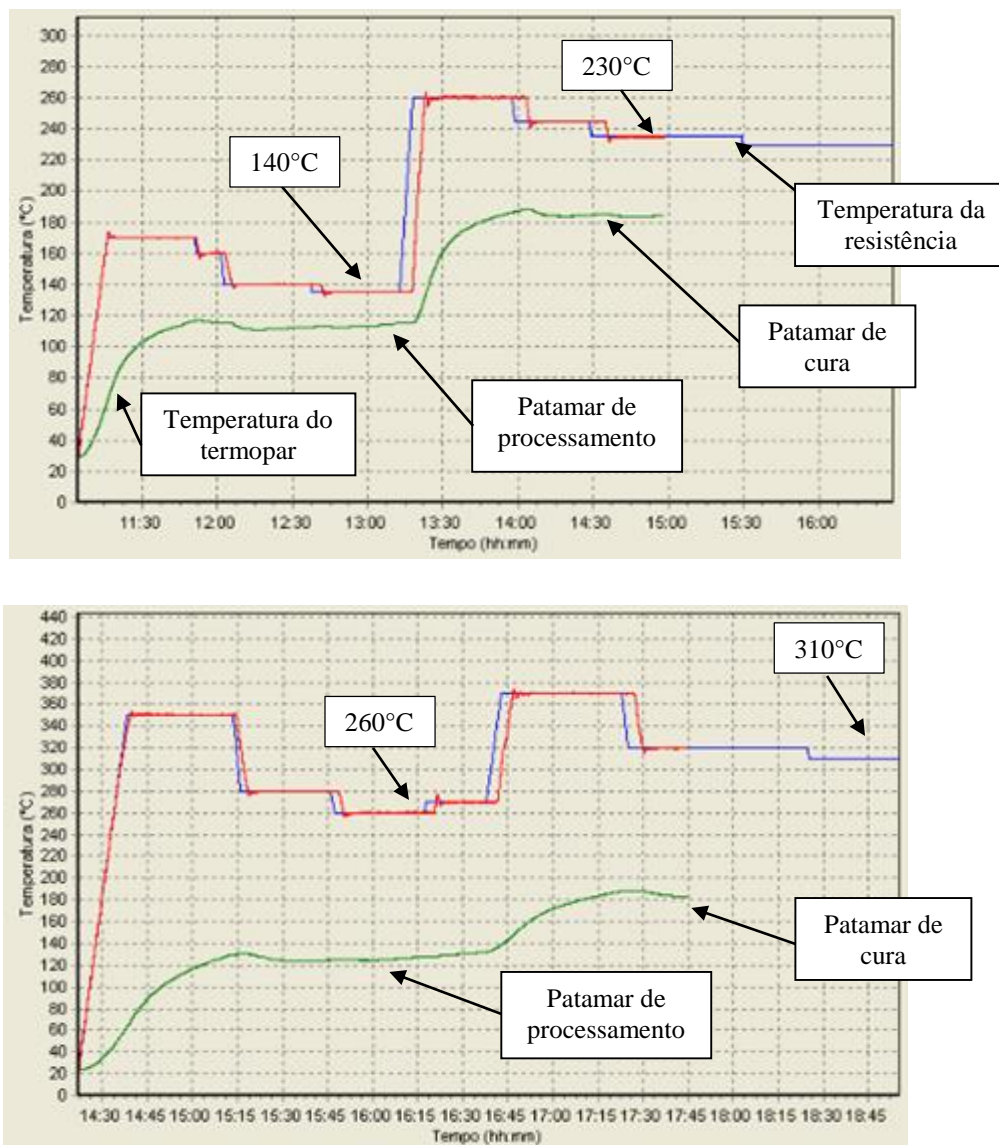
Fonte: (do autor).

A partir da temperatura de injeção e cura estabelecidas, as resistências contidas nos moldes foram programadas e monitoradas no *software* FLYCON por termopares nos seus interiores.

Observou-se que a taxa do fluxo de calor no molde de alumínio foi superior ao molde de aço, e também que no molde de alumínio as temperaturas foram controladas com maior facilidade que no molde de aço, esta característica simplificou a programação das resistências. Outro aspecto

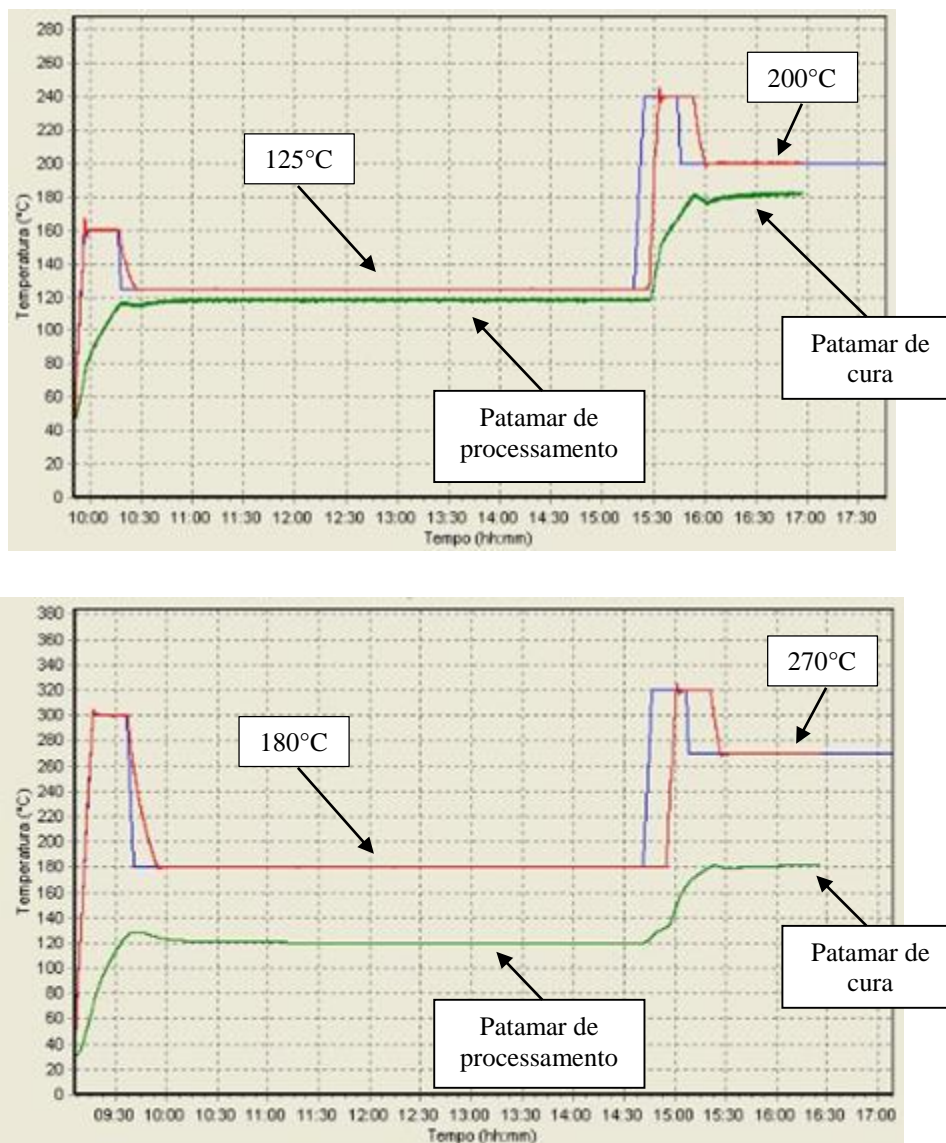
observado, foi que no molde de aço os patamares foram variados com temperaturas das resistências superior e inferior de 140°C e 260° na injeção e 230°C e 310°C na cura, enquanto as temperaturas das resistências do molde de alumínio, superior e inferior, mantiveram patamares bem estabelecidos a 125°C e 180°C durante a injeção e 200°C e 270°C na cura, isso sinalizou maior gasto energético para manter os moldes de aço aquecidos do que o molde de alumínio, Figuras 4.1.3a, 4.1.3b, 4.1.4a e 4.1.4b.

Figura 4.1.3 – Curva de aquecimento do molde de aço 1020: a) Resistência superior; e b) Resistência inferior.



Fonte: (do autor).

Figura 4.1.4 – Curva de aquecimento do molde de alumínio 5052-F: a) Resistência superior; e b) Resistência inferior.



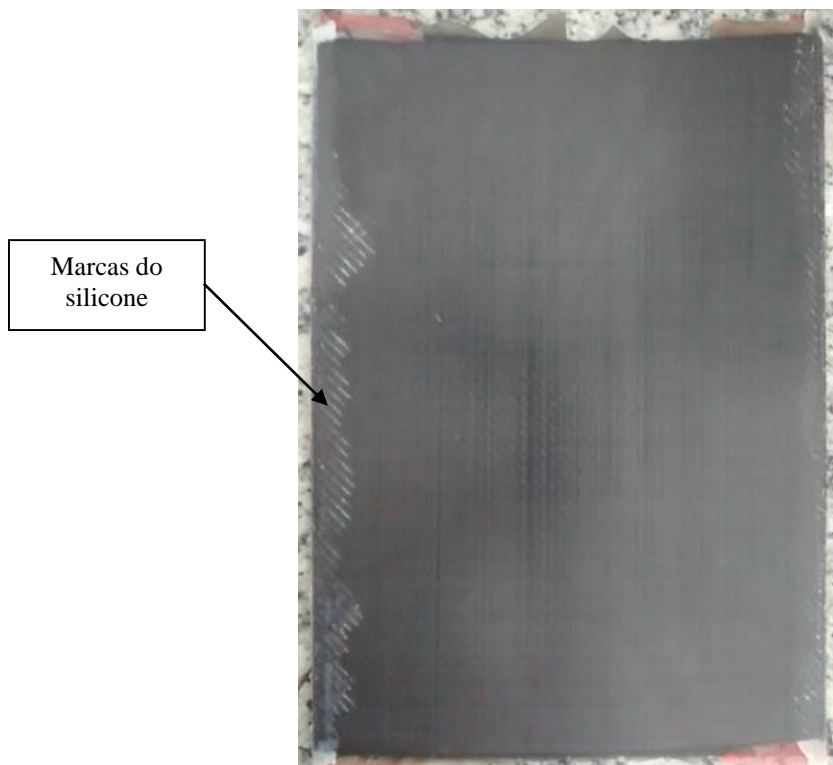
Fonte: (do autor).

4.2 PROCESSAMENTO

O molde de aço 1020 utilizado no processamento do laminado 1, apresentou estabilidade dimensional, o que manteve a geometria final da placa de compósito. Também apresentou facilidade na desmoldagem do laminado e limpeza após o processamento, porém foi de difícil manuseio devido a massa elevada, o qual necessitou o auxílio de um guincho hidráulico.

Após o processamento do laminado 1, observou-se que a placa de compósito, Figura 4.2.1, obteve acabamento superficial visualmente homogêneo, com marcas do silicone nas extremidades e impregnação completa da preforma, análise adicional de inspeção por ultrassom foi realizada para a confirmação da qualidade.

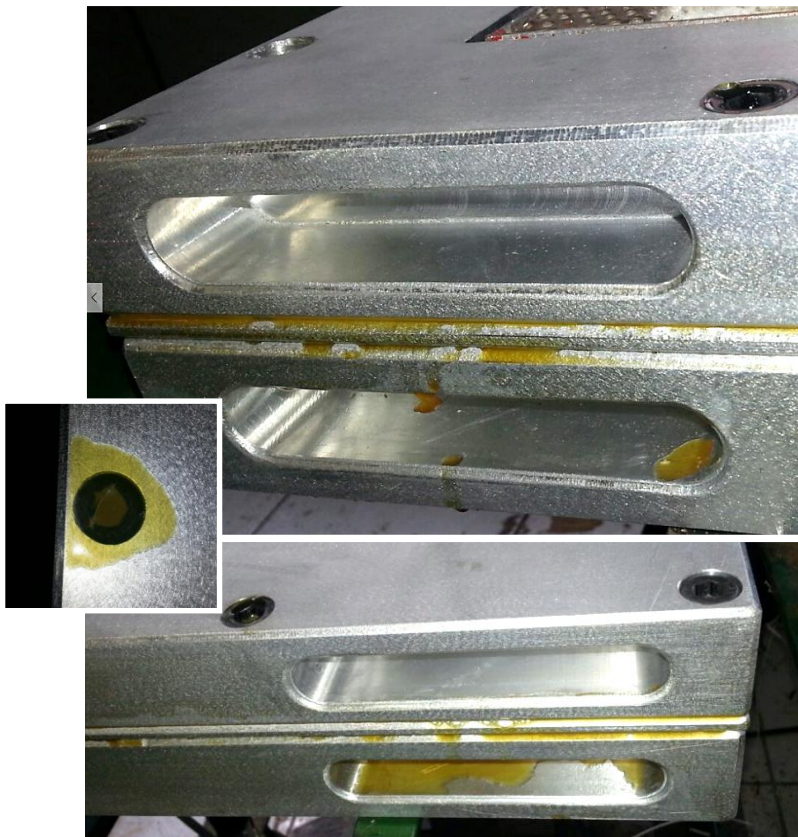
Figura 4.2.1 – Imagem do Laminado 1.



Fonte: (do autor).

Já o molde de alumínio 5052-F, utilizado nos processamentos dos laminados 2 e 3, apresentou facilidade no manuseio sem a necessidade do guincho hidráulico, pela menor massa, porém devido à menor tensão de escoamento e maior coeficiente de dilatação térmica em relação ao molde de aço, o molde não manteve a geometria final em determinados locais dos compósitos, devido ao abaulamento causado no centro do molde pela pressão da resina injetada e pressão de compactação das fibras, e também ocorreram vazamentos nas vedações no processamento do laminado 3, Figura 4.2.2.

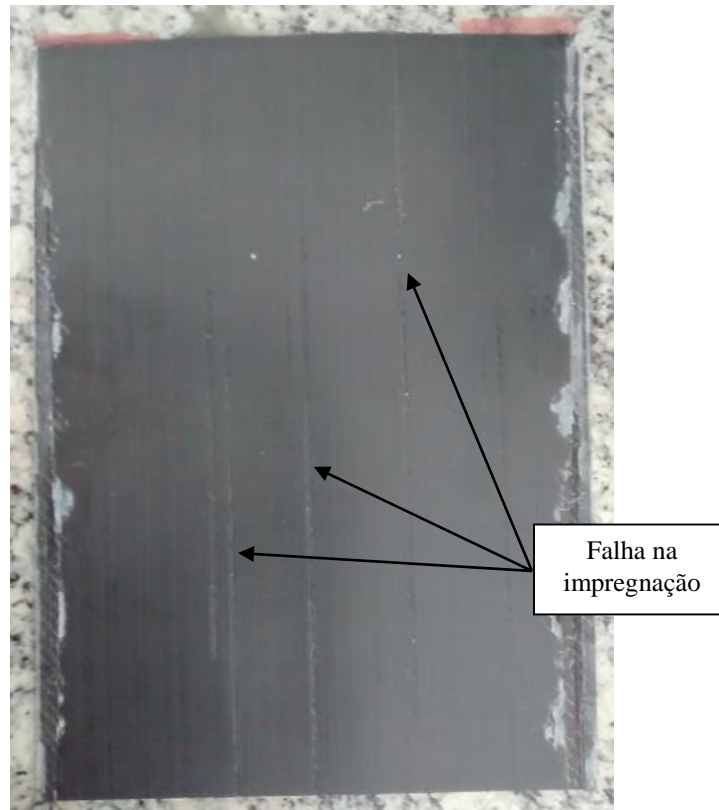
Figura 4.2.2 – Vazamento de resina no molde de alumínio.



Fonte: (do autor).

No processamento do laminado 2, observou-se que o tempo de processamento foi reduzido, que pode ter sido causado pelos caminhos preferenciais da resina na preforma, uma vez que a pressão foi elevada para que ocorresse a impregnação completa das fibras da preforma. A placa de compósito apresentou visualmente falhas na impregnação, Figura 4.2.3, que foram analisadas por meio da inspeção por ultrassom.

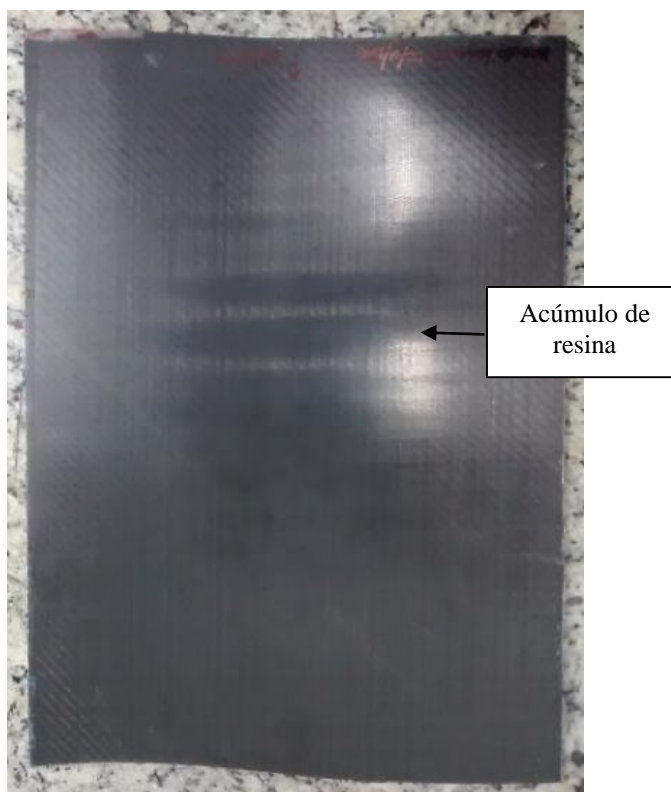
Figura 4.2.3 – Imagem do Laminado 2.



Fonte: (do autor).

No processamento do laminado 3, a pressão de injeção foi reduzida, o que aumentou o tempo de processamento. Com a placa de compósito desmoldada, observou-se acabamento superficial homogêneo e impregnação completa da preforma, porém neste processamento ocorreu um acúmulo de resina no centro da placa, Figura 4.2.4, causada pelo abaulamento do molde.

Figura 4.2.4 – Imagem Laminado 3.



Fonte: (do autor).

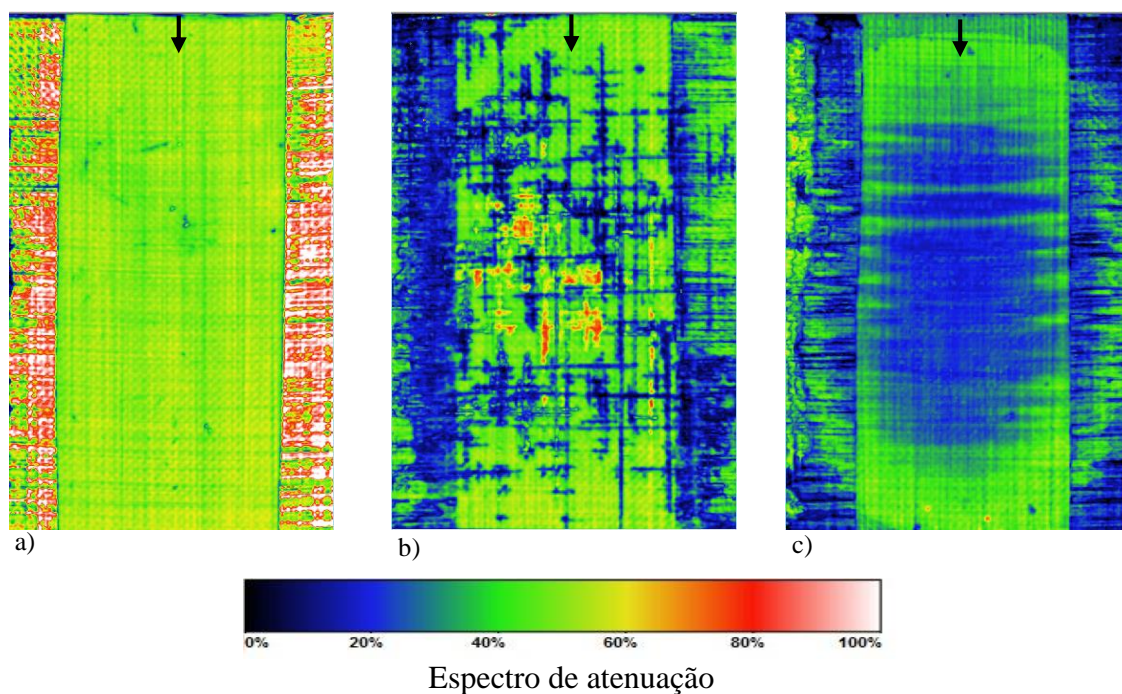
4.3 ANÁLISES DOS LAMINADOS VIA ULTRASSOM

Para verificar se houve a completa impregnação da resina na fibra dos laminados, obtidos nos processamentos via *RTM* dos diferentes moldes, foram realizadas as inspeções acústicas por ultrassom, com a análise dos ganhos gerados em mapas de atenuações *C-scan* e comparados com a referência, espectro de atenuação, estabelecida como padrão pelo DMT/FEG/UNESP. Esta escala representa o quanto da onda sonora retornou ao transdutor de frequência, enquanto que a onda dissipada se denomina atenuação do sinal. Para simplificação das discussões, usar-se-á o termo atenuação lida na escala, mas entende-se como sinal retornado na escala.

Para o laminado 1, processado no molde de aço 1020, observou-se no mapa *C-scan*, Figura 4.3.1a, que a impregnação da resina foi completa e homogênea, apresentando variação da atenuação entre 40% e 60% na extensão do laminado, esta variação é devido as pequenas mudanças na permeabilidade da preforma. No centro da placa, a inspeção também detectou pontos de

possíveis defeitos, os quais modificou a atenuação, quando comparado ao padrão estabelecido ao longo do laminado, sendo que nas extremidades do mapa a variação do sinal de ganho é observado devido aos insertos de PTFE.

Figura 4.3.1 – *C-scan* dos laminados: a) Laminado 1; b) Laminado 2; e c) Laminado 3.



Fonte: (do autor).

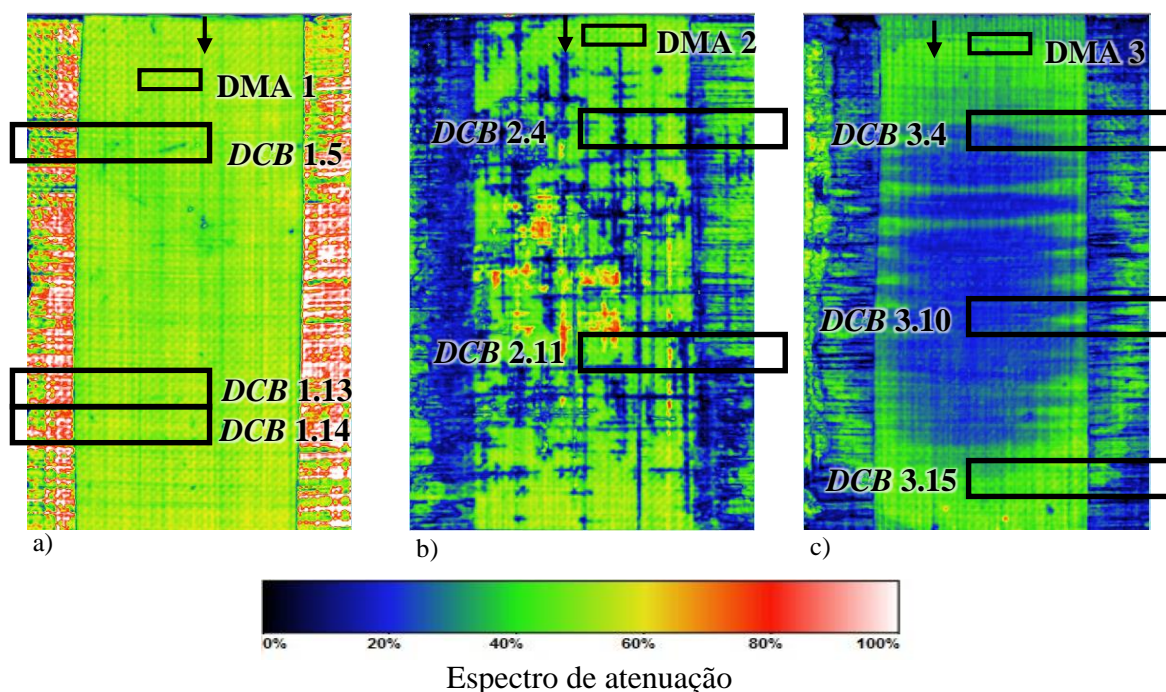
O laminado 2, processado no molde de alumínio 5052-F, observou-se visualmente a falta de impregnação das fibras e, posteriormente, comprovado pela inspeção de ultrassom com o mapa *C-scan*, Figura 4.3.1b. Verifica-se a variação na atenuação em toda extensão do laminado, sendo que a interpretação do sinal de atenuação foi indeterminada, uma vez que as ondas sonoras sofreram atenuação nos vazios e ou defeitos superficiais. A atenuação média do laminado foi de 20% a 60%, sendo que a atenuações entre 20% a 30% do sinal foi considerada como irregular por seguir os padrões de atenuação de vazios, de acordo com análise visual da placa, e nas extremidades a maior variação do ganho foi devido aos insertos.

No *C-scan* do laminado 3, Figura 4.3.1c, também processado no molde de alumínio 5052-F, observou-se que a impregnação da resina foi completa, porém não homogênea. A placa apresentou variação da atenuação entre 40% a 60%, como no laminado 1, e com uma perda no ganho de atenuação no centro do laminado, 20% a 40%, proporcionado pelo acúmulo de resina

devido à deformação do molde de alumínio no processamento, e perdas nas extremidades pelos inserto.

Os corpos de prova de *DCB* e do *DMA* foram selecionados ao longo dos laminados pela avaliação da impregnação da resina por meio do mapa *C-scan*, Figuras 4.3.2a, 4.3.2b e 4.3.2c.

Figura 4.3.2 – Seleção dos corpos de provas através do *C-scan* dos laminados: a) Laminado 1; b) Laminado 2; e c) Laminado 3.



Fonte: (do autor).

4.4 AVALIAÇÃO DA ENERGIA DE PROPAGAÇÃO (G_{Ic})

O ensaio de tenacidade à fratura no modo I foi realizado para verificar a variação da energia de propagação de trinca entre os laminados 1, 2 e 3. Obteve-se, com este ensaio, os valores da energia crítica do início da trinca (G_{Ic}), pelos métodos VIS e NL, os carregamentos críticos (P_{Ic}), os carregamentos máximos ($P_{máx}$) e o deslocamento crítico (δ_{Ic}). As Tabelas 5 e 7 apresentam esses valores crítico e as médias desses valores estão representados nas Tabelas 6 e 8.

Tabela 5 – G_{Ic} pelo método VIS.

Corpos de provas	G_{Ic} (J/m²)	P_{Ic} (N)	δ_{Ic} (mm)	a_{Ic} (mm)	$P_{m\acute{a}x}$ (N)
DCB 1.5	353	45,34	8,99	53,53	46,78
DCB 1.13	432	48,51	8,74	54,05	48,91
DCB 1.14	348	41,51	8,50	54,63	47,37
DCB 2.4	268	46,22	7,99	57,64	46,64
DCB 2.11	306	46,08	7,50	55,77	51,28
DCB 3.4	289	48,34	7,74	57,24	48,55
DCB 3.10	307	52,59	7,75	58,74	53,27
DCB 3.15	210	40,35	7,00	57,00	43,86

Fonte: (do autor).

Tabela 6 – Médias de G_{Ic} pelo método VIS.

	G_{Ic} (J/m²)	P_{Ic} (N)	δ_{Ic} (mm)	a_{Ic} (mm)	$P_{m\acute{a}x}$ (N)
Laminado 1	378	45	8,74	54,07	48
Desvio	47	3	0,25	0,55	1
CV (%)	12,4	6,6	2,8	1,0	2,1
Laminado 2	287	46,15	7,75	57	49
Desvio	26	0,10	0,35	1	3
CV (%)	9,0	0,21	4,5	1,7	6,1
Laminado 3	269	47	7,50	58	49
Desvio	51	6	0,43	1	5
CV (%)	18,9	12,7	5,7	1,7	10,2

Fonte: (do autor)

Tabela 7 – G_{Ic} pelo método NL.

Corpos de provas	G_{Ic} (J/m²)	P_{Ic} (N)	δ_{Ic} (mm)	a_{Ic} (mm)	$P_{m\acute{a}x}$ (N)
DCB 1.5	307	43,60	8,00	52,43	46,78
DCB 1.13	361	45,35	7,75	53,63	48,91
DCB 1.14	290	38,31	7,50	53,32	47,37
DCB 2.4	209	42,02	6,75	56,24	46,64
DCB 2.11	302	48,05	6,99	54,75	51,28
DCB 3.4	245	44,36	7,00	55,75	48,55
DCB 3.10	284	51,67	7,24	58,03	53,27
DCB 3.15	176	36,80	6,24	54,92	43,86

Fonte: (do autor).

Tabela 8 – Média de G_{Ic} pelo método NL.

	G_{Ic} (J/m²)	P_{Ic} (N)	δ_{Ic} (mm)	a_{Ic} (mm)	$P_{m\acute{a}x}$ (N)
Laminado 1	319	42	7,75	53,12	48
Desvio	36	4	0,25	0,62	1
CV (%)	11,3	9,5	3,2	1,2	2,0
Laminado 2	256	45	6,87	55	49
Desvio	65	4	0,16	1	3
CV (%)	25,4	8,9	2,3	1,9	6,1
Laminado 3	235	44	6,83	56	49
Desvio	54	7	0,52	2	5
CV (%)	23,0	15,9	7,6	3,6	10,2

Fonte: (do autor).

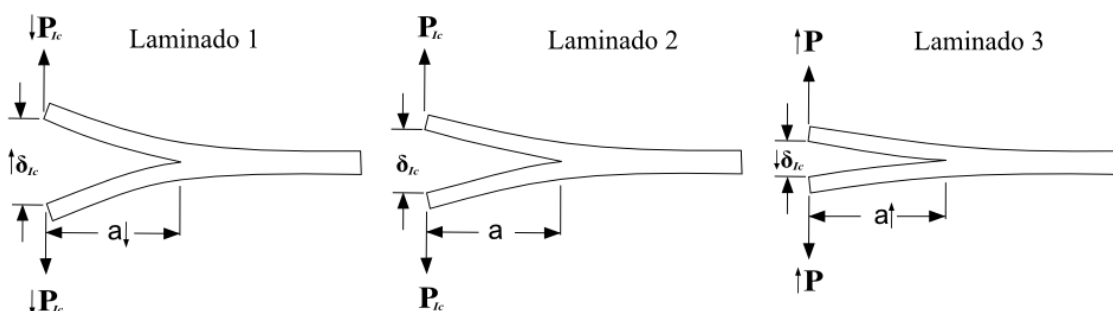
Pelo método VIS, observou-se que o G_{Ic} do laminado 1 foi de 378 ± 47 J/m², no laminado 2 foi de 287 ± 26 J/m² e no laminado 3 de 269 ± 51 J/m², como indicado na Tabela 6. Pelo método NL, Tabela 8, os valores foram de 319 ± 36 J/m², 256 ± 60 J/m² e 235 ± 54 J/m² nos laminados 1, 2 e 3, respectivamente, mostrando que este método é mais conservador que o método VIS, porém em ambos os métodos a energia crítica do início da trinca foi maior no laminado 1, em relação aos laminados.

Esta variação no G_{Ic} se explica pela variação do deslocamento crítico (δ_{Ic}), o carregamento

crítico (P_{Ic}) e o comprimento da trinca (a_{Ic}), respectivamente, o que pode ser relacionado com a flexibilidade e a fração volumétrica de fibra nos *DCB*'s dos laminados.

Pelos dados obtidos foi evidenciado no laminado 1 maior δ_{Ic} , menor P_{Ic} e a_{Ic} em relação ao laminado 2 e 3. Enquanto que no laminado 3 o δ_{Ic} foi menor, P_{Ic} e a_{Ic} foram maiores, mostrando maior rigidez para o laminado 3 e/ou maior flexibilidade para o laminado 1, como indicado na Figura 4.4.1, conseqüentemente afetando na tenacidade à fratura. Segundo Tian et al. (2016), se ganha em tenacidade com a diminuição das ligações cruzadas, porém diminui-se a resistência à tração e a resistência à flexão, essas ligações cruzadas podem estar associadas com a cura da matriz dos laminados dos diferentes moldes.

Figura 4.4.1 – Flexibilidade dos *DCB* em função de δ_{Ic} e P_{Ic} , as setas ao lado de cada parâmetro indicam aumento ou diminuição.



Fonte: (do autor).

A variação da espessura dos *DCB*'s também pode ter afetado a variação da flexibilidade, ocasionados pela deformação plástica no molde de alumínio 5052-F, alterando a fração volumétrica de fibra (v_f) dos laminados e, conseqüentemente, alterando as propriedades mecânicas. A fração volumétrica dos *DCB*'s em questão foi obtida pela Equação 4.4.1 (HSIAO et al., 2016).

$$v_f = \frac{n \cdot A_w}{t \cdot \rho_f} \quad (4.4.1)$$

Onde n é o número de camadas ($[0^\circ/90^\circ]_{4s}$), A_w é a gramatura do tecido *NCF* (408 g/m^2), ρ_f a massa específica da fibra de carbono ($1,78 \text{ g/cm}^3$), e t a espessura dos *DCB*'s 1.5, 2.11 e 3.10, foi 3,5 mm, 4 mm e 5,3 mm.

A variação da fração volumétrica de fibra dos laminados é um fator determinante para a ocorrência de *fiber bridging*, que são fisicamente definidas como pontes de fibras conectadas entre as interfaces dos planos superior e inferior do *DCB* e ocorre durante o ensaio de tenacidade à fratura em modo I. Segundo Feret et al. (2013), o *fiber bridging* está relacionado à fração volumétrica de fibra e matriz, o que contribui com uma fração da energia no modo I. Assim, as regiões com menor fração volumétrica de fibras apresentam uma distribuição menos eficiente das tensões aplicadas, resultando em menor tenacidade. A Figura 4.4.2, mostra a relação entre a quantidade de *fiber bridging* entre os *DCB's* 1.5, 2.11 e 3.10, dos laminados 1, 2 e 3, respectivamente.

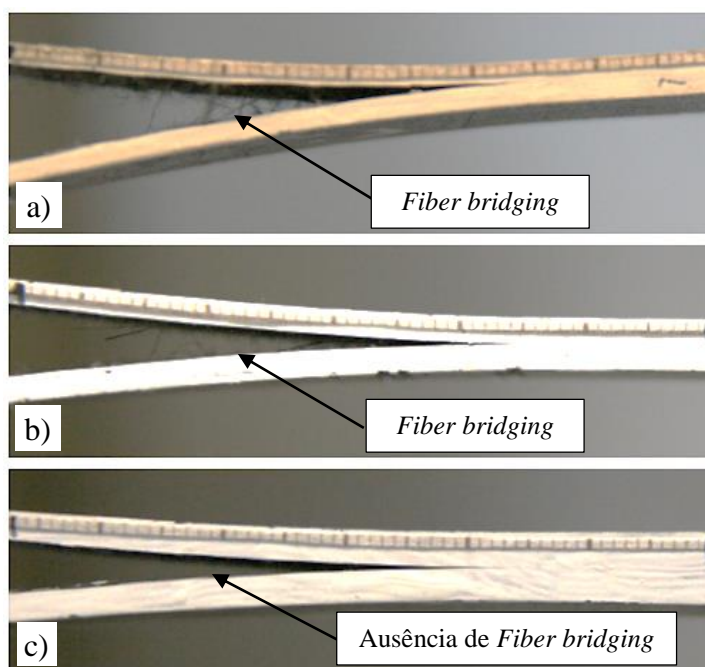
No *DCB* 1.5 do laminado 1, calculou-se v_f de 52%, em que notou-se maior quantidade de *fiber bridging* na ponta da trinca, Figura 4.4.2a. Esse *DCB* apresentou G_{Ic} de 353 J/m² pelo método VIS. Pelo gráfico $G_I \times a$, Figura 4.4.3, observou-se o aumento da energia de propagação G_I com o crescimento de a , com energia de propagação máxima de 560 J/m² a 110 mm de a total, e pouca variação de energia no incremento da trinca (Δa), também conhecido como *slip-stick* (PURSLOW, 1986). Segundo Yao et al. (2017), o *fiber bridging* atua como um mecanismo que aumenta a resistência interlaminar, restringindo a abertura da superfície de fratura durante o crescimento da delaminação, como consequência, a energia de propagação aumenta.

Para o *DCB* 2.11 do laminado 2, calculou-se v_f de 45% e observou-se quantidade intermediária de *fiber bridging* em relação aos *DCB's* do laminado 1 e 3, Figura 4.4.2b. Enquanto que obteve-se G_{Ic} de 306 J/m² pelo método VIS e a energia de propagação máxima de 465 J/m² a 67 mm, ilustrado na Figura 4.4.3, onde nesse ponto do gráfico também observou-se que ocorreu maior variação da energia no incremento da trinca (Δa) em relação ao restante do ensaio e ao *DCB* do laminado 1.

Já para o *DCB* 3.10 do laminado 3, calculou-se v_f de 35% e foi observado ausência de *fiber bridging* por inspeção visual, Figura 4.4.2c, em que obteve-se G_{Ic} de 307 J/m² pelo método VIS, o qual se aproximou do valor do *DCB* do laminado 2. Entretanto o valor máximo da energia de propagação foi de 310 J/m² em a aos 67 mm, Figura 4.4.3, com maior variação da energia a cada incremento da trinca (Δa), em relação aos outros *DCB's* dos outros laminados. Essa variação da energia no incremento da trinca ocorre quando a abertura da trinca encontra uma barreira que aumenta a energia elástica acumulada, e.g. costura do tecido, e, quando essa barreira é vencida, ocorre a propagação instável da trinca devido a ausência de *fiber bridging*. Segundo Yao et al.

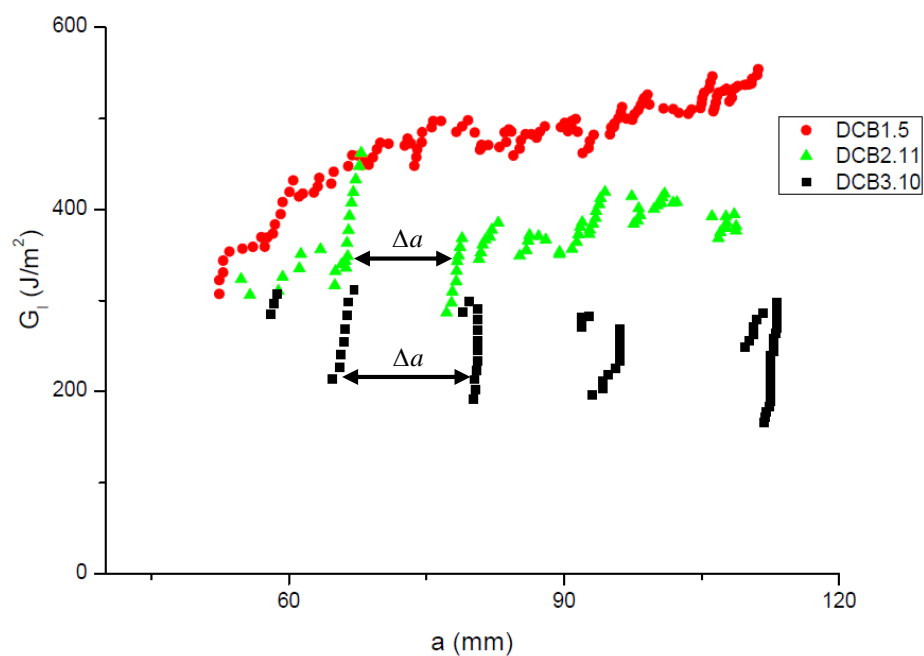
(2017), a presença de *fiber bridging* inibe o crescimento da trinca.

Figura 4.4.2 – Relação da quantidade de *fiber bridging* entre os laminados 1, 2 e 3 dos seguintes DCB's: a) DCB 1.5; b) DCB 2.11; e c) DCB 3.10.



Fonte: (do autor).

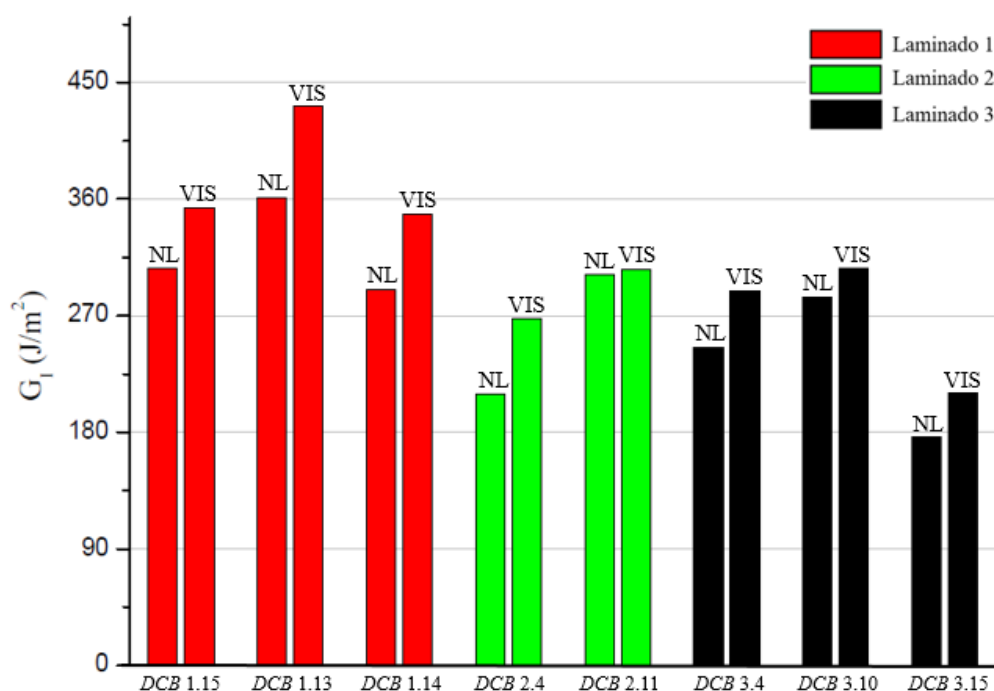
Figura 4.4.3 – Gráfico de $G_I \times a$.



Fonte: (do autor).

Apesar da ocorrência da variação da energia na propagação da trinca, atribuído a fração volumétrica de fibra dos laminados, a variação de energia crítica G_{Ic} propriamente, Figura 4.4.4, não foi afetada pelo *fiber bridging*. Desta forma, as reduções dos valores de G_{Ic} dos laminados 2 e 3 em relação ao laminado 1 foram atribuídas quase que na totalidade pelo aumento das ligações cruzadas da matriz. Segundo Mohamed et al. (2017), a trinca inicial da delaminação é coberto pela matriz, mostrando que a energia crítica de tenacidade a fratura é predominantemente governada pelas microfissuras da resina.

Figura 4.4.4 – Gráfico de G_{Ic} x NL/VIS.



Fonte: (do autor).

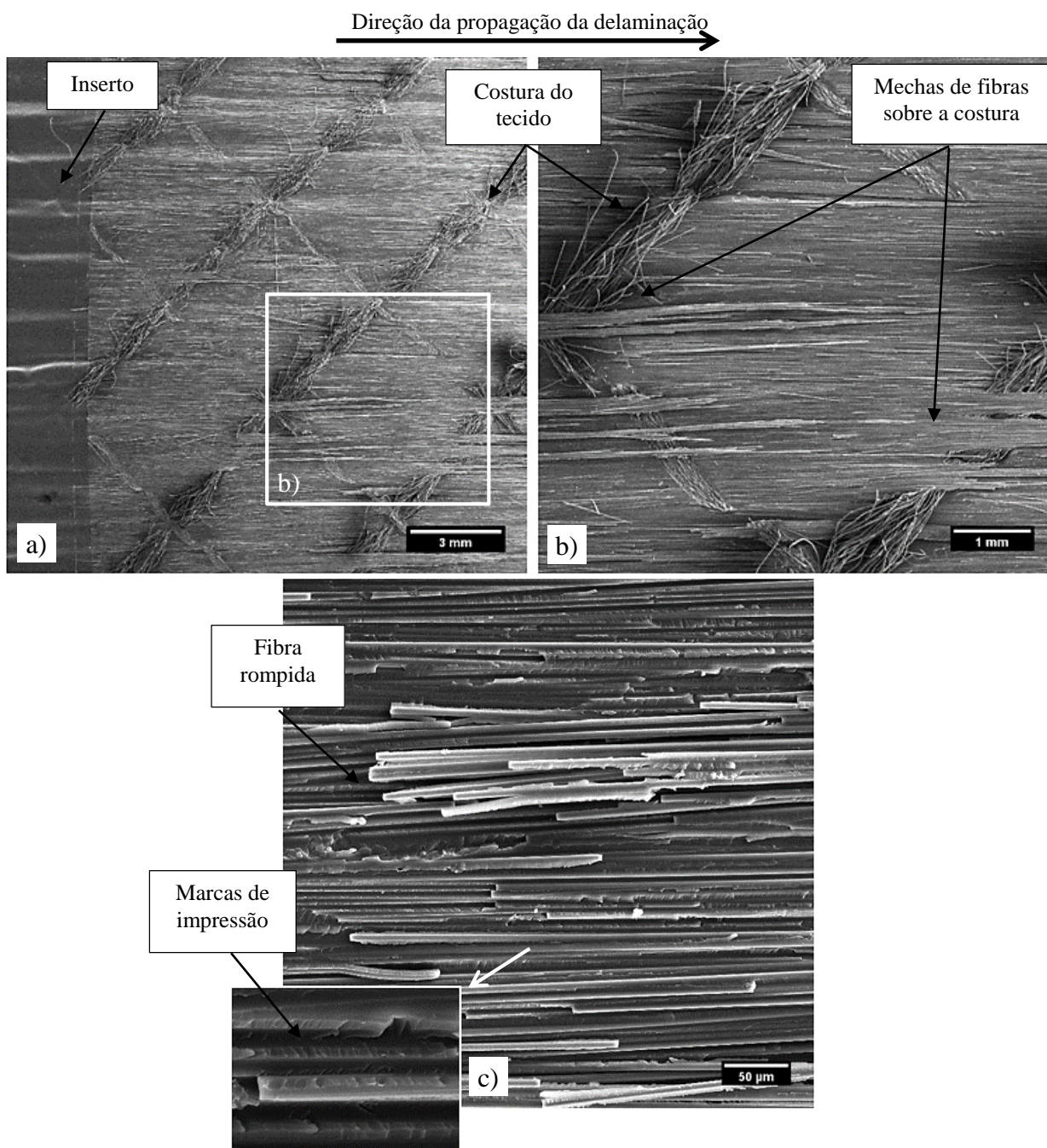
4.5 ANÁLISE DE FRATURA

Para melhor entendimento da reação da delaminação no plano médio com a variação da energia de propagação, foram realizadas imagens das superfícies fraturadas, originadas pelo ensaio de tenacidade à fratura em modo I. Foi observada a distribuição da matriz e fibra, o caminho de propagação da trinca pela delaminação e a interferência de *fiber bridging* por meio da variação do aspecto superficial da fraturas e este com a variação de energia de propagação da trinca.

A Figura 4.5.1a mostra as imagens do *DCB* 1.5 do laminado 1, no local com o comprimento da trinca total de aproximadamente de 60 mm. Nesse ponto evidenciou-se a distribuição da fibra sem acúmulo de resina, explicado pela alta fração volumétrica de fibra v_f , calculada teoricamente. Verificou-se boa adesão, uma vez que visualizou-se mechas de fibras que passam sobre as costuras do tecido *NCF*, as quais foram delaminadas da interface do tecido oposto, durante a abertura frente a trinca, como visto na Figura 4.5.1b.

Com a ampliação deste ponto, Figura 4.5.1c, notou-se as fibras rompidas e também as marcas de impressão, que são as marcas das fibras removidas na delaminação. Segundo Feret et al. (2013), as fibras rompidas sob tensão confirmam o *fiber bridging*, enquanto que para Bonhomme et al. (2009), a aparência limpa da superfície da fibra juntamente com as marcas de impressão sugerem que a trinca progrediu pela interface da fibra e matriz, demonstrando uma falha coesiva.

Figura 4.5.1 – Superfície de fratura em modo I do *DCB* 1.5 com o comprimento de trinca a de 60 mm com as seguintes ampliações: a) 10X; b) 30X; e c) 500X.

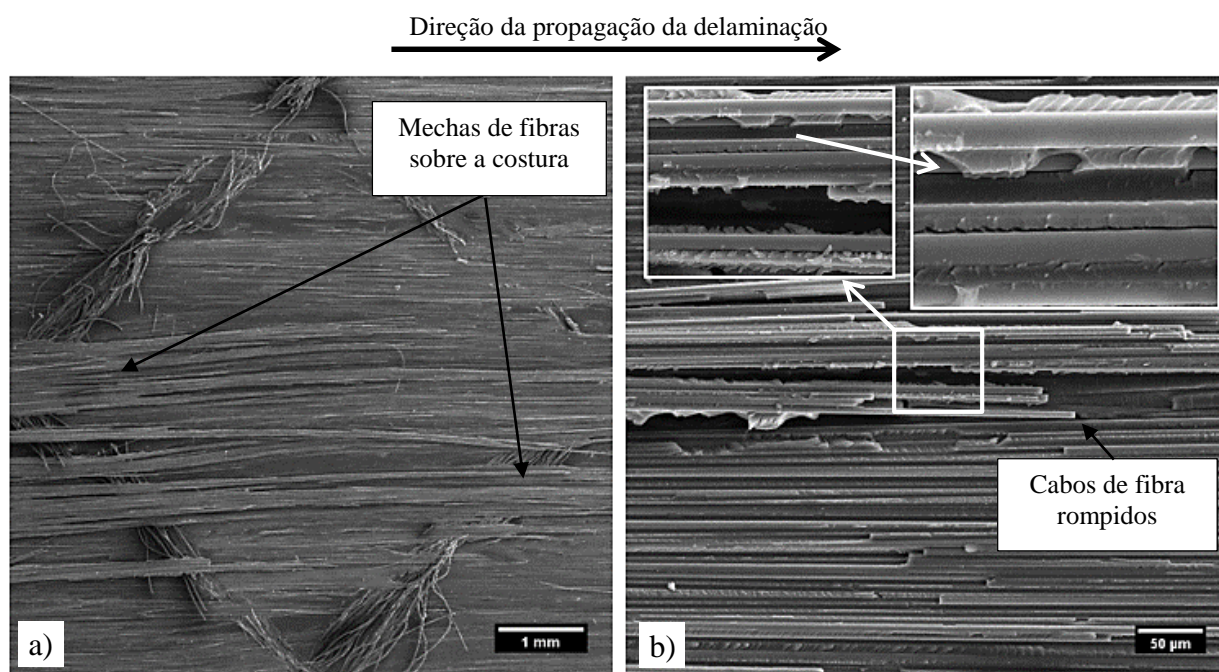


Fonte: (do autor).

Já com as imagens da fratura em aproximadamente 80 mm, Figura 4.5.2a, observou-se maior quantidade de mechas de fibras sobre a costura do tecido, em relação a fratura com trinca em 60 mm, comprovando maior interação entre as interfaces da delaminação neste ponto, e pelas

imagens da Figura 4.5.2b que confirmam a região rica em fibra. Nota-se também, cabos de fibras rompidas e deslocadas da interface, o que justifica o aumento da energia de propagação G_I , ocasionado pela energia adicional necessária para o rompimento do *fiber bridging*.

Figura 4.5.2 – Superfície de fratura em modo I do *DCB* 1.5 com o comprimento de trinca a de 80 mm com as seguintes ampliações: a) 30X; e b) 500X.



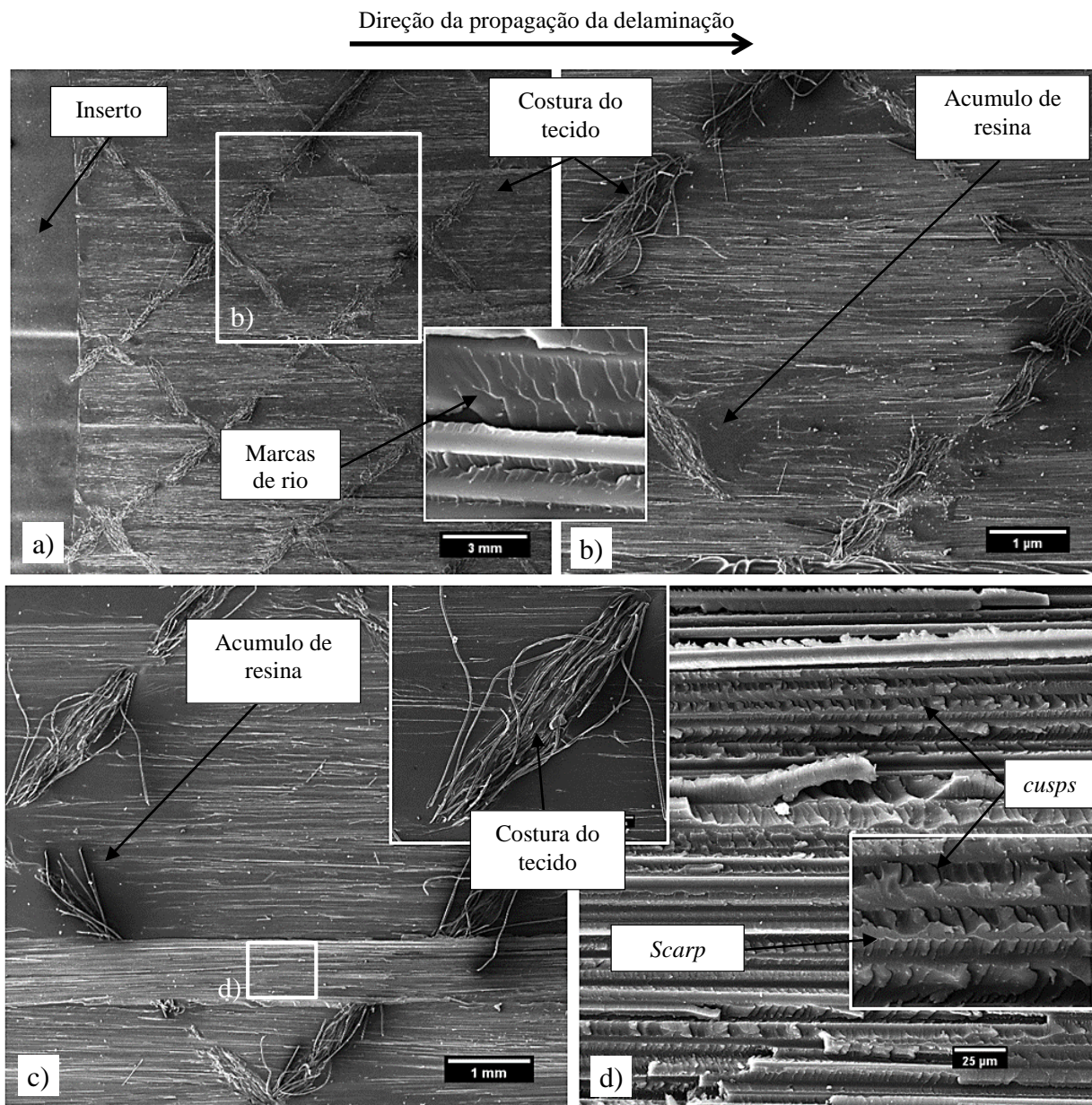
Fonte: (do autor).

Nas imagens da fratura, em aproximadamente a 60 mm de a total, do *DCB* 2.11 do laminado 2, Figura 4.5.3a e 4.5.3b, nota-se a distribuição da fibra com pequenos acúmulos de resina, o que proporcionou uma menor energia de delaminação. Isso pode ser constatado pelo padrão de fratura designado como marcas de rio na matriz que originaram as *scarps* ou clivagem. Enquanto que nas regiões com maior fração volumétrica de fibras, ocorreu a formação dos *cusps*, que são originados perpendicularmente a propagação da trinca.

Já com as imagens da fratura em aproximadamente de 80 mm de a total, Figura 4.5.3c e 4.5.3d, notou-características de melhor adesão entre os constituintes, entretanto com maior acúmulo de resina em volta das costuras do tecido, o que ocasionou a diminuição de *fiber bridging*. Consequentemente, a maior parte da energia foi absorvida pela matriz, o que diminuiu a energia de propagação G_I , em relação ao corpo de prova do laminado 1. Embora, ainda assim, a adesão

entre as interfaces foram suficientes para evitar as altas variações de energia no incremento da trinca (Δa), caracterizado como propagação instável.

Figura 4.5.3 – Superfície de fratura em modo I do *DCB* 2.11 com as seguintes ampliações: a) 10X a 60 mm; b) 30X a 60 mm; c) 30X a 80 mm; e d) 500X a 80 mm.



Fonte: (do autor).

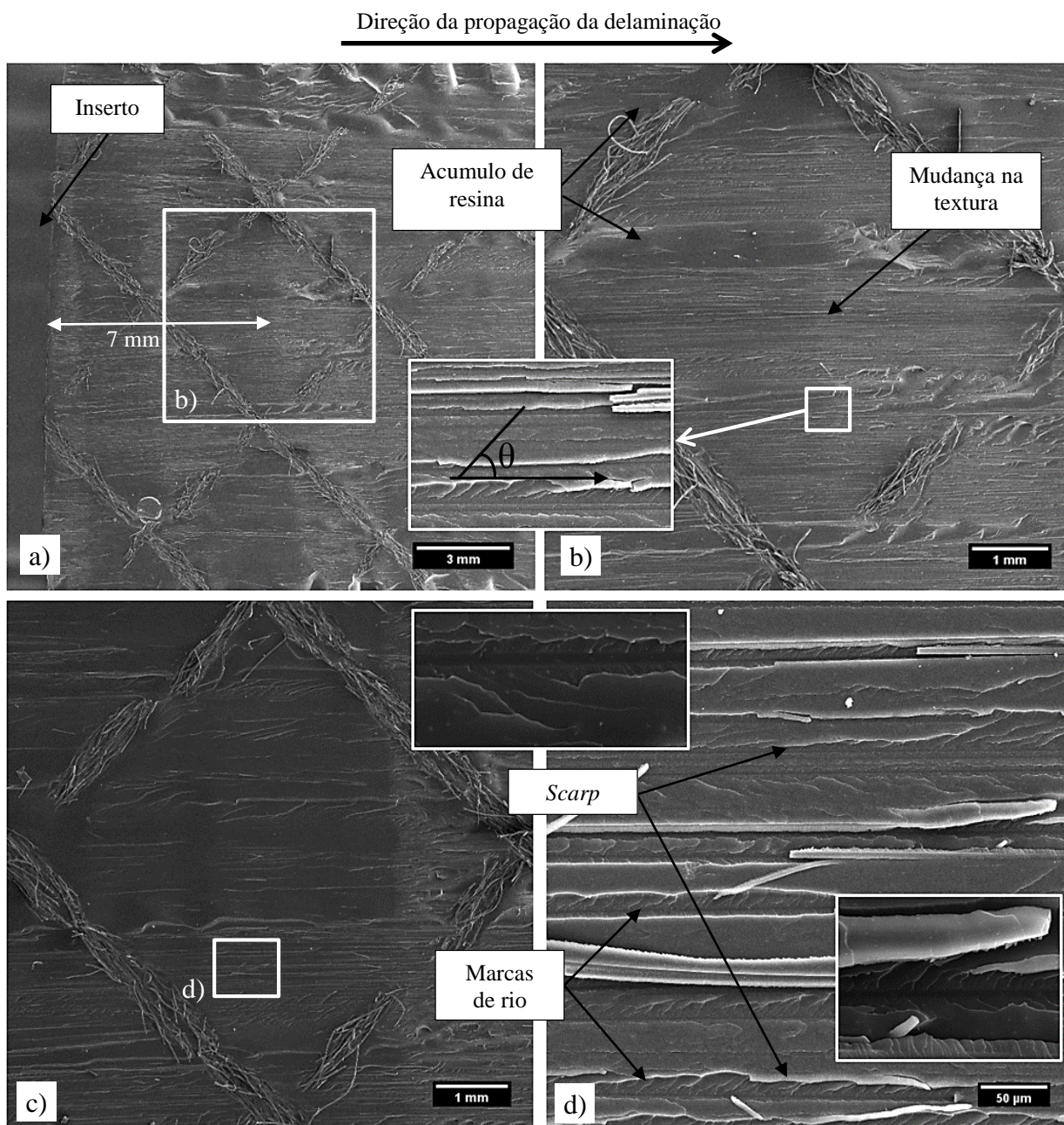
Para as imagens do *DCB* 3.10 do laminado 3, com o comprimento da trinca aproximadamente em 57 mm, Figura 4.5.4a e 4.5.4b, nota-se a distribuição da fibra com maior proporção de matriz em relação aos corpos de prova de outros laminados. Pelo cálculo de fração

volumétrica de fibras desse corpo de prova, foi o que apresentou menor valor igual a 35%, ou seja, maior quantidade de matriz. Essa característica proporcionou contribuição maior de energia dissipada pela matriz. Na Figura 4.5.4a, também observou-se a mudança na textura da superfície de fratura, ocasionado pela instabilidade da propagação da trinca (Δa), observado no gráfico de G_I x a entre o comprimento de 57 e 65 mm do comprimento de trinca, Figura 4.4.3.

Segundo Purslow et al. (1986), esta variação na textura se deve à velocidade da propagação da trinca. Para Wang et al. (2017), a morfologia da fratura lisa mostra que a delaminação ocorreu a uma velocidade elevada pela matriz. Enquanto que Shiino et al. (2015) associou o ângulo θ das marcas de rios, que originam as escarpas, com a velocidade da propagação da trinca, Figura 4.5.4b, o que justifica a variação na textura da fratura com diferentes velocidades de propagação em carregamento quase estático.

Já com as imagens da fratura em aproximadamente a 80 mm, Figura 4.5.4c e 4.5.4d, observou-se maior acúmulo de resina, sem as mechas de fibras sobre as costuras, o que demonstra que a delaminação ocorreu no domínio da matriz, com alguns cabos de fibras rompidos, ou seja, ausência de *fiber bridging*. Também observou-se grande quantidade de escarpas e clivagem. Estas são provenientes do encontro das marcas de rio, indicando o sentido da propagação da trinca e caracterizando a fratura frágil do material. Essa característica diminuiu a energia de propagação G_I em relação aos corpos de prova dos laminados 1 e 2, mas ainda assim manteve-se a energia crítica de propagação da trinca próximo ao corpo de prova do laminado 2. Segundo Cândido et al. (2012), na fase tenacificada ocorre à extensão do plano de fratura, que caracteriza a deformação plástica da matriz, a qual é atribuída a fração de termoplástico da resina epóxi.

Figura 4.5.4 – Superfície de fratura em modo I do DCB 3.10 com as seguintes ampliações: a) 10X a 57 mm; b) 30X a 57 mm; c) 30X a 80 mm; e d) 500X a 80 mm.



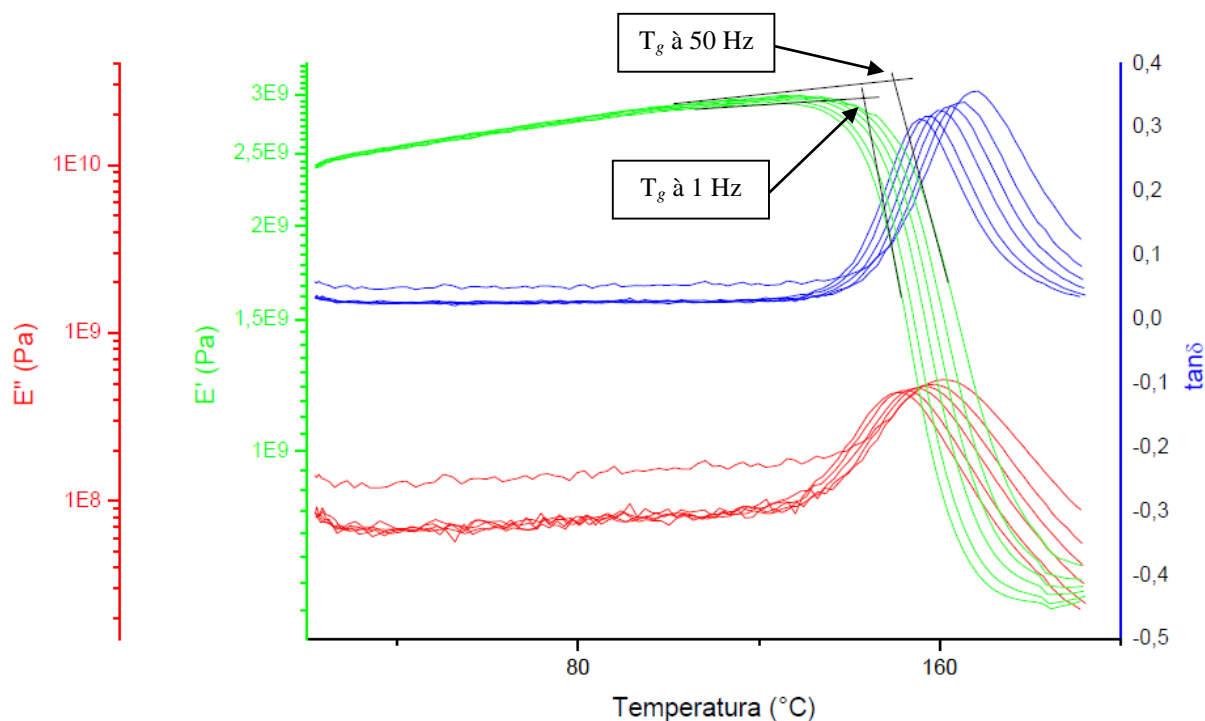
Fonte: (do autor).

4.5 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)

As curvas do DMA foram conduzidas nas frequências de 1, 2, 5, 10, 20 e 50 Hz para os laminados 1, 2 e 3 e estão indicadas nas Figuras 4.5.1, 4.5.2 e 4.5.3. De modo geral, as temperaturas dos picos de E'' e $\tan \delta$ determinaram a T_g dos laminados, e, de modo mais conservador, o mesmo foi determinado pelo encontro das tangentes de E' , de acordo com a norma ASTM D7028-07 (2010).

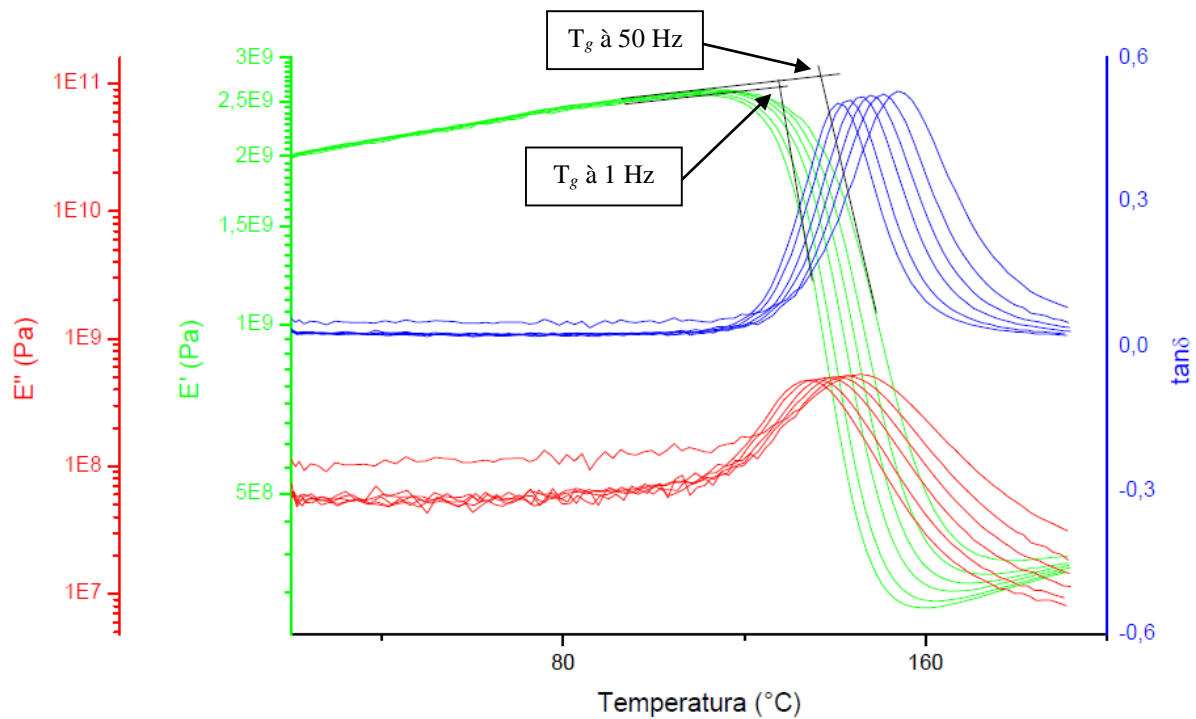
Os valores de E' , E'' e $\tan \delta$ demonstraram a dependência com as frequências, quando estes aumentaram, as curvas deslocaram-se para a direita, conseqüentemente, aumentado a T_g dos laminados. Segundo Stark et al. (2013), isto ocorre devido o material armazenar mais energia, o que diminuí o tempo de relaxação e deslocam as curvas.

Figura 4.5.1 – Curva do DMA do Laminado 1.



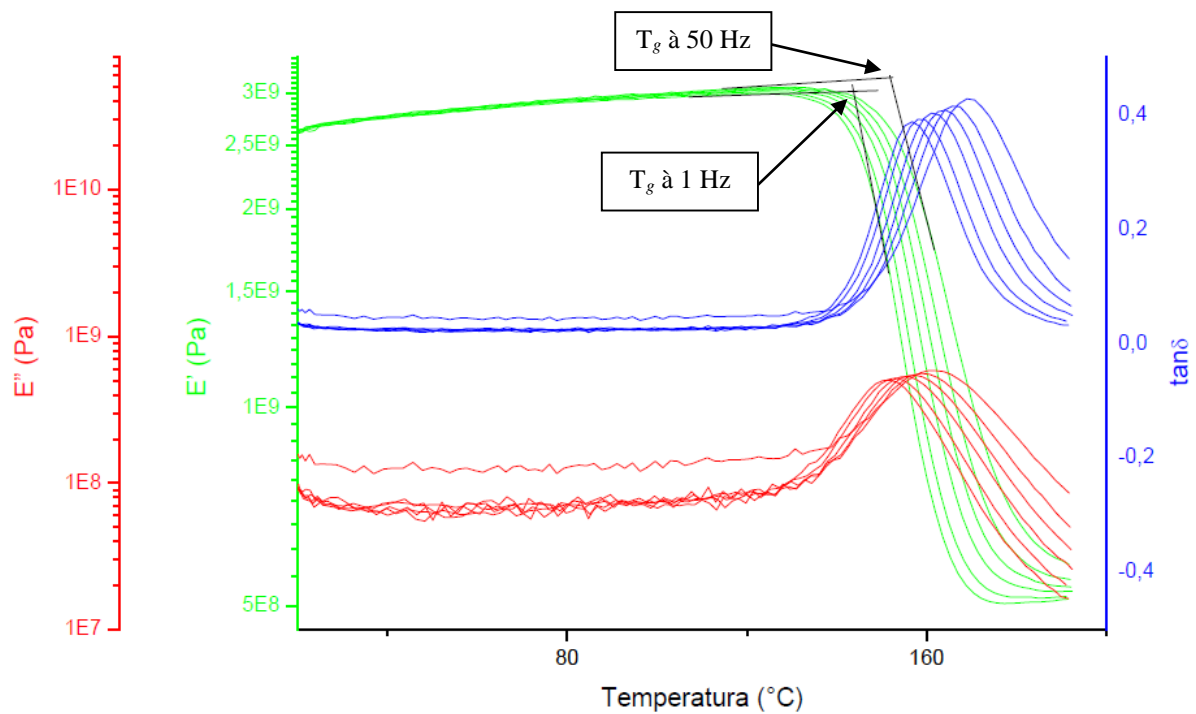
Fonte: (do autor).

Figura 4.5.2 – Curva do DMA do Laminado 2.



Fonte: (do autor).

Figura 4.5.3 – Curva do DMA do Laminado 3.



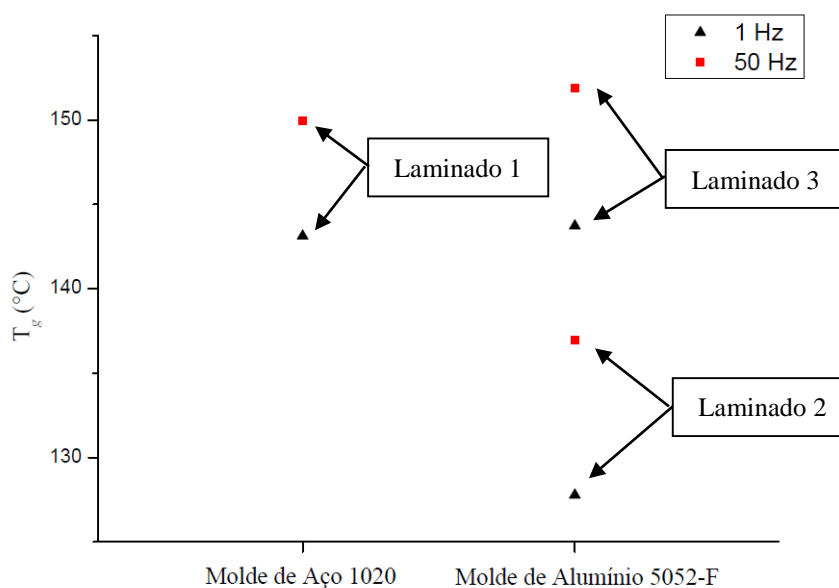
Fonte: (do autor).

Para o laminado 1 observou-se que o valor de T_g por E' foi de 143°C, pelo pico de E'' foi de 150°C e pelo pico da $\tan \delta$ foi de 155°C, na frequência de 1 Hz. Na frequência de 50 Hz os valores das T_g 's aumentaram para 149°C, 160°C e 167°C.

No laminado 2, observou-se a diminuição dos valores das T_g 's em relação ao laminado 1, com o valor de E' de 124°C, de E'' de 134°C e de $\tan \delta$ de 140°C na frequência de 1 Hz. Já à 50 Hz as T_g 's foram de 137°C, 145°C e 154°C, respectivamente. Enquanto que no laminado 3 observou-se que as T_g 's aumentaram em relação aos laminados 1 e 2, de 143°C, 150°C e 156°C à 1 Hz, e à 50 Hz as T_g 's foram de 151°C, 161°C e 169°C, como indicado na Tabela 9.

As transições de segunda ordem identificadas entre os laminados podem associar-se com a densidade de ligações cruzadas da matriz. Segundo Okabe et al. (2016), o valor de T_g aumenta com o aumento da densidade das ligações cruzadas, o que foi evidenciado entre os valores encontrados nos laminados processados no molde de aço e de alumínio, o comportamento está ilustrado na Figura 4.5.4, respectivamente.

Figura 4.5.4 – Variação da T_g pelos materiais dos moldes.



Fonte: (do autor).

Outro parâmetro que pode avaliar a densidade das ligações cruzadas dos laminados é o módulo elástico, E' , que está associado à rigidez. Enquanto o módulo de dissipação viscosa, E'' , está associado à dissipação de energia plástica. Levando em conta essas duas características, observou-se que no laminado 3 o valor de E' foi 0,04 GPa maior em relação ao laminado 1, e o

mesmo ocorreu com o valor de E'' , que foi 58,28 MPa superior. Enquanto que no laminado 2 o E' e E'' diminuíram em 0,35 GPa e 27,02 MPa em relação ao laminado 3, o que identificou certa variação entre os processamentos.

Tabela 9 – T_g por E' , E'' e $\tan \delta$ dos Laminados 1, 2 e 3.

Laminado 1 - Processado no molde de aço 1045					
Frequência	1 Hz		50 Hz		Referente à Figura
T_g por E'(GPa)	143	2,97	149	3,14	4.5.1
T_g por E''(MPa)	150	443	160	528	4.5.1
T_g por $\tan \delta$	155	0,313	167	0,357	4.5.1

Laminado 2 - Processado no molde de alumínio 5052-F					
Frequência	1 Hz		50 Hz		Referente à Figura
T_g por E'(GPa)	124	2,66	137	2,78	4.5.2
T_g por E''(MPa)	134	474	145	520	4.5.2
T_g por $\tan \delta$	140	0,504	154	0,529	4.5.2

Laminado 3 – Processado no molde de alumínio 5052-F					
Frequência	1 Hz		50 Hz		Referente à Figura
T_g por E'(GPa)	143	3,01	151	3,17	4.5.3
T_g por E''(MPa)	150	501	161	584	4.5.3
T_g por $\tan \delta$	156	0,387	169	0,428	4.5.3

Fonte: (do autor).

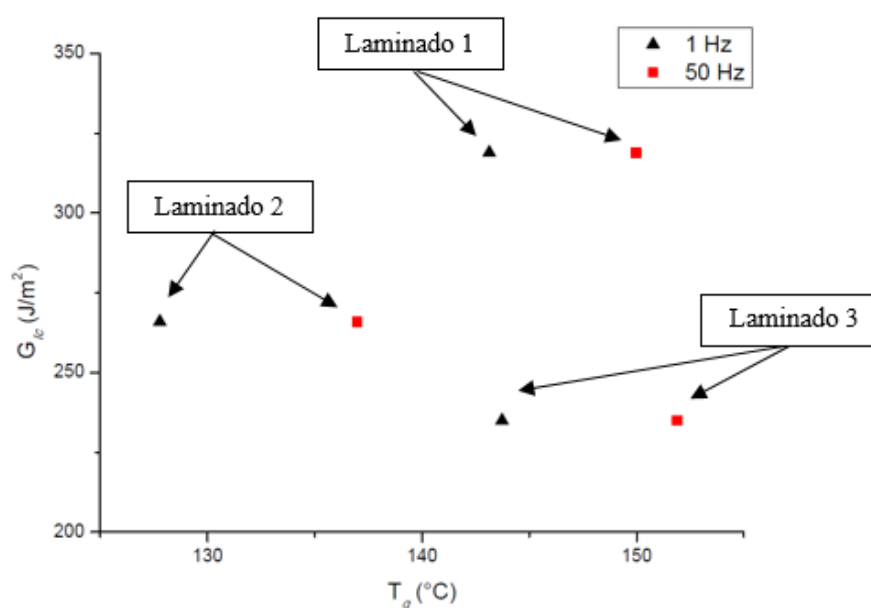
4.6 RELAÇÃO ENTRE G_{Ic} E T_g

De acordo com ensaio de tenacidade à fratura no modo I, com os valores de G_{Ic} pelo método NL, e pelos valores de T_g obtidos nas curvas de DMA na frequência de 1 Hz, observou-se diferenças entre os laminados 2 e 3, como indicado na Figura 4.6.1 e na Tabela 10. Indicando que quanto maior a transição vítrea, menor o G_{Ic} , sugerindo que ocorreu diferença entre o grau de cura, não apenas entre os laminados dos diferentes moldes, mas também entre os laminados processados no molde de alumínio.

Sendo que o valor de G_{Ic} foi o oposto da T_g , de modo geral, quando obteve-se um ganho moderado de G_{Ic} houve a queda para a T_g , enquanto que para o laminado 1, processado no molde

de aço, obteve-se valores maiores de G_{Ic} e valores de T_g muito próximos ao laminado 3. Isto sugere que os laminados 2 e 3 possuem tenacidade a fratura menores que o laminado 1.

Figura 4.6.1 – Gráfico de G_{Ic} x T_g .



Fonte: (do autor).

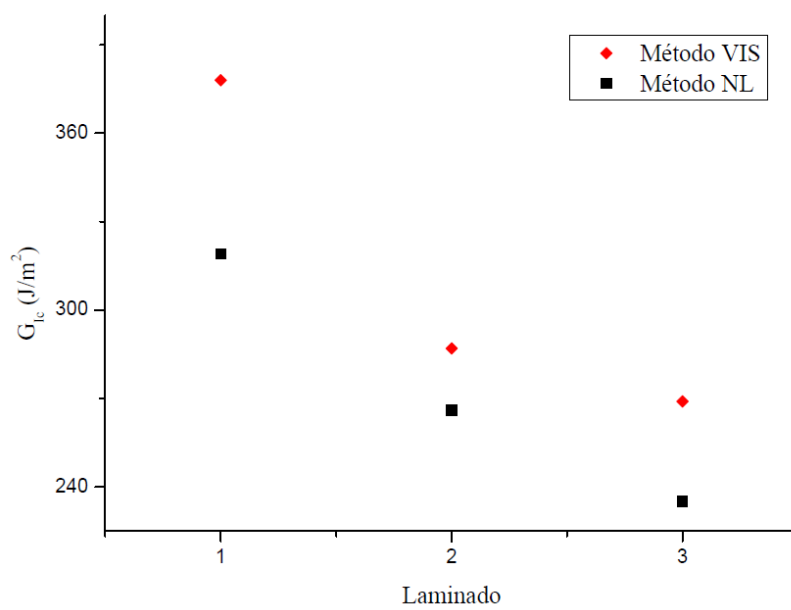
Tabela 10 – Tabela de G_{Ic} pelas T_g 's a 1 Hz.

	G_{Ic} (J/m^2)	T_g por E' ($^{\circ}C$)	T_g $\tan \delta$ ($^{\circ}C$)
Laminado 1	319	143	155
Laminado 2	266	124	140
Laminado 3	235	143	156

Fonte: (do autor).

De modo geral, tem-se o comportamento do laminado bem determinado pela tenacidade a fratura no modo I, como ilustrado na Figura 4.6.2.

Figura 4.6.2 – Variação da tenacidade a fratura dos laminados.



Fonte: (do autor).

5 CONCLUSÕES

Com a pesquisa proposta, identificou-se vantagens e desvantagens em relação à mudança de material do molde:

- Para a fabricação dos moldes, é necessário avaliar a temperatura máxima de operação e a pressão de compactação com as propriedades mecânicas dos materiais do molde para evitar as deformações plásticas causadas no processamento, evitando a instabilidade dimensional, observada no molde de alumínio. Apesar disso, o molde de alumínio apresentou maior controle da temperatura, mais estável, e com maior fluxo de calor devido à maior condutividade térmica, o que facilitou a programação das resistências contidas no seu interior. Já o molde de aço mostrou-se melhor estabilidade dimensional;

- Também verificou-se, por inspeção visual, que a distribuição da resina no laminado 1 foi bem sucedida, confirmado pelo ultrassom no mapa *C-scan*, observando-se apenas pequenas variações de resina, porém que não interferiram na caracterização de tenacidade à fratura em modo I e no ensaio do DMA. Para o laminado 2 verificou-se falta de impregnação das fibras e no laminado 3 ocorreu acúmulo de resina no centro da placa, causada pela deformação do molde de alumínio comprovados pelo *C-scan*;

- Nos ensaios de tenacidade à fratura interlaminar no modo I, observou-se que o G_{Ic} do laminado 1 foi superior aos laminados 2 e 3, e também foi evidenciado crescimento mais instável da trinca em função da energia de propagação para os laminados 2 e 3;

- Nas imagens da fratura no MEV constatou-se a influência da fração volumétrica, causada pela deformação no molde de alumínio, o que promoveu a variação na formação de *fiber bridging*, o qual foi responsável pela energia adicional na propagação da trinca do laminado 1, de forma moderada no laminado 2. Enquanto que no laminado 3 a propagação da trinca foi predominantemente na matriz do plano médio. Isso foi ocasionado pela instabilidade da propagação da trinca, com isso, manteve-se maior G_I para o laminado 1 e menor para o laminado 3. Enquanto que G_{Ic} foi atribuído a densidade de ligações cruzadas da matriz;

- Para o ensaio de DMA, os laminados 1 e 3 apresentaram pouca variação na T_g e no módulo de armazenamento, entretanto os valores de G_{Ic} com respectivos valores de $319 \pm 36 \text{ J/m}^2$ e $235 \pm 54 \text{ J/m}^2$ foram diferentes. No laminado 2 o valor da T_g foi a menor entre os laminados, enquanto

que G_{Ic} foi intermediário, o que sinalizou diferença no grau de cura entre os laminados dos diferentes moldes, e também entre os processados no molde de alumínio.

Com as propriedades avaliadas em diferentes pontos de vista (macro e micro), conseguiu-se identificar que as características dos moldes podem afetar os compósitos estruturais obtidos via *RTM*. Os mesmos afetaram a estabilidade dimensional e as propriedades físicas. Portanto, para obter propriedades compatíveis com aplicações nos projetos de engenharia, estudos preliminares são exigidos para adequar os parâmetros de processamento aos materiais dos moldes.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Visto a complexidade dos estudos dos materiais dos moldes e as relações com as propriedades dos compósitos obtidos, alguns estudos conduzidos neste trabalho podem ser estendidos para melhor compreensão:

- Realizar a comparação de compósitos com moldes de outros materiais, tais como aços ferramentas e aços inoxidáveis;
- Estudar a viabilidade de materiais não metálicos para a fabricação dos moldes;
- Identificar a relação das ligações cruzadas com diferentes taxas de aquecimento no processo de cura da resina, por DSC;
- Relacionar o aspecto superficial causado por *fiber bridging* em compósitos obtidos em diferentes moldes com a mesma fração volumétrica de fibras para identificar e compreender a diferença entre a densidade de ligações cruzadas.

Este estudo poderá ser melhor compreendido e aprofundado a medida que esses tópicos forem respondidos, viabilizando a reprodução de compósitos com propriedades conhecidas em moldes de diferentes materiais, reduzindo o tempo de produção e os custos operacionais de fabricação via *RTM*.

REFERÊNCIAS

- ABOU MSALLEM, Y. et al. Material characterization and residual stresses simulation during the manufacturing process of epoxy matrix composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 41, n. 1, p. 108–115, 2010.
- ABSORPTION, F. A.; SPECTROS-, P. E. Standard Specification for Iron-Nickel and Iron-Nickel-Cobalt Alloys for Low Thermal. v. 06, n. Reapproved, 2011.
- AMORIM JÚNIOR, W. F. DE et al. Processamento de placa espessa de compósito através de moldagem por transferência de resina. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 11, n. 3, p. 316–323, 2006.
- ASM HANDBOOK. ASM Handbook Volume 15 - Casting. **Technology**, v. 2, p. 3470, 2001.
- ASTM A 240. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. **Standards**, v. I, p. 12, 2004.
- ASTM B753-07. Standard Specification for Thermostat Component Alloys 1. v. i, n. Reapproved, p. 2–5, 2013.
- ASTM D5418-07. Standard Test Method for Plastics : Dynamic Mechanical Properties : In Flexure (Dual Cantilever Beam) 1. p. 1–4, 2010.
- ASTM D5528-01. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites 1. **Annual Book of ASTM Standards**, v. 01, n. Reapproved 2007, p. 1–12, 2011.
- ASTM D7028-07. Standard Test Method for Glass Transition Temperature (DMA Tg) of Polymer Matrix Composites by Dynamic Mechanical Analysis (DMA) 1. n. C, p. 1–14, 2010.
- ASTM E2160-04. Standard Test Method for Heat of Reaction of Thermally Reactive Materials by Differential Scanning Calorimetry 1. p. 1–5, 2012.
- BAILEY, J. A. **ASM Handbook Volume 8 -Mechanical Testing and Evaluation**. [s.l: s.n.].
- BS EN 10088-1: 2005. Stainless Steels - Part1: List of stainless steels. **Cen**, v. 3, 2005.

CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, M. C. . Fractografia de Compósito Estrutural Aeronáutico Submetido ao Ensaio de Tenacidade à Fratura Interlaminar em Modo II Fractography of Aeronautical Structural Composite Submitted to Mode II Interlaminar. v. 24, p. 65–71, 2014.

CÂNDIDO, G. M. et al. Fractografia de compósito estrutural aeronáutico submetido à caracterização de tenacidade à fratura interlaminar em modo I. **Polímeros**, v. 22, n. 1, p. 41–53, 2012.

CANEVAROLO JR., S. V. **Ciência dos Polímeros - Um texto básico para tecnólogos e engenheiros**. [s.l: s.n.].

CASSU, S. N.; FELISBERTI, M. I. Comportamento dinâmico-mecânico e relaxações em polímeros e blendas poliméricas. **Química Nova**, v. 28, n. 2, p. 255–263, 2005.

COSTA, M. L.; REZENDE, M. C.; BOTELHO, E. C. Estabelecimento de ciclo de cura de pré-impregnados aeronáuticos. **Polímeros**, v. 15, n. 3, p. 224–231, 2005.

COSTA, M. L.; REZENDE, M. C.; PARDINI, L. C. Métodos de estudo da cinética de cura de resinas epóxi. **Polímeros**, v. 9, n. 2, p. 37–44, 1999.

DAVIS, J. R. **Asm International Handbook Committee Metals**. [s.l: s.n.].

FERET, V.; GHIASI, H.; HUBERT, P. Effect of Fibre Volume Fraction on Mixed-Mode Fracture of a Fabric Carbon / Epoxy Composite. p. 415–429, 2013.

FERRARI, V. C. G. M. et al. Caracterização de um Pré-Impregnado Aeronáutico por FT-IR e Análise Térmica. v. 22, p. 369–377, 2012.

FLETCHER, A. J.; OAKESHOTT, J. L. Thermal residual microstress generation during the processing of unidirectional carbon fibre/epoxy resin composites: random fibre arrays. **Composites**, 1994.

FOURNIER, J.-E. **O Alumínio na Indústria de Moldes Plásticos 01**. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<http://www.schmolz-bickenbach.com.br/>, Data de acesso: 23/03/2015 as 23:10 horas>.

FRANCO, L. A. L. et al. Análise fractográfica do modo de falha de compósitos carbono/epóxi.

Revista Materia, v. 14, n. 1, p. 694–704, 2009.

GEIER, M. H. (MICHEL H. **Quality handbook for composite materials**. London: Chapman & Hall, 1994.

GORAVAYA, T. A.; KOROTKOV, V. N. *Composites*. n. ed. 27, p. 953–960, 1996.

HAN, S. H. et al. Study on high-speed RTM to reduce the impregnation time of carbon/epoxy composites. **Composite Structures**, v. 119, p. 50–58, 2015.

HSIAO, K. et al. *Composites : Part A* Effect of carbon nanofiber z-threads on mode-I delamination toughness of carbon fiber reinforced plastic laminates. v. 91, p. 324–335, 2016.

ISOLDI, L. A. et al. Three-dimensional numerical modeling of RTM and LRTM processes. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 34, n. 2, p. 105–111, 2012.

BONHOMME, J., ARGÜELLES, A., VIÑA J., VIÑA I. Fractography and failure mechanisms in static mode I and mode II delamination testing of unidirectional carbon reinforced composites. v. 28, p. 612–617, 2009.

KASEMSIRI, P.; NERAMITTAGAPONG, A.; CHINDAPRASIRT, P. Curing kinetic, thermal and adhesive properties of epoxy resin cured with cashew nut shell liquid. **Thermochimica Acta**, v. 600, p. 20–27, 2015.

KIM, S. S. et al. Study on the curing process for carbon/epoxy composites to reduce thermal residual stress. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 43, n. 8, p. 1197–1202, 2012.

LARROSA, N. O.; NAVARRO, A.; CHAVES, V. Calculating fatigue limits of notched components of arbitrary size and shape with cracks growing in mode i. **International Journal of Fatigue**, v. 74, p. 142–155, 2015.

LEE, P. W. **ASM Handbook Volume 7 - Powder Metal Technologies and Applications**. [s.l.: s.n.]. v. 7

MOHAMED, M. S. BIN et al. Experimental study of the influence of ply orientation on DCB mode-I delamination behavior by using multidirectional fully isotropic carbon / epoxy laminates. v. 161, p. 1–7, 2017.

NAIK, N. K.; SIRISHA, M.; INANI, A. Permeability characterization of polymer matrix composites by RTM/VARTM. **Progress in Aerospace Sciences**, v. 65, p. 22–40, 2014.

NETO, F. L.; PARDINI, L. C. **Compósitos Estruturais**. 1º. ed. [s.l: s.n.], 2006.

OKABE, T. et al. Molecular Dynamics Simulation of Crosslinked Epoxy Resins: Curing and Mechanical Properties. **European Polymer Journal**, v. 80, p. 78–88, 2016.

PAIVA, J. M. F. DE et al. Avaliação da temperatura de transição vítrea de compósitos poliméricos reparados de uso aeronáutico. **Polímeros**, v. 16, n. 1, p. 79–87, 2006.

PARLEVLIET, P. P.; BERSEE, H. E. N.; BEUKERS, A. Residual stresses in thermoplastic composites - a study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 38, n. 6, p. 1581–1596, 2007.

PURSLOW, D. Matrix fractography of fibre- reinforced epoxy composites. v. 17, n. 4, p. 289–303, 1986.

ADVANI, S. G. Flow and Rheology in Polymer Composites Manufacturing, Vol 10. In: **Processing of Short Fiber Systems**. [s.l: s.n.]. p. 164, 189.

SHIINO, M. Y. et al. Composites : Part A The relationship between pure delamination modes I and II on the crack growth rate process in cracked lap shear specimen (CLS) of 5 harness satin composites. v. 78, p. 350–357, 2015.

SHOKRIEH, M. M.; DANESHVAR, A.; AKBARI, S. Reduction of thermal residual stresses of laminated polymer composites by addition of carbon nanotubes. **Materials and Design**, v. 53, p. 209–216, 2014.

SII NANOTECHNOLOGY. <http://www.masterlabsrl.it/wp-content/uploads/2012/11/Exstar-series.pdf>. 2012.

STARK, W. Investigation of the curing behaviour of carbon fibre epoxy prepreg by Dynamic Mechanical Analysis DMA. **Polymer Testing**, v. 32, n. 2, p. 231–239, 2013.

STARK, W.; JAUNICH, M.; MCHUGH, J. Dynamic Mechanical Analysis (DMA) of epoxy carbon-fibre prepreps partially cured in a discontinued autoclave analogue process. **Polymer Testing**, v. 41, p. 140–148, 2015.

TIAN, N.; NING, R.; KONG, J. Self-toughening of epoxy resin through controlling topology of cross-linked networks. v. 99, p. 376–385, 2016.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum Volume 1 - Physical Metallurgy and Processes**. [s.l: s.n.].

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum Volume 2 - Alloy Production And Materials Manufacturing**. [s.l: s.n.].

TRAPPE, V.; GÜNZEL, S.; JAUNICH, M. Correlation between crack propagation rate and cure process of epoxy resins. **Polymer Testing**, v. 31, n. 5, p. 654–659, 2012.

VAN VELTHEM, P. et al. Influence of thermoplastic diffusion on morphology gradient and on delamination toughness of RTM-manufactured composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 72, p. 175–183, 2015.

VINSON, J. R.; SIERAKOWSKI, R. L.; BERT, C. W. **The Behavior of Structures Composed of Composite Materials**. [s.l: s.n.]. v. 54

WANG, P. et al. Tunable crack propagation behavior in carbon fiber reinforced plastic laminates with polydopamine and graphene oxide treated fibers. v. 113, p. 68–75, 2017.

YAO, L. et al. Fibre bridging effect on the Paris relation for mode I fatigue delamination growth in composites with consideration of interface configuration. v. 159, p. 471–478, 2017.

ZWILSKY, K. M. **ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. ASM Intern ed. [s.l: s.n.].