

UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2013

CARLOS EDUARDO MONTEIRO RODRIGUES

ESTUDO DE TOLERÂNCIA AO DANO NO COMPÓSITO PROCESSADO VIA
RTM DE FIBRA DE CARBONO NCF/ RESINA EPÓXI CYCOM 890.

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

Orientadora: Maria Odila Hilário Cioffi

Guaratinguetá

2013

R618e	Rodrigues, Carlos Eduardo Monteiro Estudo de tolerância ao dano no compósito processado via RTM de fibra de carbono NCF/ resina epóxi CYCOM 890 / Carlos Eduardo Monteiro Rodrigues – Guaratinguetá : [s.n], 2013. 93 f : il. Bibliografia: f. 88 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013. Orientadora: Prof^a Dr^a Maria Odila Hilário Cioffi 1. Materiais compostos 2. Resinas epóxi 3. Fibras de carbono I. Título CDU 620.168(043)
-------	--

CARLOS EDUARDO MONTEIRO RODRIGUES

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

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

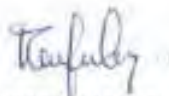


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



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



Prof. Dr. TESSIE GOUVEA DA CRUZ
UFRRJ



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

Janeiro de 2013

DADOS CURRICULARES**CARLOS EDUARDO MONTEIRO RODRIGUES**

NASCIMENTO	27.10.1982 – GUARATINGUETÁ / SP
FILIAÇÃO	Edson Rodrigues Regina Aparecida Monteiro dos Santos Rodrigues
2002/2006	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, na Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo.
2011/2013	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

...à minha avó Tereza Gonzaga Rodrigues.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos.

À minha orientadora, Maria Odila Hilário Cioffi e ao Eng. Alessandro Rodolfo de Paula, que jamais deixaram de me incentivar. Sem as suas orientações e auxílio o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

Aos técnicos Manoel Francisco dos Santos e Wilson Roberto Monteiro pelo apoio e conhecimento prestado.

Ao Marcos Yutaka Shiino por seu conhecimento em processamento por RTM.

Aos meus pais Edson Rodrigues e Regina Aparecida Monteiro dos Santos Rodrigues, que me mostraram com exemplo a importância e o valor do caráter e com muito esforço incentivaram meus estudos.

Aos meus professores e amigos da graduação que me guiaram na carreira de engenheiro, aos meus colegas de trabalho e a empresa ELEB Equipamentos, os quais permitiram a minha dedicação ao mestrado.

Às minhas tias Maria Aparecida e Heloisa, meus irmãos Flávio Augusto e Luís Gustavo e minha companheira Caroline e sua família por serem fontes de inspiração.

À minha avó Alice e meus padrinhos Pedrinho e Vavá, já falecidos, mas sempre presentes em minhas orações.

“Tornamos nosso mundo significativo pela coragem de
nossas perguntas e pela profundidade de nossas respostas”

(Carl Sagan)

RODRIGUES, C. E. M. Estudo de tolerância ao dano no compósito processado via RTM de fibra de carbono NCF/resina epóxi CYCOM 890. 2013.93f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Os compósitos compreendem uma classe de material de grande importância industrial. Compósitos carbono/epóxi apresentam inúmeras vantagens em comparação aos materiais convencionais, possibilitando projetos complexos, mais leves e de elevada resistência à corrosão e à fadiga. Contudo, sua baixa resistência a carregamentos transversais requer avaliação do comportamento do material, como consequência de impacto de objetos. O foco deste trabalho foi estudar a resposta ao impacto, caracterizada como tolerância ao dano, em compósito carbono/epóxi processado via Moldagem por Transferência de Resina (RTM). Foram analisadas as propriedades do compósito carbono/epóxi obtido e a degradação de suas propriedades após impacto. Neste trabalho, foi realizada a seleção da resina epóxi e do tecido de fibra de carbono, bem como seu arranjo, a fração volumétrica e o controle dos parâmetros de injeção e de cura. A caracterização do compósito foi realizada por microscopia de inspeção acústica *C-Scan*. O estudo da tolerância ao dano foi realizado utilizando corpos de provas impactados em dois níveis de energia, conforme norma ASTM D 7136M e a sua resistência à compressão residual, conforme norma ASTM D 7137M, foi avaliada em comparação com a resistência à compressão do compósito isento de defeitos, conforme norma ASTM D6641M. Os resultados mostram redução na resistência à compressão de aproximadamente 50% e energias absorvidas a 20 J e 30 J respectivamente, de 0,51 J/cm² e 0,58 J/cm² para o laminado 1 e de 0,37 J/cm² e 0,90 J/cm² para o laminado 2.

PALAVRAS-CHAVE: compósitos, tolerância ao dano, CAI.

RODRIGUES, C. E. M. Damage tolerance study in a composite processed by RTM of carbon fiber NCF/epoxy resin NCF/CYCOM 890. 2013.93f Thesis (Master in Mechanical Engineering) – FEG/UNESP – Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

Composites comprise a material class of high industrial importance. Carbon/epoxy composites offer a wide amount of advantages in comparison with traditional materials, enabling complex projects, lighter and with high corrosion and fatigue resistance. However, the low transverse load resistance characteristic requires an evaluation of material behavior, as a consequence of impact occurrence. The work focus was study the damage response, defined as damage tolerance, in a carbon/epoxy composite processed by Resin Transfer Moulding (RTM). It was analyzed carbon/epoxy composite properties obtained and properties degradation after impact test. In this work were done the selection of epoxy resin and reinforcement, further the lay-up of carbon fabric, volumetric fraction and injection and curing parameters control. The composite assessment was done by acoustic microscopy inspection *C-Scan*. The damage tolerance study was done using impacted coupons with two energy levels, in accordance to ASTM D 7136M standard, and the residual compression resistance, in accordance to ASTM D 7137M standard, was evaluated in comparison with compression resistance in a composite without damage in accordance to ASTM D 6641M standard. Results show compressive resistance reduction about 50% and absorbed energy to 20 J and 30 J respectively, of 0,51 J/cm² and 0,58 J/cm² for the laminate 1 and 0,37 J/cm² and 0,90 J/cm² for the laminate 2.

KEYWORDS: composites, damage tolerance, delamination.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Evolução do uso de compósito na indústria aeronáutica (VAN TOOREN, 2011).....	21
Figura 2.2 – Tipos de materiais empregados na aeronave Boeing 787 (KAWASAKI HEAVY INDUSTRIES, 2012).....	22
Figura 2.3 - Relação entre o módulo de elasticidade e massa específica.	23
Figura 2.4 – Representação esquemática do anel epóxi.	24
Figura 2.5 – Representação de reticulação entre cadeias.	25
Figura 2.6 – Tecido costurado NCF (COMPOSITE SOLUTIONS, 2012).....	28
Figura 2.7 – Macro etapas do processamento por RTM.....	30
Figura 2.8 – Representação gráfica entre o volume de produção e o desempenho mecânico (ASM INTERNATIONAL, 2001).	31
Figura 2.9 – Correlação entre espectro de intensidade dB e escala de cores.....	33
Figura 2.10 - Padrões específicos de danos em laminados em função de sua espessura, (a) pinheiro, característico para mais espessos e (b) pinheiro invertido, para menos espessos (ABRATE, 1998).	34
Figura 2.11 – (a) Resultado de impacto de chuva de granizo em um bordo de ataque. (b) Colisão de veículo de apoio com uma aeronave, resultado de uma manobra mal sucedida durante a operação em solo (FAWCETT, ALLEN J.; OAKES, GARY D.).....	35
Figura 2.12 – Esquema de: (a) fratura intralaminar; (b) fratura interlaminar; (c) fratura translaminar; (d) Fratura transversal de compósitos impactados (ALMEIDA, 2010).....	36
Figura 4.1 - Molde do processo RTM confeccionado em AISI 1045, utilizado neste estudo.	41
Figura 4.2 - Controlador de temperatura utilizado no molde RTM.	42

Figura 4.3 - Sistema de processamento via RTM do Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP.	43
Figura 4.4 - Representação NCF [0°/45°/90°/-45°] (DEFENCE, 2002).	45
Figura 4.5 - Vista do tecido NCF utilizado.	45
Figura 4.6 – Disposição do reforço no molde.....	50
Figura 4.7 – Tela de programação do software FLYEVER de controle de temperatura.....	50
Figura 4.8 – Equipamento de inspeção acústica <i>C-Scan</i> utilizado.....	53
Figura 4.9 – Vista da imagem gerada pelo software Iview na análise do laminado 1.	54
Figura 4.10 – Corpo de prova de impacto de acordo com a ASTM D 7136/7136M.	55
Figura 4.11 - Preparação dos laminados 1 e 2 evidenciando as áreas para o corte dos corpos de prova.	56
Figura 4.12 – Característica do corpos de prova do ensaio de compressão de acordo com a ASTM D6641/6641M.	57
Figura 4.13 - Dispositivo utilizado no ensaio de compressão conforme estabelecido pela ASTM D6641/6641M.	57
Figura 4.14 - Equipamento de ensaio universal marca SHIMADZU utilizado. ...	58
Figura 4.15 – Curva típica de dissipação de energia de impacto (ABRATE, 1998).	59
Figura 4.16 – Equipamento de ensaio de queda livre do ITA.	60
Figura 4.17 – Montagem do corpo de prova na máquina de ensaio vista do momento do impacto.....	61
Figura 4.18 – Perfil de energia 20 J durante o impacto em amostra de alumínio.	62
Figura 4.19 – Dispositivo ensaio de compressão Boeing CAI, ASTM D 7137/7137M.	64

Figura 5.1 – Curva de DSC da resina CYCOM 890 lote 1 estocado a 0°C.....	65
Figura 5.2 – Curva de DSC da resina CYCOM 890 lote 2 estocado a -18°C (BROCKS, 2011).....	66
Figura 5.3 - Curva de pressão de injeção e volume consumido para o laminado 1.	67
Figura 5.4 – Laminado 1 após desmoldagem.	68
Figura 5.5 - Curva de pressão de injeção e volume consumido para o laminado 2.	69
Figura 5.6 - Laminado 2 após desmoldagem.....	69
Figura 5.7 - Curva de DSC do laminado 1.....	70
Figura 5.8 – Curva de DSC do laminado 2.....	71
Figura 5.9 – Microscopia de inspeção acústica do laminado 1.....	72
Figura 5.10 - Microscopia de inspeção acústica do laminado 2.	72
Figura 5.11 - Comparação das curvas de energia durante o impacto.....	76
Figura 5.12 – Histograma comparativo entre energias absorvidas.	78
Figura 5.13 – Análise <i>C-Scan</i> comparativa de uma mesma região do laminado (a) em comparação com o corpo de prova C16 impactado (b).	79
Figura 5.14 - Histograma de atenuação <i>C-Scan</i> dos corpos de prova do laminado 1 após impacto.....	80
Figura 5.15 - Histograma de atenuação <i>C-Scan</i> dos corpos de prova do laminado 2 após impacto.....	81
Figura 5.16 – Densidade Linear de Energia Absorvida (J/cm^2).	82
Figura 5.17 – Ensaio de compressão após impacto de acordo com ASTM D 7137/7137M.	83
Figura 5.18 - Seções transversais de corpo de prova impactado a 30 J e submetido a tensão de compressão.	85

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Classificação das fibras de carbono (BAKER, DUTTON e KELLY, 2004).	27
Tabela 4.1 – Especificação da fibra e matriz utilizados.....	40
Tabela 4.2 - Propriedades do tecido NCF utilizado.	44
Tabela 4.3 - Propriedades da Resina CYCOM 890 indicadas pela CYTEC Industries Inc.	46
Tabela 4.4 – Programação do conjunto de resistência superior.....	52
Tabela 4.5 – Programação do conjunto de resistência inferior.....	52
Tabela 5.1 – Valores médios de resistência à compressão do laminado 1.	73
Tabela 5.2 - Valores médios de resistência à compressão do laminado 2.....	74
Tabela 5.3 - Valores médios de energia de impacto – 20 J.	75
Tabela 5.4 - Valores médios de energia de impacto – 30 J.	75
Tabela 5.5 - Energia absorvida durante o impacto de 20 J.....	77
Tabela 5.6 - Energia absorvida durante o impacto de 30 J.....	78
Tabela 5.7 - Resultados do ensaio de compressão após impacto de 20 J.	83
Tabela 5.8 - Resultados do ensaio de compressão após impacto de 30 J.	84

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
RTM	<i>Resin Transfer Moulding</i>
SRIM	<i>Structural Reaction Injection Molding</i>
SMC	<i>Sheet Molding Compound</i>
GMT	<i>Glass Mat Reinforced Thermoplastic</i>
σ	Tensão
NCF	<i>Noncrimp Fabric</i>
DSC	Calorimetria Exploratória Diferencial
CAI	<i>Compression After Impact</i>
CFRP	<i>Carbon Fiber Reinforced Polymer</i>
BVID	<i>Barely Visible Impact Damage</i>
VID	<i>Visible Impact Damage</i>
DFM	<i>Design For Manufacturing</i>
TTR	<i>Through Thickness Reinforcements</i>
UCS	<i>Ultimate Compressive Strength</i>
HM	<i>High Modulus</i>
HS	<i>High Strength</i>
IM	<i>Intermediate Strength</i>

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1 Compósito.....	21
2.2 Matriz epóxi.....	24
2.3 Fibra de carbono	26
2.4 Tecido NCF	27
2.5 Compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono - PRFC	28
2.6 Processo RTM.....	29
2.7 Microscopia de inspeção acústica <i>C-Scan</i>	32
2.8 Impacto de baixa velocidade	33
2.9 Tolerância ao dano	36
2.10 Compressão após o impacto.....	38
3 JUSTIFICATIVA.....	39
4 MATERIAIS E MÉTODOS	40
4.1 Processo RTM.....	41
4.2 Injeção	42
4.3 Tecido de fibras de carbono <i>NCF</i>	44
4.4 Resina epóxi CYCOM 890	46
4.5 Caracterização por calorimetria exploratória diferencial (DSC)	47
4.6 Preparação da resina CYCOM 890	47
4.7 Laminação do tecido de fibras de carbono NCF	48

4.8 Ajuste do processo RTM	49
4.9 Processo de Cura.....	51
4.10 Microscopia de inspeção acústica <i>C-Scan</i>	53
4.11 Confecção dos corpos de prova	54
4.12 Ensaio de compressão de acordo com a ASTM D6641/6641M	56
4.13 Ensaio de impacto a baixa velocidade de acordo com a ASTM D7136/ 7136M.....	58
4.14 Ensaio de compressão após o impacto de acordo com a ASTM D 7137/7137M	63
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	65
5.1 Calorimetria Exploratória Diferencial.....	65
5.2 Processamento do laminado 1.....	67
5.3 Processamento do laminado 2.....	68
5.4 Calorimetria Exploratória Diferencial dos Laminados.....	70
5.4.1 Laminado 1	70
5.4.2 Laminado 2	71
5.5 Microscopia de inspeção acústica <i>C-Scan</i>	71
5.5.1 Microscopia de inspeção acústica do laminado 1	71
5.5.2 Microscopia de inspeção acústica do laminado 2	72
5.6 Ensaio de compressão ASTM D6641/6641M	73
5.7 Ensaio de impacto a baixa velocidade ASTM D7136/ 7136M	74
5.8 Inspeção da região danificada.....	79
5.9 Ensaio de compressão após impacto ASTM D 7137/7137M.....	82

5.10 Análise da seção transversal	85
6 CONCLUSÕES	86
7 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	87
REFERÊNCIAS.....	88

1 INTRODUÇÃO

Os compósitos compreendem uma classe de materiais que a cada dia ganha mais importância, devido a requisitos tecnológicos de alto desempenho, novas exigências ambientais, de segurança e qualidade (Airbus GMF 2011-2030). Exigindo assim, materiais com combinações incomuns de propriedades, as quais não podem ser atendidas pelas ligas metálicas, materiais cerâmicos e materiais poliméricos convencionais (JONES, 1998).

Nos dias de hoje, os materiais compósitos estão inseridos nos mais diversos ramos industriais e têm a indústria aeroespacial como a principal fonte de desenvolvimento, devido aos elevados requisitos de resistência mecânica, baixo peso e durabilidade. Outro fator importante, favorável ao seu desenvolvimento industrial é a possibilidade de projetar e construir componentes complexos em comparação com os materiais convencionais de engenharia, reduzindo assim a quantidade de peças na estrutura do produto (AMERICAN COMPOSITES MANUFACTURES ASSOCIATION, 2012).

A ocorrência de impacto é prevista durante todo o ciclo de vida do compósito como, por exemplo, a queda de ferramentas durante a montagem e procedimentos de manutenção, o impacto de detritos durante pousos e decolagem, a ocorrência de granizo ou impacto com aves durante o voo (ABRATE, 1998). Mesmo os impactos de baixo nível energético e de difícil detecção (BVID), podem afetar significativamente a integridade estrutural dos componentes aeronáuticos (BING WANGA, 2011).

O estudo sobre o efeito do impacto no comportamento da estrutura, e sua influência nas suas propriedades mecânicas, bem como os mecanismos de falha envolvidos são essenciais para a pesquisa de tolerância ao dano, fator este,

fundamental durante o projeto de componentes aeronáuticos (S. SANCHEZ-SAEZ, 2005).

De modo geral, uma fração da energia do impacto é transferida ao compósito provocando defeitos em sua estrutura, os quais podem ser classificados em quatro diferentes categorias: 1) Delaminação na interface fibra matriz, 2) Nucleação de trincas na matriz, 3) Ruptura da fibra e 4) Perfuração total (M.P.F. SUTCLIFFE, 2012) e (M.V. DONADON, 2008).

Para este trabalho, o impacto é caracterizado como de baixa velocidade por apresentar como principal mecanismo de perda de propriedades a delaminação (M.V. DONADON, 2008). O mecanismo de defeito tem como principais fontes a geração de trincas por cisalhamento interlaminar na interface entre a matriz e os feixes de fibra e danos associados à flexão da estrutura durante o impacto (G.A. SCHOEPPNER, 2000). A redução das propriedades mecânicas é mais bem mensurada pela compressão após o impacto (CAI) (G.A. SCHOEPPNER, 2000).

Estudos mostram que estruturas submetidas a danos apresentam uma redução da resistência à compressão entre 40 e 60%, quando comparados às estruturas isentas de dano (S. SANCHEZ-SAEZ, 2005).

Para este trabalho foi utilizado o sistema carbono epóxi por ser considerado um dos compósitos de matriz polimérica mais adequado à aplicação estrutural. É classificado como compósito avançado (BAKER, DUTTON e KELLY, 2004) e amplamente utilizado em condições que exigem elevado desempenho, como em estruturas aeronáuticas, vasos de pressão, entre outros, principalmente por suas elevadas resistência mecânica e rigidez por unidade de peso (CORUM, BATTISTE, *et al.*, 2000).

Como matriz, foi utilizada a resina epóxi monocomponente de nome comercial CYCOM® 890 fornecida pela empresa CYTEC Industries Inc e como reforço o tecido NCF quadriaxial fornecido pela empresa SIGMATEX.

O processamento foi realizado pela tecnologia de Moldagem por Transferência de Resina (RTM), técnica pela qual é possível obter maior fração volumétrica de fibra, bom controle dimensional, melhor controle do processo e maior agilidade de produção de peças (PAPARGYRIS, DAY, *et al.*, 2008). Além disso, devido ao uso de ferramental fechado, a liberação de voláteis no ambiente de trabalho é minimizada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Compósito

O compósito vem sendo utilizado como uma solução tecnológica em aplicações onde desempenho mecânico elevado e baixo peso são necessários. Porém, somente a partir da década de 1960 ocorreu um desenvolvimento significativo com a introdução dos novos compósitos de matriz polimérica e, esses, tornaram-se materiais comuns de engenharia nas indústrias automobilística, aeroespacial, de extração de petróleo, entre outras (MAZUMDAR, 2001).

Nota-se a tendência mundial ao maior emprego de compósitos na indústria aeroespacial, como mostra a Figura 2.1.

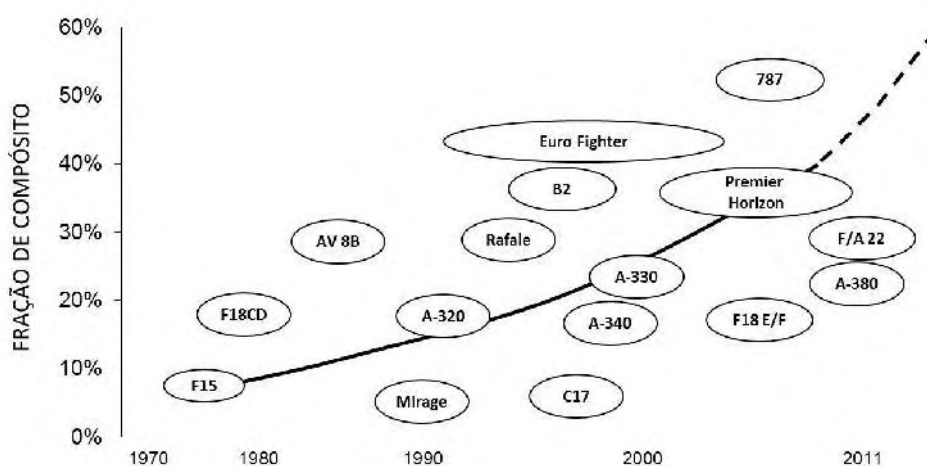


Figura 2.1 – Evolução do uso de compósito na indústria aeronáutica (VAN TOOREN, 2011).

O maior expoente na indústria aeroespacial é o Boeing 787 *Dreamliner*, cujo percentual de compósito chega a atingir o valor de aproximadamente 50% em massa. Em comparação com o seu antecessor, o Boeing 777, houve um aumento

expressivo de 4 vezes no uso de compósito e uma redução do uso de alumínio de aproximadamente 60% (KAWASAKI HEAVY INDUSTRIES, 2012).



Figura 2.2 – Tipos de materiais empregados na aeronave Boeing 787 (KAWASAKI HEAVY INDUSTRIES, 2012).

Estudos realizados indicam que o uso de compósitos resultou no ganho de 11% a 15% em peso, com um aumento de 50% nos custos em comparação às ligas de alumínio (WITIK, GAILLE, *et al.*, 2012). O uso de compósitos carbono/epóxi no Airbus A380 se estende por toda a asa e no Boeing 787 *Dreamliner* em grandes seguimentos da região pressurizada (AMINANDA, 2012).

Os principais pilares para o crescimento do uso dos compósitos são: a busca por melhor desempenho mecânico, a competição global por componentes com melhor relação entre suas propriedades mecânicas e peso específico (Figura 2.3) e a redução do número de componentes na estrutura do produto, pela possibilidade de projetar e construir estruturas de alta complexidade geométrica em comparação com os materiais convencionais de engenharia. Os compósitos vêm se apresentando como substituto viável ao alumínio aeronáutico 7075 e ao aço AISI 4340 (VAN TOOREN, 2011).

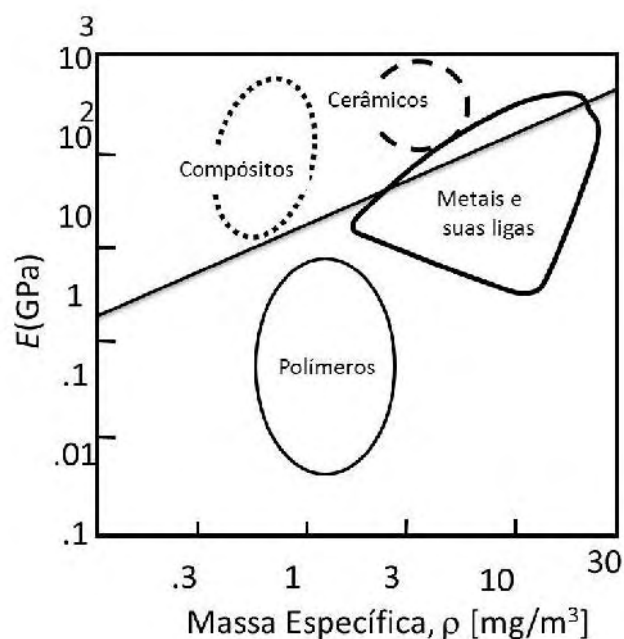


Figura 2.3 - Relação entre o módulo de elasticidade e massa específica.

Por definição, os compósitos são materiais de engenharia multifásicos formados a partir da combinação de materiais dissimilares, insolúveis entre si e fisicamente identificáveis apresentando interface bem definida e propriedades conservadas. A combinação de tais materiais resulta em um novo material com propriedades diferentes e, de modo geral, superiores às dos seus constituintes (BAKER, DUTTON e KELLY, 2004). Essencialmente, o compósito é constituído por um reforço classificado como fase descontínua, o qual é disperso em uma matriz ou fase contínua.

As propriedades dos compósitos dependem fortemente dos materiais constituintes, da fração volumétrica, da interface e do arranjo do reforço na matriz (KOSTOPOULOS, 2010). Sendo o reforço o principal responsável pela resistência mecânica e a matriz pela rigidez e forma, a qual contribui também para a proteção das fibras contra ataque químico do ambiente. Outra característica da matriz é interagir no mecanismo de propagação de trincas iniciadas na fibra,

redirecionando a propagação dessas e, de modo geral, favorecendo a tenacidade do compósito (MAZUMDAR, 2001).

2.2 Matriz epóxi

A matriz polimérica utilizada neste trabalho foi a resina epóxi, termorrígida, classificada como uma resina de desempenho elevado, sendo extremamente versátil por permitir grande variedade de processamento, baixa contração durante o processo de cura, excelente compatibilidade com a maioria dos reforços utilizados pela indústria e superando outras resinas convencionais, como por exemplo, a resina poliéster, em termos de propriedades mecânicas e resistência à degradação pelo meio ambiente, sendo assim, amplamente utilizada em compósitos reforçados com fibra de carbono para componentes da indústria aeronáutica (BAKER, DUTTON e KELLY, 2004).

A resina epóxi é um polímero formado por monômeros do grupo químico epóxi, no qual o átomo de oxigênio é ligado a dois outros átomos de carbono, representado na Figura 2.4. A resina epóxi é formada pela reação com endurecedores polifenólicos, sendo o bisfenol A o mais amplamente utilizado (ANTONUCCIA, GIORDANO, *et al.*, 2006). Uma importante característica da resina epóxi está na viscosidade inferior à viscosidade máxima de 500 mPa.s para o processo RTM (*Resin Transfer Moulding*) (MORGAN, 2005).

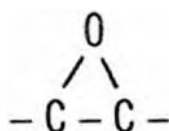


Figura 2.4 – Representação esquemática do anel epóxi.

O processo de cura da resina epóxi inicia-se pela ação de endurecedores. A viscosidade da resina se eleva gradualmente atingindo o ponto intermediário de gel e, posteriormente, o endurecimento total. O processo de endurecimento da resina epóxi é baseado em reações de adição, em que tanto o agente endurecedor quanto os grupos epóxi da resina são ativados formando estruturas complexas tridimensionais. Esta característica é a que define o caráter termorrígido da matriz e é conhecida como reticulação (Figura 2.5).

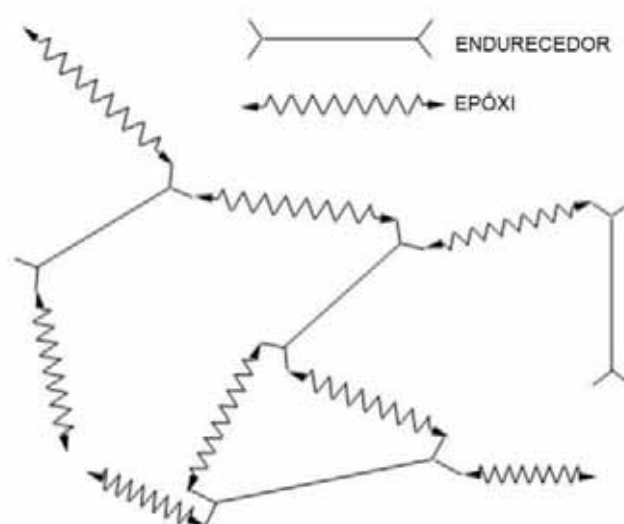


Figura 2.5 – Representação de reticulação entre cadeias.

O caráter termorrígido favorece o seu elevado desempenho, com excelentes propriedades mecânicas e térmicas. Consideração importante está na impossibilidade de reversão deste processo e, em comparação com as matrizes termoplásticas, apresentam maior facilidade de processamento e maior capacidade de impregnação pela viscosidade característica da resina percutiva à temperatura ambiente (MATSUZAKI, KOBAYASHI, *et al.*, 2012).

2.3 Fibra de carbono

As fibras de carbono derivam do processo de estabilização, oxidação controlada (200°C a 300°C) e grafitização por pirólise a temperaturas extremamente altas (1000°C a 1500°C) de fibras poliméricas precursoras, como o piche e a poliacrilonitrila (PAN), resultando em uma resistente estrutura hexagonal grafênica (BAKER, DUTTON e KELLY, 2004). Suas propriedades físico-químicas são diretamente influenciadas pelos parâmetros de processamento e pelas características das fibras poliméricas precursoras, tendo a poliacrilonitrila (PAN) como a mais amplamente utilizada (DEFENCE, 2002).

A fibra de carbono vem sendo empregada nas mais diversas aplicações, de equipamentos esportivos a estruturas espaciais, apresentando elevada rigidez, resistência mecânica e adequadas condutividades térmicas e elétricas. Requisitos estes indispensáveis em aplicações de alto desempenho (APPLEBY-THOMAS, HAZELL e DAHINI, 2011).

A fibra de carbono é amplamente empregada na produção de componentes de compósito para aplicações estruturais na indústria aeronáutica. As fibras são utilizadas sob a forma de tecidos ou unidirecionais adaptáveis às técnicas de processamento presentes no mercado, sendo classificadas em alto módulo (HM, tipo I), alta resistência (HS, tipo II) e módulo intermediário (IM, tipo III) de acordo com a Tabela 2.1 (BAKER, DUTTON e KELLY, 2004).

Tabela 2.1 - Classificação das fibras de carbono (BAKER, DUTTON e KELLY, 2004).

Propriedade	HM, tipo I	HS, tipo II	IM, tipo III
Módulo de Young (GPa)	276 a 380	228 a 241	296
Tensão de ruptura (MPa)	2145 a 2555	3105 a 4555	4800
Coefficiente de expansão térmica ($\times 10^{-6} \text{ mm}^{-1} \text{ K}^{-1}$)	- 0,7	- 0,5	N/A
Condutividade térmica ($\text{Wm}^{-1} \text{ K}^{-1}$)	64 a 70	8,1 a 9,3	N/A

Em comparação com outras fibras de reforço como o vidro e a aramida, a fibra de carbono apresenta os maiores módulos de elasticidade e de resistência específica. É evidente a superioridade das propriedades da fibra de carbono em comparação às da fibra de vidro e ao aço (JONES, 1998) e (Vectorply, 2012).

2.4 Tecido NCF

Em comparação com os materiais pré-impregnados tradicionalmente utilizados na indústria aeroespacial, os tecidos NCF apresentam-se como uma alternativa viável pela possibilidade de se realizar o processamento de componentes em sistemas diferentes da autoclave (GARSCHKEA, WEIMERB, *et al.*, 2012).

No tecido NCF, camadas de feixes de fibra são empilhadas com sequência, direção e em quantidades pré-estabelecidas e costuradas. O processo de costura é extremamente importante, pois determina a forma e consistência do tecido. Como resultado desse processo, a formação de ondulações (*fiber tow crimp*) é reduzida e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas no plano são beneficiadas em comparação àquelas atingidas, por exemplo, com o arranjo *plain weave* de carbono (POTLURI, HOGG, *et al.*, 2012). A Figura 2.6 ilustra o tecido NCF.

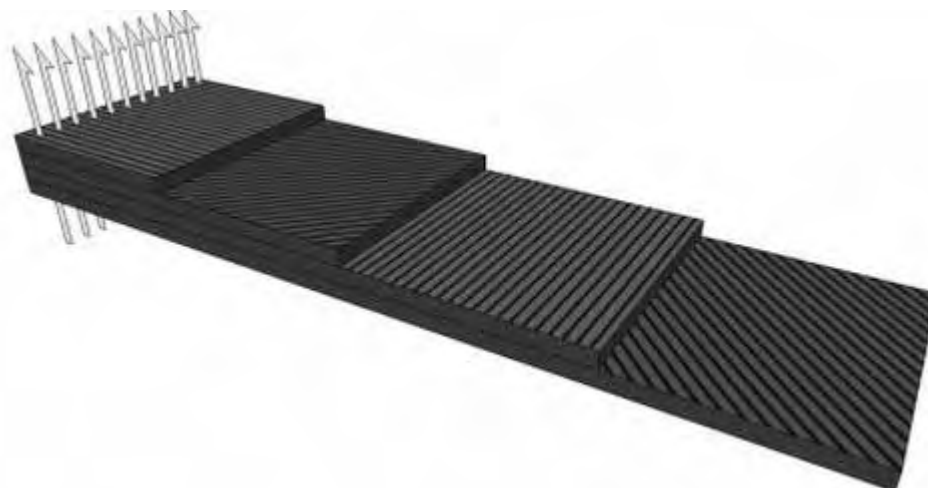


Figura 2.6 – Tecido costurado NCF (COMPOSITE SOLUTIONS, 2012).

Uma grande vantagem de tecidos costurados NCF é o aumento das propriedades fora do plano, devido à maior resistência interlaminar, o que dificulta o processo de delaminação e, conseqüentemente, favorecendo a resistência ao dano por impacto (VAN TOOREN, 2011).

2.5 Compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono - PRFC

Compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono (PRFC) apresentam excelente desempenho em fadiga, temperatura de operação relativamente alta, aproximadamente 160°C e estabilidades térmica e química (CORUM, BATTISTE, *et al.*, 2000).

Por outro lado, os compósitos apresentam resistência relativamente baixa a impactos, principalmente os de baixa energia que originam danos de difícil visualização (NJIONHOU, BERTHET, *et al.*, 2011).

2.6 Processo RTM

A moldagem por transferência de resina (RTM) é um processo de fabricação de compósitos caracterizado pela relativa baixa pressão em comparação com a prensagem. Tem como característica um molde rígido fechado, oferecendo excelente acabamento superficial e precisão dimensional para uso de resinas termorrígidas de baixa viscosidade.

O processo RTM é um processo adequado para fabricação de compósitos em larga escala a custos competitivos, podendo ser automatizado, sendo de grande importância para a indústria (BROUWER, VAN HERPT e LABORDUS, 2003).

Por ser um processo fechado, fornece um excelente acabamento superficial de toda a superfície da estrutura e minimiza a liberação de voláteis no meio, o que possibilita um ambiente de trabalho mais salutar além de permitir elevadas frações volumétricas de reforço (SHIINO, CIOFFI e VOORWALD, 2011). Outro fator importante a se destacar é o menor volume de vazios presentes em compósitos processados via RTM (MONTORO, SHIINO, *et al.*, 2011).

O processo inicia-se com a preparação do molde e a montagem do reforço previamente preparado, seguido do fechamento do molde e a remoção de gases com o auxílio de uma bomba de vácuo, seguido da injeção da matriz polimérica.

Fundamentalmente, o processo RTM é controlado pela pressão de injeção, esta exercida na resina previamente desgaseificada, estabilizada na temperatura de processamento e disposta em um reservatório. A resina é transferida através de um pórtilho, ou uma série de pórtilhos, sob pressão para o molde fechado, no qual o reforço foi previamente disposto. O tempo de infusão é definido em função do processo estabelecido para a cura (BROUWER, VAN HERPT e LABORDUS, 2003).

O esquema de um molde utilizado no processamento de compósitos por RTM e as etapas envolvidas podem ser observados na Figura 2.7.

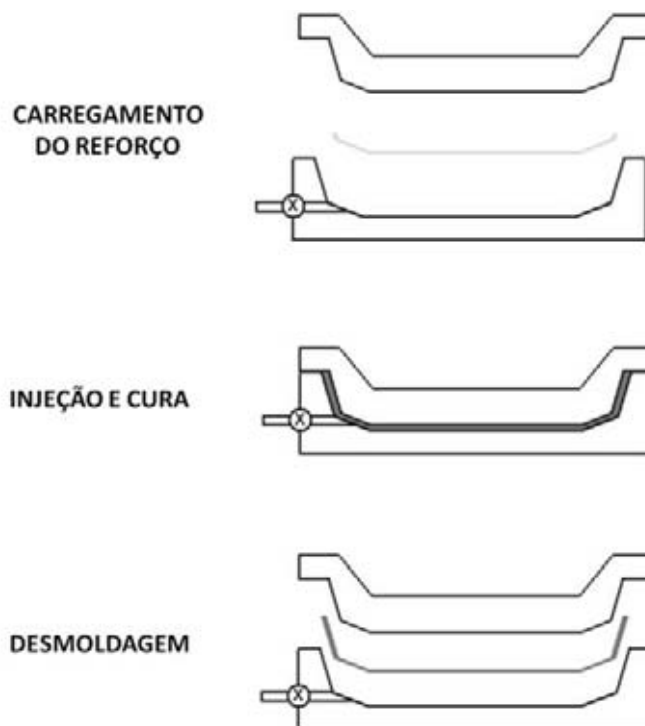


Figura 2.7 – Macro etapas do processamento por RTM.

Nos últimos anos, nota-se movimento em toda a indústria aeronáutica quanto aos critérios relativos ao projeto para manufatura (DFM - *Design for manufacturing*). E, nesse contexto, o processamento via RTM tem se destacado tanto em aspectos técnicos quanto em econômicos, pela possibilidade de produção de grandes estruturas com arquitetura complexa e que exigem alta resistência mecânica em média escala de produção, reduzindo, assim, o número total de peças na estrutura do produto e, por consequência, o número de junções (MOUTONA, TEISSANDIERA, *et al.*, 2010).

O processo RTM se difunde na indústria automobilística de forma gradativa. Razões tecnológicas de segurança, de consumo de combustíveis, econômicas, de custos de produção têm influenciado a sua inserção. O aumento de produtividade dessa indústria conduz ao desenvolvimento da automatização do processo RTM,

assim como o desenvolvimento de sistemas epóxi com tempos de cura reduzidos (FAIS, 2011). Em comparação com demais processos, o RTM se destaca por melhor relação entre volume de produção e desempenho mecânico (Figura 2.8).

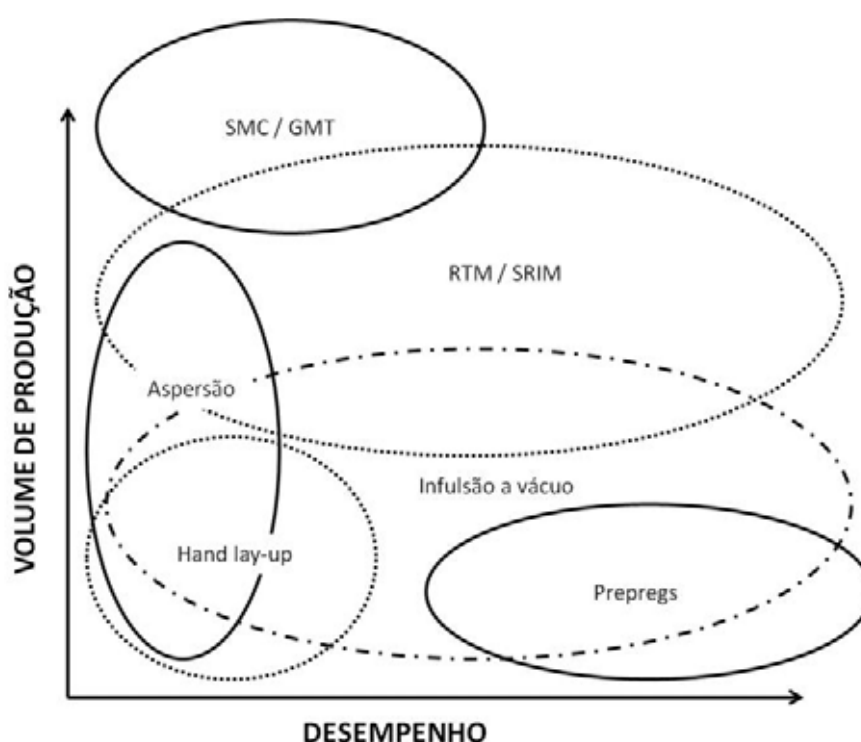


Figura 2.8 – Representação gráfica entre o volume de produção e o desempenho mecânico (ASM INTERNATIONAL, 2001).

O controle do fluxo da resina pode ser realizado tanto pelo controle da velocidade da resina quanto pelo controle da pressão de injeção, ambos são fundamentais para a garantia da qualidade, da estabilidade e repetibilidade do processo.

Uma grande limitação no processamento de compósitos é a formação de vazios ao longo da matriz. O volume de vazios em uma peça processada depende de muitos fatores, como o volume inicial de vazios na resina, gerados durante a injeção, contração durante a cura e formação de gases devido às reações químicas entre a resina e o catalisador. Sabendo-se que, a presença de vazios na matriz

reduz significativamente as propriedades mecânicas como, resistência ao cisalhamento, resistência à compressão e ciclo de vida em fadiga o processo RTM vem se desenvolvendo, aprimorando técnicas para a redução do volume de vazios presentes durante o processamento (ONUR KAS e KAYNAK, 2005).

2.7 Microscopia de inspeção acústica *C-Scan*

O ensaio não destrutivo por ultrassom *C-Scan* é amplamente utilizado em compósitos na validação do processo de fabricação e do material, provendo indicações indiretas de características microestruturais, através de variações no sinal refletido pelo material, eco. A variação do sinal refletido é explicada pelos diferentes modos de interação do sinal com o material, como o espalhamento, a permeabilidade e a absorção do espectro ultrassônico (SINGH, 2012).

A microscopia de inspeção acústica *C-Scan* é considerada uma das principais técnicas de inspeção de integridade em compósitos e apresenta comprovada eficácia na detecção de porosidades e variações de densidades e distribuição de fibras na matriz, por exemplo (M. V. HOSUR, 2003).

Esta técnica refere-se à atenuação relativa de ondas ultrassônicas pela superfície do material. Nesta técnica, um transdutor de emissão ultrassônica é acoplado a um mecanismo com movimentação bidirecional, este necessário para a varredura de toda a superfície do material, refletindo sinais de atenuação. Para a sua execução a amostra e o transdutor são imersos em água, meio necessário para a transmissão de energia ultrassônica (ONUR KAS e KAYNAK, 2005).

Com a propagação do sinal através da estrutura, parte de sua energia é dissipada, em sua maior parte pelos mecanismos de espalhamento, permeabilidade e absorção. Todos os mecanismos ocorrem em intensidades proporcionais a variações microestruturais como, por exemplo, vazios sub-superficiais, regiões

ricas em resina entre outros defeitos presentes na estrutura do material. O grau de atenuação é verificado pelo estudo comparativo entre o espectro do sinal transmitido e o espectro do sinal refletido para o transdutor (VARGAS-ARISTAA, BALVANTINB, *et al.*, 2012).

O estudo comparativo é realizado com o auxílio de um software, o qual converte, de acordo com padrão pré-estabelecido (Figura 2.9), o espectro de intensidade dB de atenuação de onda, para cada fração do material, em um espectro de cores, resultando em uma representação visual de suas características físicas (ONUR KAS e KAYNAK, 2005).

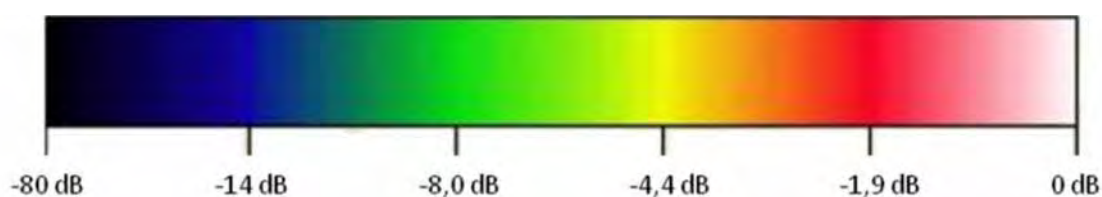


Figura 2.9 – Correlação entre espectro de intensidade dB e escala de cores.

2.8 Impacto de baixa velocidade

Durante o ciclo de vida dos compósitos é considerada a ocorrência de eventos relacionados ao impacto, desde seu processamento até sua manutenção e operação (TRIAS e MAIMÍ, 2012).

Na etapa de processamento, durante o manuseio, a montagem de conjuntos e no transporte, o compósito é exposto a um risco considerável de ser danificado. Do mesmo modo durante a operação, em especial a manutenção, a estrutura pode ser submetida às mais diversas fontes de impacto, como o impacto de detritos durante pousos e decolagem, fragmentos de pneus, choque com equipamentos de

pista e estruturas, contato com outras aeronaves, chuva de granizo, queda de ferramentas ou impacto com aves durante o voo (ABRATE, 1998).

A ocorrência de impactos de baixo nível energético durante o ciclo de vida do compósito, geradores de danos superficial e sub-superficial de difícil detecção (BVID), pode afetar significativamente a integridade estrutural dos componentes aeronáuticos, principalmente no que diz respeito à resistência transversal à compressão, altamente dependente de delaminação (BING WANG, 2011).

Uma estrutura submetida ao impacto, de modo geral, apresenta dois mecanismos distintos de formação de defeitos. Estes mecanismos não se anulam e ocorrem em diferentes graus em função da espessura do laminado. Em laminados mais espessos, que apresentam, conseqüentemente, maior resistência à flexão, o mecanismo dominante é mostrado na Figura 2.10 (a).

Em laminados de menor espessura, em que apresentam flexões mais elevadas e, conseqüentemente, regiões com elevadas tensões de tração, o mecanismo de falha é mais bem descrito pela Figura 2.10 (b) (ABRATE, 1998).

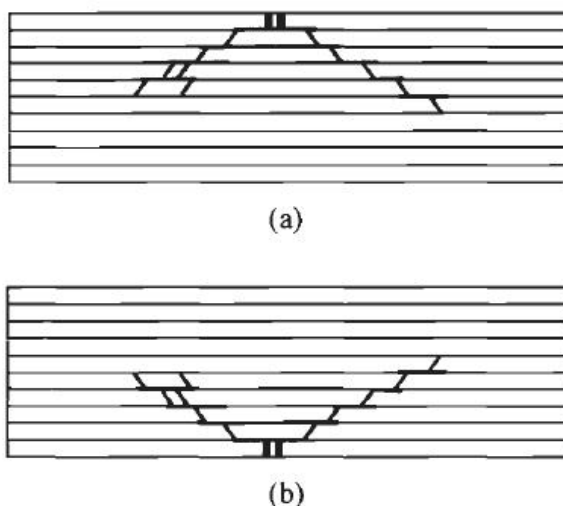


Figura 2.10 - Padrões específicos de danos em laminados em função de sua espessura, (a) pinheiro, característico para mais espessos e (b) pinheiro invertido, para menos espessos (ABRATE, 1998).

A Figura 2.11(a) mostra regiões danificadas resultantes de chuva de granizo. Na Figura 2.11(b) tem-se um evento relativamente comum, envolvendo a colisão de um veículo de suporte, resultado de uma manobra mal sucedida durante uma operação em aeroporto.



Figura 2.11 – (a) Resultado de impacto de chuva de granizo em um bordo de ataque. (b) Colisão de veículo de apoio com uma aeronave, resultado de uma manobra mal sucedida durante a operação em solo (FAWCETT, ALLEN J.; OAKES, GARY D.).

De modo geral, os compósitos apresentam comportamento ao dano mais complexo em comparação aos metais, com três mecanismos básicos de falhas gerados pelo impacto: a falha da matriz, a quebra da fibra e a dominante delaminação (WU e YAO, 2010). A delaminação é normalmente iniciada por tensões cisalhantes interlaminares (modo II), induzidas pela deformação do compósito durante o impacto (AMERICAN COMPOSITES MANUFACTURES ASSOCIATION, 2012).

Quando submetidos a impacto de baixa velocidade os metais apresentam dano superficial visível e de fácil detecção, enquanto que em compósitos tais danos não são superficiais, permanecendo ocultos no interior da estrutura (WANG, WU e MA, 2010).

A degradação da resistência à compressão em compósitos após o dano está diretamente relacionada à delaminação, geração de trincas na matriz e cisalhamento das fibras durante o impacto. A resistência à tração residual está diretamente relacionada ao cisalhamento das fibras. A resistência ao ambiente de componentes estruturais é afetada diretamente pela formação de vazios, os quais acumulam umidade e pelo vazamento de fluidos como combustível, por exemplo (DEFENCE, 2002).

2.9 Tolerância ao dano

A tolerância ao dano em estruturas aeronáuticas pode ser definida como a capacidade de uma estrutura suportar um carregamento após o evento de impacto (EDGRENA e SOUTISB, 2008).

A Figura 2.12 representa os modos de fratura mais comuns, quando submetidos a esforço de impacto transversal e translaminar (ALMEIDA, 2010).

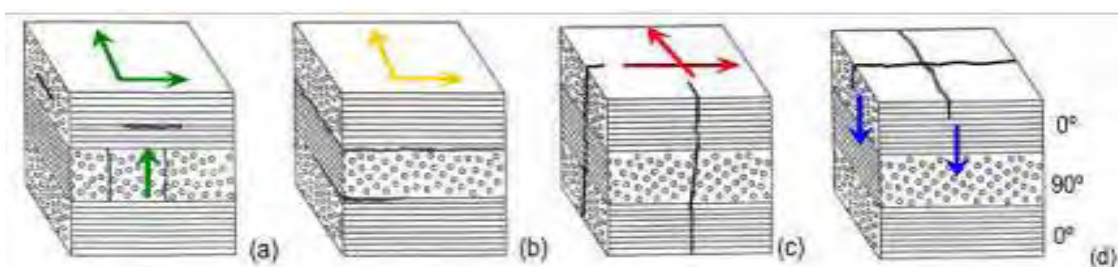


Figura 2.12 – Esquema de: (a) fratura intralaminar; (b) fratura interlaminar; (c) fratura translaminar; (d) Fratura transversal de compósitos impactados (ALMEIDA, 2010).

O conhecimento dos mecanismos de geração e de evolução de danos é importante para o estudo e determinação do comportamento de materiais compósitos, constituindo, também, a base para a predição da vida de estruturas de material compósito em aplicações de engenharia (MASTERS, 1992).

Os danos gerados após o impacto podem ser classificados em duas categorias, conhecidas pelas siglas BVID e VID, que são distintos pela característica de serem detectados ou não a olho nú. BVID, *barely visible impact damage*, refere-se a danos de difícil percepção visual e VID, *visible impact damage* a danos facilmente detectados. A verificação dos danos no compósito é de difícil detecção em estruturas aeronáuticas em serviço, devido às condições de luz ambiente e ao mascaramento por recobrimentos como pintura, por exemplo (EDGRENA e SOUTISB, 2008).

Impactos a baixas velocidades, com níveis de energia relativamente baixos são os principais geradores de danos não detectados visualmente (BVID), que afetam significativamente a integridade estrutural de componentes aeronáuticos (Bing Wang, 2012). Esses danos estão diretamente relacionados à delaminação, geração de trincas na matriz e cisalhamento das fibras do compósito, comprometendo o tempo de serviço e gerando a necessidade de reparos e de sua possível substituição (ZENKERT, SHIPSHA e PERSSON, 2004).

A importância do estudo de danos em estruturas carbono/epóxi é justificada pela sua baixa capacidade de absorver energia, em comparação com os materiais convencionais, como ligas de alumínio, por exemplo (SUGUN e RAO, 2004).

Dentre os vários métodos considerados para melhorar a tolerância ao dano destaca-se a utilização de reforços na direção da espessura (TTR – *Through Thickness Reinforcements*), como a costura presente no tecido NCF, que, por exemplo, favorece a resistência ao cisalhamento interlaminar do material de reforço (NJIONHOU, BERTHET, *et al.*, 2011).

Devido às excelentes propriedades, o compósito carbono epóxi está sendo amplamente utilizado em de aeronaves civis e militares. Em tais aplicações, o impacto de objetos é considerado como factível e crítico. A natureza frágil da matriz epóxi aliada à baixa resistência ao cisalhamento no plano da fibra de

carbono são consideradas propriedades físicas críticas e responsáveis por sua baixa tenacidade ao impacto (APPLEBY-THOMAS, HAZELL e DAHINI, 2011).

2.10 Compressão após o impacto

A grande desvantagem das estruturas de material compósito é a sua susceptibilidade ao dano por impacto, a qual reduz significativamente a sua resistência à compressão no plano. Isto ocorre pela sua sensibilidade a carregamentos fora do plano, responsáveis pela geração de extensivos defeitos internos, como a geração de trincas na matriz, delaminação e fratura das fibras (CRAVEN, PINDORIA e OLSSON, 2009).

O ensaio de compressão após o impacto, conhecido como Boeing CAI (*Compression After Impact*), ou simplesmente CAI, é considerado crítico para validação e desenvolvimento de estruturas em compósitos e seus limites como característica chave para a sua seleção.

Neste sentido, a verificação da tensão residual após o impacto nos corpos de prova foi realizada atendendo aos requisitos da norma ASTM D 7137/7137M, a qual regulamenta o ensaio e descreve o dispositivo de ensaio Boeing CAI (INSTRON US, 2012).

3 JUSTIFICATIVA

A indústria aeroespacial, na busca por elevados requisitos de desempenho associados à elevada durabilidade, tem investido no desenvolvimento de compósitos poliméricos estruturais. O seu desenvolvimento tem como base o estudo de novos materiais e métodos de fabricação associados, destacando-se o compósito carbono epóxi e o processamento por RTM.

Contudo, contrapondo-se ao seu elevado desempenho destaca-se a sua relativa menor resistência a cargas de impacto, definido como tolerância ao dano, elevando-se a importância do estudo do comportamento e da degradação de suas propriedades associadas a este evento.

A durabilidade de uma estrutura está diretamente associada à tolerância ao dano, sendo esta definida como a capacidade de uma estrutura suportar um carregamento após evento de impacto (ASM INTERNATIONAL, 2001).

A proposta do presente trabalho baseia-se no desenvolvimento do processamento de um compósito à base de fibra de carbono e resina epóxi e o estudo da degradação de suas propriedades de compressão após impacto, conhecido como CAI.

Neste trabalho foi realizada a seleção da resina epóxi e do tecido de fibra de carbono, seu arranjo, a fração volumétrica, bem como o processo RTM (*Resin Transfer Moulding*) e o controle dos parâmetros de injeção, controle térmico do sistema e a cura da resina. A validação do processamento e do compósito foi realizada por microscopia de inspeção acústica *C-Scan*, calorimetria exploratória diferencial (DSC) e por ensaios de compressão conforme ASTM D6641. O estudo da tolerância ao dano, objetivo principal deste trabalho, foi realizado utilizando corpos de prova, impactados em dois níveis de energia, conforme ASTM D 7136M e a resistência à compressão residual, conforme ASTM D 7137M.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Este estudo foi realizado em um compósito de matriz polimérica termorrígida do tipo epóxi reforçado com tecido de fibras de carbono de elevada resistência mecânica.

Os materiais utilizados foram fornecidos pela ELEB Equipamentos S/A, pertencente à linha de pesquisa de materiais alternativos para uso em sistemas de trem de pouso.

O compósito utilizado no estudo tem como reforço o tecido de fibra de carbono NCF IMS 5131, da empresa SIGMATEX, e como matriz a resina epóxi CYCOM 890, da empresa CYTEC Industries. A indústria aeroespacial na busca por melhor desempenho mecânico de seus componentes tem investido cada vez mais no desenvolvimento destes materiais para a produção de novos compósitos.

Para o processamento dos compósitos pela técnica RTM foi utilizada a combinação fibra-matriz indicada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Especificação da fibra e matriz utilizados.

Matriz	Fibra
Epóxi Monocomponente CYCOM 890	NCF IMS 5131

O processamento via RTM do tecido NCF com resina epóxi apresenta significativas vantagens como excelente controle dimensional, reprodutibilidade, qualidade superficial em ambas as faces, complexidade de projeto e menor custo recorrente associado ao ferramental.

4.1 Processo RTM

O molde para o processamento via RTM foi projetado pelo Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP e fabricado baseando-se nos moldes existentes na empresa GKN Aerospace e nos laboratórios da NLR Netherlands. Neste molde, ambas as faces foram retificadas para melhorar o acabamento superficial dos laminados processados. A Figura 4.1 mostra sua montagem sem o conjunto de resistência superior.



Figura 4.1 - Molde do processo RTM confeccionado em AISI 1045, utilizado neste estudo.

O aquecimento foi realizado por conjuntos de resistências, dimensionados para uma distribuição homogênea de calor no molde.



Figura 4.2 - Controlador de temperatura utilizado no molde RTM.

O controle do aquecimento foi realizado independentemente para as partes superior e inferior do molde. O controlador utilizado, Figura 4.2, é equipado com uma porta de comunicação para carregamento de curvas de aquecimento e aquisição de dados.

4.2 Injeção

Para o processamento foi utilizado o injetor modelo Radius 2100cc RTM, Figura 4.3, capaz de injetar resina sob alta pressão, com controle de temperatura e de pressão.

O sistema de processamento via RTM montado e instalado pelo Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP é mostrado na Figura 4.3 (SHIINO, CIOFFI e VOORWALD, 2011):



Figura 4.3 - Sistema de processamento via RTM do Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP.

Os bicos injetores para a resina termorrígida foram projetados com canais cônicos garantindo a fácil limpeza (Figura 4.3 – detalhe 1).

Sistema de armadilha primário, para a proteção da bomba de vácuo, acumulando o excesso de resina ejetada pelo molde (Figura 4.3 – detalhe 2).

Sistema de armadilha secundário, para proteção do ambiente contra voláteis liberados pela matriz polimérica durante o processamento (Figura 4.3 – detalhe 3).

Bomba de vácuo e seus acessórios, sistema fundamental por reduzir o volume de voláteis presos no molde, favorecendo a eliminação de bolhas no laminado e o fluxo de resina pela elevação da diferença de pressão no sistema (Figura 4.3 – detalhe 4).

Molde, que apresenta um único canal de injeção perpendicular ao sentido de injeção, permitindo a formação de uma frente de injeção linear e favorecendo a

infusão homogênea da resina pelo tecido previamente disposto (Figura 4.3 – detalhe 5).

Sistema de aquecimento, composto por conjuntos superior e inferior de resistências com controle de temperatura e aquisição de dados, independente do controlador de temperatura (Figura 4.3 – detalhe 6).

Sistema injetor de resina com controle de pressão, volume e temperatura (Figura 4.3 – detalhe 7).

Aquecimento da tubulação em cobre, projetado para evitar diferenças bruscas de temperatura entre o injetor e o molde (Figura 4.3 – detalhe 8) (SHIINO, CIOFFI e VOORWALD, 2011).

4.3 Tecido de fibras de carbono *NCF*

No presente trabalho foi utilizado o tecido de fibra de carbono *NCF* (*Noncrimp Fabric*), Tabela 4.2, fornecido pela empresa CYTEC INDUSTRIES INC, no qual as camadas de fibra foram previamente orientadas e costuradas por fios de poliéster.

Tabela 4.2 - Propriedades do tecido *NCF* utilizado.

Tipo de tecido	Tipo de fibra	Fios por cabo	Gramatura (g/m²)
NCF	IMS	24000	580

O tecido *NCF* quadriaial e quasi-isotrópico, com orientação $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_x$. A Figura 4.4 mostra o arranjo utilizado pela empresa SIGMATEX para a

produção do tecido de nome comercial IMS 5131 580 GSM e *Roll Number* M0315/01.

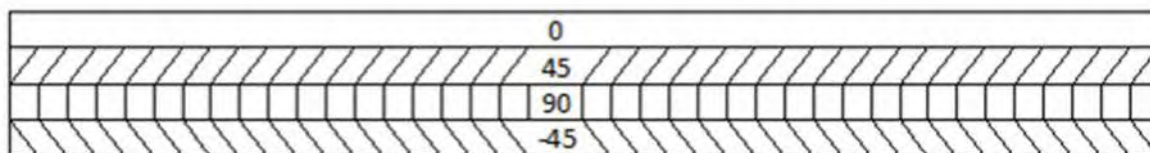


Figura 4.4 - Representação NCF [0°/45°/90°/-45°] (DEFENCE, 2002).

Dentre os vários métodos considerados para melhorar a tolerância ao dano, a utilização de reforços na direção da espessura (TTR – *through thickness reinforcements*) apresenta grande eficiência, onde a costura presente no tecido NCF aumenta a resistência ao cisalhamento interlaminar do material de reforço (NJIONHOU, BERTHET, *et al.*, 2011).

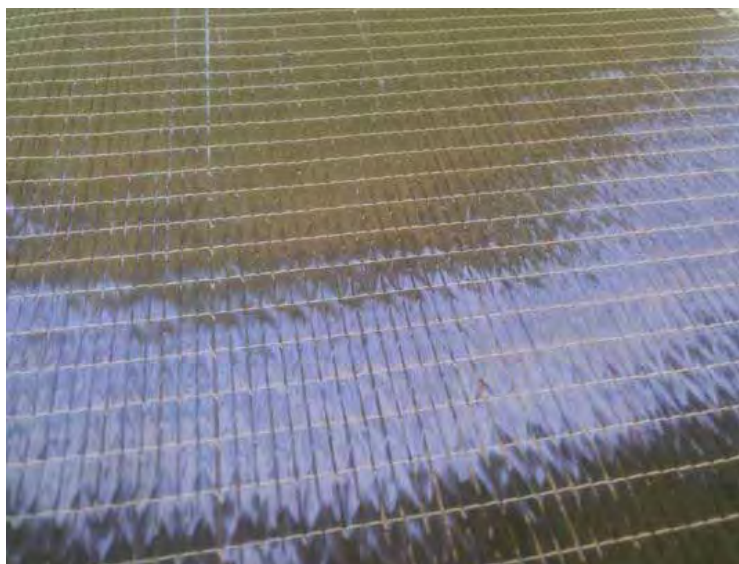


Figura 4.5 - Vista do tecido NCF utilizado.

Na Figura 4.5 pode se notar que o tecido utilizado estava em conformidade quanto à estrutura da costura e sem defeitos visuais.

4.4 Resina epóxi CYCOM 890

A seleção da matriz deve ser guiada pelas propriedades exigidas do compósito, como resistência química ao ambiente e as propriedades mecânicas necessárias para suportar os carregamentos definidos em projeto, além de aspectos exigidos no processamento usado. Neste caso, o RTM requer uma baixa viscosidade da resina, tempo de gel suficientemente alto, que permita um tempo seguro para o processamento e molhabilidade da fibra.

Para o presente trabalho, atendendo às necessidades de projeto e de processo, foi selecionada a resina monocomponente epóxi pré catalisada CYCOM 890 RTM fornecida pela CYTEC Industries Inc, devido esta ser melhor tenacificada em relação à resina RTM6, além de apresentar *pot life* adequado para injeção e propriedades mecânicas (SHIINO, CIOFFI e VOORWALD, 2011) Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Propriedades da Resina CYCOM 890 indicadas pela CYTEC Industries Inc.

Propriedade	Ambiente	Valor
Massa específica da resina curada		1,22g/cm ³
Retração durante a cura	Temperatura ambiente, seco	0,2%
Tg (pico do tanδ)		210°C
Tg (E'onset)		191°C
Tg (pico do tanδ)	Úmido, 48 horas água	210°C
Tg (E'onset)	em ebulição	169°C
Módulo de cisalhamento	84°C, seco	1,20GPa
Módulo de cisalhamento	93°C, seco	1,13GPa
Resistência à tração		70MPa
Módulo de tração		3,1GPa
Alongamento		6.3%
Resistência à flexão	Temperatura ambiente, seco	139MPa
Módulo de flexão		3,2GPa
Flexão		3,3%
Dissipação de energia G _{ic}		0,2kJ/m ²
Tenacidade à fratura, K _{ic}		0,2MPa.m ^{1/2}

De acordo com os dados fornecidos pelo fabricante, a resina epóxi apresenta à temperatura de 80°C, viscosidade de, aproximadamente, 250 mPa.s. Valor este adequado para o processamento de compósitos com elevada fração de reforço (acima de 50% em volume) (MOUTONA, TEISSANDIERA, *et al.*, 2010).

Verifica-se também, que a viscosidade se mantém a valores inferiores a 300 mPa.s, quando submetida à temperatura de 80°C por um período de 16 horas, favorecendo assim o processamento RTM.

Para a resina epóxi CYCOM 890, o processo de cura a 180°C é de 2 horas e a temperatura de máxima de trabalho, em ambientes úmidos, de 160°C.

4.5 Caracterização por calorimetria exploratória diferencial (DSC)

O DSC dinâmico foi utilizado para a verificação das propriedades da resina e para a definição dos parâmetros do processamento por RTM e da cura da resina. Para o ajuste dos parâmetros de processamento e cura, foram realizadas análises dinâmicas e isotérmicas. O compósito e a resina curada foram também submetidos a ensaios dinâmicos para a determinação da temperatura de transição vítrea (T_g).

Amostras da resina com aproximadamente 7 mg foram analisadas no equipamento da marca SII Nano Technology INC, série EXTAR 6000, modelo DSC 6220, disponível no DMT/FEG/UNESP.

O ensaio foi realizado à taxa de aquecimento de 10°C/min, de 25 a 250°C, com fluxo de nitrogênio de 20 mL/min.

4.6 Preparação da resina CYCOM 890

No trabalho foram utilizados dois lotes distintos da resina epóxi. O primeiro lote sofreu armazenamento inadequado, permanecendo à temperatura de 0°C por tempo inferior a 1 ano. De acordo com o fornecedor, a condição de

armazenamento deve ser de -18°C por cerca de 1 ano. Devido as diferentes condições de estocagem amostras dos dois lotes de resinas recolhidas e analisadas via DSC para a comparação das temperaturas de transição vítrea, que diretamente estão relacionadas com os seus graus de cura (não determinados neste estudo).

4.7 Laminação do tecido de fibras de carbono NCF

De acordo com trabalhos anteriores realizados pelo Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP, (SHIINO, CIOFFI e VOORWALD, 2011) e (BROCKS, 2011), foi verificado que, para este molde e para o tecido 5131 580 GSM o número máximo de 5 camadas. Desta forma, com o objetivo de eliminação de empenamentos e na busca por um compósito quasi-isotrópico, as camadas foram dispostas orientadas por espelhamento conforme verificado na Equação 4.1, ou seja, a primeira e a enésima camadas apresentam a mesma orientação e assim por diante. O molde foi previamente recoberto por várias camadas de desmoldante Loctite Freekote 700NC fornecido pela Henkel Ltda.

A teoria clássica de laminação foi utilizada para definir a orientação dos tecidos, de forma a minimizar os termos de acoplamento B_{ij} . O valor dos termos B_{ij} são nulos sempre que houver simetria. o qual representa a fração da força normal oriunda da flexão, e reduz os termos de rigidez à flexão e à torção $[D_{ij}]$, representando, assim, a fração do momento resultante causado pela flexão do laminado, de acordo com a Equação 4.1 e a Equação 4.2, na qual $\bar{Q}_{ij}$ é o coeficiente de rigidez do material na direção ij .

$$B_{ij} = \sum_{k=1}^n \frac{h_k^2 - z_{k-1}^2}{2} [\bar{Q}]_k \quad (4-1)$$

$$[D] = \sum_{k=1}^n \frac{h_k^3 - z_{k-1}^3}{3} [\bar{Q}]_k \quad (4-2)$$

Sendo: n	número de camadas
Z	eixo de coordenada da espessura
k	número da camada
h	espessura do laminado
$\bar{Q}$	matriz de propriedades constitutiva do material
B	matriz de rigidez de acoplamento dos modos de deformação
D	matriz de rigidez a flexão

Os tecidos previamente dimensionados e cortados foram dispostos conforme a configuração a seguir, sendo 0° perpendicular com o fluxo da resina:

$$[(0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ)_1(0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ)_2(0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ)_3(45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ)_4(45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ)_5]$$

O espelhamento para as camadas com orientação [0°] e [90°] é conseguido, porém devido à disposição [0°/45°/90°/-45°] do tecido, as componentes [-45°] e [45°] se contrapõem.

4.8 Ajuste do processo RTM

Com a finalização da montagem do reforço inicia-se o fechamento do molde. Inicialmente, conforme mostra a Figura 4.6, foi disposto ao longo do molde um anel *o-ring* para garantir a estanqueidade e, posteriormente, é realizada a fixação da parte superior do molde com o auxílio de parafusos no sistema RTM, instalado no Laboratório de Processos do Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP.

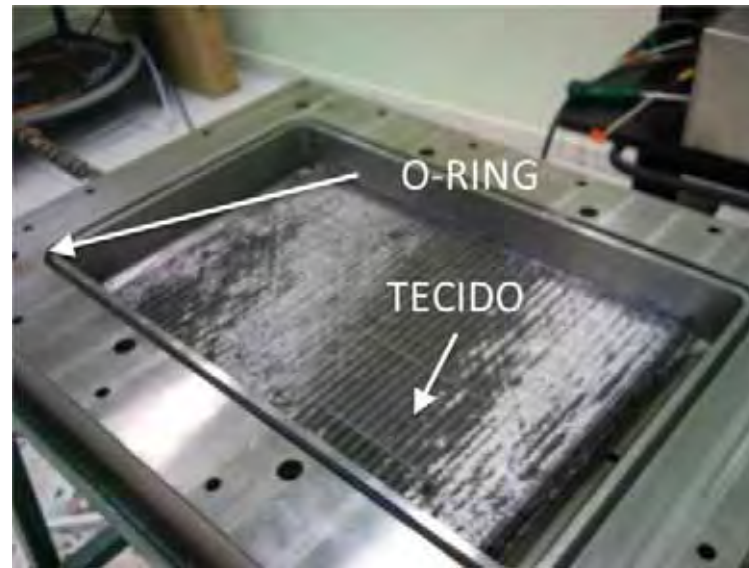


Figura 4.6 – Disposição do reforço no molde.

Uma vez verificado os níveis de vácuo do sistema, o programa de aquecimento dos conjuntos de resistência inferior e superior do molde foram ajustados (Figura 4.7). O primeiro patamar representa a temperatura de processamento, e o segundo patamar a temperatura de cura.

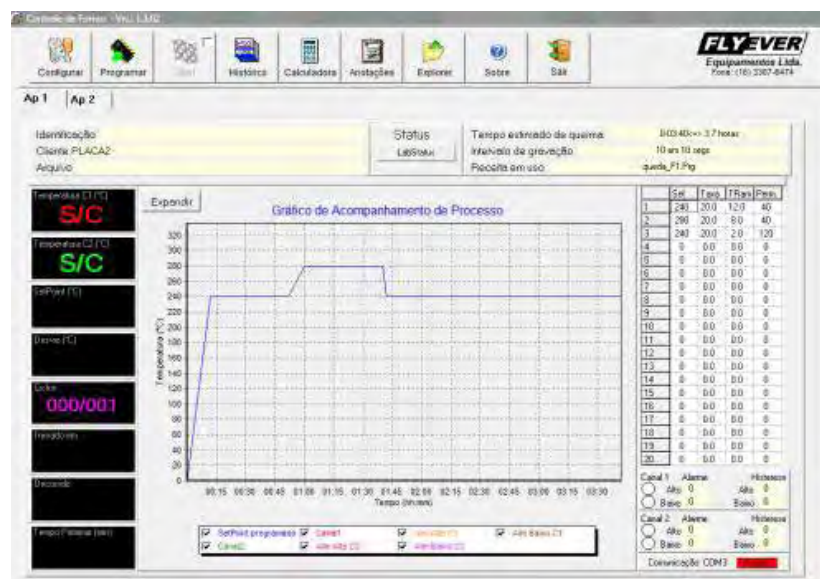


Figura 4.7 – Tela de programação do software FLYEVER de controle de temperatura.

O equipamento de injeção foi pré-aquecido à temperatura de processamento de 80°C para a transferência da resina. Com o êmbolo posicionado próximo à vertical e a cabeça de injeção removida, a resina desgaseificada é inserida através do embolo. Em seguida, a cabeça de injeção é fixada e com o sistema na vertical é acionado o embolo até a completa remoção do ar. Posteriormente, o sistema é conectado à linha de transmissão, que por sua vez, é conectado ao molde.

4.9 Processo de Cura

Com a finalização do processo de injeção, as válvulas de entrada e de saída foram fechadas e o processo de cura iniciou-se. Como os tempos e a temperatura de processamento previamente ajustados foi verificado que o intervalo de tempo para injeção foi atingido. Em seguida, o sistema foi deixado ao ar para resfriamento.

A grande dificuldade encontrada durante o processamento foi a sustentação do vácuo e o controle das temperaturas de processamento. O vácuo foi dificultado pela quantidade de variáveis presentes no sistema. A dificuldade com o controle e a diferença entre os valores de temperatura no interior do molde em relação à leitura de temperatura no controlador está associada à elevada massa do molde, além da disposição dos termopares, os quais, baseado em estudos realizados previamente pelo Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP, foram ajustados conforme a Tabela 4.4 para o conjunto de resistências superior e a Tabela 4.5, para o conjunto de resistências inferior, o que garantiu a curva de cura a mais próxima possível da estabelecida pelo fornecedor da resina.

Tabela 4.4 – Programação do conjunto de resistência superior.

T(°C)	dT/dt (°C / min)	Tempo (min)
110	20	120
280	20	40
240	20	120

A diferença entre as temperaturas e as taxas de aquecimento se fez necessária, devido à relação entre a capacidade de aquecimento das resistências com a massa a ser aquecida e a perda de calor associada. Nota-se que, o molde inferior, Tabela 4.5, apresenta maior temperatura de processamento, associada a maiores taxas de aquecimento, devido à sua maior massa e área de dissipação de calor.

Tabela 4.5 – Programação do conjunto de resistência inferior.

T(°C)	dT/dt (°C / min)	Tempo (min)
180	25	118
360	25	40
320	25	120

A verificação das temperaturas de processamento mais adequadas foi realizada através de mapeamento com o auxílio de termopares (SHIINO, CIOFFI e VOORWALD, 2011).

Após a cura, os laminados foram submetidos à análise por DSC para a determinação da temperatura de transição vítrea.

4.10 Microscopia de inspeção acústica *C-Scan*

Para compósitos carbono/epóxi opacos, os ensaios não destrutivos vêm sendo aprimorados, tendo a microscopia de inspeção acústica, *C-Scan*, como destaque, sendo um dos principais ensaios para a verificação da extensão de danos, a distribuição de defeitos ao longo da espessura bem, como a sua orientação (SALIGHEH, FARSANI, *et al.*, 2012).

Após o processamento via RTM, os laminados foram inspecionados por ultrassom *C-Scan* no equipamento de inspeção acústica MATEC modelo PSS-600, Figura 4.8, acoplado ao software de varredura IView, Figura 4.9, instalados no Laboratório de Processos do Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP.



Figura 4.8 – Equipamento de inspeção acústica *C-Scan* utilizado.

Após ajustes técnicos, este ensaio foi utilizado via técnica de pulso-eco com oscilações do transdutor variando entre 5 e 20 MHz. Nesta técnica, os laminados foram apoiados no fundo do reservatório contendo água e o transdutor fixo no

sistema de varredura, imerso em água, que percorreu toda a superfície do material conforme ASTM E 2580 - 07.

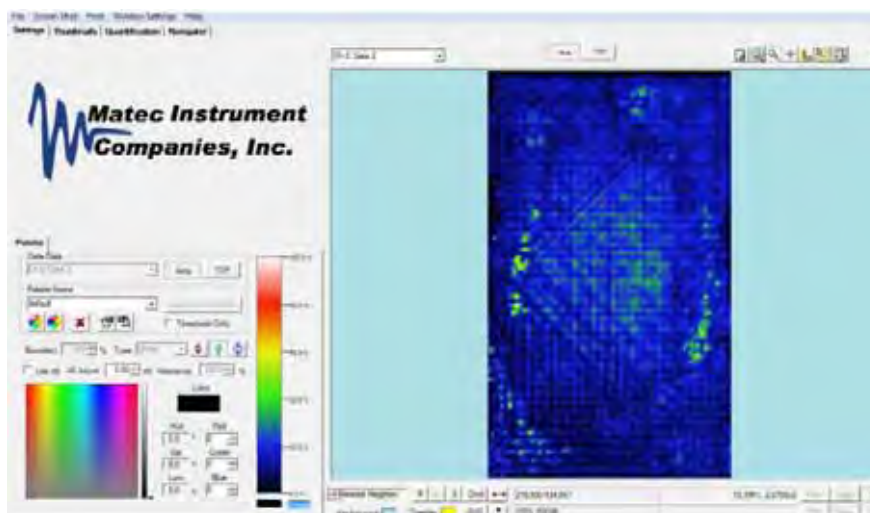


Figura 4.9 – Vista da imagem gerada pelo software Iview na análise do laminado 1.

Com o uso do software, os danos presentes no material podem ser facilmente detectados pela tradução dos sinais de dB em espectro de cores (ONUR KAS e KAYNAK, 2005). A inspeção de sinais de atenuação foi realizada para validação do processo RTM na detecção de descontinuidades e o acúmulo de resinas no laminado processado.

4.11 Confeção dos corpos de prova

Os laminados de compósitos moldados e curados foram cortados em uma serra de fita para a obtenção de corpos de prova. Os corpos de prova foram obtidos de acordo com as dimensões especificadas na Figura 4.10, conforme estabelecido na norma ASTM D 7136/7136M.

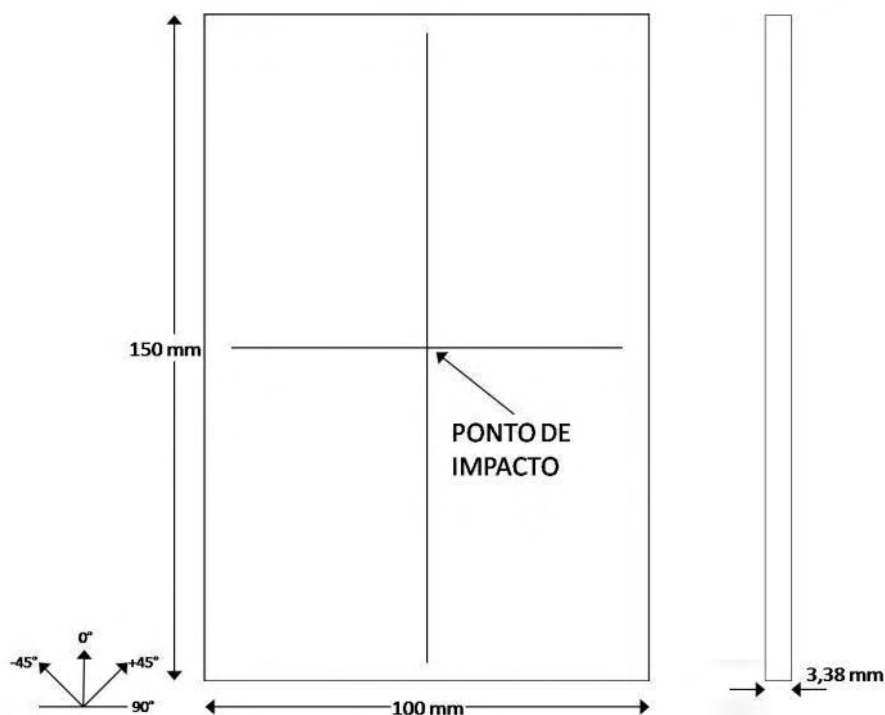


Figura 4.10 – Corpo de prova de impacto de acordo com a ASTM D 7136/7136M.

Os corpos de prova foram identificados pela letra “C”, seguida por dois algarismos, o primeiro identificando os laminados 1 e 2 e o segundo algarismo, a posição do corpo de prova em relação à placa (Figura 4.11).

Por se tratar de um compósito quasi-isotrópico e pelas características do ensaio de impacto, para aperfeiçoar a retirada dos corpos de prova, considerou-se que a influência da direção do corpo de prova era desprezível. Bordas e regiões com falha de impregnação foram eliminadas.

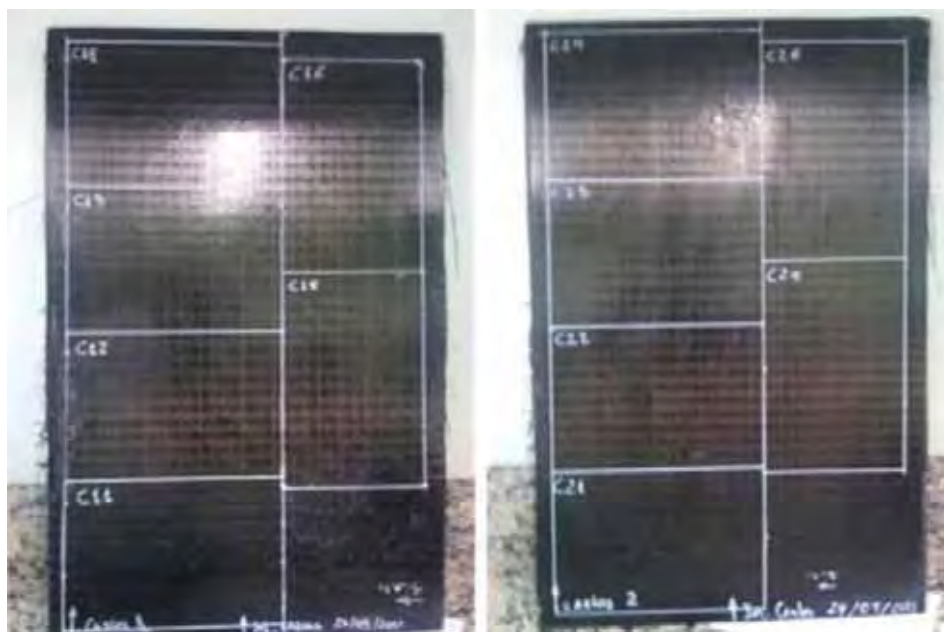


Figura 4.11 - Preparação dos laminados 1 e 2 evidenciando as áreas para o corte dos corpos de prova.

Os corpos de prova então foram separados em 3 lotes, sendo o primeiro de controle para a verificação da resistência à compressão do compósito sem dano e outros dois lotes impactados em dois níveis distintos de energia, de acordo com a norma ASTM D 7136/7136M e, posteriormente, a tensão compressiva residual foi analisada de acordo com a norma ASTM D 7137/7137M.

4.12 Ensaio de compressão de acordo com a ASTM D6641/6641M

Os ensaios de compressão nos corpos de prova de controle foram realizados seguindo as especificações da norma ASTM D6641/D6641M (ASM INTERNATIONAL, 2001).

As amostras foram fracionadas em corpos de prova com aproximadamente 12,5 mm de largura e espessura média de 3,38 mm, conforme a Figura 4.12. Os corpos de prova foram preparados de acordo com o procedimento B, com o uso de *tabs*, procedimento este mais adequado para materiais com frações inferiores a 50% de fibras com orientação 0°. Os *tabs* foram fixados nas amostras com

adesivo acrílico e dispostos considerando um espaçamento de aproximadamente 13 mm, conforme recomendado pelo procedimento. Tanto o espaçamento entre os *tabs* quanto a largura e o comprimento do corpo foram calculados em função de sua espessura, minimizando, assim, os efeitos relacionados à flambagem da amostra.

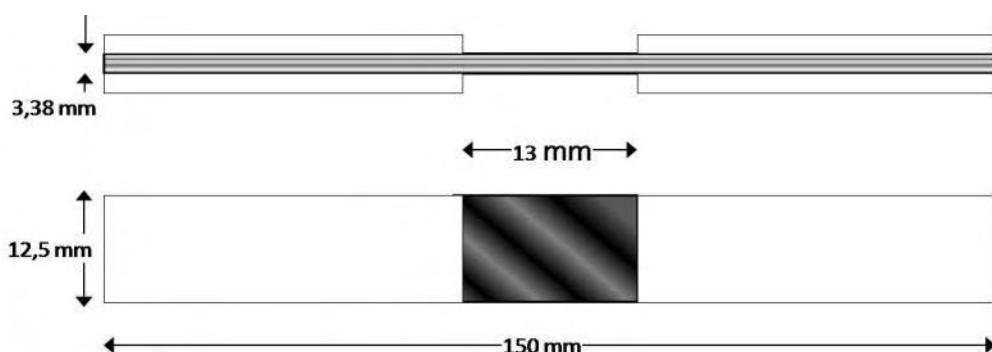


Figura 4.12 – Característica do corpos de prova do ensaio de compressão de acordo com a ASTM D6641/6641M.

A força de compressão é transmitida para o corpo de prova por combinação de tensão de compressão e de cisalhamento por meio do dispositivo mostrado na Figura 4.13.

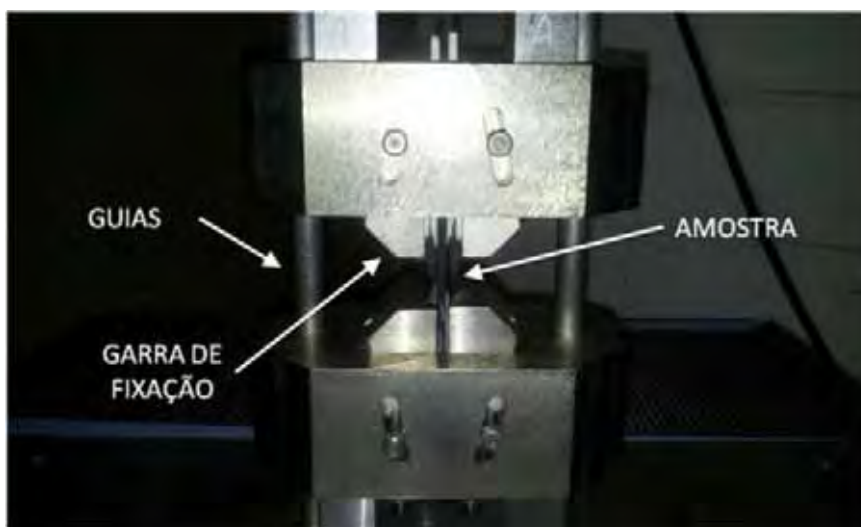


Figura 4.13 - Dispositivo utilizado no ensaio de compressão conforme estabelecido pela ASTM D6641/6641M.

A tensão de compressão (σ) foi aplicada à taxa de 1,3 mm/min. A tensão máxima de compressão foi dada como a tensão final de ensaio. Com a aplicação de uma tensão compressiva, medidas de deformação ε' , e as constantes elásticas foram obtidas por meio da Equação 4.3.

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon'} \quad (4-3)$$

Os ensaios foram realizados no equipamento de ensaio universal, marca SHIMADZU, modelo AG-X com célula de carga de 500 kgf, conforme Figura 4.14.



Figura 4.14 - Equipamento de ensaio universal marca SHIMADZU utilizado.

4.13 Ensaio de impacto a baixa velocidade de acordo com a ASTM D7136/7136M

Para a avaliação da tolerância ao dano em estruturas existem diferentes métodos. Os dois principais tipos de ensaios, definidos pela velocidade de

impacto são: ensaio de pequenas massas a altas velocidades, *gas-gun*, e de grandes massas a baixa velocidade, *drop-test* (SALIGHEH, FARSANI, *et al.*, 2012). O perfil de carga é mostrado na Figura 4.15.

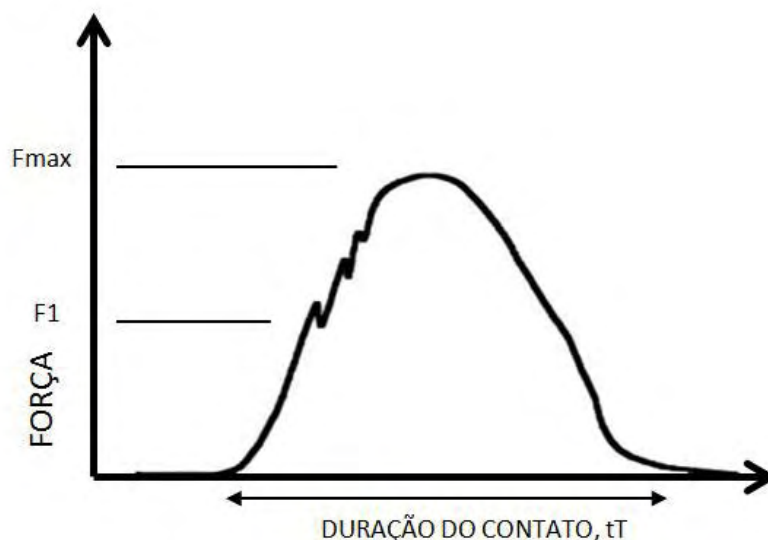


Figura 4.15 – Curva típica de dissipação de energia de impacto (ABRATE, 1998).

Foram preparados corpos de prova com aproximadamente 150 mm de comprimento e largura média de 100 mm, atendendo aos requisitos da ASTM D 7136 / D 7136M (ASM INTERNATIONAL, 2001).

O ensaio de impacto foi realizado nas amostras utilizando um impactador semiesférico. Foi utilizado o equipamento de ensaio de queda livre no Departamento de Engenharia Aeronáutica do Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA (Figura 4.16).

O equipamento é de projeto e fabricação do Departamento atendendo a requisitos da ASTM D 7136 / D 7136M. O impactador semiesférico com massa total pré-estabelecida $m_d = 1,57$ kg foi disposto e guiado por dois trilhos verticais e paralelos e a amostra é fixada no suporte conforme a Figura 4.17.

Os ensaios de impacto foram realizados à temperatura ambiente de aproximadamente 26°C.



Figura 4.16 – Equipamento de ensaio de queda livre do ITA.

A definição da energia de impacto parametrizada foi realizada a partir do estabelecido pela Equação 4-4 de acordo com a norma D 7136/D 7136M – 07.

$$E = C_E h \quad (4-4)$$

Sendo:

E energia potencial do impactador no momento do impacto em J.

C_E energia de impacto normalizada pela espessura, recomendada pela norma D 7136/D 7136M em 6,7 J/mm.

h espessura nominal da amostra em mm.

Sendo assim, para os corpos de prova com espessura nominal de 3,21 mm chega-se ao valor aproximado de energia $E = 21,50$ J. Para o cálculo da altura do impacto utilizou-se a Equação 4-5.

$$H = \frac{E}{m_d g} \quad (4-5)$$

Sendo E a energia de impacto em J, m_d a massa do impactor de 1,57 kg e a aceleração da gravidade em 9,81 m/s tem-se a altura H de 1,34 m.

Para a realização do trabalho foram propostos dois níveis de energia de impacto, sendo conduzidos a 6,23 J/mm e 9,35 J/mm, parametrizados para as amostras de espessura nominal $h = 3,21$ mm. De acordo com a Equação (4-5) têm-se as energias de 20 e 30 J, respectivamente.



Figura 4.17 – Montagem do corpo de prova na máquina de ensaio vista do momento do impacto.

Considerando a aceleração gravitacional de $9,81 \text{ m/s}^2$, os valores de altura encontrados são $h_{20J} = 1,29 \text{ m}$ e $h_{30J} = 1,94 \text{ m}$. Porém, para a verificação das perdas por atrito do sistema, as alturas definidas para o ensaio foram verificadas empiricamente em corpos de prova de alumínio. Este procedimento foi

importante, pois a partir dele foi possível atingir valores mais precisos de energia para o impacto, anulando as perdas de carga por atrito inerente ao sistema. No ensaio prático com as placas de alumínio, as alturas para a realização dos impactos foram estabelecidas em $h_{20J} = 1,34$ m e $h_{30J} = 1,99$ m.

Após o ajuste da altura para cada nível energético, os corpos de prova foram fixados entre duas placas de aço, com o auxílio de 4 parafusos. Ambas as placas apresentam aberturas suficientes para a realização do impacto. Durante o teste, a carga durante o impacto e as velocidades de entrada e de saída foram monitoradas por célula de carga e por sensor eletro-óptico.

A Figura 4.18 exemplifica o perfil de distribuição de energia durante o evento do impacto para as amostras submetidas ao carregamento.

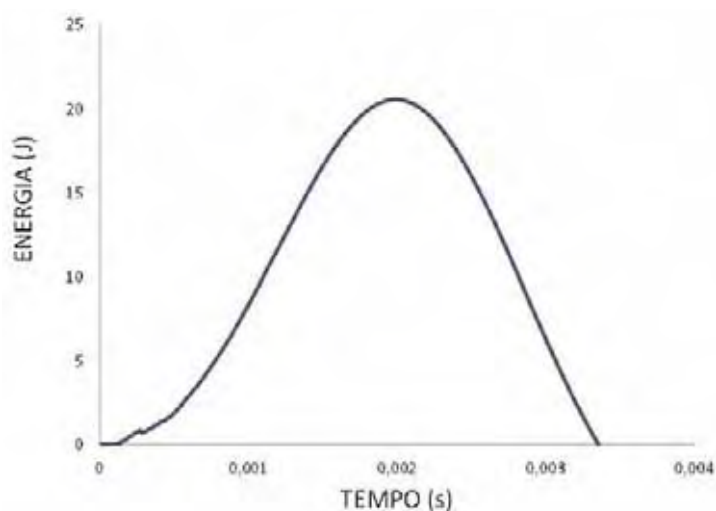


Figura 4.18 – Perfil de energia 20 J durante o impacto em amostra de alumínio.

A partir destes dados, foi possível obter o perfil de energia, a velocidade de impacto, o perfil de flexão e a velocidade de saída. O deslocamento máximo (d) do impactador durante o impacto e a energia absorvida pelo corpo de prova foram extraídos de curvas força/deslocamento, sendo a energia de impacto

correspondente à diferença entre as velocidades instantâneas de entrada e de saída.

4.14 Ensaio de compressão após o impacto de acordo com a ASTM D 7137/7137M

Corpos de provas impactados conforme ASTM D7136/ 7136M foram submetidos ao ensaio de compressão conforme norma ASTM D7137/ 7137M (DEFENCE, 2002).

Os corpos de prova foram fixados no dispositivo de ensaio Boeing CAI no equipamento de ensaio universal modelo UFD-40 da fabricante Mohr+Federhaff+Losenhausen, ano 1972. O ensaio foi realizado à taxa média de deslocamento de 0,5 mm/min e a força aplicada foi medida a cada instante até a ruptura, sendo descrita pela Equação 4-6, onde UCS é a resistência à compressão, F_{max} a máxima força aplicada, b e d são, respectivamente, a largura e a espessura do corpo de prova.

$$UCS = \frac{F_{max}}{b d} \quad (4-6)$$

Para o ensaio foi utilizado um dispositivo Boeing CAI projetado conforme descrito na ASTM D 7137/7137M e mostrados na Figura 4.19. O dispositivo é composto por 2 partes distintas, definidas como superior e inferior.

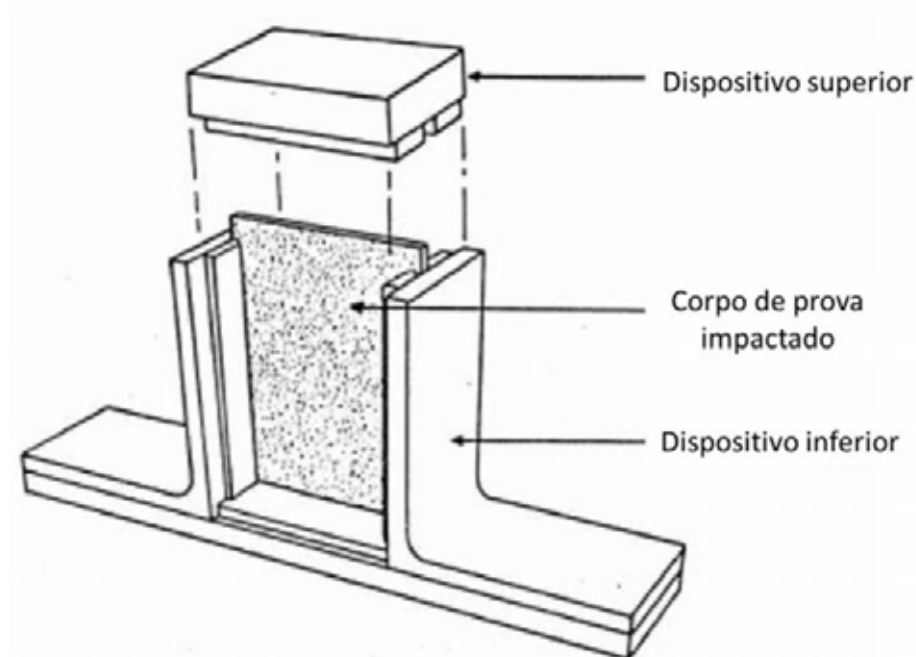


Figura 4.19 – Dispositivo ensaio de compressão Boeing CAI, ASTM D 7137/7137M.

As partes superior e inferior são preparadas em função da espessura do laminado e fixadas ao equipamento de ensaio. Isto garante que as arestas do corpo de prova fiquem apoiadas pela lateral do dispositivo.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Calorimetria Exploratória Diferencial

A Figura 5.1 mostra a curva de aquecimento com duas varreduras dinâmicas da resina CYCOM 890, estocada a 0°C. Na curva A pode ser observado o intervalo de temperatura entre 180°C e 260°C no qual ocorre a cura do material, sendo 227,4°C o ponto no qual a taxa de polimerização é máxima. Na curva B, o segundo aquecimento mostra que a temperatura de transição vítrea do polímero é de 160°C.

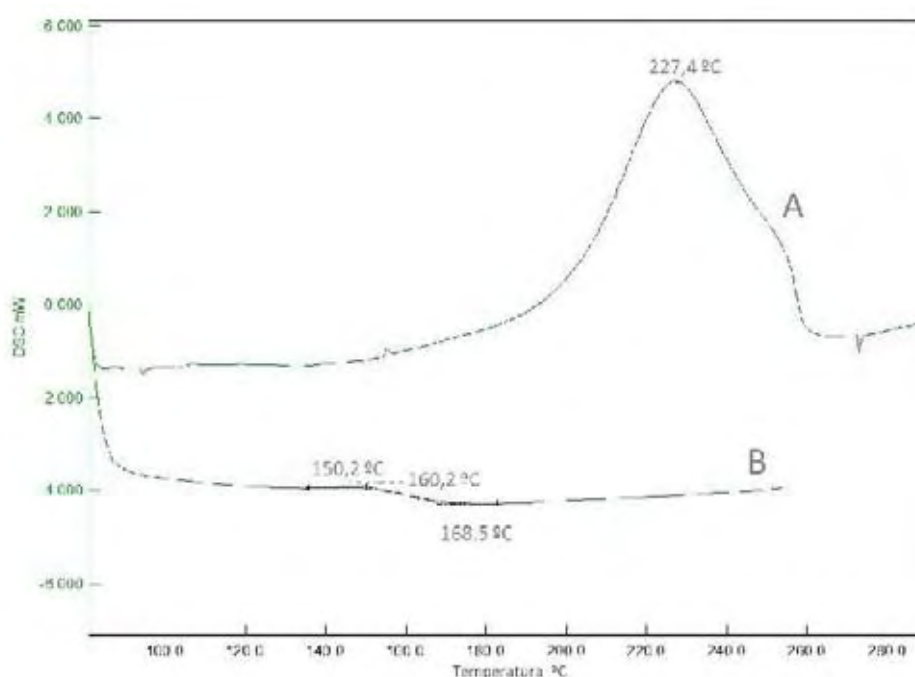


Figura 5.1 – Curva de DSC da resina CYCOM 890 lote 1 estocado a 0°C.

Com relação ao comportamento térmico do lote 2 de resina estocado corretamente a -18°C tem-se a curva apresentada na Figura 5.2.

A análise desta figura mostra que o lote estocado a esta temperatura apresenta temperatura de transição vítrea de 180°C, superior ao lote 1. Comportamento determinado por (BROCKS, 2011).

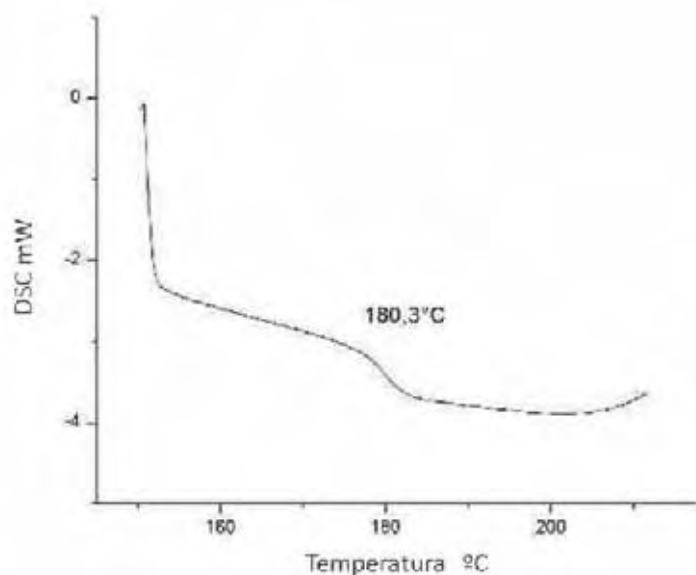


Figura 5.2 – Curva de DSC da resina CYCOM 890 lote 2 estocado a -18°C (BROCKS, 2011).

A comparação das temperaturas de transição vítrea dos dois lotes de resina CYCOM 890, estocados a 0°C e -18°C mostra claramente diferentes valores de Tgs, quais sejam 160°C e 180°C , respectivamente.

Esses resultados sugerem que a estocagem a 0°C favoreceu o início da reticulação da resina epóxi. Porém, de reduzido alcance devido ao não favorecimento cinético em função da temperatura (0°C). Esta condição deve ter resultado no surgimento de porções de resina com reticulação parcial, criando regiões diferenciadas no volume da resina como um todo. Essas regiões, durante o processo de cura do laminado, não apresentam o mesmo grau de reticulação que a resina armazenada a -18°C . Ou seja, a fração de reticulação precedente da estocagem a 0°C contribuiu para a redução da Tg do laminado 1.

5.2 Processamento do laminado 1

No processamento do primeiro laminado de fibra de carbono, a pressão de injeção variou entre 200 kPa a 790 kPa, conforme Figura 5.3. Esta variação de pressão deve-se exclusivamente aos problemas relatados no item 4.5. Durante o processo, o consumo de resina foi de 341 ml.

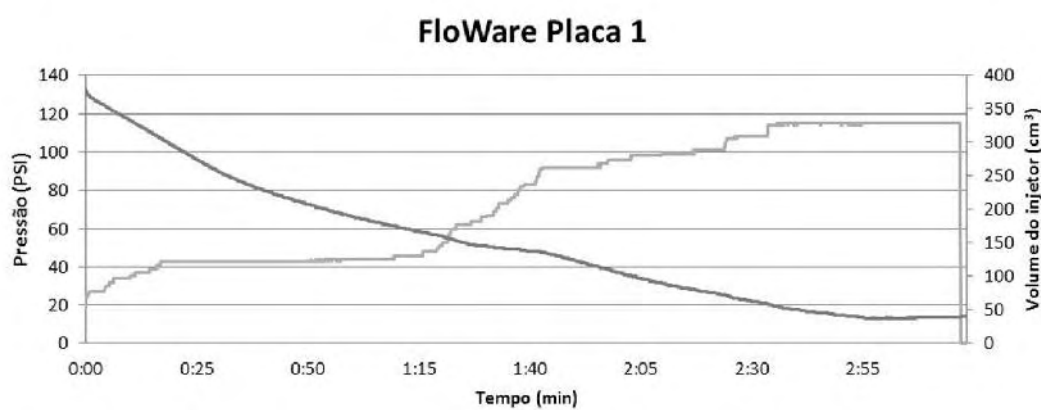


Figura 5.3 - Curva de pressão de injeção e volume consumido para o laminado 1.

O laminado 1 apresentou dificuldades de processamento devido ao condicionamento da resina oriunda do lote 1, o qual gerou um ligeiro aumento de viscosidade em comparação à resina oriunda do lote 2.

A viscosidade mais elevada afetou diretamente os parâmetros de processamento, sendo necessário atingir pressões mais elevadas de injeção.



Figura 5.4 – Laminado 1 após desmoldagem.

Conforme a Figura 5.4, não se verificou o fenômeno *fiber wash out*, este resultado se destaca, pois não foi constatado o deslocamento de fibras do tecido, mesmo a pressão final de injeção sendo mais elevada de 790 kPa.

5.3 Processamento do laminado 2

No processamento do segundo laminado de fibra de carbono, a pressão de injeção variou entre 200 kPa a 390 kPa, conforme a Figura 5.5.

Durante o processamento, o consumo de resina foi de 262 ml.

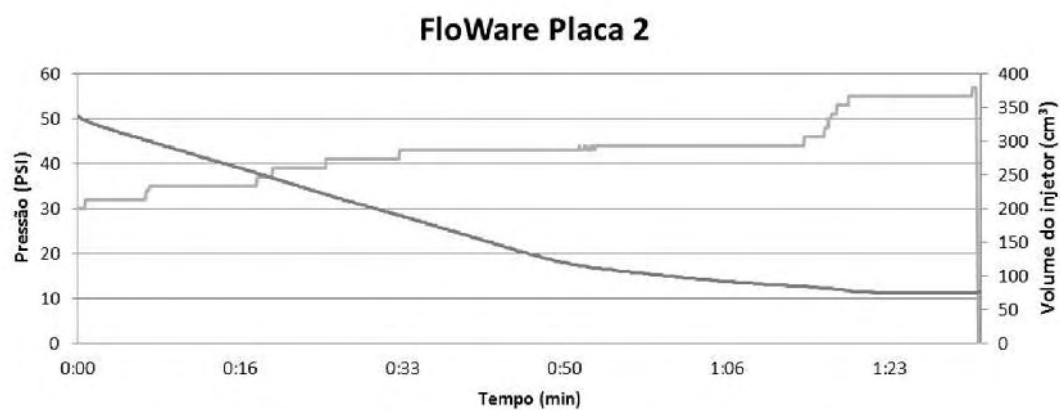


Figura 5.5 - Curva de pressão de injeção e volume consumido para o laminado 2.

Assim como verificado no Laminado 1, não se verifica na Figura 5.6 o fenômeno *fiber wash out*.



Figura 5.6 - Laminado 2 após desmoldagem.

5.4 Calorimetria Exploratória Diferencial dos Laminados

Para a determinação da Tg e reações residuais do compósito foi utilizada a técnica de análise térmica por DSC. Foram realizados estudos em compósitos semelhantes, porém as resinas eram de lotes diferentes, sendo, portanto, necessária a comparação das propriedades térmicas dos dois laminados obtidos.

5.4.1 Laminado 1

O laminado 1 foi obtido utilizando a resina armazenada a 0°C. A Figura 5.7 mostra a curva de DSC e pode ser observado que a região de Tg inicia-se em aproximadamente em 189°C e termina em 206°C. O valor médio de Tg encontrado foi de 197°C.

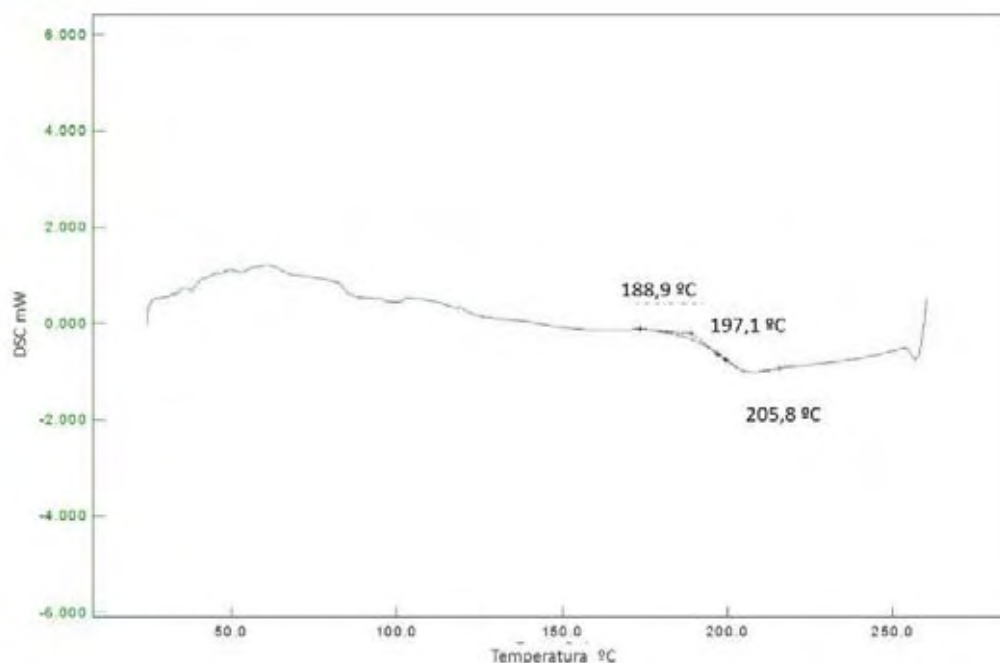


Figura 5.7 - Curva de DSC do laminado 1.

5.4.2 Laminado 2

O laminado 2 foi obtido utilizando a resina armazenada de acordo com as especificações do fornecedor, a -18°C . A Figura 5.8 mostra a curva de DSC podendo ser observado que a região de Tg inicia-se em aproximadamente em 196°C e termina em 214°C . O valor médio de Tg encontrado foi de 205°C .

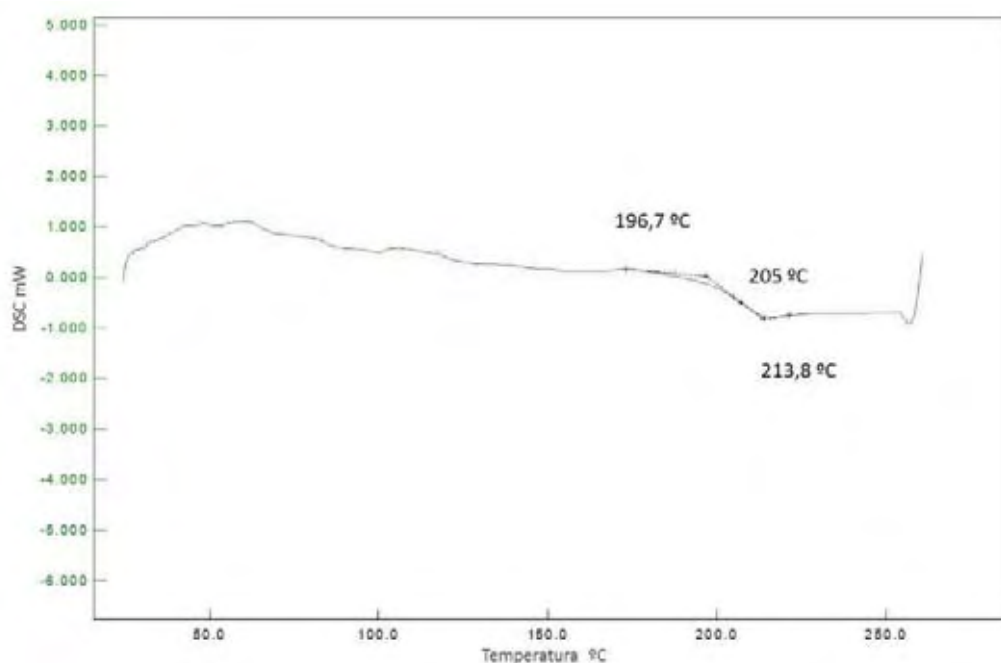


Figura 5.8 – Curva de DSC do laminado 2.

5.5 Microscopia de inspeção acústica *C-Scan*

Após o processamento, as amostras foram analisadas para a validação do processamento por RTM.

5.5.1 Microscopia de inspeção acústica do laminado 1

Notam-se variações de atenuação ao longo da área, estas variações resultam de heterogeneidades de distribuição de calor e a planeza entre as superfícies do molde (Figura 5.9).

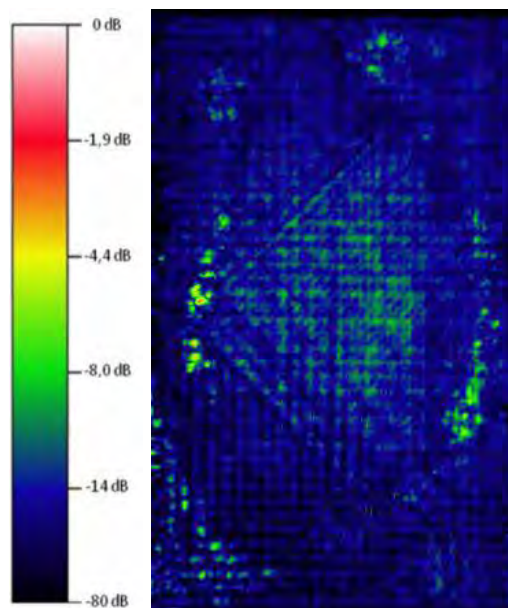


Figura 5.9 – Microscopia de inspeção acústica do laminado 1.

5.5.2 Microscopia de inspeção acústica do laminado 2

Assim como no laminado 1, notam-se variações de atenuação semelhantes, porém em níveis relativamente superiores ao longo da área (Figura 5.10).

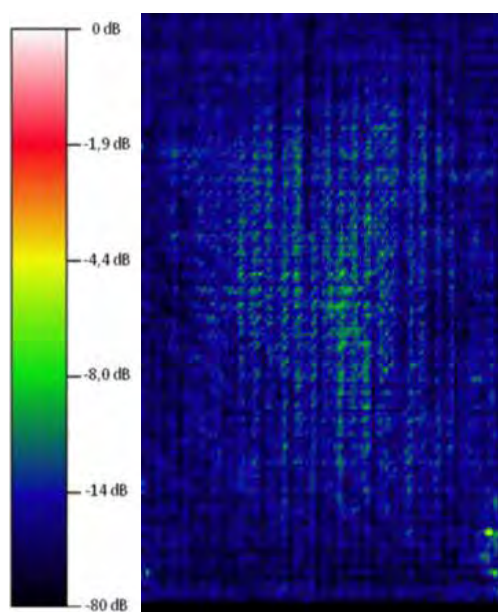


Figura 5.10 - Microscopia de inspeção acústica do laminado 2.

5.6 Ensaio de compressão ASTM D6641/6641M

Corpos de prova de uma mesma posição, para o laminado 1, C12, e para o laminado 2, C22, foram cortados longitudinalmente de acordo com o item 4.12.

Os valores médios de tensão de ruptura dos laminados são mostrados na Tabela 5.1 para o laminado 1 e na Tabela 5.2 para o laminado 2. São também apresentados os valores médios de resistência à compressão, bem como os desvios associados.

Tabela 5.1 – Valores médios de resistência à compressão do laminado 1.

Amostra	Tensão (MPa)
C12-1	172,2
C12-2	137,2
C12-3	377,7
C12-4	471,4
C12-5	294,8
C12-6	422,6
C12-7	-
Laminado 1	312,7 ± 135,9

O ensaio de compressão na amostra C12-7 foi caracterizado como inválido de acordo com a ASTM D6641/6641M, por falhas na região dos *tabs*.

Tabela 5.2 - Valores médios de resistência à compressão do laminado 2.

Amostra	Tensão (MPa)
C22-1	326,4
C22-2	344,4
C22-3	340,4
C22-4	355,0
C22-5	358,0
C22-6	352,1
C22-7	316,3
Laminado 2	341,8 ± 15,5

Nota-se um espalhamento maior nos ensaios realizados no laminado 1 que apresentou desvio de 135,9 MPa, em comparação com os ensaios realizados no laminado 2 que apresentou desvio de 15,5 MPa.

O menor valor de resistência a compressão e o maior espalhamento de valores para o laminado 1 pode estar associado a condição de armazenamento do lote 1 da resina. Reticulações diferenciadas em função da estocagem possivelmente originaram áreas heterogêneas concentradoras de tensão, reduzindo sua resistência a compressão.

5.7 Ensaio de impacto a baixa velocidade ASTM D7136/ 7136M

Os valores médios de energia de impacto dos laminados são mostrados na Tabela 5.3, para 20 J, e na Tabela 5.4 para 30 J evidenciando os valores de energia de impacto associados a cada corpo de prova.

Tabela 5.3 - Valores médios de energia de impacto – 20 J.

Laminado	Amostra	Energia (J)
1	C13	21,8
	C16	20,9
2	C23	18,5
	C26	21,0

Tabela 5.4 - Valores médios de energia de impacto – 30 J.

Laminado	Amostra	Energia (J)
1	C14	28,3
	C15	30,3
2	C24	28,5
	C25	29,1

Com base nos valores e nos gráficos gerados para cada corpo de prova, notou-se uma baixa dispersão de valores, associado à robustez do equipamento de ensaio de queda livre.

A Figura 5.11 mostra as curvas de energia durante os impactos de 20 J e 30 J . A análise dessas curvas mostra um perfil de absorção de energia semelhante, nota-se também uma curva mais prolongada para os ensaios a 30 J, a qual indica que o penetrador semiesférico permaneceu por mais tempo em contato com o material, resultando em uma energia absorvida superior em comparação aos ensaios realizados a 20 J.

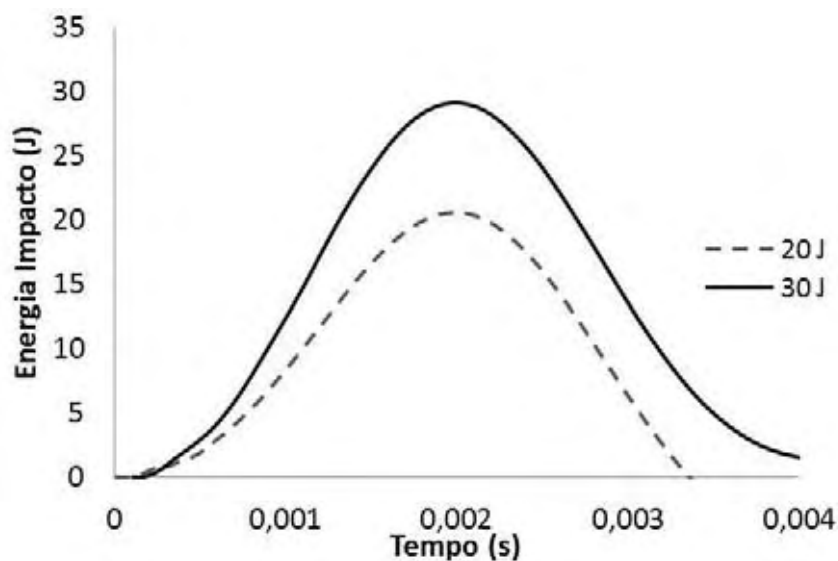


Figura 5.11 - Comparação das curvas de energia durante o impacto.

A energia total absorvida pela amostra durante o impacto pode ser explicado pela formação de vários modos de falhas. Tipicamente em compósito, os principais mecanismos são o descolamento relativo entre a fibra e a matriz, cisalhamento total e parcial das fibras e a delaminação da interface (JOSHANI, KOLOOR e ADBULLAH, 2012). A energia absorvida foi calculada através do perfil de carga durante o impacto e pela diferença entre a energia cinética de entrada e a energia cinética de saída após o evento de impacto.

Os valores médios de energia absorvida estão mostrados na Tabela 5.5 e na Tabela 5.6.

Tabela 5.5 - Energia absorvida durante o impacto de 20 J.

Laminado	Amostra	Energia (J)
1	C13	8,4
	C16	7,9
	-	8,2 ± 0,3
2	C23	5,1
	C26	4,3
	-	4,7 ± 0,4

Notam-se valores superiores de energia absorvida para os corpos de prova oriundos do Laminado 1 em comparação com os valores obtidos para o laminado 2. Deve se considerar que o laminado 1 foi processado com a resina armazenada a 0°C. A provável reticulação heterogênea e a maior viscosidade associada diretamente a molhabilidade durante o processo de infusão podem ter afetado as propriedades do compósito, resultando em uma menor adesão fibra matriz. Sabe-se que valores muito elevados de adesão afetam as propriedades de forma a fragilizar o material (CIOFFI, VOORWALD, *et al.*, 2010), logo, é muito provável que as reduções na adesão fibra matriz, que ocorreram, neste caso, tenham favorecido a absorção de energia pelo material.

Tabela 5.6 - Energia absorvida durante o impacto de 30 J.

Laminado	Amostra	Energia (J)
1	C14	11,3
	C15	11,1
	-	11,2 ± 0,1
2	C24	14,2
	C25	10,8
	-	12,5 ± 1,7

Em função da energia de impacto, verifica-se expressivo aumento de energia absorvida para as amostras impactadas com 30 J em comparação com aquelas impactadas com 20 J.

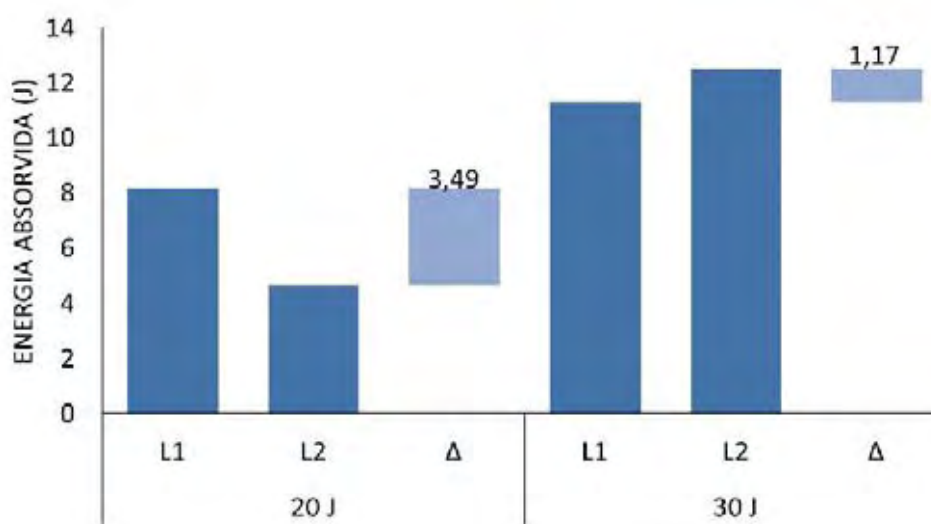


Figura 5.12 – Histograma comparativo entre energias absorvidas.

Para a energia de impacto de 20 J, o laminado 1 apresentou uma maior absorção de energia em comparação com o laminado 2, A provável reticulação heterogênea atuou como tenacificante no material final. (Figura 5.12)

Para os ensaios realizados com a energia de impacto de 30 J, os valores de energia absorvida para ambos os laminados se apresentaram relativamente próximos. A menor diferença (Δ) entre os valores de energia absorvida para esta energia de impacto se deve, provavelmente, a mudança nos mecanismos de absorção de energia (Figura 5.12).

5.8 Inspeção da região danificada

Pelas análises realizadas por meio do software e conforme verificado no item 4.10, o espectro de eco foi dividido em 5 regiões. Assim, foi possível comparar as amostras impactadas com os resultados obtidos antes do impacto, conforme mostrado na Figura 5.13.

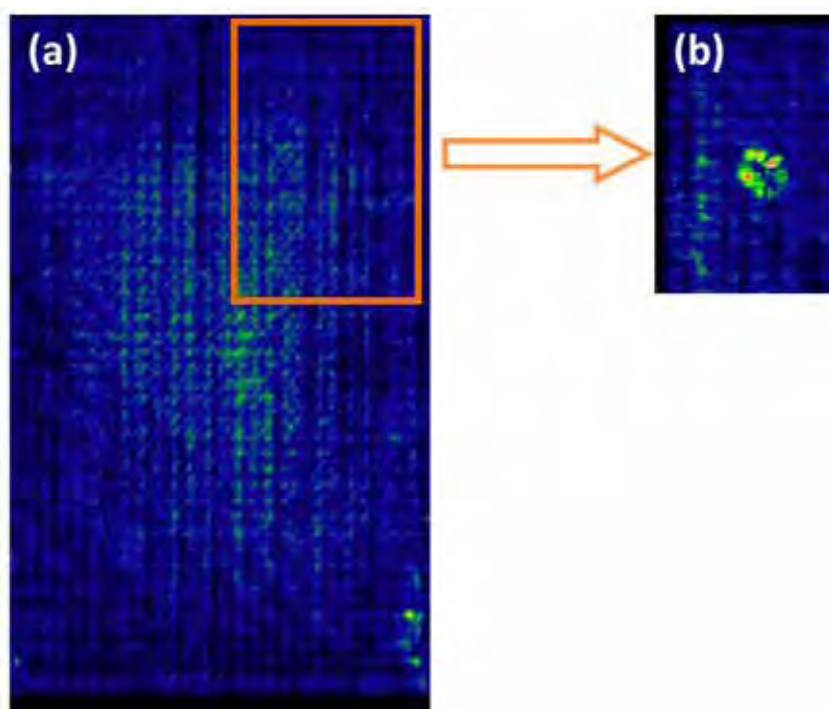


Figura 5.13 – Análise *C-Scan* comparativa de uma mesma região do laminado (a) em comparação com o corpo de prova C16 impactado (b).

Na Figura 5.13 podemos verificar o mapa de cores utilizado para quantificar a extensão do efeito do impacto. Para efeito de comparação, uma mesma região

foi analisada por *C-Scan*, antes (a) e após o impacto (b), podendo assim, ser observado claramente a formação de defeitos na região central da Figura 5.13 (b)

Quantitativamente, os mapeamentos *C-Scan* dos laminados antes do impacto foram comparados com os mapeamentos dos corpos de prova impactados. O espectro de eco, de acordo com o software de varredura Iview pôde ser dividido em 5 faixas.

Na análise das amostras antes do impacto, denominada controle, foi constatado que as atenuações concentravam-se entre 0 dB e -4,4 dB, conforme indicado na Figura 5.14 e na Figura 5.15.

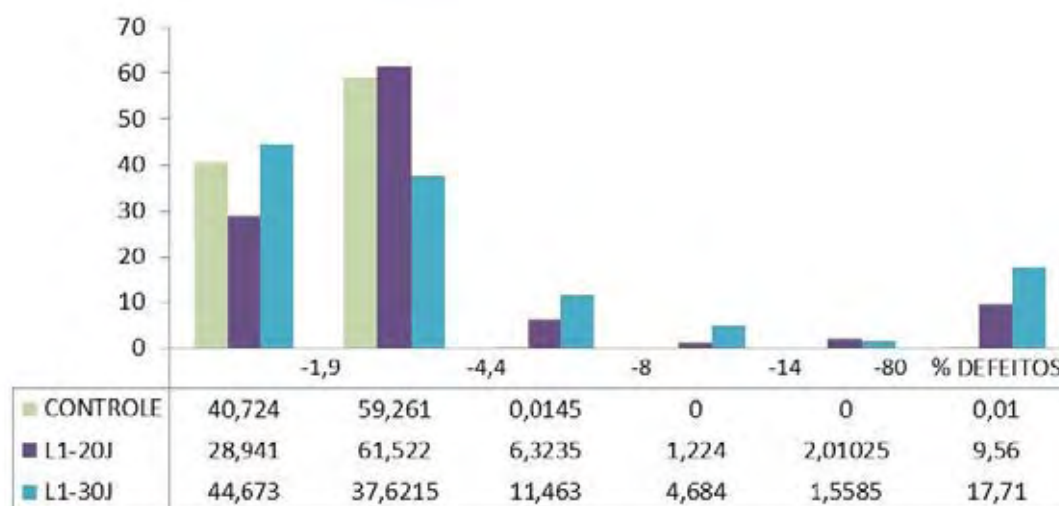


Figura 5.14 - Histograma de atenuação C-Scan dos corpos de prova do laminado 1 após impacto.

Após o impacto, o perfil de atenuações para o laminado 1 se alterou apresentando valores acima de -4,4 dB, conforme Figura 5.15 Este sinal de atenuação pode ser predominantemente caracterizado como defeitos gerados pelo impacto atingindo valores médios de 9,56% para as amostras impactadas com 20 J e de 17,71% para as amostras impactadas com 30 J.

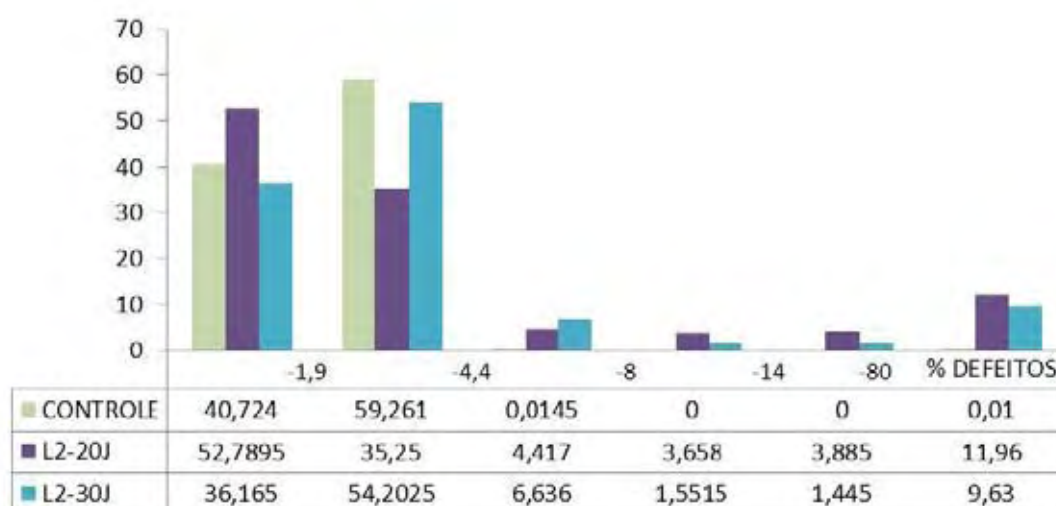


Figura 5.15 - Histograma de atenuação C-Scan dos corpos de prova do laminado 2 após impacto.

Procedimento análogo foi realizado para o laminado 2 (Figura 5.15). Após o impacto o sinal de atenuação se alterou em função dos defeitos gerados pelo impacto atingindo valores médios de 11,96% para as amostras impactadas com 20 J e de 9,63% para as amostras impactadas com 30 J.

A redução do sinal de atenuação para as amostras, do laminado 2, impactadas a 30 J em comparação com 20 J deve-se, provavelmente, a mudança nos mecanismos de geração de defeitos, esses com maior relação entre energia absorvida e área.

Neste sentido, a relação entre a energia com a área gerada durante o impacto, densidade planar (J/cm^2), pode ser indicativo da alteração de mecanismos de geração de defeitos.

Conforme verificado na Figura 5.16 a densidade planar de energia absorvida segue o mesmo padrão de distribuição abordado na Figura 5.12 para a energia de impacto de 20 J, o primeiro laminado apresentando uma maior densidade linear de energia absorvida.

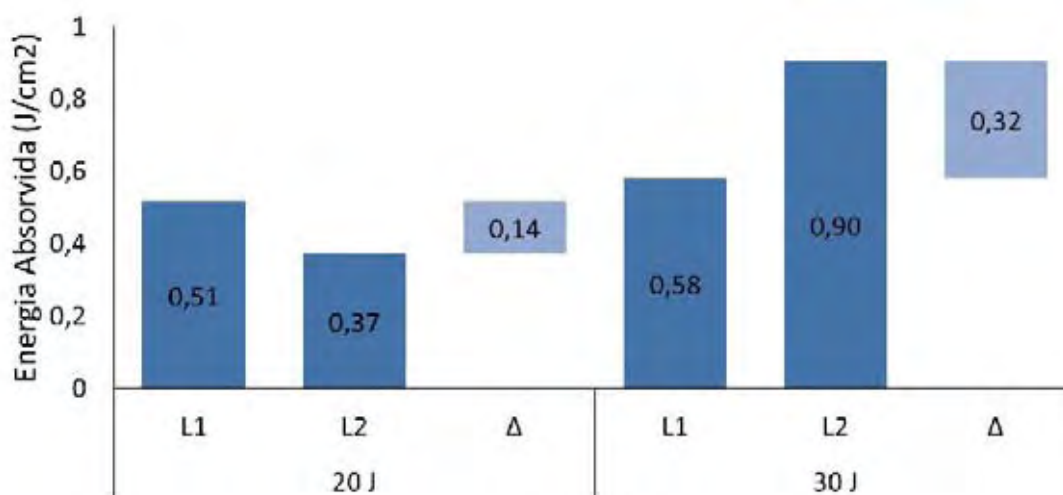


Figura 5.16 – Densidade Linear de Energia Absorvida (J/cm²).

O mesmo não se verificou para a energia de impacto de 30 J, possivelmente, devido a ativação de mecanismos de geração de defeitos mais energéticos conforme analisado anteriormente na Figura 5.15.

5.9 Ensaio de compressão após impacto ASTM D 7137/7137M

Depois de impactados conforme o item 5.7 e inspecionados conforme o item 5.8, os corpos de prova foram ensaiados para a verificação da tensão residual em compressão, exemplificada na Figura 5.17.



Figura 5.17 – Ensaio de compressão após impacto de acordo com ASTM D 7137/7137M.

As resistências à compressão dos corpos de prova impactados com a energia de 20 J são mostradas na Tabela 5.7.

Tabela 5.7 - Resultados do ensaio de compressão após impacto de 20 J.

Laminado	Amostra	Tensão (MPa)
1	C13	165,85
	C16	161,99
	20 J	163,92 ± 1,90
2	C23	160,31
	C26	192,98
	20 J	176,65 ± 16,34

Relacionando os valores de resistência à compressão obtidos na Tabela 5.7 para os corpos de prova impactados a 20 J, com os valores para o laminado 1, Tabela 5.1 e para o laminado 2, Tabela 5.2, houve redução na resistência à compressão de aproximadamente 53%, para o laminado 1 e de 51% para o

laminado 2. Esta diferença pode ser explicada pelos fenômenos associados a prováveis reticulações pré-existentes no laminado 1, descritos no item 5.1.

As resistências à compressão nos corpos de prova impactados com a energia de 30 J são mostradas na Tabela 5.8.

Tabela 5.8 - Resultados do ensaio de compressão após impacto de 30 J.

Laminado	Amostra	Tensão (MPa)
1	C14	101,96
	C15	197,83
	30 J	149,89 ± 47,94
2	C24	124,78
	C25	194,78
	30 J	159,78 ± 35,0

A mesma relação entre os valores de resistência dos corpos de prova impactados a 20 J é possível para os impactados ao nível energético mais elevado.

Os valores de resistência à compressão obtidos na Tabela 5.8 para os corpos de prova impactados a 30 J, quando relacionados com os valores para o laminado 1, Tabela 5.1 e para o laminado 2, Tabela 5.2, verifica-se redução na resistência à compressão de aproximadamente 48%, para o laminado 1 e de 46% para o laminado 2.

A redução da resistência à compressão se explica macro mecanicamente pela formação de concentrador de tensão e micro mecanicamente pela redução da

coesão entre fibras adjacentes, trincas na matriz e cisalhamento das fibras (ABRATE, 1998).

Os valores de tensão compressiva residual encontrados estão coerentes com estudos realizados anteriormente, os quais mostram reduções de resistência à compressão em estruturas submetidas a danos em comparação com estruturas isentas de danos, entre 40% a 60% (S. SANCHEZ-SAEZ, 2005).

5.10 Análise da seção transversal

Foi realizada a análise da seção transversal de corpos de provas após impacto, item 5.7, e verificação da tensão residual em compressão, item 5.9.

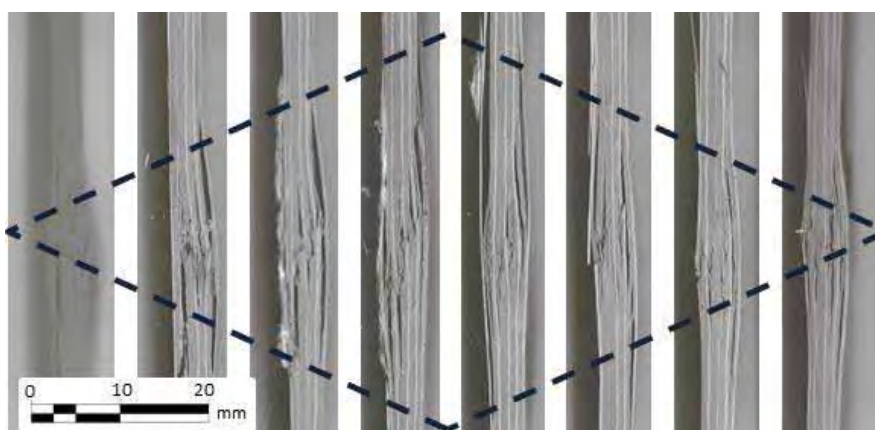


Figura 5.18 - Seções transversais de corpo de prova impactado a 30 J e submetido a tensão de compressão.

Nota-se distribuição da delaminação em função da região de impacto. A região central impactada apresenta maior extensão, na ordem de 40 mm, reduzindo gradualmente em direção das bordas (Figura 5.18). Este padrão de distribuição de delaminação é efeito combinado de danos concentrados gerados durante o impacto, associados aos induzidos pelas cargas compressivas.

CONCLUSÕES

O principal objetivo deste trabalho, o estudo experimental de tolerância ao dano em laminados de carbono/epóxi obtidos via processamento via RTM através da redução da resistência à compressão após impacto de baixa velocidade em dois níveis discretos foi atendido e de acordo com os resultados obtidos conclui-se que:

- os valores de tensão compressiva residual representam reduções para as amostras impactadas em comparação com o compósito sem dano induzido. Nota-se uma maior redução da resistência à compressão para o laminado 1 em relação ao laminado 2 para ambos os níveis energéticos. Em média, os valores de resistência à compressão para o laminado 1 são 7% inferiores aos do laminado 2. Esses resultados sugerem que a estocagem a 0°C da resina utilizada para o processamento do laminado 1 favoreceu uma provável reticulação parcial contribuindo para redução de suas propriedades.

Os resultados ainda permitem concluir que:

- o processamento via RTM no equipamento do Grupo de Pesquisa em Fadiga e Materiais Aeronáuticos da FEG/UNESP se mostrou viável e de boa repetibilidade, porém problemas de perda de vácuo e de distribuição de calor pelo molde foram verificados.

- o lote de resina armazenado a 0°C não impossibilitou o processamento do primeiro laminado.

6 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar ensaio de compressão nas amostras impactadas conforme a ASTM D6641/6641M.

Realizar estudos comparativos com tecidos *plain weave* processados por RTM.

Estudar o comportamento de tolerância ao dano associado a condições de umidade e temperatura.

Estudar o uso de costuras para reforço das propriedades fora do plano e sua influência no comportamento de tolerância ao dano.

REFERÊNCIAS

ABRATE, S. **Impact on Composite Structures**. Nova Iorque: Cambridge University Press, 1998.

Airbus GMF 2011-2030. [S.l.].

ALMEIDA, E. G. R. **Inspeção termográfica de danos por impacto em laminados compósitos sólidos de matriz polimérica reforçados com fibra de carbono**. [S.l.]. 2010.

AMERICAN COMPOSITES MANUFACTURES ASSOCIATION. American Composites Manufactures Association. **American Composites Manufactures Association**, U.S.A., 27 Outubro 2012. Disponível em: <<http://www.acmanet.org/>>. Acesso em: 2012 Outubro 2012.

AMINANDA, Y. Impact Study on Aircraft Type Laminate Composite Plate; Experimental, Failure Criteria and Element Model Review. In: TAMIN, M. N. **Damage and Fracture of Composite Materials and Structures, Advanced Structured Materials 17**. [S.l.]: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012.

ANTONUCCIA, V. et al. Real time monitoring of cure and gelification of a thermoset matrix. **Composites Science and Technology**, 18 dez. 2006. 3273–3280.

APPLEBY-THOMAS, G. J.; HAZELL, P. J.; DAHINI, G. On the response of two commercially-important CFRP structures to multiple ice impacts. **Composite Structures**, set. 2011. 2619–2627.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook 21 - Composite. In: INTERNATIONAL, A. **ASM Handbook**. [S.l.]: [s.n.], 2001.

BAKER, A.; DUTTON, S.; KELLY, D. **Composite Materials for Aircraft Structures**. [S.l.]: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2004.

BING WANGA, L.-Z. W. L. M. J.-C. F. Low-velocity impact characteristics and residual tensile strength of carbon fiber composite lattice core sandwich structures. **Composites Part B: Engineering**, jun. 2011. 891–897.

BROCKS, T. **Compósito estrutural carbono/epóxi via RTM para aplicação**. Guaratinguetá: [s.n.], 2011.

BROUWER, W. D.; VAN HERPT, E. C. F. C.; LABORDUS, M. Vacuum injection moulding for large structural applications. **Composites: Part A**, 2003. 551–558.

CIOFFI, M. O. H. et al. Fractography analysis and fatigue strength of carbon fiber/RTM6 laminates. **Materials Science and Engineering A**, 17 Fevereiro 2010. 3609–3614.

COMPOSITE SOLUTIONS. COMPOSITE SOLUTIONS. **COMPOSITE SOLUTIONS**, 01 out. 2012. Disponível em: <http://www.noncrimpfabrics.com/index.php?main_page=product_info&cPath=2_10&products_id=12>. Acesso em: 1 out. 2012.

CORUM, J. M. et al. Basic Properties of Reference Crossply Carbon-Fiber Composite , 2000.

CRAVEN, R.; PINDORIA, S.; OLSSON, R. Finite element study of compressively loaded fibres fractured during impact. **Composites Science and Technology**, 2009. 586–593.

DEFENCE, D. O. POLYMER MATRIX COMPOSITES MATERIALS USAGE, DESIGN AND ANALYSIS. In: DEFENCE, D. O. **MIL-HDBK-17-3-COMPOSITE MATERIAL HANDBOOK**. [S.l.]: [s.n.], 2002. p. 413.

EDGRENA, F.; SOUTISB, C. Damage tolerance analysis of NCF composite sandwich panels. **Composites Science and Technology**, out. 2008. 2635–2645.

FAIS, C. Lightweight automotive design with HP-RTM. **Reinforced Plastics**, October 2011. 29-31.

FAWCETT, ALLEN J.; OAKES, GARY D. Boeing Composite Airframe Damage Tolerance and Service Experience. **National Institute for Aviation Research - Wichita State University**. Disponível em: <<http://www.tc.faa.gov/its/worldpac/techrpt/ar02-80.pdf>>. Acesso em: 27 maio 2012.

G.A. SCHOEPPNER, S. A. Delamination threshold loads for low velocity impact on composite laminates. **Composites: Part A** **31**, 17 Março 2000. 903–915.

GARSCHKEA, C. et al. Out-of-autoclave cure cycle study of a resin film infusion process using in situ process monitoring. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, jun. 2012. 935–944.

HUTCHINSON, J. M. et al. Isothermal and non-isothermal cure of a tri-functional epoxy resin (TGAP): A stochastic TMDSC study. **Thermochimica Acta**, 10 fev. 2012. 14–21.

INSTRON US. INSTRON US. **INSTRON US**, 10 dez. 2012. Disponível em: <http://www.instron.us/wa/acc_catalog/prod_list.aspx?cid=952&cname=Composites Test Fixtures>. Acesso em: 10 dez. 2012.

JONES, R. **Mechanics Of Composite Materials**. [S.l.]: CRC Press, 1998. 12-30 p.

JOSHANI, M.; KOLOOR, S. S. R.; ADBULLAH, R. Damage Mechanics Model for Fracture Process of Steel-Concrete Composite Slabs. **Applied Mechanics and Materials**, Abril 2012. 339-345.

KAWASAKI HEAVY INDUSTRIES. Kawasaki Heavy Industries, 10 out. 2012. Disponível em: <<http://www.khi.co.jp/english/rd/tech/171/ne171tr01.html>>. Acesso em: 10 out. 2012.

KOSTOPOULOS, A. B. P. K. A. V. A. P. Impact and after-impact properties of carbon fibre reinforced composites enhanced with multi-wall carbon nanotubes. **Composites Science and Technology**, Volume 70, Issue 4, Abril 2010. 553-563.

M. V. HOSUR, M. A. J. A. S. J. U. V. A. A. M. Studies on Impact Damage Resistance of Affordable Stitched Woven Carbon/Epoxy Composite Laminates , 2003.

M.P.F. SUTCLIFFE, C. M. A. W. J. S. R. S. C. A. E. S. Moderate speed impact damage to 2D-braided glass–carbon composites. **Composite Structures**, Available online 5 January, 05 Janeiro 2012.

M.V. DONADON, L. I. B. G. F. J. M. H. S. F. M. D. A. A progressive failure model for composite laminates subjected to low velocity impact damage. **Computers & Structures**, Volume 86, 1 jun. 2008. 1232–1252.

MASTERS, J. E. **Damage Detection in Composite Materials**. [S.l.]: ASTM Publication, 1992.

MATSUZAKI, R. et al. Cross-sectional monitoring of resin impregnation using an area-sensor array in an RTM process, abr. 2012. 695–702.

MAZUMDAR, S. K. **Composites Manufacturing: Materials, Product and Process Engineering**. [S.l.]: CRC Press, 2001.

MONTORO, S. R. et al. Influence of voids on the flexural resistance of the NCF/RTM6 composites. **Procedia Engineering**, 2011. 3220-3225.

MORGAN, P. **Carbon Fibers and Their Composites**. [S.l.]: CRC Press, 2005. 888 a 889 p.

MOUTONA, S. et al. Manufacturing requirements in design: The RTM process in aeronautics. **Composites Part A**, jan. 2010. 125–130.

NJIONHOU, A. et al. **Relationships Between LRI Process Parameters and Impact and Post-Impact Behaviour of Stitched and Unstitched NCF Laminates**. [S.l.]: [s.n.], 2011.

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

PAPARGYRIS, D. A. et al. Comparison of the mechanical and physical properties of a carbon fibre epoxy composite manufactured by resin transfer moulding using conventional and microwave heating. **Composites Science and Technology**, Volume 68, Issues 7–8, Junho 2008. 1854-1861.

POTLURI, P. et al. Influence of Fibre Architecture on Impact Damage Tolerance in 3D Woven Composites. **APPLIED COMPOSITE MATERIALS**, p. 799-812, 2012.

S. SANCHEZ-SAEZ, E. B. R. Z. C. N. Compression after impact of thin composite laminates. **Composite Science and Tecnology**, vol. 65 2005. 1911-1919.

SALIGHEH, O. et al. The Study of Response of High Performance Fiber-Reinforced Composites to Impact Loading. In: TAMIN, M. N. **Damage and Fracture of Composite Materials and Structures**. Berlin: Springer Berlin Heidelberg, 2012. p. 129-141.

SHIINO, M. Y.; CIOFFI, M. O. H.; VOORWALD, H. J. C. Evaluation of stitched fabric composite processed by RTM in quasi-static test. **Procedia Engineering**, p. 2603–2608, 2011.

SINGH, R. Chapter 6 – Ultrasonic Testing. **Applied Welding Engineering**, 2012. 293–304.

SUGUN, B. S.; RAO, R. M. V. G. K. Low-velocity Impact Characterization of Glass, Carbon and Kevlar Composites Using Repeated Drop Tests, 2004.

TRIAS, D.; MAIMÍ, P. Micromechanical Analysis of Mode I Crack Growth in Carbon Fibre Reinforced Polymers. In: TAMIN, M. N. **Damage and Fracture of Composite Materials and Structures**. [S.l.]: [s.n.], 2012.

VAN TOOREN, M. . K. C. . B. H. Composite materials, composite structures, composite systems. **Aeronautical Journal**, 115, Dezembro 2011. 779-787.

VARGAS-ARISTAA, B. et al. On the use of ultrasonic spectral analysis for the characterization of artificially degraded API 5L X52 steel pipeline welded joints. **Materials Science and Engineering: A**, 30 jul. 2012. 227–234.

WANG, S.-X.; WU, L.-Z.; MA, L. Low-velocity impact and residual tensile strength analysis to carbon fiber composite laminates. **Materials & Design**, p. 118-125, 2010.

WITIK, R. A. et al. Economic and environmental assessment of alternative production methods for composite aircraft components. **Journal of Cleaner Production**, jul. 2012. 91–102.

WU, F.; YAO, W. A fatigue damage model of composite materials. **International Journal of Fatigue**, jan. 2010. 134–138.

ZENKERT, D.; SHIPSHA, A.; PERSSON, K. Static indentation and unloading response of sandwich beams. **Composites Part B: Engineering**, September–December 2004. 511-522.