Tese apresentada à Pró-Reitoria de Pós-Graduação e Pesquisa do Instituto Tecnológico de Aeronáutica, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciências no Curso de Pós-Graduação em Engenharia Aeronáutica e Mecânica, área de Física e Química dos Materiais Aeroespaciais.

Antonio Carlos Ancelotti Junior

EFEITOS DA POROSIDADE NA RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO E NAS PROPRIEDADES DINÂMICAS DE COMPÓSITOS DE FIBRA DE CARBONO/RESINA EPÓXI

Tese aprovada em sua versão final pelos abaixo assinados:

Prof. Dr. Luiz Claudio Pardini Orientador

Prof. Dr. Homero Santiago Maciel Pró-Reitor de Pós-Graduação e Pesquisa

Campo Montenegro São José dos Campos, SP – Brasil 2006

Livros Grátis

http://www.livrosgratis.com.br

Milhares de livros grátis para download.

Dados Internacionais de Catalogação-na-Publicação (CIP) Divisão Biblioteca Central do ITA/CTA

Ancelotti Junior, Antonio Carlos

Efeitos da Porosidade na Resistência ao Cisalhamento e nas Propriedades Dinâmicas de Compósitos de Fibra de Carbono/Resina Epóxi / Antonio Carlos Ancelotti Junior

São José dos Campos, 2006. Número de folhas no formato 203f.

Tese de Mestrado – Curso de Engenharia Aeronáutica e Mecânica e área de Físico Química dos Materiais Aeroespaciais

Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2006. Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Pardini.

1. Compósitos. 2. Porosidade. 3. Propriedades Dinâmicas. I. Centro Técnico Aeroespacial. Instituto Tecnológico de Aeronáutica. Divisão de Engenharia Aeronáutica e Mecânica. II.Título

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ANCELOTTI JUNIOR, Antonio Carlos. **Efeitos da Porosidade na Resistência ao Cisalhamento e nas Propriedades Dinâmicas de Compósitos de Fibra de Carbono/Resina Epóxi**. 2006. 203 f. Tese de mestrado – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

CESSÃO DE DIREITOS –

NOME DO AUTOR: Antonio Carlos Ancelotti Junior TÍTULO DO TRABALHO: Efeitos da Porosidade na Resistência ao Cisalhamento e nas Propriedades Dinâmicas de Compósitos de Fibra de Carbono/Resina Epóxi. TIPO DO TRABALHO/ANO: Tese de Mestrado / 2006

É concedida ao Instituto Tecnológico de Aeronáutica permissão para reproduzir cópias desta tese e para emprestar ou vender cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta tese pode ser reproduzida sem a sua autorização (do autor).

Antonio Carlos Ancelotti Junior Rua Benedito Osvaldo Lecques, nº171, apto. 803, Jd. Aquárius São José dos Campos – SP antonio.ancelotti@embraer.com.br

EFEITOS DA POROSIDADE NA RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO E NAS PROPRIEDADES DINÂMICAS DE COMPÓSITOS DE FIBRA DE CARBONO/RESINA EPÓXI

Antonio Carlos Ancelotti Junior

Composição da Banca Examinadora:

Prof.	Dr. José Atílio Fritz Fidel Rocco	Presidente - ITA
Prof.	Dr. Luiz Cláudio Pardini	Orientador – IAE/AMR
Prof.	Dr. Mauro Hugo Mathias	UNESP
Prof.	Dr. Sergio Frascino Müller de Almeida	ITA
Prof.	Dra. Vera Lúcia Lourenço	IAE/AMR

DEDICATÓRIA

Dedico este, a Deus e minha amada família: Meu pai, Antonio, minha mãe Marli, meus grandes incentivadores minhas irmãs Carla e Etienne, minha querida esposa Marise, pela paciência e amor, e especialmente ao meu querido filho Eduardo.

AGRADECIMENTOS

Meus agradecimentos são dedicados às pessoas que sempre me incentivaram e colaboraram com o desenvolvimento do trabalho:

A toda minha família, pelo incentivo, paciência e carinho com que me tratam.

Ao Prof. Luis Claudio Pardini, pela dedicação à arte de ensinar, pelas horas dedicadas ao presente trabalho, pela grande amizade e companheirismo que desenvolvemos.

Ao ITA - Instituto Tecnológico da Aeronáutica, aos seus professores, funcionários e colaboradores pelo acolhimento e atenção, pela oportunidade, incentivo à cultura e à ciência e tecnologia.

Aos amigos da Empresa Brasileira de Aeronáutica – EMBRAER, em especial aos companheiros da Engenharia de Materiais e Processos, pela experiência transmitida, pelo incentivo e amizade.

À Empresa Brasileira de Aeronáutica, pela sua constante preocupação com o incentivo do desenvolvimento da ciência e tecnologia entre os seus funcionários.

A todos amigos da UNIFEI – Universidade Federal de Engenharia de Itajubá, em especial aos amigos da república Mama África e aos sempre amigos Rogério Pascote, Marcelo Góes, Eric e Célia Rebelo e Prof. Necésio.

Aos meus amigos Luiz Ragonha, Antonio Gilberto Biz, Daniel Pedroso, Ricardo Schiavon, Rogério Biscaro, Marcos e Flávia Massoca, Edson Botelho, Adriane, Luciano Ferraz, Sergio e Flávia Gomide, Edmundo Ortiz, Poliana e Debinha.

Aos funcionários do CTA, Everaldo, Ailton, Leandro e Vitor pelos ensaios de vibração mecânica, Francisco da Silva pela fabricação dos corpos-de-prova, Edson Botelho pelos ensaios de Iosipescu.

RESUMO

Para a indústria aeronáutica, os materiais compósitos são considerados materiais estratégicos, pois permitem redução de peso estrutural da aeronave mantendo desempenho mecânico exigido para suportar as diversas situações de carregamento mecânico. Porém, as estruturas fabricadas em materiais compósitos estão sujeitas a uma série de defeitos capazes de reduzir o desempenho mecânico da estrutura, dentre eles a porosidade. Portanto, torna-se necessário adotar técnicas de avaliação para certificar a qualidade da estrutura e de ferramentas que permitam avaliar qualitativa e quantitativamente os limites aceitáveis de defeitos. O principal objetivo do presente trabalho é avaliar os efeitos da porosidade na resistência ao cisalhamento e nas propriedades dinâmicas de compósitos de fibra de carbono/resina epóxi. Compósitos com diferentes níveis de porosidade foram obtidos através do processo de laminação manual e cura em autoclave, variando-se a pressão de cura. O nível de porosidade dos compósitos foi medido pela técnica de ultra-som. A influência do nível de porosidade nas propriedades dos compósitos foi medida por meio de ensaios destrutivos e não destrutivos. O método não destrutivo envolveu a medida da resistência ao cisalhamento dos compósitos, onde foram utilizados dois métodos de ensaio, Interlaminar e Iosipescu. Os resultados foram analisados através de correlação entre o coeficiente de atenuação e a resistência ao cisalhamento utilizando o critério de falha de Mar-Lin modificado. O método não-destrutivo envolveu a avaliação de propriedades dinâmico-mecânicas. As propriedades dinâmicas foram determinadas através do ensaio de vibração livre amortecida de vigas (sistema engastado-livre) com as diferentes frações volumétricas de vazios para avaliação dos efeitos da porosidade no módulo dinâmico e do amortecimento. Os resultados mostraram que a porosidade não afeta significativamente o módulo dinâmico, porém influi no amortecimento, podendo ser este um parâmetro para monitoramento do nível de porosidade de compósitos, ainda que seja um parâmetro dependente da configuração do compósito.

ABSTRACT

For the aeronautical industry, composite materials are considered strategic, since they reduce structural weight keeping the performance in load bearing applications. However, structures made with composite materials are prone to a series of defects, such as porosity, which can reduce their structural capabilities. Consequently, it is necessary to adopt evaluation techniques to certify the quality of the structure by using qualitative and quantitative tools to define the limit of acceptable defects. The main goal of this work is to evaluate the effects of porosity in the shear strength and dynamical properties of carbon/epoxy composites. Composites having different levels of porosity were made by hand lay-up and autoclave curing technique by varying the curing pressure. The level of porosity was measured by the ultrasound C-scan technique. The influence of the level porosity on properties was measured by destructive and non-destructive tests. Destructive tests used conduced by using Iosipescu and Interlaminar shear tests. The shear properties were measured and a correlation between attenuation coefficient and shear strength using the modified Mar-Lin criteria was done. The non-destructive method involved the use of dynamic mechanical properties. Dynamic mechanical tests were done by using the vibration damping method where dynamic modulus and damping were evaluated as a function of the various levels of void volume fraction. Results showed that porosity do not affect significantly the dynamic modulus, although it has an influence in damping behavior. Damping can effectively be a parameter for monitoring levels of porosity in composites, although its value depends on composite configuration.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	i
AGRADECIMENTOS	ii
RESUMO	iii
ABSTRACT	iv
LISTA DE ILUSTRAÇÕES	viii
LISTA DE TABELAS	xiv
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xvi

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1	Considerações Gerais	1
1.2	Escopo e Motivação da Pesquisa	8
1.3	Estrurura da Dissertação	9

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1	Conceitos fundamentais sobre materiais compósitos	11
2.1.1	Classificação dos materiais compósitos	11
2.1.2	Compósitos de matriz polimérica	12
2.1.3	Matrizes termorrígidas	12
2.1.4	Reforços de compósitos poliméricos	15
2.1.5	Propriedades de compósitos poliméricos	17
2.1.6	Processamento de compósitos poliméricos	19
2.2	Porosidade em compósitos de fibras de carbono/resina epóxi	24
2.2.1	Definição de porosidade	24
2.2.2	Efeitos da pressão de cura na formação de porosidade	25
2.2.3	Formato, tamanho, localização e distribuição de porosidade	26
2.3	Avaliação de porosidade em compósitos por meio da técnica de ultra-som	27
2.3.1	Vantagens e desvantagens do ultra-som	28
2.3.2	Princípios básicos de funcionamento	29
2.3.3	Avaliação de materiais compósitos por ultra-som	39
2.3.4	Determinação de propriedades de materiais compósitos por ultra-som	40
2.3.5	Detecção de defeitos em materiais compósitos utilizando ultra-som	42
2.4	Resistência ao cisalhamento de compósitos	45
2.4.1	Determinação da resistência ao cisalhamento: ensaio de cisalhamento Interlaminar	45
2.4.2	Determinação da resistência ao cisalhamento: ensaio de cisalhamento Iosipescu	46
2.4.3	Efeito da porosidade na resistência ao cisalhamento de compósitos	49
2.4.4	Critério de falha de Mar-Lin	51

CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.2Metodologia experimental	3.1	Material utilizado	71
3.2.1Fabricação dos painéis compósitos.763.2.2Análise dos compósitos por ultra-som.783.2.3Determinação de porosidade via digestão ácida.843.2.4Microscopia óptica.873.2.5Ensaio de cisalhamento Interlaminar.873.2.6Ensaio de cisalhamento Iosipescu.893.2.7Critério de falha de Mar-Lin.923.2.8Ensaio de vibração livre amortecida.93	3.2	Metodologia experimental	75
3.2.2Análise dos compósitos por ultra-som.783.2.3Determinação de porosidade via digestão ácida.843.2.4Microscopia óptica.873.2.5Ensaio de cisalhamento Interlaminar.873.2.6Ensaio de cisalhamento Iosipescu.893.2.7Critério de falha de Mar-Lin.923.2.8Ensaio de vibração livre amortecida.93	3.2.1	Fabricação dos painéis compósitos	76
3.2.3Determinação de porosidade via digestão ácida	3.2.2	Análise dos compósitos por ultra-som	78
3.2.4Microscopia óptica	3.2.3	Determinação de porosidade via digestão ácida	84
3.2.5Ensaio de cisalhamento Interlaminar.873.2.6Ensaio de cisalhamento Iosipescu.893.2.7Critério de falha de Mar-Lin.923.2.8Ensaio de vibração livre amortecida.93	3.2.4	Microscopia óptica	87
3.2.6Ensaio de cisalhamento Iosipescu	3.2.5	Ensaio de cisalhamento Interlaminar	87
3.2.7Critério de falha de Mar-Lin.923.2.8Ensaio de vibração livre amortecida.93	3.2.6	Ensaio de cisalhamento Iosipescu	89
3.2.8 Ensaio de vibração livre amortecida	3.2.7	Critério de falha de Mar-Lin	92
	3.2.8	Ensaio de vibração livre amortecida	93

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1	Características físicas do material pré-impregnado	100
4.2	Inspeção por ultra-som	100
4.2.1	Calibração do padrão de inspeção	100
4.2.2	Análise preliminar das placas obtidas	103
4.2.3	Resultados de ultra-som dos corpos-de-prova	106
4.3	Determinação da fração volumétrica de vazios	114
4.4	Análise micrográfica dos compósitos	118
4.5	Resistência ao Cisalhamento Interlaminar	123
4.6	Resistência ao Cisalhamento Iosipescu	132
4.7	Determinação de propriedades dinâmicas via ensaio de vibração livre amortecida	142
4.7.1	Calibração do ensaio de vibração livre amortecida	142
4.7.2	Resultados experimentais e cálculos das propriedades dinâmicas	143

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

5.1	Conclusões	163
5.2	Sugestões para trabalhos futuros	165

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS166Anexo A - Modelo Matemático: viga em vibração livre......176Anexo B - Cálculo do coeficiente de atenuação médio......184Anexo C - Gráficos dos ensaios de cisalhamento......188

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1	Mercado mundial para os materiais compósitos para os diversos setores industriais – em volume e valor	2
1.2	Desenvolvimento de aplicações dos materiais compósitos em aeronaves civis	4
1.3	Tipos de materiais aplicados no programa 787 da Boeing	4
1.4	Porcentagem de peso estrutural em material compósito para diversos aviões civis	5

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1	Desempenho mecânico das resinas termorrígidas mais utilizadas em função da temperatura de serviço (Hexcel Composites, 1997)	14
2.2	Formas de distribuição do reforço na matriz polimérica	17
2.3	Propriedades dos materiais compósitos frente aos materiais convencionais (Hexcel Composites, 1997)	18
2.4	Empilhamento de camadas de fibras com orientação definida	19
2.5	Etapas do processo de laminação manual e cura em autoclave para peças aeronáuticas	21
2.6	Detalhes do processo de laminação e montagem da bolsa de vácuo	22
2.7	Ciclo de cura em autoclave para materiais pré-impregnados com sistemas de resina de cura à temperatura de 177°C	23
2.8	Propagação de ondas longitudinais	30
2.9	Propagação de ondas transversais	31
2.10	Fenômeno da Reflexão de onda em meios diferentes	31
2.11	Fenômeno da transmissão de onda entre dois meios	32
2.12	Fenômeno da atenuação da onda ultra-sônica	33
2.13	Exemplos de padrões para calibração	35
2.14	Método da transmissão e o efeito da descontinuidade no sinal	36

2.15	Exemplo de uma instalação de ultra-som por transmissão por jatos d'água	37
2.16	Formas de varredura e registro de resultados da técnica de ultra-som	38
2.17	Influência da fração volumétrica de fibras e da freqüência de ensaio no coeficiente de atenuação de compósito de fibra de carbono/resina epóxi (Lonné, 2004)	41
2.18	Modos de falha típicos do ensaio de cisalhamento Interlaminar	46
2.19	Direções possíveis para determinação de cisalhamento pelo método Iosipescu (ASTM D5379, 2005)	47
2.20	Diagrama de esforços no ensaio de cisalhamento Iosipescu (ASTM D5379, 1998)	48
2.21	Modos de falha típicos para ensaio de cisalhamento Iosipescu em compósitos (ASTM D5379, 1998)	49
2.22	Relação entre tensão e deformação para materiais visco-elásticos (A), líquidos viscosos (B) e sólidos elásticos (C)	56
2.23	Efeito da fração volumétrica de fibras no amortecimento (Ni e Adams, 1984a)	64
2.24	Razão de amortecimento em função da amplitude de movimento (Fonte: Silva, 2000)	65
2.25	Gráfico de decremento logarítmico	70

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1	Representação gráfica do Tecido 8HS	74
3.2	Fluxograma do procedimento experimental adotado	75
3.3	Representação esquemática da montagem da bolsa de vácuo	77
3.4	Ciclo de cura utilizado para obtenção dos painéis compósitos	77
3.5	Equipamento de Ultra-som Reflectoscope S80 utilizado na inspeção dos corpos-de-prova	78
3.6	Trilhos de fixação dos corpos de prova para inspeção ultra-sônica por jatos de água	79

Gráfico típico de análise por ultra-som Procedimento para determinação da densidade do compósito Dimensões dos corpos-de-prova para cisalhamento interlaminar (A –	81 85
Procedimento para determinação da densidade do compósito Dimensões dos corpos-de-prova para cisalhamento interlaminar (A –	85
Dimensões dos corpos-de-prova para cisalhamento interlaminar (A -	
comprimento total, B – largura, C-espessura)	87
Dispositivo de ensaio para determinação da resistência ao cisalhamento aparente de compósitos	88
Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de resistência ao cisalhamento Iosipescu	90
Corpo-de-prova utilizado para determinação da resistência ao cisalhamento Iosipescu – Lote $F(0^{\circ},90^{\circ})_{8}$	91
Corpo-de-prova utilizado para determinação da resistência ao cisalhamento Iosipescu – Lote $G(0^{\circ},90^{\circ})_{16}$	91
Dispositivo de ensaio de cisalhamento Iosipescu	92
Determinação gráfica dos parâmetros do critério de Mar-Lin	93
Viga livre-engastada para ensaio de vibração	95
Representação esquemática do ensaio de vibração livre amortecida	96
Exemplo de determinação gráfica da Freqüência Natural	97
Ajuste da curva teórica aos dados experimentais	99
	 Dimensões dos corpos-de-prova para cisalhamento interlaminar (A – comprimento total, B – largura, C-espessura) Dispositivo de ensaio para determinação da resistência ao cisalhamento aparente de compósitos Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de resistência ao cisalhamento Iosipescu Corpo-de-prova utilizado para determinação da resistência ao cisalhamento Iosipescu – Lote F(0°,90°)₈ Corpo-de-prova utilizado para determinação da resistência ao cisalhamento Iosipescu – Lote G(0°,90°)₁₆ Dispositivo de ensaio de cisalhamento Iosipescu Dispositivo de ensaio de cisalhamento Iosipescu Determinação gráfica dos parâmetros do critério de Mar-Lin Viga livre-engastada para ensaio de vibração livre amortecida Exemplo de determinação gráfica da Freqüência Natural Ajuste da curva teórica aos dados experimentais

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1	Inspeção ultra-sônica do padrão de espessura	101
4.2	Atenuação média em função da espessura do padrão de referência	103
4.3	Coeficiente de atenuação em função da pressão de cura	105
4.4	Resultado da análise por ultra-som dos corpos-de-prova par ensaio de cisalhamento Iosipescu, cisalhamento Interlaminar e digestão ácida	108
4.5	Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos da família F: corpos-de-prova para cisalhamento Iosipescu, Interlaminar e digestão ácida	109

4.6	Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos da família G: corpos-de-prova para Cisalhamento Iosipescu, Interlaminar e digestão ácida	109
4.7	Resultado gráfico da análise por ultra-som dos corpos-de-prova de vibração livre amortecida	111
4.8	Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos do lote F: corpos-de-prova para ensaio de vibração	112
4.9	Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos do lote G: corpos-de-prova para ensaio de vibração	112
4.10	Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos do lote H: corpos-de-prova para ensaio de vibração	113
4.11	Correlação entre a fração volumétrica de vazios e a massa específica dos lotes F, G e H	116
4.12	Correlação entre o coeficiente de atenuação médio e a fração volumétrica de vazios para os lotes F, G e H	117
4.13	Comparação de resultados obtidos neste trabalho com resultados reportados na literatura	118
4.14	Micrografia da secção transversal do compósito F1. Fração volumétrica de vazios de 0,31%	120
4.15	Micrografia da secção do compósito F2. Fração volumétrica de vazios de 2,96%	120
4.16	Micrografia da secção do compósito F3. Fração volumétrica de vazios de 6,96%	120
4.17	Micrografia da secção do compósito F4. Fração volumétrica de vazios de 8,83%	121
4.18	Micrografia da secção do compósito G1. Fração volumétrica de vazios de 0,36%	121
4.19	Micrografia da secção do compósito G2. Fração volumétrica de vazios de 2,71%	122
4.20	Micrografia da secção do compósito G3. Fração volumétrica de vazios de 3,98%	122
4.21	Micrografia da secção do compósito G4. Fração volumétrica de vazios de 7,06%	122

4.22	Curvas típicas de tensão de cisalhamento Interlaminar para os lotes F1B, F2B, F3B e F4B	124
4.23	Curvas típicas de tensão de cisalhamento Interlaminar para os lotes F1B, F2B, F3B e F4B	125
4.24	Gráfico comparativo de redução da resistência ao cisalhamento Interlaminar em função da fração volumétrica de vazios para os lotes F e G.	126
4.25	Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de Cisalhamento Interlaminar (Amostra F3B)	127
4.26	Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de Cisalhamento Interlaminar (Amostra F3B com ~6,96% de vazios (VZ))	127
4.27	Resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para o lote F	128
4.28	Resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para lote G	129
4.29	Gráfico comparativo de resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para os lotes F e G	131
4.30	Curvas típicas de tensão de cisalhamento Iosipescu para os lotes F1A, F2A, F3A e F4A	134
4.31	Curvas típicas de tensão de cisalhamento Iosipescu para os lotes G1A, G2A, G3A e G4A	135
4.32	Gráfico comparativo de redução da resistência ao cisalhamento Iosipescu em função da fração volumétrica de vazios para os lotes F e G	136
4.33	Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de Cisalhamento Iosipescu (Amostra G1A com 0,36% de vazios (VZ))	137
4.34	Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de Cisalhamento Iosipescu (Amostra G3A com 3,98% de vazios (VZ))	138
4.35	Resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para lote F	138
4.36	Resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para o lote G	139

4.37	Gráfico comparativo de resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para os lotes F e G	140
4.38	Representação esquemática de esforços durante ensaio de cisalhamento interlaminar (A) e ensaio de cisalhamento Iosipescu (B)	141
4.39	Função de Resposta em freqüência (FRF) para a viga de Al 6061 T6, para o primeiro modo de vibração (comprimento 205mm, largura 20mm, espessura 2mm)	142
4.40	Resposta no tempo em vibração livre de uma viga de Alumínio 6061 T6 (comprimento útil 205 mm, largura 20 mm, espessura 2 mm)	143
4.41	Função de resposta em freqüência (FRF) para as vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote F, para o primeiro modo de vibração	145
4.42	Função de resposta no tempo em vibração livre das vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote F	146
4.43	Função de resposta em freqüência (FRF) para as vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote G, para o primeiro modo de vibração	148
4.44	Função de resposta no tempo em vibração livre das vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote G	149
4.45	Função de resposta em freqüência (FRF) para as vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote H, para o primeiro modo de vibração	151
4.46	Função de resposta no tempo em vibração livre das vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote H	152
4.47	Correlação entre a fração volumétrica de vazios e a freqüência natural dos compósitos dos lotes F, G e H	154
4.48	Correlação entre a fração volumétrica de vazios e o fator de perda para os lotes F, G e H	158
4.49	Correlação entre a fração volumétrica de vazios e o módulo dinâmico complexo para os lotes F, G e H	161

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1	Valores típicos de resistência mecânica, características e aplicações de resinas termorrígidas (Mazumdar, 2002)	13
2.2	Comparativo de propriedades entre as fibras mais utilizadas como reforço em compósitos poliméricos	16
2.3	Vantagens e desvantagens dos materiais compósitos estruturais	18
2.4	Relações entre os Parâmetros de Amortecimento (Harris, 2002)	57

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1	Propriedades do pré-impregnado segundo especificação do fabricante	72
3.2	Propriedades físicas do pré-impregnado	73
3.3	Lotes de compósitos, orientação e número de camadas utilizadas no trabalho experimental	76
3.4	Correspondência da escala de cores em tensão e atenuação	81
3.5	Dados utilizados no cálculo das propriedades dinâmicas dos compósitos	94

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1	Propriedades físicas do pré-impregnado	100
4.2	Análise dos dados obtidos na inspeção ultra-sônica do padrão de espessura	102
4.3	Lotes de compósitos obtidos a partir de tecidos de fibras de carbono/resina epóxi utilizados no presente trabalho; N – não ventilado, S – ventilado	106
4.4	Coeficiente de atenuação médio obtido na análise dos dados da inspeção por ultra-som para os lotes F e G	110
4.5	Coeficiente de atenuação médio obtido na análise dos dados da inspeção por ultra-som para os corpos-de-prova dos lotes F, G e H	114
4.6	Resultados dos Ensaios de Digestão Ácida – Lotes F, G e H	115

4.7	Resultados de Cisalhamento Interlaminar para o lote F	124
4.8	Resultados de resistência ao cisalhamento Interlaminar para o lote G	125
4.9	Resumo dos resultados obtidos segundo o critério de Mar-Lin para o ensaio de cisalhamento Interlaminar (Lotes F e G)	131
4.10	Resultados de resistência ao cisalhamento Iosipescu e volume de vazios para lote F	133
4.11	Resultados de resistência ao cisalhamento Iosipescu e volume de vazios para lote G	135
4.12	Resumo dos resultados obtidos segundo o critério de Mar-Lin para o ensaio de cisalhamento Iosipescu e Interlaminar (Lotes F e G)	141
4.13	Resumo dos resultados de propriedades dinâmicas para o lote F	147
4.14	Resumo dos resultados de propriedades dinâmicas para o lote G	150
4.15	Resumo dos resultados de propriedades dinâmicas para o lote H	153
4.16	Dados relativos a fator de amortecimento de compósitos em literatura	157

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

3501-6	Nome comercial para sistema de resina epóxi
5HS	Five Harness Satin (estilo de tecido)
8HS	Eigth Harness Satin (estilo de tecido)
a	Dimensão relativa à metade do comprimento de trinca
φ	Tempo de relaxação
α	Coeficiente de atenuação ultrasônico
φ	Coeficiente de expansão térmica do material
A	Área da secção transversal do compósito
A e B	Constantes arbitrárias da equação de vibração livre amortecida
A_1	Atenuação na superfície frontal do compósito
A_2	Atenuação na superfície posterior do compósito
A_3	Atenuação por transmissão referente à espessura do compósito
$lpha_{\mathit{crítico}}$	Coeficiente de atenuação crítico
AS4	Nome comercial de fibra de carbono
A-Scan	Forma de Varredura do tipo A
ASTM	American Standard Test Method
A_T	Atenuação total no compósito
BMI	Sistema de resina Bismaleimida
β	Polimericação da resina correspondente a ~30%
b	Largura da viga em vibração
С	Calor específico do material
B-Scan	Forma de Varredura do tipo B
СМС	Compósitos de Matriz Cerâmica
CRFC	Compósitos Reforçados com Fibra de Carbono

C-Scan	Forma de Varredura do tipo C
Δ	Decremento Logarítmico
y(x)	Deflexão da viga em vibração na posição x
DDM	Difenildiaminometileno
<i>E*</i>	Módulo de complexo
E'	Módulo de armazenamento (parte real)
<i>E</i> ''	Módulo de perda (parte imaginária)
E_{cv}	Energia cinética do sistema
E_p	Energia potencial do sistema
F584	Nome comercial para sistema de resina epóxi
Fator Q	Fator Qualidade de Amortecimento
FRF	Função de Resposta em Freqüência
G	Módulo de Cisalhamento
GFRP	Glass Fibre Reinforced Plastic - Plástico Reforçado com Fibra de Vidro
Н	Tenacidade a Fratura do Compósito
h	Espessura da viga em vibração
Ι	Momento de Inércia da viga em vibração
k	Condutividade térmica do material
Κ	Elemento rigidez do sistema
K_{1C}	Tenacidade à fratura
K_E	Rigidez efetiva do sistema
λ	Comprimento de onda
L	Comprimento da viga em vibração
т	Ordem de singularidade
т	Massa da viga em vibração

M	Momento fletor da viga em vibração
Ма	Peso da amostra ao ar
Mb	Peso da amostra em imersão
M_E	Massa efetiva do sistema
ММС	Compósitos de Matriz Metálica
M_p	Massa do acelerômetro
Р	Carregamento devido ao acelerômetro na viga
PAN	Poliacrilonitrila
P_{falha}	Carga correspondente a ruptura da amostra
РМС	Compósitos de Matriz Polimérica
PW	Plain Weave (estilo de tecido)
ho compósito	Massa específica do compósito
ho fibra	Massa específica da fibra
RTM	Moldagem por Transferência de Resina
σ_{f}	Tensão de Fratura
$\sigma_{\!f\!0}$	Tensão de Fratura do compósito com porosidade mínima
τ	Resistência ao cisalhamento
t	Tempo
ť	Espessura do compósito para inspeção ultra-sônica
Т	Temperatura de ensaio
<i>T300</i>	Nome comercial para fibra de carbono
Tan δ	Tangente do ângulo formado entre o modulo de armazenamento e de perda
$ au_d$	Período de oscilação do sistema
Tg	Temperatura de Transição Vítrea
V_{I}	Tensão elétrica no transdutor Transmissor

V_2	Tensão elétrica no transdutor Receptor
V_{fibras}	Volume de fibras
Vresina	Volume de resina
V _{vazios}	Volume de vazios
W	Massa do fio metálico utilizado na determinação do volume de vazios
W _{compósito}	Massa do compósito antes da imersão
ω_d	Freqüência Natural Amortecida
W _{fibra}	Massa da fibra após digestão ácida da matriz
ω_n	Freqüência Natural
Ψ	Capacidade de Amortecimento Específico
ζ	Fator (ou Razão) de Amortecimento
δ	Amplitude de vibração
η	Fator de perda

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Gerais

A indústria tem buscado materiais capazes de se adequar aos requisitos de projeto que cada vez mais demandam desempenho estrutural e térmico. Atualmente, dentre os materiais de engenharia, a classe de materiais que tem sido destaque tecnológico e alvo de inúmeras pesquisas científicas é a classe dos materiais compósitos.

Os compósitos são materiais que consistem de duas ou mais fases distintas numa escala macroscópica, onde o desempenho mecânico e as propriedades são projetadas de modo que se obtenha um rendimento superior quando comparado com as propriedades de cada componente distintamente. Uma das fases, descontínua, é chamada de reforço e tem como função principal suportar os esforços aplicados. A fase responsável pela união ou aglutinação dos reforços bem como pela transferência e distribuição de esforços é chamada de matriz. Do ponto de vista microscópico, as interações físico-químicas entre a matriz e o reforço, chamada de interfase, também é considerada como uma fase adicional (Daniel e Ishai, 1994).

O conceito de compósito nos remete à relatos bíblicos, mas o uso destes como novos materiais só começaram a ser efetivamente implementados com finalidade estrutural durante a Segunda Grande Guerra Mundial, em aplicações militares.

Em particular, as indústrias aeronáutica e aeroespacial, vislumbrando a possibilidade de redução de peso frente às ligas metálicas existentes, foram em grande parte, responsáveis pelo rápido desenvolvimento dos materiais compósitos, se utilizando das boas propriedades mecânicas proporcionadas e da baixa massa específica. Os primeiros passos para utilização dos compósitos na indústria aeronáutica foram dados em 1960, com o desenvolvimento de filamentos de boro. Em meados 1965, foram desenvolvidos os primeiros componentes em escala reduzida da estrutura do estabilizador horizontal do programa militar F111 e uma seção

do "wing box" do T39 sob o conceito de laminados finos colados com núcleo de colméia. (NASA SP8108, 1974)

Atualmente os materiais compósitos estão sendo difundidos em vários setores da indústria, representando um considerável mercado estimado em 41,5 bilhões de Euros (JEC Composites, 2004). A Figura 1.1 evidencia o mercado mundial para os materiais compósitos em termos de volume e valor para os diversos setores industriais. Atualmente, o principal mercado para os compósitos é o setor automotivo, onde se observa uma parcela significativa do volume e valor de mercado dos materiais compósitos. No setor de infraestrutura e construção civil os materiais compósitos tem encontrado inúmeras aplicações, desde a fabricação de piscinas até a fabricação de vigas para pontes de auto-estradas. A indústria de equipamentos esportivos também é responsável por uma boa parcela do mercado. Neste setor, a popularização de esportes como o tênis, canoagem, ciclismo entre outros tem colaborado com o crescimento do mercado. Outros segmentos do mercado, como a indústria para fabricação de pás para turbina eólica, vêm apresentando um crescimento anual médio de 35%. (Reinforced Plastics, 2003a)



Figura 1.1– Mercado mundial para os materiais compósitos para os diversos setores industriais – em volume e valor (JEC Composites, 2004).

No setor da indústria aeronáutica e aeroespacial, os compósitos destacam-se pela nobreza das aplicações e a engenharia aplicada para novas soluções tanto a nível de materiais como de processo, o que explica o alto valor agregado em termos de valor de mercado. Neste tipo de indústria, os materiais compósitos desempenham um papel fundamental, principalmente nas questões relacionadas ao peso da aeronave. Para aeronaves militares, a redução de peso pode representar um maior alcance e a possibilidade de se carregar mais armamentos. No caso das aeronaves civis para transporte de passageiros, a redução de peso resulta em uma maior competitividade das operadoras de linhas aéreas reduzindo o consumo de combustível, aumentando a carga útil transportada, além de reduzir taxas aeroportuárias, portanto a escolha de materiais afeta diretamente nos custos de operação da aeronave.

A utilização de materiais compósitos em fuselagens, por exemplo, possibilita tornar o ambiente de cabine mais agradável quanto à umidade relativa, ou seja, o ambiente pode ser submetido à uma umidade relativa maior que em aeronaves com fuselagem metálicas convencionais eliminando o risco de corrosão na estrutura.

Inicialmente, pela facilidade de se obter peças de geometria complexa em relação aos materiais metálicos, os materiais compósitos eram utilizados em estruturas secundárias, carenagens e peças de baixa responsabilidade estrutural. As primeiras aplicações para peças primárias de alta responsabilidade estrutural começaram a ocorrer em meados de 1980, com a fabricação de lemes e algumas superfícies de controle das asas. Posteriormente, com o desenvolvimento de materiais e processos, as aplicações estenderam-se e peças primárias como superfícies de comando da asa, deriva e caverna de pressão, começaram a ser fabricadas em material compósito como mostra a Figura 1.2.



Figura 1.2 – Desenvolvimento de aplicações dos materiais compósitos em aeronaves civis (EADS Deutschland Gmbh, Corporate Research Centre, 2004)

O programa 787, lançado pela Boeing Company no início do ano de 2003 para construção de uma aeronave com capacidade para 200 a 250 pessoas, sugere de forma revolucionária que 50% do peso estrutural da aeronave sejam construídos com material compósito (Miller, 2004). A Figura 1.3 apresenta as partes da aeronave e os respectivos materiais que serão empregados na sua fabricação.



Figura 1.3 – Tipos de materiais aplicados no programa 787 da Boeing (Miller, 2004)

Uma análise sob o ponto de vista de aplicação de materiais compósitos em aeronaves civis lançadas pelos principais fabricantes mundiais, permite observar uma tendência clara de aumento das aplicações estruturais de materiais compósitos como mostra a Figura 1.4.



Figura 1.4 – Porcentagem de peso estrutural em material compósito para diversos aviões civis (EADS Deutschland Gmbh, Corporate Research Centre, 2004)

Somente os programas da Boeing 787, Airbus A380 e A400 irão aumentar a demanda de materiais compósitos em 3000 toneladas por ano, o que representa um aumento de no mínimo 50% na demanda atual destinada a indústria aeronáutica (Reinforced Plastics, 2003b).

Com o crescimento do setor aeronáutico principalmente, as técnicas de ensaios não destrutivos serão extremamente importantes como ferramentas de controle de qualidade de estruturas manufaturadas em material compósito. Várias técnicas de ensaios não destrutivos, como ultra-som, emissão acústica, termografia e radiografia, podem ser utilizadas para controle de qualidade, inspeção e caracterização mecânica, porém o ultra-som é talvez uma das técnicas mais difundidas para tal função (Freemantle, 2004; Green Jr., 2004; Muralidhar e colaboradores, 1996).

Dada a versatilidade e rapidez de resposta, a técnica de ultra-som vêm se tornando uma das ferramentas mais utilizadas, tanto na industria aeronáutica que requer rigorosos padrões de qualidade, como nas indústrias de infraestrutura civil para pontes fabricadas em compósitos, na indústria marítima na construção de barcos de alto desempenho, no ramo de turbinas eólicas e setor automotivo. Na maioria dessas aplicações o objetivo da inspeção por ultra-som é detectar defeitos na forma de porosidade, delaminações, danos por impacto e fadiga, contaminação por objetos estranhos, formação de pontes e vincos. (Freemantle, 2004)

Um ensaio muito comum para fins qualitativos é o ensaio de cisalhamento Interlaminar ("*short beam shear*"). Esse ensaio é muito empregado para controle de qualidade de recebimento de matéria prima como também para revalidação de material e validação do processo de cura em autoclave, onde geralmente se processa um corpo de prova separadamente para avaliação. (Phillips, 1989, Niu, 2000)

No entanto, como em toda indústria, a redução de custos com ensaios é sempre bem vinda. Nesse sentido, a associação ou correlação da técnica de ultra-som ao ensaio de cisalhamento Interlaminar é uma ferramenta que pode ser utilizada na avaliação qualitativa de peças que estão sujeitas a não-conformidades, evitando em certos casos, gastos adicionais com a necessidade de fabricação e ensaios de corpos de prova.

Uma das não-conformidades mais comuns é a porosidade, ou a presença de vazios nas peças. Uma vez que este ensaio pode ser correlacionado com os resultados obtidos por ultrasom, também se faz uma ferramenta muito útil ao engenheiro, podendo ser decisiva na análise e rejeição de peças (Stone e Clarke, 1975; Almeida e Nogueira Neto, 1994; Costa e colaboradores, 2001).

Outra técnica de ensaio não-destrutivo que pode ser utilizada para diversos materiais e que recentemente vem sendo bastante aplicada na área de compósitos, utiliza-se da técnica de vibrações mecânicas. Neste contexto, o ensaio de vibração mecânica tem ganhado atenção devido à sua versatilidade, principalmente para os materiais anisotrópicos visco-eláticos, pois fornece várias informações que permitem caracterizar o material quanto as propriedades dinâmicas (módulo dinâmico e amortecimento) em várias direções através de deformações imperceptíveis (Adams, 1984; Summerscales, 1987).

Além da possibilidade de utilização da técnica como ferramenta de controle de qualidade, estudos mostram que a técnica também pode ser aplicada com o objetivo de monitorar a integridade de estruturas em tempo real, através da variação da frequência ou de mudanças nos parâmetros de amortecimento da estrutura (Cawley e Adams, 1979; Valdes e Soutis, 1999; Moon, 2003; Gibson, 2000; Kim, 2003).

O conhecimento de propriedades dinâmicas dos materiais também é importante para o engenheiro durante o projeto de um componente, no sentido de controle de vibração do componente, de modo a evitar que uma estrutura falhe sob excessivos níveis de vibração e ruído, causando até mesmo falha ou mau funcionamento de outros componentes.

O amortecimento em compósitos considera uma variedade de mecanismos de dissipação de energia que dependem dos parâmetros de vibração como a frequência, amplitude, estado de tensão, condição ambiental como temperatura e umidade. (Guan e Gibson; 2001).

1.2 Escopo e Motivação da Pesquisa

Este trabalho é dirigido para determinação de propriedades em cisalhamento e dinâmico-mecânicas de compósitos de fibras de carbono/resina epóxi laminados sólidos de carbono epóxi com diferentes níveis de porosidade, materiais estes extensivamente utilizados na indústria aeronáutica e freqüentemente sujeitos a este tipo de não-conformidade.

Os principais objetivos do presente estudo são listados abaixo:

- Obter parâmetros para avaliação qualitativa e quantitativa de peças fabricadas em compósitos de fibras de carbono/resina epóxi, através de correlações de resultados obtidos de ensaios não-destrutivos e destrutivos sob carregamento cisalhante;
- Analisar comparativamente os resultados dos ensaios de cisalhamento Interlaminar e cisalhamento Iosipescu;
- Conhecer os efeitos da porosidade nos compósitos de fibras de carbono/resina epóxi nas propriedades de módulo dinâmico e amortecimento do material;
- Avaliar o ensaio de vibração livre como uma ferramenta de controle de qualidade;
- Verificar as diferenças existentes no comportamento dinâmico de compósitos em função dos diferentes níveis de porosidade e configurações.

1.3 Estrutura da Dissertação

Este trabalho é composto de cinco Capítulos como descritos a seguir:

Capítulo 1 – Introdução

Neste capítulo é feita uma breve introdução ao presente estudo com objetivo de ressaltar os argumentos que motivaram o trabalho, bem como sua importância e os objetivos a serem cumpridos.

Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica

São apresentados neste capítulo, alguns conceitos básicos sobre materiais compósitos, uma breve revisão bibliográfica sobre as causas e efeitos da porosidade, conceitos e fundamentos de ensaios não-destrutivos por ultra-som, procedimentos e aplicações dos ensaios de cisalhamento Interlaminar e Iosipescu de forma comparativa, características viscoelásticas de materiais compósitos, técnicas de determinação de propriedades dinâmicas através de ensaios de vibração mecânica e os efeitos de algumas características do material e do ensaio nas propriedades dinâmicas (módulo dinâmico e amortecimento).

Capítulo 3 – Materiais e Metodologia Experimental

No capítulo 3 são apresentados dados sobre o material, sobre os parâmetros de processo de fabricação dos compósitos, procedimentos de ensaios e de tratamento de resultados.

Capítulo 4 – Resultados e Discussões

A análise dos resultados obtidos experimentalmente é apresentada no capítulo 4. São apresentados os resultados das inspeções por ultra-som, porcentagem de vazios via digestão ácida, cisalhamento interlaminar e Iosipescu, os resultados dos ensaios de vibração para caracterização dinâmico-mecânica, além da morfologia do material obtida por microscopia óptica. Os resultados são então correlacionados para permitir analisar os efeitos da porosidade nas propriedades do material.

Capítulo 5 – Conclusões Gerais

Neste capítulo são apresentadas as conclusões gerais baseadas nos resultados obtidos no capítulo 4, bem como as sugestões para trabalhos futuros.

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Conceitos Fundamentais Sobre Materiais Compósitos

2.1.1 Classificação dos Materiais Compósitos

Os materiais compósitos podem ser classificados de acordo com o tipo de matriz, do tipo de material de reforço, da orientação e distribuição do reforço, pelas propriedades mecânicas e também pela forma como são processados (Bower, 1992). Portanto, uma vasta gama de materiais pode ser obtida.

Uma classificação mais genérica e abrangente pode ser definida pelo tipo de matriz, assim sendo os compósitos podem ser divididos em:

- CMC Compósitos de Matriz Cerâmica
- MMC Compósitos de Matriz Metálica
- PMC Compósitos de Matriz Polimérica

Os compósitos de matriz metálica (MMC) podem ser utilizados em pistões de motores automotivos, componentes de turbinas aeronáuticas, mísseis militares, reatores de fusão entre outros. Em compósitos de (MMC) as matrizes metálicas podem ser de alumínio, magnésio, titânio, cobre, níquel e outras ligas metálicas. Os reforços podem ser fibras cerâmicas ou mesmo metálicas. A grande vantagem dos compósitos de matriz metálica é a possibilidade de operá-los em alta temperatura (~800°C), porém há dificuldades de processamento e o custo é relativamente maior que os obtidos a partir de compósitos de matriz polimérica (PMC) (Askeland, 1996).

Compósitos de matriz cerâmica (CMC) apresentam boas propriedades à alta temperatura (1500°C) e são mais leves comparativamente aos de matriz metálica. As matrizes cerâmicas podem ser de carbono, carbeto de silício e cerâmicas vítreas obtidas a partir de óxidos metálicos (Buckley e Edie, 1993). Os reforços mais utilizados são as fibras de carbono

e as fibras cerâmicas, como por exemplo, SiC e Al₂O₃. Nesta classe de materiais, as matrizes de carbono reforçadas por fibras de carbono (compósitos CRFC), são muito utilizadas nas indústrias aeronáutica e aeroespacial, principalmente em freios aeronáuticos e gargantas de tubeiras de foguetes (Pardini, 2000).

Embora tenha limitações quanto à temperatura de uso os compósitos com matriz polimérica tem uso mais corriqueiro na indústria. Além disso, considerando as exigências estruturais de aeronaves, os PMC são materiais mais comumente utilizados dada à versatilidade e flexibilidade de processamento das matrizes poliméricas.

2.1.2 Compósitos de Matriz Polimérica (PMC)

Os compósitos de matriz polimérica podem ser divididos em duas classes: os de matrizes termoplásticas e os de matriz termorrígidas. A princípio, esses dois tipos diferem basicamente pela processabilidade e propriedades mecânicas. As matrizes termoplásticas podem ser reprocessadas, portanto permitem reciclagem. Porém, quando na presença de alta temperatura, reduzem o módulo elástico drasticamente. As matrizes termorrígidas têm aplicações predominantes no setor aeronáutico. As matrizes termorrígidas são de menor custo e apresentam propriedades elásticas superiores aos compósitos obtidos com matriz termoplástica. Os compósitos de matriz termorrígida são o foco de estudo no presente trabalho.

2.1.3 Matrizes Termorrígidas

As matrizes termorrígidas utilizadas na obtenção de compósitos aeronáuticos são as resinas epóxi, fenólica e bismaleimida. A seleção do tipo de resina para uma determinada aplicação aeronáutica depende do ambiente de operação do compósito e da responsabilidade estrutural. As resinas bismaleimida, por exemplo, são utilizadas em estruturas submetidas à

alta temperatura (~250°C) e alta resistência. Durante o processo de cura das resinas termorrígidas, ocorre à formação de cadeias tridimensionais (ligações cruzadas). Devido ao entrecruzamento de ligações o produto final se torna mais rígido e mais estável termicamente tornando essas resinas atrativas para aplicações estruturais. As resinas termorrígidas são fáceis de processar, principalmente porque apresentam compatibilidade com os reforços fibrosos. Os valores típicos de massa específica e resistência mecânica, as aplicações e características das resinas termorrígidas mais utilizadas são mostradas na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Valores típicos de resistência mecânica, características e aplicações de resinas termorrígidas (Mazumdar, 2002).

Resina	Massa Esp. [g/m3]	Resistência à Tração [MPa]	Módulo em Tração [GPa]	Aplicações e Características
Epóxi	1,2-1,4	60-100	3,0-4,5	Peças estruturais
				Apresenta diversas formulações
				Baixa retração volumétrica na cura
Fenólica	1,2-1,4	50-60	3,0 - 4,0	Peças de interiores
				Formulação auto-extinguível
				Baixa toxidez quando em chama
				Alta resistência à temperatura
Bismaleimida	1,1-1,3	75-105	3,0 - 5,0	Boas propriedades mecânicas
				Boas propriedades elétricas
				Baixa emissão de fumaça
				Alta resistência à temperatura

As resinas termorrígidas podem ser formuladas com grande flexibilidade para atender a diferentes processos e aplicações. As resinas epóxi, por exemplo, apresentam formulações que possibilitam processar o material (temperatura de cura) a 121°C, utilizando endurecedores como a cianoguanidina, por exemplo, e outras formulações para processamento a 177°C, utilizando endurecedores como o difenildiaminometileno (DDM). Quanto maior a
temperatura de processamento, melhor serão as propriedades mecânicas e térmicas do compósito final.

Em geral, a temperatura de serviço é limitada em função da temperatura de transição vítrea (Tg) da matriz polimérica. Na aviação civil, exceto em casos específicos, os materiais utilizados na construção de aeronaves devem suportar temperaturas de -54 até 82°C, ou seja, a faixa que define a temperatura de envelope do avião. O MIL HDBK 17F (2002) recomenda como requisito de segurança, que a Tg do polímero utilizado como matriz na manufatura de compósitos seja no mínimo 28°C acima da temperatura máxima do envelope. A Figura 2.1 apresenta comparativamente o desempenho mecânico em função da temperatura para as resinas mais utilizadas em compósitos aeronáuticos.



Figura 2.1 – Desempenho mecânico das resinas termorrígidas mais utilizadas em função da temperatura de serviço (Hexcel Composites, 1997).

2.1.4 Reforços de Compósitos Poliméricos

Os reforços mais utilizados em compósitos estruturais são as fibras de carbono, fibras de vidro, fibras de aramida, e menos freqüentemente, fibras de quartzo e cerâmicas, como por exemplo, a fibra de Al₂O₃.

As fibras de carbono de uso mais freqüente na indústria aeronáutica têm como precursor as fibras de PAN (poliacrilonitrila), embora as fibras de carbono possam também possam ser obtidas de fibras de celulose, piche de alcatrão de hulha e piche de petróleo. Dependendo dos parâmetros de processo de fabricação, as fibras podem ter inúmeras variações de propriedades mecânicas. As fibras podem ser classificadas quanto ao tipo de precursor, propriedades mecânicas (resistência e módulo), e temperatura de tratamento final. Uma classificação comercial bastante utilizada diz respeito às propriedades de resistência e módulo, podendo então ser classificadas como fibras de alta resistência, ultra-alta resistência, baixo módulo, módulo intermediário, alto módulo e ultra-alto módulo (Chung,1994).

De maneira geral, as fibras de carbono são utilizadas como reforço em peças aeronáuticas que precisam suportar grandes cargas, como as superfícies de comando, empenagens vertical e horizontal, portas de trem de pouso, capôs de motores, fuselagens entre outras. Também são consideradas como alternativa às fibras de vidro, principalmente quando a necessidade de redução de peso sobrepõe-se aos custos, mesmo em peças que não requerem elevadas propriedades mecânicas, como é o caso de carenagens, de painéis de piso entre outras.

As fibras de vidro são de menor custo e de propriedades inferiores se comparadas às fibras de carbono, portanto têm grande aceitação na fabricação de carenagens e peças de baixo requisito estrutural. Porém, as fibras de vidro vêm perdendo bastante espaço no mercado aeronáutico uma vez que o preço da fibra de carbono (US\$12,00-15,00/kg) tem decaído

acentuadamente nos últimos anos em função da alta demanda e das virtudes que lhe é peculiar (Warren, 2003).

As fibras de aramida também têm substituído as fibras de vidro em diversas aplicações, principalmente pela baixa massa específica frente às fibras de vidro. Quando submetidas a esforço de tração, as fibras de aramida são comparáveis às fibras de carbono, possuindo também ótima resistência ao impacto. Porém, por ser uma fibra polimérica, apresenta baixos valores de resistência à compressão e cisalhamento interlaminar, além de dificultar a usinabilidade do compósito. A Tabela 2.2 mostra comparativamente as propriedades das fibras de carbono, vidro e aramida.

Tipo de Fibra	Massa Esp. [g/m3]	Resistência à Tração [MPa]	Módulo em Tração [GPa]
Carbono Alto Módulo	1,8-1,9	1500-3500	300-500
Carbono Alta Resistência	1,7-1,8	>3000	200-280
Vidro Tipo E	2,54	2400	70
Vidro Tipo S	2,5	3450	85
Aramida Kevlar 49	1,45	2800	140

Tabela 2.2 – Comparativo de propriedades entre as fibras mais utilizadas como reforço em compósitos poliméricos.

Quanto à forma pelas quais os reforços são dispostos na matriz polimérica, os compósitos podem ser classificados em particulados, fibras curtas ou descontínuas (alinhadas ou desalinhadas) e fibras longas (na forma de fitas ou tecidos), conforme mostra a Figura 2.2.



Figura 2.2 – Formas de distribuição do reforço na matriz polimérica.

2.1.5 Propriedades de Compósitos Poliméricos

Além de boas propriedades mecânicas aliadas à baixa massa específica, os materiais compósitos apresentam vantagens sobre outros materiais isotrópicos convencionais (metais, cerâmicos e polímeros). A Figura 2.3 mostra propriedades e o espectro no qual os materiais compósitos se inserem. Pode-se verificar que a resistência de compósitos pode variar de 100 a 1500 MPa, enquanto o módulo elástico pode variar de 6 GPa até 200 GPa.

A Tabela 2.3 mostra algumas vantagens e desvantagens dos materiais compósitos estruturais.



Figura 2.3 – Propriedades dos materiais compósitos frente aos materiais convencionais

(Hexcel Composites, 1997).

Vantagens	Desvantagens	
Redução de peso	Alto custo da matéria-prima e fabricação	
Melhor performance estrutural	Fratura catastrófica	
Flexibilidade para ser projetado	Análise mecânica do material é difícil	
Necessidade de usinagem posterior reduzida	Limitação da temperatura de trabalho	
Potencial para baixo custo	Usinabilidade limitada	
Resistência à corrosão	Pouca resistência ao impacto	
Vida longa em fadiga	Necessitam de proteção contra raio	
Redução de custos de manufatura devido a integração de componentes	Comportamento do material com defeitos é desconhecido	

Tabela 2.3 - Vantagens e desvantagens dos materiais compósitos estruturais.

Os materiais compósitos podem ser processados de várias maneiras. Em geral, os compósitos de uso aeronáutico são manufaturados pelo empilhamento de lâminas sucessivas, conforme ilustra a Figura 2.4. O número de camadas, a orientação e a seqüência de empilhamento das camadas de uma peça estrutural são determinados em função do carregamento a que será submetida. Em geral, os laminados são simétricos e balanceados para evitar problemas de manufatura, como por exemplo, o empenamento da peça (Daniel, 1994; Peters, 1998).



Figura 2.4 – Empilhamento de camadas de fibras com orientação definida.

2.1.6 Processamento de Compósitos Poliméricos

O processo de manufatura de materiais compósitos pode ser classificado em função do tipo de tecnologia da matéria-prima utilizada. Por exemplo, pode-se utilizar a tecnologia de pré-impregnados (fibras previamente impregnadas com sistemas de resina) para processo como laminação manual e laminação automática, ou processos em que as fibras são impregnadas durante o processo de obtenção da peça como o RTM (Moldagem por transferência de resina) e suas variações, enrolamento filamentar, pultrusão etc...(Peters, 1998; Mazumdar, 2002, Verrey, 2006).

O processo que tem maior maturidade na indústria aeronáutica é sem dúvida o processo de laminação manual ("hand lay-up") onde se utiliza como matéria-prima os materiais pré-impregnados e a cura se processa em autoclave. Neste processo são obtidas peças de alta qualidade, alta fração volumétrica de fibras (acima de 55%), com volume de vazios menor que 2% (Abraham, 1998).

Os pré-impregnados são fornecidos pelo fabricante com a matriz polimérica termorrígida apresentando um grau de cura denominado de estágio β (beta), onde cerca de 30% das ligações cruzadas possíveis estão presentes com objetivo de facilitar o manuseio do material durante o processo. Para evitar o avanço do processo de cura, e assim prejudicar as melhores condições de moldagem do compósito, os pré-impregnados devem ser armazenados a baixas temperaturas (em torno de -12° C). Mesmo assim o prazo de validade de pré-impregnados pode variar de 6 a 12 meses, dependendo do tipo de sistema de resina (Hexcel Composites, 1998; Costa e colaboradores, 2003).

As etapas do processo de laminação manual e cura em autoclave para manufatura de peças aeronáuticas são mostradas na Figura 2.5. Para se iniciar o processo de laminação o material deve então ser descongelado (A), porém evitando-se que a temperatura ultrapasse 24°C de modo a manter a polimerização do material em um grau ótimo para a laminação. O processo de manufatura deve ser feito em condições ambientais controladas, com controle de temperatura, umidade relativa e de partículas em suspensão. Para que não ocorra contaminação por umidade, ou objetos estranhos, o material é protegido por filmes de polietileno que são removidos durante o processo de laminação. Neste processo, as lâminas de material compósito são cortadas manualmente ou em máquinas de corte com orientação e dimensões pré-definidos no projeto estrutural da peça (B).



Figura 2.5 – Etapas do processo de laminação manual e cura em autoclave para peças aeronáuticas.

Após o corte, é feita a operação de laminação (C), onde as laminas são dispostas sobre o molde com uma seqüência (lay-up) determinada durante o projeto estrutural da peça. O molde deve ser previamente limpo e superficialmente tratado com um desmoldante para facilitar a remoção do laminado após o processo de cura. Terminada a seqüência de laminação, uma bolsa de vácuo (D) é montada sobre o laminado com o objetivo de ajudar a imobilizar o laminado, auxiliar na compactação, evitar contaminação e eliminar voláteis provenientes da matéria-prima, conseqüentemente reduzindo a possibilidade de formação de vazios. Certos materiais são fornecidos com uma porcentagem maior de resina, possibilitando a remoção da resina durante o processo de cura através de materiais absorvedores. O número de absorvedores é previamente determinado em função do número de camadas do laminado final e de características reológicas do material. Uma camada de filme desmoldante perfurado é colocada entre a superficie do laminado e o absorvedor para permitir a passagem da resina em excesso ao absorvedor e facilitar a desmoldagem da peça. Para que ocorra uma distribuição uniforme do vácuo, é colocada ainda uma manta canalizadora sobre toda a superfície do molde e finalmente o saco de vácuo é montado e selado por meio de selantes de borda. A Figura 2.6 mostra em detalhe um esquema de laminação e montagem da bolsa de vácuo.



Figura 2.6 – Detalhes do processo de laminação e montagem da bolsa de vácuo

A consolidação do laminado, ou seja, o processo de cura (E) é realizado em uma autoclave com controle rigoroso de temperatura, pressão e vácuo. Normalmente as pressões apropriadas para estruturas aeronáuticas variam de 0,2 a 0,8 MPa e a temperatura de cura depende do tipo de sistema de resina utilizado. A aplicação de vácuo pode ser mantida até o final da cura, porém por questões econômicas, pode ser desligado após o inicio do processo de cura da resina. Autoclaves modernas possuem controle eletrônico de temperatura com precisão inferior a $\pm 2^{\circ}$ C, fluxo de ar controlado para propiciar boa distribuição do fluxo de calor e conseqüentemente um produto de boa qualidade e com tempo de fabricação reduzido em até 25% (Read, 2004).

A Figura 2.7 apresenta um gráfico referente ao ciclo de cura típico para materiais préimpregnados com sistema de resina de cura 177°C.



Figura 2.7 – Ciclo de cura em autoclave para materiais pré-impregnados com sistemas de resina de cura à temperatura de 177°C.

O tempo do processo de cura em autoclave depende do número de peças a serem curadas, do tamanho dos ferramentais ou de sua inércia térmica, mas em geral se completa no mínimo em 4 horas, não excedendo 8 horas. Após o processo de cura, as peças são desmoldadas e usinadas na sua dimensão final (F). A inspeção não-destrutiva (G) é feita após as etapas de desmoldagem e usinagem principalmente em peças de alta responsabilidade estrutural com o objetivo de verificar a qualidade e a integridade da peça após o seu

processamento e cura. A etapa final de fabricação de uma estrutura fabricada em material compósito é a etapa de acabamento final (H), onde a peça recebe a pintura.

2.2 Porosidade em Compósitos de Fibras de Carbono/Resina Epóxi

2.2.1 Definição de Porosidade

Estruturas fabricadas em materiais compósitos são susceptíveis a diversos tipos de defeitos, como a delaminação, vazios ou porosidade, inclusões, regiões com acúmulo de resina, orientação ou alinhamento de camadas incorreto, queima de resina na superfície, vincos na camada superficial, e descolamento no caso de estruturas laminadas com núcleo. Estes defeitos podem ocorrer devido ao processo de fabricação ou mesmo resultado de um dano em serviço. Os defeitos mais comuns advindos do processo de fabricação são a delaminação e a presença de vazios ou porosidade.

A delaminação pode ser caracterizada como uma separação de camadas em um compósito como resultado de bolsas de gás ou uma contaminação por objetos estranhos durante o processo de laminação. Os vazios ou porosidade podem ser caracterizados pela formação de micro bolhas de gás que ao serem aprisionadas no laminado tendem a se localizar entre as camadas do laminado, principalmente devido aos seguintes fatores:

a) vazamento no ferramental durante o ciclo de cura, resultando em diferentes gradientes de distribuição de pressão na peça, formando vazios que a resina não consegue preencher.

b) resina com alto conteúdo de voláteis combinados com ciclos de cura curtos. Caso os voláteis não tenham tempo para serem removidos do laminado antes da cura da resina, os vazios irão se formar. Ocasionalmente, a umidade associada à resina pode contribuir para a formação de vazios, sendo necessário o armazenamento apropriado do material em condições específicas (Niu, 2000). Outras variáveis também influem na formação de vazios ou porosidade, como a composição química da resina, configuração do compósito, espessura do compósito, quantidade de absorvedores utilizados para controle de resina em volume e pressão de cura (Rubin e colaboradores, 1993).

Na literatura, as palavras "porosidade" e "vazios" são empregadas indistintamente e com o mesmo significado. No presente trabalho as palavras serão utilizadas também como sinônimos.

2.2.2 Efeitos da Pressão de Cura na Formação de Porosidade

O processo de cura em autoclave nos compósitos tem influência direta na formação de porosidade, e por conseqüência nas propriedades mecânicas. O efeito da pressão de cura sobre a formação de porosidade pode ser estudado, variando-se a pressão de cura e medindo-se o conteúdo de vazios em função da pressão de cura. A distribuição desigual de pressão sobre o laminado também pode ocasionar presença de vazios em certas regiões do laminado (Tang e colaboradores, 1987).

Gregory e Wilson (2004) desenvolveram um procedimento capaz de introduzir porosidade de forma controlada em compósitos de fibras de carbono/resina epóxi para estudo do efeito da porosidade nas propriedades mecânicas. Os autores utilizaram três metodologias diferentes para introduzir porosidade nos laminados. As técnicas utilizadas para tal foram: variação da pressão de cura dos laminados, provocando vazamento da bolsa de vácuo e introduzindo gás nitrogênio com agentes expansivos. Os laminados apresentaram porosidade variando de ~0% a 6%, sendo estes valores obtidos através de análise digital de imagens, de secções de corpos-de-prova polidos e análise não-destrutiva por ultra-som. Os autores concluíram que a melhor maneira de introduzir porosidade em laminados de forma controlada seria pela variação da pressão. Bowles e Frimpong (1992) determinaram que para pressões de cura inferiores a 1,4 MPa e superiores a 6,9 MPa, existe uma maior tendência de formação de vazios em compósitos de fibras de carbono/resina epóxi. No processo de cura, quando o compósito é submetido à baixas pressões, ocorre dificuldade para remover bolsas de gases dentro da matriz e a altas pressões, os voláteis são aprisionados entre as camadas do laminado resultando em retenção de vazios. Zhang e colaboradores (2004) também estudaram a influência das condições de processamento para cura em autoclave sobre a formação de porosidade de materiais compósitos. Concluíram, apoiando-se em técnicas de análise térmica e reológica, ultra-som e ensaios mecânicos que um ciclo de cura otimizado se estabelece no momento de aplicação da pressão dentro da faixa de viscosidade mínima evitando assim a formação de vazio, que para o sistema de resina estudado foi de 90 minutos após o inicio do ciclo de cura.

2.2.3 Formato, Tamanho, Localização e Distribuição da Porosidade

Vários estudos tentam descrever o comportamento mecânico de compósitos que apresentam diferentes tamanhos e formatos de vazios e suas influências. Em geral, os vazios são pequenos e esféricos quando a fração volumétrica de vazios é inferior a 1,5%, porém quando superiores a esse valor, e limitando-se a 10%, os vazios tendem ser maiores, achatados e alongados (Stone e Clarke, 1975).

O formato e o tamanho dos vazios também são influenciados pela distribuição e orientação do reforço na matriz. Comparativamente, compósitos reforçados com fibras unidirecionais e compósitos reforçados com tecidos apresentam diferenças na formação de vazios. Para compósitos unidirecionais (tapes), os vazios são esféricos e menores que os presentes em compósitos quase-isotrópicos, onde os vazios tendem a ser achatados e

alongados. Porém em ambos os casos os vazios acompanham preferencialmente a direção adjacente das fibras (Hsu e Uhl, 1987; Costa e colaboradores, 2000).

Para compósitos com reforço na forma de tecido, os vazios concentram-se principalmente nas regiões ricas em resina. Porém, quanto ao formato, existem relatos diferentes que indicam certas diferenças, variando desde o esférico (Hsu, 1988), em formato de cones truncados de seção elíptica (Rubin e Jerina, 1993) até formatos triangulares (Costa e colaboradores, 2000).

Quanto à distribuição de porosidade, Bowles e Frimpong (1992) determinaram que quanto maior for a formação de vazios nos compósitos, mais homogênea é a distribuição e quanto menor a quantidade de vazios, a tendência é de ocorrer segregação dos mesmos em certas áreas do compósito, como por exemplo, em áreas ricas em resina.

2.3 Avaliação de Porosidade em Compósitos por meio da Técnica de Ultra-Som

O desenvolvimento e seleção de técnicas não destrutivas aplicadas a materiais compósitos apresentam vários desafios e considerações que são distintas das considerações utilizadas em processos similares para materiais e estruturas metálicas devido às características anisotrópicas dos materiais compósitos (Peters, 1998). O crescente aumento do uso de compósitos em aplicações aeronáuticas, substituindo metais como o alumínio, tornou as inspeções por técnicas não-destrutivas a principal ferramenta de qualidade para avaliar a integridade da estrutura.

O principal objetivo de uma avaliação não destrutiva é detectar qualquer tipo de não homogeneidade em uma estrutura, incluindo materiais estranhos, danos de impacto, porosidade, abrasão, trincas, etc. Não homogeneidades podem afetar o desempenho da estrutura quando esta for solicitada mecanicamente. O ensaio de ultra-som é uma das técnicas mais utilizada para inspeção não destrutiva de estruturas manufaturadas em materiais compósitos.

2.3.1 Vantagens e Desvantagem do Ultra-som

Quando comparado aos outros ensaios não destrutivos, o ensaio por ultra-som apresenta as seguintes vantagens principais (Santin, 2003):

- Grande poder de penetração, podendo ser utilizado para detecção de descontinuidades em grandes profundidades, ou seja, peças de grande espessura;
- Alta sensibilidade, permitindo a detecção de vários tipos de descontinuidades;
- Maior precisão em relação a outras técnicas na determinação da posição de descontinuidades internas, estimando o seu tamanho e caracterizando sua orientação, forma e natureza;
- Somente se faz necessário o acesso a uma das superfícies;
- Não gera efeitos prejudiciais ao operador, ou a pessoas próximas, nem aos materiais e equipamentos;
- Além de operar eletronicamente fornecendo indicação instantânea da descontinuidade, o equipamento pode ser portável.

As desvantagens do ultra-som quando comparados a outros ensaios não destrutivos são (Santin, 2003):

- O método manual de inspeção requer grande atenção e pessoal qualificado para execução e avaliação dos resultados;
- Peças de formato irregular, com superfície rugosa, muito pequena ou fina, ou sem homogeneidade são difíceis de inspecionar;
- Descontinuidades muito próximas da superfície podem não ser detectadas;

- É necessário o uso de agentes acoplantes para a transmissão das ondas ultrasônicas entre o cabeçote e a peça a ser inspecionada;
- É necessário o uso de blocos padrões e de referência para a calibração do aparelho e também para caracterização das descontinuidades.

2.3.2 Princípios Básicos de Funcionamento

O ensaio de ultra-som requer a geração de ondas mecânicas de alta freqüência que são usualmente direcionadas para interagir com várias propriedades do material a ser testado. A interação destas ondas mecânicas resulta em uma atenuação da onda original e/ou no retorno em reflexões. A detecção destas ondas depois das interações ou reflexões produz informações relativas às variáveis do material em teste. Um estudo dos princípios básicos do teste por ultra-som inclui meios de geração de ondas mecânicas de alta freqüência, as características destas ondas, como elas podem ser direcionadas, como elas interagem com as variáveis do material, como elas são detectadas, as informações que elas contém e como essas informações são interpretadas (Mil-HDBK-728/6, 1985).

Todos os materiais que mantêm forma definida ou densidade constante possuem seus átomos ou moléculas em balanço mútuos entre forças atrativas e repulsivas. Estas forças são de curto alcance e somente se estendem entre átomos que estão suficientemente próximos. Neste estado de balanço, qualquer deslocamento de um átomo causará forças de mudança de estado de modo que o átomo deslocado tenderá a retornar para sua posição original. Ao mesmo tempo, o deslocamento de um átomo causará uma mudança no equilíbrio de força visto por todos os átomos próximos. Embora esta mudança no balanço de força seja visto quase instantaneamente por átomos da vizinhança, devido sua inércia, um período finito de tempo é requerido para que átomos da vizinhança respondam completamente a esta mudança de balanço. Deste modo, um distúrbio em um ponto pode progredir para outro ponto e pode eventualmente progredir através do material (Mil-HDBK-728/6, 1985).

Existem vários tipos de distúrbios que podem ser gerados. Para pequenos distúrbios, os quais são chamados de escala elástica, os distúrbios são as ondas naturais. Estas ondas têm uma velocidade que é determinada pelas características do material (gradientes e magnitude de forças inter-atômicas e a inércia de seus átomos, etc...). Além desta velocidade, freqüência e comprimento de onda podem ser associados com estas ondas. Outros parâmetros associados a estas ondas, são: a amplitude, a medida do deslocamento relativo (a distância que os átomos são movidos dos seus pontos de balanço), a pressão (relativos a forças desbalanceadas sendo geradas entre os átomos deslocados) e a função de energia (a energia associada com a energia potencial dos átomos devido seus deslocamentos ou a energia cinética devido a seus movimentos, cada um desses tendo magnitudes máximas iguais). Estes distúrbios elásticos tornam possível o ensaio através da técnica de ultra-som (Mil-HDBK-728/6, 1985).

As ondas sonoras podem ser classificadas em ondas longitudinais (ou de compressão), ondas transversais (ou de cisalhamento) e ondas de superfície (ou ondas de Rayleigh) (Andreucci, 2002). As ondas longitudinais são caracterizadas pela oscilação da partícula na direção de propagação da onda, ou seja, quando um plano qualquer de partícula vibra a energia cinética é transferida para os próximos planos de partículas e estas por sua vez passam a vibrar conforme ilustrado na Figura 2.8.



onda longituania

Figura 2.8 – Propagação de ondas longitudinais.

As ondas transversais são caracterizadas quando ocorre oscilação da partícula na direção perpendicular à direção de propagação conforme ilustrado na Figura 2.9.



Figura 2.9 – Propagação de ondas transversais

As ondas superficiais ou de Rayleigh se propagam ao longo da interface entre um corpo sólido e um gás qualquer.

A propagação do ultra-som acontece numa velocidade característica do material onde a onda se propaga. Materiais diferentes apresentam velocidades de propagação diferentes. Para um material homogêneo, a velocidade de propagação é constante (Andreucci, 2002).

Quando o ultra-som atinge a interface entre dois materiais diferentes acontece o fenômeno da reflexão, isto é, a onda muda sua direção de propagação, conforme ilustrado na Figura 2.10.



Figura 2.10 - Fenômeno da reflexão de onda em meios diferentes

Outro fenômeno que ocorre quando o ultra-som atinge uma interface é a transmissão, isto é, parte da energia da onda passa através da interface entre os dois meios conforme ilustração na Figura 2.11.



Figura 2.11 – Fenômeno da transmissão de onda entre dois meios.

As ondas ultra-sônicas são geradas com base no efeito piezoelétrico de cristais como exemplo, o quartzo, sulfato de lítio, e o titanato de bário. Os cristais são montados sobre uma base de suporte chamada de transdutor. Os transdutores podem ser do tipo angular, reto ou duplo-cristal (Gros, 1997; Andreucci, 2002).

Basicamente, no ensaio de ultra-som, o transdutor emissor recebe o sinal de voltagem e o transforma em uma onda mecânica. Esta onda mecânica, por sua vez atravessa o material e é detectada pelo transdutor receptor, que transforma onda mecânica em tensão (Santin, 2003).

O equipamento de ultra-som é o responsável pelo controle da geração de sinais. Basicamente, o equipamento de ultra-som contém circuitos eletrônicos especiais, que permitem transmitir ao cristal piezelétrico, através do cabo coaxial, uma série de pulsos elétricos controlados, transformados pelo mesmo em ondas ultra-sônicas. Da mesma forma, sinais captados no cristal são mostrados na tela do tubo de raios catódicos em forma de pulsos luminosos denominados "ecos", que podem ser regulados tanto na amplitude, como posição na tela graduada e se constituem no registro das descontinuidades encontradas no interior do material (Andreucci, 2002).

A intensidade do feixe sônico recebido por um transdutor é consideravelmente menor que intensidade inicial de transmissão. Este fenômeno é denominado de atenuação, ou seja, é a perda de energia que a onda ultra-sônica sofre à medida que se propaga no material. O atrito entre as partículas e a própria resistência que o material apresenta à passagem do som, produz perda de energia mecânica na forma de energia térmica (calor). Outro mecanismo de atenuação é a dispersão da onda nas interfaces internas (granulação, porosidade, etc) e externas (rugosidade da superfície) (Gros, 1997; Niu, 2000). A Figura 2.12 ilustra o processo de atenuação ultra-sônica.



Figura 2.12 – Fenômeno da atenuação da onda ultra-sônica.

Nas freqüências empregadas nos ensaios de materiais, o ultra-som é rapidamente atenuado no ar, impossibilitando o ensaio sem o uso de agentes acoplantes.

A finalidade do agente acoplante é formar um meio de ligação entre o cabeçote e a superfície do material ou produto a ser ensaiado, para que uma quantidade suficiente de energia ultra-sônica seja transmitida para o material, evitando assim altos níveis de atenuação devido à dispersão da onda (Gros, 1997; Santin, 2003, Andreucci 2002).

Acoplantes típicos incluem: água, óleo, graxa, e produtos especificamente desenvolvidos para esta finalidade. A escolha do tipo de agente acoplante a ser empregado no ensaio depende das características físicas do acoplante e do material a ser ensaiado (rugosidade, por exemplo) e também do método de inspeção (transmissão por jato d'água, imersão etc...) (Gros, 1997).

Os requisitos básicos para os agentes acoplantes são (Andreucci 2002):

- Boa molhabilidade para as superfícies do cabeçote e do produto a ser ensaiado.
- Não deve ser prejudicial ao material ensaiado.
- Não deve ser tóxico.
- Deve ser de fácil aplicação e remoção.
- Deve ser homogêneo e livre de bolhas.
- Deve ser suficiente viscoso para permanecer na superfície do material durante o ensaio.
- Deve possuir um baixo coeficiente de atenuação.

Antes de se realizar uma inspeção por ultra-som é necessário calibrar o equipamento as condições de ensaio. Para o ajuste do equipamento, devem ser utilizados padrões de referência. Os padrões de referência são amostras representativas do produto que deverá ser analisado. Os padrões de referência devem representar o produto nas seguintes características (Niu, 2000):

- Material
- Processo de fabricação
- Geometria e dimensõesRugosidade e acabamento

Além disso, os padrões de referência devem simular as descontinuidades a serem detectadas. A Figura 2.13 mostra exemplos de padrões para calibração.



Figura 2.13 – Exemplos de padrões para calibração.

Em uma análise por ultra-som, é possível utilizar três métodos para a detecção de defeitos: ressonância, pulso-eco e transmissão.

O método da ressonância baseia-se no fato de que uma onda elástica entra em ressonância quando a espessura da peça é igual a um número inteiro de meios comprimentos de onda. O método de inspeção por ressonância é pouco utilizado devido a pouca precisão em relação aos outros métodos. No método de inspeção por pulso-eco, a onda emitida atinge um obstáculo e a reflete após um determinado intervalo de tempo, sendo que o aparelho mede a energia despendida e esse intervalo de tempo (Santin, 2003; Gros 1997). Apesar de ser um método muito utilizado devido à simplicidade, este método não foi utilizado no presente trabalho porque é pontual e instantânea, ou seja, não registra a área sob análise. Devido a essa limitação as análises de ultra-som no presente trabalho foram efetuadas em equipamento de ultra-som por transmissão.

No método de inspeção por transmissão monitora-se a intensidade do sinal que é transmitido através do material. Um material homogêneo apresenta um nível de atenuação aproximadamente constante. Um aumento significativo no nível de atenuação pode ser uma indicação de descontinuidades (Niu,2000; Andreucci, 2002). A técnica de transmissão compreende as seguintes etapas:

- Emissão O transdutor emissor envia um pulso para o interior do material através de uma das superfícies.
- Transmissão O pulso se propaga no sentido da superfície oposta, e sofre a atenuação inerente ao material, perdendo energia.
- Recepção O transdutor receptor alinhado com o transdutor emissor pela superfície oposta, capta o pulso transmitido. A amplitude do sinal indica as condições da região onde os transdutores estão acoplados.

A Figura 2.14 ilustra o método da transmissão e a atenuação do sinal na presença de descontinuidade.



Figura 2.14 – Método da transmissão e o efeito da descontinuidade no sinal.

A Figura 2.15 mostra um exemplo de instalação de um equipamento de transmissão por jatos d'água automática.



Figura 2.15 – Exemplo de uma instalação de ultra-som por transmissão por jatos d'água.

As informações ou resultados obtidos a respeito do material ou produto inspecionado podem ser apresentados de acordo com a forma de varredura: A-Scan, B-Scan ou C-Scan (Santin, 2003).

A varredura do tipo A (A-Scan) fornece basicamente um gráfico de amplitude versus tempo. Nesse tipo de varredura as descontinuidades são estimadas por comparação da altura do eco da descontinuidade com um outro refletor de tamanho conhecido. O uso do sistema de varredura do tipo A-Scan não é somente limitado à detecção e caracterização de descontinuidades. Ele também pode ser aplicado na determinação de espessuras, velocidade sônica, atenuação e geometria do feixe sônico.

A varredura do tipo B (B-Scan) apresenta um gráfico de distância versus o tempo, no qual um dos eixos corresponde ao tempo decorrido e o outro representa a posição do transdutor ao longo de uma linha na superfície da peça, relativa a sua posição no início da inspeção. Neste caso a intensidade do eco não é medida diretamente como na varredura do tipo A-Scan. A varredura do tipo B-Scan pode ser entendida como uma apresentação da seção transversal da peça onde aparecem ambas as superfícies. As descontinuidades dispostas entre as superfícies da seção podem ser detectadas através de variações no registro gráfico.

No sistema de varredura tipo C (C-Scan), os resultados são fornecidos em um sistema gráfico que mostra a planta da peça, com a dimensão e posição das possíveis descontinuidades. Normalmente esse sistema não indica a profundidade da descontinuidade. Em esquema típico de inspeção C-Scan, o cabeçote é movido sobre a peça por um sistema automático ou semi-automático de varredura que possibilita correlacionar a posição do cabeçote com o registro das áreas defeituosas ou não, apresentadas no registro gráfico. Normalmente são excluídos os sinais referentes aos ecos das superfícies da peça, de modo que apenas os ecos de refletores internos são mostrados (Santin, 2003; Andreucci, 2002). A Figura 2.16 mostra comparativamente as formas de varredura e de registro de resultados de inspeção por ultra-som.



Figura 2.16 – Formas de varredura e registro de resultados da técnica de ultra-som.

2.3.3 Avaliação de Materiais Compósitos por Ultra-som

O ultra-som é uma das técnicas mais empregadas na inspeção qualitativa de peças fabricadas em material compósito na indústria aeronáutica. Em geral, utiliza-se a técnica de transmissão com registro de dados do tipo "C-Scan" e em certos casos a técnica de pulso-eco, por permitir inspeção mais rápida e em regiões de difícil acesso (Niu, 2000). A inspeção por ultra-som de materiais compósitos permite a obtenção de várias propriedades do material inspecionado, além de prover informações a respeito da integridade estrutural e qualidade do compósito.

Em se tratando de materiais compósitos, as propriedades e características determinadas por ensaio de ultra-som são (Niu,2000; Mil HDBK 787, 1993):

- Orientação da fibra
- Relação fibra/matriz, regiões ricas em resina etc...
- Delaminação, porosidade e danos por impacto
- Propriedades elásticas
- Danos por impacto
- Tensões residuais

Para a avaliação de uma estrutura fabricada em material compósito por ultra-som é necessário se estabelecer critérios de avaliação. Em geral os critérios de avaliação estabelecidos na indústria aeronáutica se baseiam no tipo de dano, localização e características geométricas do mesmo. O critério pode ser estabelecido de forma generalizada para qualquer tipo de estrutura ou especificamente para uma dada estrutura ou parte dela, dependendo da responsabilidade estrutural da peça ou região da peça na aeronave. No caso de porosidade, o critério pode ser estabelecer um requisito para o tamanho da área afetada, nível de atenuação máximo permitido, distancia entre ocorrências de porosidade etc...

2.3.4 Determinação de Propriedades de Materiais Compósitos por Ultra-som

O ultra-som pode determinar várias características dos materiais compósitos, entre elas o tipo de reforço/resina, a orientação de fibra, fração volumétrica de fibras e as propriedades elásticas. É possível distinguir, por exemplo, diferenças no espalhamento das ondas sonoras em compósitos reforçados com diferentes tipos de fibra. Em geral compósitos de fibra de vidro/epóxi apresentam maior atenuação (3 dB a 5 dB) que os compósitos de fibra de carbono/resina epóxi. Este fato ocorre presumidamente devido à alta diferença entre a impedância acústica da fibra de vidro comparada à fibra de carbono. Os valores de impedância acústica da fibra de carbono, da fibra de vidro e da resina epóxi são respectivamente: $6,89x10^{-6}$, $14,5x10^{-6}$ e $3,48x10^{-6}$ g/cm².s. A diferença no valor de impedância acústica das fibras (massa especifica da fibra de vidro = 2,45 g/cm³; massa específica da fibra de carbono = 1,88 g/cm³) (Mil-HDBK-787,1993). O mesmo raciocínio pode ser utilizado para determinação da relação fibra/matriz (Lonné e colaboradores, 2004).

Prakash e Owston (1977) sugeriram meios para determinação da orientação do reforço em compósitos baseados no conceito de que o material atua como um colimador da onda emitida pelo ultra-som. Quando a onda sonora propaga na direção a um ângulo qualquer em relação à orientação do reforço, o material se comporta como uma treliça discreta atuando como atenuador, devido a processos de reflexão, refração, dispersão etc...Utilizando compósitos com orientações (0°,90°) os autores determinaram que a transmissão mínima ocorre para compósitos unidirecionais na direção perpendicular a direção do reforço, ou seja, nas camadas do compósito com orientação a 90°.

Lonné e colaboradores (2004) estudaram a influência do volume de fibra em compósitos de fibra de carbono/resina epóxi e da freqüência de ensaio no coeficiente de atenuação ultrasônica. Os autores mostraram que o coeficiente de atenuação varia linearmente com a fração volumétrica de fibra no compósito, como mostra a Figura 2.17. A uma freqüência de ensaio de 5 MHz por exemplo, o coeficiente de atenuação referente a 0% de volume de fibras no compósito (equivalente a resina epóxi) tende a ser maior que o compósito com 60% de volume de fibras, demonstrando a dependência do coeficiente de atenuação em relação a relação fibra/resina do compósito. Também foi observado que o aumento da freqüência de ensaio resulta em um aumento do coeficiente de atenuação.



Figura 2.17 – Influência da fração volumétrica de fibras e da freqüência no coeficiente de atenuação de compósito de fibra de carbono/resina epóxi (Lonné e colaboradores, 2004).

As constantes elásticas de um material compósito também podem ser determinadas através da inspeção ultra-sônica, apesar das dificuldades inerentes a anisotropia e a alta atenuação do material (Boeri e colaboradores, 2005). As constantes elásticas do material estão relacionadas com as velocidades das ondas ultra-sônicas no material, nas diversas direções, portanto o método mais adequado de obter as constantes é através da medição das velocidades ultra-sônicas. Boeri e colaboradores (2005) determinaram propriedades elásticas de compósitos unidirecionais de fibra de vidro/resina epóxi utilizando os métodos de inspeção por transmissão e pulso-eco, e comparou-as com resultados obtidos através da regra das

misturas (Jones, 1999). Os resultados experimentais apresentaram boa concordância com os resultados teóricos.

2.3.5 Detecção de Defeitos em Materiais Compósitos Utilizando o Ultra-som

Na indústria aeronáutica, o ultra-som é uma ferramenta muito importante para avaliação não destrutiva de peças manufaturadas em material compósito, especialmente em fibras de carbono/resina epóxi, por ser capaz de detectar e dimensionar o tamanho do dano proveniente do processo de manufatura ou de danos em serviço.

O tamanho do defeito ou descontinuidade a ser detectado pelo ultra-som é relacionado diretamente com o comprimento de onda. Em geral, o diâmetro da menor descontinuidade a ser detectada em um ensaio de ultra-som é da ordem de $\lambda/2$, ou seja, meio comprimento de onda (Andreucci, 2002) e também se relaciona com a velocidade de propagação sonora no material e da freqüência de ensaio. Os principais danos detectáveis em estruturas fabricadas em material compósito são: delaminações, danos resultantes de impacto ou fadiga e porosidade.

As delaminações e inclusões de objetos estranhos são facilmente detectadas por ultrasom, uma vez que proporcionam alto grau de espalhamento das ondas ultra-sônicas, atenuando-as quase sempre na sua totalidade. O método de inspeção por transmissão utilizando registro do tipo C-Scan é bastante apropriada para localização e determinação do tamanho de defeitos como delaminação ou inclusão, porém para determinação da profundidade dos defeitos em relação à espessura do compósito, o método de inspeção por pulso-eco é o método mais indicado.

Williams e Lampert (1980) investigaram a capacidade do ultra-som em detectar danos provenientes de impacto utilizando a técnica de transmissão. O material utilizado foi um sistema de fibra de carbono/resina epóxi AS4/3501-6. Os danos foram ocasionados pela queda

de uma massa a velocidade de 4m/s com momento de impacto de 1kg.m/s repetidamente. Os danos influenciaram a propagação do ultra-som causando atenuação do sinal, o que permitiu a obtenção de uma correlação entre o nível de atenuação e o fator de tensão relacionado com o número de impactos.

O ultra-som também pode ser utilizado para monitorar efeitos acumulativos de danos por fadiga. Touchert e Hsu (1973) obtiveram resultados que demonstraram aumento da atenuação em função da aplicação de carregamento cíclico de tração em compósitos de fibra de vidro/resina epóxi. Williams e Doll (1982) também estudaram as capacidades do ultra-som para investigação dos efeitos do carregamento em fadiga (compressão) em compósitos medindo o nível de atenuação em várias freqüências durante a aplicação de carregamento. Os corpos-de-prova foram carregados de 20 a 80% da carga final em compressão. Os resultados mostraram que a atenuação é mais significativa com a aplicação de 80% da carga final em compressão a uma freqüência de 2 MHz e que existe uma correlação distinta entre a atenuação e a vida em fadiga para materiais compósitos.

A detecção de porosidade via inspeção por ultra-som é mais complexa em relação à detecção de delaminações, pois os poros são pequenos e estatisticamente distribuídos no material não causando reflexões como no caso de delaminações, mas somente espalhamento da onda (Hilger e Elze, 2002).

Quando uma onda elástica propaga em um compósito poroso, as velocidades ultrasônicas geralmente dependem das características do vazio e das propriedades dos constituintes, assim como da freqüência de ensaio (Stone e Clarke, 1975). A presença de vazios diminui a velocidade das ondas longitudinais e de cisalhamento provocando um aumento de atenuação no ultra-som. Isto ocorre devido à redução da rigidez do compósito com o aumento do volume de vazios (Jeong e Hsu, 1995). A correlação entre a fração volumétrica de vazios e o coeficiente de atenuação em compósitos foi objeto de estudo em vários trabalhos (Stone e Clarke, 1975; Martin, 1976; Almeida e Nogueira Neto, 1994; Rubin, 1993; Jeong e Hsu, 1995; Jeong, 1997, Costa e colaboradores, 2001, Liu, 2004).

Stone e Clark (1975) foram pioneiros no estudo da influência de vazios em compósitos de fibra de carbono/resina epóxi na atenuação ultra-sônica. Os autores obtiveram, através de ensaios de ultra-som por transmissão (em imersão), uma correlação entre o coeficiente de atenuação dos compósitos e a fração volumétrica de vazio para diferentes freqüências de ensaio (2,5 MHz, 5 MHz e 7 MHz). Os resultados mostraram que a correlação é aproximadamente linear, ou seja, o aumento da fração volumétrica de vazios provoca um aumento da atenuação. Outro fator observado foi à relação entre a atenuação e a freqüência para uma dada fração volumétrica de vazios. O aumento da freqüência aumentou o nível de atenuação para na mesma fração volumétrica de vazios, ou seja, aumentou a sensibilidade à presença de vazios. Martin (1976) assumindo que os vazios possuem forma esférica, tamanho uniforme e são dispersos homogeneamente na matriz do compósito gerou dados para comparação com os resultados experimentais de Stone e Clarke (1975). Os dados gerados não apresentaram boa concordância com os resultados experimentais, sendo então justificados pela variação no formato e do tamanho dos vazios.

Jeong e Hsu (1995) também estudaram o efeito da porosidade induzida em materiais compósitos de fibra de carbono/resina epóxi na atenuação e na velocidade ultra-sônica. Os autores determinaram que os parâmetros morfológicos dos vazios influenciam diretamente as medidas de atenuação e velocidade. Os resultados mostraram que a atenuação é aproximadamente linear com o aumento da fração volumétrica de vazios independente da freqüência de ensaio. De forma contrária, foi constatado que a fase em freqüência diminui com o aumento da fração volumétrica de vazios.

2.4 Resistência ao Cisalhamento de Compósitos

2.4.1 Determinação de Resistência ao Cisalhamento: Ensaio de Cisalhamento Interlaminar

O ensaio de cisalhamento Interlaminar é um dos ensaios mais utilizados como ferramenta de avaliação qualitativa de materiais compósitos por proporcionar economia de matéria-prima e facilidade de obtenção do corpo-de-prova. O ensaio de cisalhamento Interlaminar é feito para caracterizar propriedades fora do plano de vigas curtas. Neste ensaio a viga é simplesmente apoiada e o carregamento é aplicado na parte central da viga o que corresponde à metade do vão. Se a viga é curta o suficiente em relação à espessura, a falha em cisalhamento se localizará no plano central na forma de delaminação (Daniel, 1994). Contudo, a tensão de contato induzida nos pontos de carregamento do corpo-de-prova interfere na distribuição de deformação da viga através da espessura da viga causando falhas que raramente representam cisalhamento puro (Mil HDBK 17F, 2002). A dimensão do corpo-de-prova pode variar de acordo com a norma utilizada no ensaio, porém em geral se utiliza a norma ASTM D2344 (2000).

Uma vez que no ensaio de cisalhamento Interlaminar raramente se consegue submeter o corpo-de-prova a cisalhamento puro, o modo de falha obtido no ensaio pode variar. Os modos de falha típicos obtidos no ensaio de cisalhamento Interlaminar são apresentados na Figura 2.18. Se o vão for muito pequeno, ou seja, inferior a relação (4:1), por exemplo, pode ocorrer amassamento do corpo-de-prova na região de carregamento, invalidando o resultado. O emprego de vão com relações muito superiores a (4:1) no ensaio de cisalhamento Interlaminar pode ocasionar falha do corpo-de-prova por flexão, o que também torna o resultado inválido (Adams, 2004).



Figura 2.18 – Modos de falha típicos do ensaio de cisalhamento Interlaminar.

2.4.2 Determinação de Resistência ao Cisalhamento: Ensaio de Cisalhamento Iosipescu

Devido o alto grau de anisotropia, os materiais compósitos devem ser caracterizados mecanicamente nas várias direções. Muitos métodos de ensaios têm sido desenvolvidos para medição de resistência e/ou rigidez em um plano de cisalhamento para compósitos, porém estes métodos não conseguem reproduzir um estado de cisalhamento puro na amostra e também não asseguram um modo de falha apropriado como é o caso do ensaio de cisalhamento Interlaminar. Em 1960, Nicolae Iosipescu apresentou uma metodologia para determinação de propriedades de cisalhamento para materiais metálicos e outros materiais isotrópicos, porém só teve reconhecimento internacional em 1967 ficando conhecido como método para determinação de propriedades de cisalhamento Iosipescu (Adams e Walrath, 1987). A norma ASTM D5379 (1998) descreve o procedimento de ensaio de cisalhamento Iosipescu.

O ensaio de Iosipescu destaca-se pela versatilidade e confiabilidade, permitindo medições de resistência e módulo num mesmo ensaio. O ensaio também permite

determinação de propriedades de cisalhamento nas três direções do plano do material como pode ser visto na Figura 2.19.



Figura 2.19 – Direções possíveis para determinação de cisalhamento pelo método Iosipescu (ASTM D5379, 1998).

Outra vantagem do ensaio de Iosipescu é a condição de esforço cortante puro e uniforme na região central do corpo-de-prova como pode ser visto na diagrama de esforços da Figura 2.20.



Figura 2.20 – Diagrama de esforços no ensaio de cisalhamento Iosipescu

(ASTM D5379, 1998).

Dependendo da orientação das camadas do compósito, ou seja, da direção do compósito, o modo de falha pode ocorrer de diferentes maneiras, porém preferencialmente como observado na Figura 2.21.

MODO DE FALHA NÃO ACEITÁVEL



Figura 2.21 - Modos de falha típicos para ensaio de cisalhamento Iosipescu em compósitos (ASTM D5379, 1998).

2.4.3 Efeito da Porosidade na Resistência ao Cisalhamento de Compósitos

A porosidade é em qualquer circunstância danosa às propriedades mecânicas do compósito. Os efeitos da porosidade nas propriedades mecânicas podem ser avaliados de várias maneiras, e principalmente por ensaios mecânicos. Os ensaios mecânicos mais apropriados para tal objetivo, são os ensaios em que a matriz tem papel preponderante, ou seja, cisalhamento e compressão (Daniel, 1994).

Propriedades relacionadas a cisalhamento por sua vez são relativamente mais sensíveis a defeitos como vazios, trincas, inclusões e áreas de colagem defeituosas, porque o esforço é concentrado na interface fibra/matriz ou entre as lâminas de compósitos, onde preferencialmente se localizam os poros. Além disso, a presença destes defeitos pode causar dispersões consideráveis na medida das propriedades em cisalhamento fazendo com que o
ensaio em cisalhamento seja efetivo na investigação dos efeitos da porosidade em compósitos (Wisnom e colaboradores, 1996).

Liu e colaboradores (2004), estudaram a influência da porosidade em compósitos de fibras de carbono/resina epóxi, estabelecendo uma relação quantitativa entre conteúdo de porosidade e propriedades de flexão dos mesmos. Os resultados mostraram que ocorre uma redução das propriedades de resistência e módulo em flexão do compósito de aproximadamente 29% e 22% respectivamente, quando a fração volumétrica de vazios corresponde a 4% de vazios. Também estabeleceram uma correlação entre o coeficiente de atenuação obtido nos ensaios de ultra-som, com os diferentes conteúdos de vazios. A relação obtida foi aproximadamente linear.

Bowles e Frimpong (1992) obtiveram uma correlação linear entre os valores de cisalhamento Interlaminar e de massa específica de compósitos unidirecionais de fibra de carbono/resina epóxi com diferentes frações volumétricas de vazios (até 12%). Os resultados mostraram que para compósitos com massa específica de 1,44 g/cm³ apresentaram resistência ao cisalhamento Interlaminar da ordem de 65 MPa, enquanto que compósitos fabricados com o mesmo material, porém com massa específica de aproximadamente 1,60 g/cm³, apresentaram resistência ao cisalhamento de 120 MPa. Os autores também determinaram a relação entre a fração volumétrica de fibras e a resistência ao cisalhamento Interlaminar, utilizando os seus dados experimentais no modelo teórico proposto por Murthy e Chamis, (1986). O modelo proposto equaciona a relação entre o cisalhamento Interlaminar e as frações volumétricas de fibra e de vazios considerando os vazios no formato cilíndrico e esférico. Os resultados da análise mostraram que a diferença entre compósitos com fração volumétrica de fibras da ordem de 54% pode apresentar uma redução de até 6% na resistência ao cisalhamento Interlaminar em relação a compósitos com fração volumétrica de fibras da ordem de 58%.

Um modelo analítico para estimar a influência de macro e micro vazios nas propriedades elásticas de compósitos poliméricos foi apresentado por Wu e colaboradores. (1998). O modelo é baseado em um procedimento de homogeneização incorporada por um modelo de micro-mecânica com o objetivo de prever os efeitos de vazios e porosidade sob várias dimensões e localização, em compósitos. Comparações com resultados numéricos obtidos por técnicas de elementos finitos comprovaram os resultados experimentais e também evidenciaram a aplicabilidade do modelo.

A redução da resistência ao Cisalhamento de compósitos (unidirecionais e bidirecionais) de fibra de carbono/resina epóxi em função do aumento da fração volumétrica de fibras também foi observada por Jeong (1997) e Costa e colaboradores (2001). Os resultados mostraram que os compósitos unidirecionais são mais sensitivos a presença de porosidade do que os compósitos bidirecionais (reforçados com tecido de fibra de carbono) sob carregamento cisalhante. Esse efeito foi justificado pela diferença na geometria e localização dos vazios proporcionados pelo tipo de arranjo da fibra no compósito.

De forma geral a porosidade também afeta a vida em fadiga dos laminados. Almeida e Nogueira Neto (1994), desenvolveram um programa experimental para determinação dos efeitos da porosidade nas propriedades de resistência estática e vida em fadiga de laminado de carbono epóxi sob carregamento em flexão. Os resultados demonstraram forte influência da porosidade na vida em fadiga dos laminados contendo porosidade.

2.4.4 Critério de Falha Mar-Lin

Vários são os critérios de falha para predição da redução de resistência em função de danos (trincas, orifícios, entalhes etc...) em materiais. Um critério de falha também tem a função prever falhas em função das características geométricas do dano, como por exemplo, o tamanho de uma trinca (ou entalhe) ou o diâmetro do orifício presente no material (como

forma de concentradores de tensão). O critério de falha proposto por Mar e Lin (1977) para materiais compósitos é baseado nas características de tenacidade a fratura do material e nas características geométricas do dano.

A motivação para a teoria do critério de falha de Mar-Lin é baseada na teoria de mecânica da fratura linear elástica aplicada a materiais homogêneos. No caso de materiais homogêneos, a tensão de fratura σ_{f} , que leva a uma fratura na presença de uma trinca é descrita pela equação (2.1):

$$\sigma_f \propto K_{1C} (2.a)^{\frac{1}{2}} \tag{2.1}$$

Onde K_{IC} representa a tenacidade à fratura do material, e *a* corresponde à metade do comprimento da trinca.

A tenacidade à fratura é determinada experimentalmente e apresenta dimensões de MPa mm^{-1/2}. O efeito do tamanho de trinca (2*a*) é incorporado no expoente (-1/2), que representa a ordem de singularidade matemática na ponta da trinca.

Para materiais não homogêneos, como é o caso dos materiais compósitos, a distribuição de tensão na ponta da trinca não é limitada à ordem de singularidade de (-1/2). O modelo de Mar-Lin permite variações na ordem de singularidade conforme descreve a equação (2.2) para tensão de fratura σ_f .

$$\sigma_f = H(2.a)^{-m} \tag{2.2}$$

Onde *H* representa a tenacidade à fratura do compósito, tendo efeito similar a K_{IC} , porém apresenta dimensões de MPa mm^{-m}. O comprimento de trinca, ou o diâmetro do orifício circular é representado por (2.*a*). O expoente *m* também representa a ordem de singularidade, mas está relacionada com a singularidade teórica da trinca na matriz do compósito, onde a

ponta da trinca situa-se na interface fibra/matriz. Neste caso, a ordem de singularidade é uma função da razão fibra/matriz, módulo de cisalhamento e razão de Poisson (Mar e Lin, 1977; Almeida e Nogueira Neto, 1994; Costa e colaboradores, 2001, Mil HDBK 17F, 2002). Valores típicos para ordem de singularidade, *m*, para materiais compósitos variam de 0,1-0,35 e dependem de várias características do material, do tipo de carregamento e das condições de ensaio (Zak, Willians,1963; Mil HDBK17-3F, 2002; Almeida e colaboradores, 1994; Mar, Lin, 1977; Soriano, 1990; Costa e colaboradores, 2002; Jeong, 1997).

O critério de Mar-Lin foi modificado por Almeida e Nogueira Neto (1994) para avaliação do efeito dos vazios em compósitos (ao invés de orifícios ou trincas) de acordo com a equação (2.3):

$$\sigma_f = H(\alpha)^{-m} \qquad (2.3)$$

Onde α representa o coeficiente de absorção ultra-sônico do compósito em dB/mm, cujo valor é relacionado ao conteúdo de vazios no compósito, *H* representa a tenacidade do compósito e *m* a ordem de singularidade.

O critério proposto considera que abaixo de um valor de coeficiente de atenuação crítico conhecido por $\alpha_{critico}$ (relativo ao conteúdo de vazios crítico) as propriedades do material não são afetadas pela presença de vazios. Então o critério (2.4) é condicionado da seguinte maneira:

$$\sigma_{f} = \begin{cases} \sigma_{f0} & \text{se } \alpha \leq \alpha_{critico} \\ H(\alpha)^{-m} & \text{se } \alpha \geq \alpha_{criticc} \end{cases}$$
(2.4)

Onde:

 σ_{f0} corresponde à tensão de fratura do compósito com baixo conteúdo de vazios

O valor de $\alpha_{critico}$ pode ser calculado pela equação (2.5):

$$\log \alpha_{critico} = -\frac{1}{m} \log \left(\frac{\sigma_{f0}}{H} \right)$$
(2.5)

A influência da porosidade na propriedade de cisalhamento pode ser analisada sob o critério de fratura de Mar-Lin. Este critério associado à inspeção por ultra-som e às medidas da porcentagem de vazios, permitem uma avaliação dos níveis de porosidade onde os valores de resistência ao cisalhamento começam ser influenciados de maneira crítica. Sob esse critério de análise, o nível de porosidade crítica para compósitos de tecido de fibras de carbono/resina epóxi tem inicio a partir de 0,9%, e para compósitos unidirecionais a partir de 0,75% segundo Costa e colaboradores (2001). Resultados semelhantes foram obtidos por Jeong (1997). Os valores, porém variam de acordo com o material utilizado, processo de fabricação do corpo-de-prova, tipo de carregamento e condição de ensaio (Almeida e Nogueira Neto, 1994).

No presente trabalho, o critério de falha de Mar-Lin foi adotado para avaliação dos efeitos da porosidade nas propriedades de resistência ao cisalhamento Interlaminar e Iosipescu porque permite a determinação de uma fração volumétrica crítica de vazios através da correlação com o coeficiente de atenuação obtido no ensaio de ultra-som.

2.5 Propriedades Dinâmicas de Materiais

2.5.1 Definição de Material Visco-elástico

Um material é dito como visco-elástico quando apresenta uma combinação ou superposição de propriedades características para líquidos (dissipação de energia viscosa) e para sólidos (armazenamento elástico de energia). Portanto a definição de viscoelasticidade para materiais inclui dois componentes: potencial elástico e intensidade de dissipação de energia (Malkin, 1994). O comportamento visco-elástico de um material pode ser considerado como um atraso no desenvolvimento das tensões e deformações no tempo. A Figura 2.22 mostra a relação entre tensão e deformação para os materiais considerados visco-elástico (A), líquido viscoso (B) e sólido elástico (C). Se o ângulo de defasagem é nulo, ou seja, em fase, o

material é considerado um sólido elástico, e se o ângulo de defasagem é 90°, ou seja, fora de fase, o material é considerado líquido viscoso. (Ram, 1997; Lipatov,1995)

É conveniente expressar a relação entre tensão e deformação na forma complexa quando consideramos dissipação de energia envolvendo carregamento do tipo estacionário monoharmônico de um corpo visco-elástico linear, podendo assim definir no plano complexo o módulo dinâmico complexo. O módulo dinâmico complexo é um dos principais parâmetros para caracterização propriedades visco-elásticas de materiais sob oscilação periódica. O módulo dinâmico complexo (E^*) é composto por dois parâmetros: o módulo de armazenamento (E') que representa a resposta elástica do material, e o módulo de perda (E'') que representa a dissipação de energia. O módulo dinâmico pode ser então representado pela equação (2.6) na forma complexa:

$$E^* = E' + iE''$$
 (2.6)

Onde:

E'é o módulo de armazenamento (parte real)

E'' é o módulo de perda (parte imaginária)

Em valor absoluto o módulo dinâmico pode ser determinado graficamente (Figura 2.22) ou calculado pela equação (2.7)

$$\left|E^{*}\right| = \left[(E')^{2} + (E'')^{2}\right]^{\frac{1}{2}}$$
 (2.7)

Outro parâmetro importante obtido através da razão entre o módulo de perda e o módulo de armazenamento é o fator de perda (η), obtido pela equação (2.8):

$$\eta = \tan \delta = \frac{E''}{E'} \qquad (2.8)$$

Onde:

 η é o fator de perda

 δ é o ângulo formado entre os vetores do módulo de armazenamento e do módulo de perda



Figura 2.22 - Relação entre tensão e deformação para materiais visco-elásticos (A), líquidos

viscosos (B) e sólidos elásticos (C)

2.5.2 Determinação de Propriedades Dinâmicas

A determinação de propriedades dinâmicas de materiais está diretamente relacionada com a obtenção dos módulos dinâmicos extensional (*E*) ou de cisalhamento (*G*) e principalmente do fator de perda, ou seja, dissipação de energia. O ensaio de vibração (em vigas) é um dos métodos mais utilizados para determinação de propriedades dinâmicas de materiais visco-elásticos devido facilidade de se mensurar parâmetros de dissipação de energia. No ensaio de vibração são mensurados parâmetros de amortecimento e freqüência natural (ω_n) para um modo de vibração específico e condições ambientais definidas. Os valores de amortecimento e de freqüência são utilizados em equações apropriadas para a dedução do módulo dinâmico.

2.5.3 Amortecimento e Módulo Dinâmico em Materiais Compósitos

O amortecimento pode ser representado por vários parâmetros, como a capacidade de amortecimento específico ψ , fator de perda η , fator-Q, e fator de amortecimento ζ (Harris, 2002). A Tabela 2.4 mostra a relação entre os parâmetros de amortecimento.

Parâmetro	Fator de Amortecimento	Fator de Perda	Dec. Log.	Fator-Q	Amort. Específico
Fator de Amort.	ζ	$\frac{\eta}{2}$	$\frac{\Delta}{\pi}$	$\frac{1}{2Q}$	$\frac{\Psi}{4\pi U}$
Fator de Perda	2ζ	η	$\frac{2\Delta}{\pi}$	$\frac{1}{Q}$	$\frac{\Psi}{2\pi U}$
Dec. Logarítmic	ο πζ	2πη	Δ	$\frac{\pi}{2Q}$	$\frac{\Psi}{4U}$
Fator-Q	$\frac{1}{2\zeta}$	$\frac{1}{\eta}$	$\frac{\pi}{2\Delta}$	Q	$\frac{2\pi U}{\Psi}$
Amort. Especific	ο 4π <i>U</i> ζ	$2\pi U\eta$	$4U\!\Delta$	$\frac{2\pi U}{Q}$	Ψ

Tabela 2.4 – Relações entre os Parâmetros de Amortecimento (Harris, 2002).

* Somente para sistemas de um grau de liberdade

Para determinar o amortecimento de um sistema é necessário definir um modelo adequado para caracterizar a natureza da dissipação de energia no sistema e também os parâmetros deste modelo que se deseja mensurar. O modelo adotado no presente trabalho é apresentado no Anexo A.

O amortecimento é um fenômeno pelo qual a energia mecânica é dissipada em um sistema dinâmico, geralmente pela conversão de energia mecânica em energia térmica internamente. Estruturas aeronáuticas, por exemplo, são freqüentemente requisitadas em uma enorme faixa de carregamento dinâmico, e de forma geral a maior parcela de dissipação de energia ocorre em fontes de fricção como juntas rebitadas, coladas e também com o amortecimento aerodinâmico. Quando as freqüências ressonantes são excitadas, excessivos níveis de ruído ou vibração podem conduzir a uma falha estrutural, fadiga acústica e também interferir no funcionamento de outras estruturas ou equipamentos eletrônicos. O controle de vibração, bem como do amortecimento, pode reduzir as chances de uma falha estrutural e aumentar a confiabilidade de equipamentos elétricos (sensores, radares etc...). A análise de vibração de uma estrutura durante o estágio de projeto pode resultar em uma estrutura mais leve e barata em relação às peças que podem sofrer alguma mudança posterior em função da não observação do comportamento dinâmico da estrutura.

Vários tipos de amortecimento são inerentes em um sistema dinâmico. Os principais mecanismos de amortecimento estão relacionados com o amortecimento interno do material, o amortecimento estrutural resultante de movimentos relativos de juntas e interfaces da estrutura e o amortecimento devido à interação fluído-estrutura (ou ar-estrutura).

O amortecimento interno, objeto deste estudo é resultante da dissipação de energia dentro do material devido a processos microscópicos e macroscópicos (Silva, 2000).

Os mecanismos de amortecimento em materiais compósitos são diferentes dos materiais convencionais. As maiores fontes de amortecimento estão diretamente associadas às

propriedades visco-elásticas e fenômenos micro-plásticos da matriz e também à fraca interface fibra-matriz (Chandra e colaboradores, 2003). Em termos físicos, quando uma viga fabricada em material compósito vibra em flexão, ocorre dissipação de energia. Este processo resulta em um gradiente de temperatura através da viga causando um fluxo contínuo de calor que envolve perda de energia. Se o período de vibração é aproximadamente o mesmo do tempo de relaxação para equalização da temperatura, então existe uma condição de dissipação de energia máxima (Mantena, Gibson e Place, 1986; Plunkett, 1992). A utilização de materiais compósitos proporciona a vantagem de obtenção de peças integradas, reduzindo assim o número de junções, colagens e rebites. Essa redução no número de componentes e junções em uma peça pode reduzir o amortecimento e causar vibração excessiva na estrutura, o que faz do estudo do amortecimento um fator muito importante para o projeto de peças estruturais (Gillespie e Crane, 1991).

O amortecimento interno em materiais compósitos também pode modificar significativamente os parâmetros de amortecimento. O amortecimento interno, além de estar relacionado com as propriedades dos materiais, está também relacionado com defeitos internos provenientes da fabricação (delaminações e porosidades) ou até mesmo danos em serviço (delaminações por impacto) (Saravanos e Hopkins, 1996).

De forma geral, os fatores que afetam o amortecimento em materiais compósitos são (Adams, 1987):

- Tamanho das inclusões ou defeitos
- Orientação do material de reforço
- As propriedades da matriz e do reforço
- As proporções relativas entre a matriz e o reforço no compósito
- Disposição do reforço (fibras longas, curtas, diâmentro das fibras)
- Tratamento superficial do reforço

- Fatores ambientais, condições de ensaio e geometria do corpo-de-prova
- Modo de vibração

Defeitos internos em estruturas manufaturadas em compósitos ocasionados durante a fabricação ou mesmo em serviço podem provocar mudanças no comportamento dinâmico de estruturas, principalmente nos parâmetros de freqüência de vibração, amortecimento e rigidez (Cawley e Adams, 1979). Vários são os esforços no campo de monitoramento estrutural de peças em compósitos, através do monitoramento do comportamento dinâmico da estrutura para detecção de delaminações, danos por impacto, fadiga etc...(Valdes e Soutis, 1999; Moon, 2003; Gibson, 2000; Kim, 2003) assim como para utilização da técnica para avaliação não-destrutiva de estruturas.

Saravanos e Hopkins (1996) estudaram os efeitos da delaminação nas características dinâmicas de materiais compósitos unidirecionais reforçados por fibra de carbono/resina epóxi (T300/934). Utilizando fitas de Teflon para simular delaminação em vigas do material, os autores utilizaram a técnica de vibração livre amortecida com fixação do tipo engastadolivre para obtenção das propriedades dinâmicas (freqüência natural e amortecimento). Os resultados mostraram que as características dinâmicas de materiais compósitos são muito dependentes da configuração do compósito e que a presença de delaminação no compósito afeta a freqüência natural do compósito. A relação entre o tamanho da delaminação e a freqüência natural é inversamente proporcional, ou seja, o aumento da delaminação provoca a redução da freqüência, porém a magnitude da redução é dependente da configuração do laminado. Os resultados também mostraram que o fator de perda é dependente da configuração do compósito e varia com o modo de vibração da viga, podendo ser um indicativo confiável de dano por delaminação. Valdes e Soutis (1999) também demonstraram através de ensaios de vibração em compósitos que ocorre redução de freqüência com o aumento do tamanho do dano (delaminação), fato este observado principalmente para modos de vibração em elevadas freqüências.

Adams e colaboradores (1969) verificaram que um material contendo trincas, com distribuição homogênea ou não, usualmente mostra uma pequena redução no módulo de rigidez e um considerável aumento no amortecimento, demonstrando, portanto, que ensaios de vibração podem ser extremamente sensíveis ao amortecimento do material, podendo ser utilizado como ferramenta de controle de qualidade e de avaliação não-destrutiva (Summerscales, 1987).

Materiais compósitos apresentam um alto grau de anisotropia em função da orientação das fibras, portanto, a orientação das fibras influi diretamente nas propriedades dinâmicas do compósito, especialmente o módulo de rigidez e o amortecimento (Adams e Maheri, 2003). São vários os trabalhos em literatura para predizer teoricamente propriedades dinâmicas (módulo dinâmico e amortecimento) em função da orientação das fibras em compósitos. (Adams e Bacon, 1973b; Ni e Adams, 1984a/ b; Yim e Jang, 1999; Gillespie e Yim, 2000) Adams e Bacon (1973a) propuseram uma metodologia matemática para prever o efeito da orientação da fibra e da geometria nas propriedades dinâmicas de compósitos unidirecionais de fibra de carbono/resina epóxi (vigas) baseando-se na teoria clássica dos compósitos laminados. Considerando que a dissipação de energia longitudinal, transversal e cisalhamento longitudinal, os autores determinaram experimentalmente os parâmetros dinâmicos (amortecimento e módulo dinâmico) em ensaios de vibração em flexão (longitudinal e transversal) e torção (cisalhamento longitudinal), e teoricamente estimaram parâmetros

dinâmicos em várias orientações. Os resultados experimentais mostraram excelente concordância com os resultados teóricos.

A grande maioria dos estudos relacionados a propriedades dinâmicas de compósitos é baseada em compósitos unidirecionais. Na literatura, poucos são os trabalhos baseados em compósitos bidirecionais, ou seja, reforçados com tecido. Adams (1987) mostrou que o amortecimento específico de compósitos bidirecionais é similar ao de compósitos unidirecionais. Variando a orientação entre 0° e 90° em compósitos de fibra de carbono/resina epóxi com 16 camadas (estilo 5HS) determinou que o amortecimento específico é aproximadamente 1% quando na orientação 0° e 90° atingindo o máximo de 6% à 45°. A comparação de resultados estimados de amortecimento específico para compósitos unidirecionais (0°/90°) (Ni e Adams, 1984b) com os resultados experimentais para compósitos bidirecionais (estilo 5HS) (Adams, 1987), mostra uma pequena diferença na região entre 30° e 60°, resultante do efeito do entrecruzamento das fibras na direção da trama/urdidura.

Guan e Gibson (2001) elaboraram modelos analíticos baseados em micro-mecânica de materiais compósitos para predizer amortecimento em compósitos bidirecionais de fibra de carbono/resina epóxi (estilo plano ou "plain weave"). Os autores utilizaram o conceito de célula unitária no desenvolvimento da teoria e também o método de elementos finitos para convergência dos resultados. Os resultados de fator de perda obtidos teoricamente mostraram boa concordância com os resultados experimentais.

Adams e Short (1973) investigaram o efeito do diâmetro da fibra utilizada como reforço em compósitos de fibra de vidro/resina poliéster no amortecimento longitudinal. Utilizando diferentes diâmetros de fibra de vidro como reforço no compósito, os autores mostraram que o amortecimento longitudinal aumentou com a redução do diâmetro da fibra.

O amortecimento também é função do volume de fibras em compósitos. Adams e colaboradores (1969) determinaram a relação entre a capacidade de amortecimento específico em função da fração volumétrica de fibras utilizando ensaio de vibração em flexão para vigas fabricadas em compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de carbono (CFRP) e fibras de vidro (GFRP). Os resultados mostraram que ambos os tipos de compósitos apresentaram o mesmo comportamento em ensaios de vibração em flexão (livre-livre). A Figura 2.23 mostra os resultados obtidos pelos autores. A capacidade de amortecimento específico é reduzida rapidamente com o aumento da fração volumétrica de fibras, porém para frações volumétricas superiores a 0,40 (ou 40% em volume de fibras), o amortecimento permanece aproximadamente constante. Contudo, o aumento da fração volumétrica a valores superiores a 0,70 (ou seja, 70% em volume de fibras) pode resultar em um aumento da capacidade de amortecimento específico devido à alta concentração de tensão local e o aumento da probabilidade de contato entre as fibras gerando assim, aumento da dissipação de energia no compósito (Ni e Adams, 1984a). Utilizando conceito teórico e técnicas de ensaios semelhantes ao utilizando por Ni e Adams (1984a), Yim e Jang (1999) também obtiveram resultados que mostram a redução do amortecimento (fator de perda, η) com o aumento da fração volumétrica de fibras.



Figura 2.23 – Efeito da fração volumétrica de fibras no amortecimento (Ni e Adams, 1984a).

O amortecimento é dependente da amplitude de vibração/deformação, porém para pequenas amplitudes de vibração/deformações a variação do amortecimento em função da amplitude de vibração/deformação pode ser negligenciada. (Adams e Short, 1973; Silva, 2000). A Figura 2.24 mostra a relação entre a razão (fator) de amortecimento e a amplitude de movimento. Nota-se que para pequenas amplitudes de movimento, a razão de amortecimento tende a ser constante.



Figura 2.24 - Razão de amortecimento em função da amplitude de movimento

(Fonte: Silva, 2000).

Para qualquer tipo de compósito/orientação, o amortecimento é especifico para cada modo de vibração. O amortecimento deve ser maior, em modos de vibração em que a maior parte da energia de deformação é dissipada na matriz, seja em cisalhamento ou em tração (Saravanos e Hopkins, 1996, ESDU 85012, 1998).

As características visco-elásticas dos materiais podem variar de acordo com as condições ambientais a que os materiais são submetidos. Dentre os fatores que podem influenciar, o mais crítico a ser considerado é a umidade e a exposição ao calor. Lee e colaboradores (1989) propuseram um modelo para predizer a influência das condições ambientais nas propriedades dinâmicas de compósitos de fibra de carbono/resina epóxi utilizando dados experimentais. Os resultados mostraram que o módulo dinâmico dos compósitos apresentou uma pequena redução com o aumento da temperatura (-20°C até 120° C) e da umidade (0% a ~1,2%).

O fator de amortecimento aumentou com o aumento da umidade no compósito, porém de maneira menos evidente em orientações do compósito dominadas pelas fibras, ou seja, as

orientações do tipo matriz dominante são mais afetadas pelas condições ambientais. Botelho e colaboradores (2005) obtiveram resultados semelhantes medindo o fator de amortecimento de compósitos de fibra de vidro/resina epóxi em condições seco e úmido (1,5% de saturação). A exposição prolongada do compósito de matriz polimérica à umidade e temperatura torna propício o processo de plastificação da resina, resultando em um aumento do amortecimento do compósito (ESDU 85012, 1998).

O volume de ar deslocado durante o ensaio pode provocar uma dissipação de energia significante, devido aos efeitos de inércia e viscosidade do ar. Adams e Bacon (1973a) estudaram o efeito do amortecimento aerodinâmico na determinação das propriedades dinâmicas de materiais metálicos e compósitos realizando ensaios em condição de vácuo e na condição de atmosfera padrão para uma larga faixa de amplitude. Os resultados mostraram que o efeito do amortecimento do ar é significante, especialmente para materiais de baixo amortecimento e alto módulo, porém uma redução de pressão de 101 kPa para 0,06 kPa foi necessária para eliminar o efeito aerodinâmico. O efeito do amortecimento também pode ser minimizado através da redução da amplitude de vibração durante o ensaio, porém o efeito aerodinâmico não é eliminado totalmente. Baker e colaboradores (1967) investigaram os efeitos do amortecimento aerodinâmico em vibração de vigas e determinaram que para deflexões de aproximadamente 1mm na extremidade da viga, o amortecimento aerodinâmico é estimado em $\sim 5 \times 10^{-4}$. A fim de reduzir variações no fator de perda devido ao efeito do amortecimento aerodinâmico, Gillespie e Crane (1991) determinaram durante o processo de calibração do ensaio que deflexões na faixa de 0,15mm-0,3mm não afetavam de forma significativa o fator de perda de vigas de alumínio. Mantena e colaboradores (1986) também verificaram que o efeito do amortecimento aerodinâmico é da ordem de 1×10^{-5} para pequenas amplitudes de vibração.

De forma geral, as propriedades dinâmicas de materiais são obtidas através de ensaios de vibração (livre ou forçada) utilizando uma amostra do material no formato de viga. No ensaio a viga pode ser submetida a esforços de flexão, torção etc... A maneira com que a amostra (viga) do material é fixada ou acoplada ao sistema pode influenciar significativamente nos resultados. Na determinação de parâmetros visco-elásticos em flexão, um método muito utilizado para fixação da amostra é o engastado-livre, ou seja, uma das extremidades da amostra é fixada em um suporte, e a outra livre de restrições de movimento (Gillespie e Yim, 2000; Gibson, 2000; Tita e colaboradores; 2003; Koo e Lee, 1995). Esse método proporciona certa facilidade na montagem do aparato experimental, porém pode induzir erros na determinação de propriedades como o fator de perda, uma vez que existem perdas de energia na região do engaste. Para minimizar este efeito inconveniente, alguns autores utilizam amostras com formatos especiais (triangular, ou com espessura variável) (Riviere, 2003).

Outro método de fixação bastante empregado é o método livre-livre, onde a amostra é suspensa por elásticos nos pontos nodais (onde teoricamente não há movimento). Nesse caso, é necessário determinar os pontos nodais da viga precisamente a fim de evitar o movimento dos elásticos, o que é praticamente impossível, tornando assim o sistema passível de perda de energia nos suportes (Bishop e Kinra, 1992; Marchand e colaboradores, 1996).

Bishop e Kinra (1992) reportaram resultados de ensaios em flexão utilizando ambos os tipos de fixação de viga (engastado-livre e livre-livre) com objetivo de melhorar o nível de precisão da obtenção dos dados. Para os dois tipos de fixação (engastado-livre e livre-livre) a ordem de precisão na determinação de amortecimento geralmente reportada é de 1×10^{-3} . Os autores demonstraram que em ensaios de flexão do tipo engastado-livre, a massa do suporte de fixação é um fator muito importante, pois o aumento da massa nos suportes isola o sistema de perturbações externas, o que ocasionou medidas de amortecimento mais precisas. Da

mesma forma, os autores observaram que no caso de ensaios de flexão do tipo livre-livre, a adição de massas idênticas nas extremidades da viga contribuiu para o deslocamento dos pontos nodais para as extremidades da viga, reduzindo assim o deslocamento do elástico nos pontos nodais, ou seja, a perda dissipação indevida nos pontos de fixação (Bishop e Kinra, 1992).

Gillespie e Crane (1991) estudaram a influência da espessura no fator de amortecimento para compósitos de fibra de carbono/resina epóxi unidirecionais com 8, 20 e 32 camadas (espessura por camada de 0,13mm) nas orientações 0° e 90°. Segundo a teoria termo-elástica de Zener, o fator de amortecimento é determinado pela equação (2.9) e o tempo de relaxação pela equação (2.10):

$$\eta = \frac{\phi^2 \cdot E \cdot T}{c} \cdot \frac{\omega \varphi}{(1 + \omega^2 \cdot \varphi^2)}$$
(2.9)

Onde:

```
E é o módulo de Elasticidade
```

- T é a temperatura de ensaio
- ω é freqüência natural
- *c* é o calor específico do material
- ϕ é o coeficiente de expansão térmica do material
- ϕ é o tempo de relaxação

$$\varphi = \frac{h^2 \cdot c}{\pi^2 k} \tag{2.10}$$

- *k* é a condutividade térmica
- *h* é a espessura do material

Portanto, de acordo com a equação de Zener, o fator de amortecimento deveria ser extremamente sensível à variação de espessura. Contudo os resultados reportados pelos autores (Tabela 4.16, Capítulo 4) mostraram que o fator de perda praticamente não é alterado com o aumento da espessura para ambas as orientações, ao contrário do esperado. A explicação para este fato foi baseada no tempo de relaxação dos compósitos em estudo. Em ambos os casos, os tempos de relaxação calculados para a menor e maior espessuras foram maiores do que o tempo requerido para um ciclo de vibração, ou seja, não houve tempo suficiente para o calor gerado ser dissipado através da espessura dos compósitos. Os mecanismos de dissipação de calor não são tão dominantes em materiais compósitos como ocorre nos materiais metálicos, uma vez que os materiais metálicos apresentam tempo de relaxação cerca de 40 vezes superior ao dos materiais compósitos (Gillespie e Crane, 1991; Plunkett, 1992).

2.5.4 Método do Decremento Logarítmico

Basicamente existem dois modos de se medir parâmetros de amortecimento e módulo dinâmico de materiais: os métodos baseados na resposta no tempo e os métodos baseados na resposta em freqüência. Em geral, esses métodos são aplicáveis a sistemas de vibração de um grau de liberdade com amortecimento viscoso.

Os métodos para determinação de amortecimento baseados na resposta no tempo são:

- Método do Decremento Logarítmico
- Método da Histerese
- Método "Step-Response"

Os métodos que consideram a resposta em freqüência são:

- Método Fator-Magnitude (Magnification-Factor)
- Método "Bandwidth" (Half Power)

Dentre os métodos apresentados, o método do Decremento Logarítmico e o método "Bandwidth" são os mais populares por proporcionarem maior facilidade na montagem do aparato experimental e também pela simplicidade na obtenção dos dados (Silva, 2000).

O método do Decremento Logarítmico é um dos métodos mais utilizados na determinação de propriedades dinâmicas e por esse motivo foi utilizado no presente trabalho para obtenção das propriedades dinâmicas do material em estudo. Quando um sistema de um grau de liberdade com amortecimento viscoso é excitado por um impulso qualquer, o sistema responde na forma de decremento logarítmico no tempo como mostra a Figura 2.25. Nesse tipo de sistema a amplitude de oscilação (A), decresce em função do amortecimento presente e tendem progressivamente a atingir o estado de repouso do qual foram afastados no início das oscilações (Alves Filho, 2005).



Figura 2.25 – Gráfico de Decremento Logarítmico.

Com a curva do decremento logarítmico é possível obter várias informações sobre o sistema ou o material a ser testado. As informações são: o decremento logarítmico, as freqüências natural e amortecida, o período de vibração, fator de amortecimento, fator de perda e o módulo dinâmico (composto pelos módulos de armazenamento e de perda). No presente trabalho, o método do Decremento Logarítmico foi adotado para a determinação dos

parâmetros visco-elásticos, portanto uma abordagem mais ampla sobre o método experimental será apresentada no Capítulo 3.

CAPÍTULO 3 -MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1 Material Utilizado

O material utilizado no desenvolvimento experimental do trabalho foi um préimpregnado de fibras de carbono/resina epóxi fornecido pela Hexcel Composites. O préimpregnado é um produto intermediário do ciclo de processamento de compósitos utilizado na fabricação de componentes aeronáuticos e aeroespaciais. A Tabela 3.1 mostra características técnicas da fibra de carbono e do sistema de resina utilizados na fabricação do préimpregnado utilizado no presente trabalho, segundo especificação da empresa fornecedora.

íxi	Propriedades	Unidades	Valores
ı Epć	Temperatura de Cura final	°C	177
esina 584	Massa Específica	g/cm ³	1,219
1a Ro F5	Resistência à Tração	MPa	73
isten	Módulo de Elasticidade (E)	GPa	4,14
Ś	Razão de Poisson	-	0,35
900	Massa Específica do Filamento	g/cm ³	1,78
a de 10 T3	Resistência a Tração Longitudinal	MPa	4280
Fibr	Módulo de Elasticidade Longitudinal (E)	GPa	241
Ca	Razão de Poisson Longitudinal	_	0,27

Tabela 3.1 – Propriedades do pré-impregnado segundo especificação do fabricante.

Com o objetivo de eliminar dispersão nos resultados devido a variações na matériaprima, foi utilizado o mesmo lote de material para fabricação de todos os corpos-de-prova utilizados neste trabalho. As propriedades físicas do pré-impregnado utilizado são mostradas na Tabela 3.2.

Propriedades	Unidades	Valores
Gramatura do Tecido	g/cm ²	370±8
Tipo de Tecido		8HS
Nº de Filamentos/Cabo	-	3000
Porcentagem de Resina	%	37-43
Voláteis	%	2% (máximo)
Tempo de Gel	Min.	5 a 15
Fluxo a 347kPa, 177°C	%	10 a 30

Tabela 3.2 – Propriedades físicas do pré-impregnado.

As propriedades de gramatura do tecido, porcentagem de resina, voláteis, tempo de gel e fluxo podem influir no processamento do material, nas propriedades mecânicas e também na formação de porosidade no compósito final. Portanto, o material foi ensaiado conforme as normas citadas abaixo, utilizando no mínimo três amostras para determinação de cada propriedade.

- Gramatura do tecido: SACMA SRM23 (1994)
- Porcentagem de resina: ASTM D3529 (1997)
- Voláteis: ASTM D3530 (1997)
- Tempo de gel: ASTM D3532 (1999)
- Fluxo a 347 kPa, 177°C: ASTM D3531 (1999)

O tecido HS (*Harness Satin*) possui construção (urdidura/trama) mostrada na Figura 3.1. Camadas individuais destes tecidos são assimétricas. Estes são formados de tal forma que os cabos apresentem um comprimento maior entre as sobrepassagens ou amarrações (*harness*).

Os entrelaçamentos são realizados a intervalos de três cabos acima, no mínimo, e um cabo abaixo (4 *harnesses* - HS), até o máximo de onze cabos acima e um cabo abaixo (12 *harnesses*). Um lado do tecido tem predominantemente cabos da urdidura, e o outro lado cabos da trama.

O tecido utilizado no presente trabalho corresponde ao 8HS. Neste tecido as fibras (ou cabos) são orientadas a 0° ou 90°. A direção a 0° corresponde ao urdume e a direção a 90° corresponde à trama, e o número 8 corresponde essencialmente a uma unidade repetitiva no tecido. Cada cabo de fibra na direção da urdidura passa acima de 7 cabos e abaixo de 1 que estão na direção correspondente a trama do tecido (Myslinski, 1997). Este tipo de arranjo permite melhor conformação do tecido durante o processo de moldagem, além de proporcionar um aumento nas propriedades de resistência a tração e compressão, uma vez que possui menor número de cabos sob efeito de dobramento.



Figura 3.1 – Representação gráfica do Tecido 8HS.

3.2 Metodologia Experimental

O fluxograma apresentado na Figura 3.2 mostra as etapas do desenvolvimento experimental do trabalho. Cada etapa do desenvolvimento experimental será descrita nos itens subseqüentes.



Figura 3.2 - Fluxograma do procedimento experimental adotado

3.2.1 Fabricação dos Painéis Compósitos

Os painéis compósitos foram laminados manualmente em um ferramental plano utilizado para preparação de corpos-de-prova em uma sala limpa com temperatura controlada de 24 ± 1 °C, umidade relativa de 50% e controle de partículas. O ferramental foi limpo previamente e preparado com um desmoldante para facilitar a remoção dos painéis após o processo de cura. Vários painéis foram laminados de acordo com as seqüências de empilhamento mostradas na Tabela 3.3. Os lotes F e G foram moldados com número de camadas diferentes para avaliar a influência da espessura nas propriedades, e por conseqüência na distribuição de vazios.

Lotes	Orientação	Nº de Camadas
F	(0°,90°)	8
G	(0°,90°)	16
Н	(+45°,-45°)	8

Tabela 3.3 – Lotes de compósitos, orientação e número de camadas utilizadas no

No início do processo de moldagem é necessário acondicionar o conjunto de moldagem (pré-impregnado e materiais absorvedores) em bolsa de vácuo. A bolsa de vácuo foi montada como apresentado na Figura 3.3. Para controle da porcentagem de resina dos compósitos, utilizou-se 3 camadas de absorvedores na fabricação dos compósitos do lote F e H (8 laminas) e 6 camadas de absorvedores para a fabricação do lote G (16 laminas). A variação do número de absorvedores permite ajustar a quantidade de resina no compósito, ou seja, quanto maior o número de absorvedores maior a quantidade retirada de resina do pré-impregnado durante a moldagem.

trabalho experimental.



Figura 3.3 – Representação esquemática da montagem da bolsa de vácuo.

Para compactação prévia das camadas foi aplicado vácuo de 77,8 kPa a bolsa antes do processo de cura para todos os painéis fabricados. Porém, o vácuo foi desconectado durante a cura para os painéis cujo processo foi com bolsa de vácuo ventilada, e mantido o vácuo para a fabricação dos painéis cujo processo era o não ventilado. O processo de ventilação da bolsa de vácuo ocorre logo após a autoclave atingir a pressão de cura estipulada para o processo. Assim, os painéis foram curados variando-se somente a pressão de cura e mantendo-se o ciclo de temperatura recomendado pelo fabricante, conforme é mostrado na Figura 3.4. A autoclave utilizada foi da marca Nordon cuja pressão máxima de operação é de 1400 kPa e temperatura de 180°C.



Figura 3.4 - Ciclo de cura utilizado para obtenção dos painéis compósitos.

3.2.2 Análise dos Compósitos por Ultra-som

Os painéis compósitos fabricados foram analisados preliminarmente por ultra-som com o objetivo de classificá-los em função do coeficiente de atenuação. Outra análise por ultra-som foi realizada com o objetivo de determinar o coeficiente de atenuação dos corposde-prova e correlacioná-los com ensaios de digestão ácida, cisalhamento interlaminar, Iosipescu e vibração mecânica. A inspeção preliminar das placas laminadas bem como a inspeção dos corpos de prova após a seleção inicial foi realizada utilizando-se um sistema de inspeção por ultra-som automático do tipo C (C-Scan) por transmissão via jato de água composto pelos seguintes equipamentos:

- Analisador de falhas por ultra-som Reflectoscope S80
- Transdutores Automation X19625 (transmissor) e X19627 (receptor) com diâmetro de ¾", operados na freqüência de 5 MHz
- Aplicativo para Análise de Dados ROBOTA

A Figura 3.5 mostra o sistema de controle de varredura automático utilizado na inspeção dos compósitos.



Figura 3.5 - Equipamento de Ultra-som Reflectoscope S80 utilizado na inspeção dos

corpos-de-prova.

Antes do início das inspeções, os parâmetros relacionados à pressão e vazão dos jatos de água foram ajustados para evitar o escoamento turbulento da coluna d'água, e também alinhados para evitar perdas de transmissão. As amostras dos compósitos foram fixadas em trilhos de inspeção de forma que a distância entre os transdutores emissor e receptor fossem aproximadamente iguais em relação à placa a ser inspecionada como mostra a Figura 3.6.



Figura 3.6 – Trilhos de fixação dos corpos de prova para inspeção ultra-sônica por jatos de água.

A calibração do equipamento foi realizada utilizando-se um compósito de fibras de carbono e resina epóxi (padrão de referência), fabricado com o mesmo tipo de material dos compósitos analisados, porém isento de defeitos. Com o objetivo de determinar o nível de atenuação em função da espessura, o compósito padrão foi fabricado variando o número de camadas de 4 a 20, correspondendo a uma variação de espessura de 1,59 a 8,23 mm. No equipamento a voltagem do emissor é fixada em 10 volts. O compósito de fibras de

carbono/resina epóxi utilizado na inspeção de calibração acusou uma voltagem de 9,33 volts no receptor, na região correspondente a oito camadas.

Os dados de atenuação são registrados graficamente no aplicativo computacional de análises ROBOTA que utiliza um padrão de cores para distinguir os níveis de atenuação em cada ponto do corpo de prova. O padrão de cores está relacionado com os sinais de tensão gerados em volts V, no transdutor emissor V₁, e no transmissor receptor V₂, conforme mostra a Figura 3.7. Assim, a atenuação pode ser determinada pela equação 3.1:

$$A_T = 20 \cdot \log \frac{V_1}{V_2} \tag{3.1}$$

Onde:

 V_1 é o sinal de voltagem emitido pelo transdutor emissor [V]

 V_2 é o sinal de voltagem recebido pelo transdutor receptor [V].



Figura 3.7 – Esquema representativo do ensaio de ultra-som por transmissão.

A escala de cores oriunda da análise de ultra-som possui uma correspondência com a tensão V e o nível de atenuação dB mostrada na Tabela 3.4.

Cor	Volts	dB	Cor	Volts	dB
-	10	0,00		5	6,02
	9,7	0,26		4,7	6,56
	9,3	0,63		4,3	7,33
9	9	0,92	-	4	7,96
	8,7	1,21		3,7	8,64
	8,3	1,62		3,3	9,63
B	8	1,94	a	3	10,46
	7,7	2,27		2,7	11,37
	7,3	2,73		2,3	12,77
7	7	3,10	2	2	13,98
	6,7	3,48		1,7	15,39
	6,3	4,01		1,3	17,72
6	6	4,44	1	1	20,00
	5,7	4,88	244	0,7	23,10
	5,3	5,51		0,3	30,46

Tabela 3.4 – Correspondência da escala de cores em tensão e atenuação.

A Figura 3.8 mostra um gráfico típico de análise de ultra-som de uma peça aeronáutica de fibra de carbono e resina epóxi.



Figura 3.8 – Gráfico típico de análise por ultra-som.

A atenuação total em um compósito também pode ser determinada pela equação 3.2 (Stone e Clarke, 1975; Rubin e Jerina, 1993; Almeida e Nogueira Neto, 1994):

$$A_T = (A_1 + A_2 + A_3)$$
(3.2)

Onde:

 A_T é a atenuação total no compósito - dB

 A_1 é a atenuação na superfície frontal do compósito - dB

 A_2 é a atenuação na superfície posterior do compósito - dB

 A_3 é a atenuação por transmissão referente à espessura do compósito em - dB

As parcelas A_1 e A_2 , referentes à atenuação do compósito na superfície frontal e posterior, respectivamente, podem ser compensadas utilizando-se um padrão de referência do mesmo material, portanto as parcelas podem ser anuladas no cálculo da atenuação total.

A atenuação por transmissão referente à espessura do compósito A_3 é definida pela equação (3.3). A atenuação por transmissão depende do tipo de material, da espessura e dos defeitos internos presentes no compósito. O aumento da espessura e o aumento da quantidade e geometria dos defeitos internos inerentes ao compósito resultam em um aumento da atenuação do sinal (Stone e Clarke, 1975; Martin, 1976; Almeida e Nogueira Neto, 1994; Rubin, 1993; Jeong e Hsu, 1995; Jeong, 1997, Costa, 2001, Liu, 2004).

$$A_3 = \alpha \cdot t' \tag{3.3}$$

Onde:

t' é a espessura do compósito - mm

 α é o coeficiente de atenuação pontual do compósito - dB/mm

Igualando as equações (3.1) e (3.2) obtemos:

$$A_{T} = 20 \cdot \log \frac{V_{1}}{V_{2}} = (A_{1} + A_{2} + A_{3})$$
(3.4)

Compensando-se as parcelas $A_1 e A_2$ no processo de calibração teremos:

$$A_T = 20 \cdot \log \frac{V_1}{V_2} = A_3 = \alpha \cdot t'$$
 (3.5)

Portanto o coeficiente de atenuação pontual é dado pela equação 3.6:

$$\alpha_{x,y} = \frac{A_T}{t'} = \frac{20 \cdot \log \frac{V_1}{V_2}}{t'}$$
(3.6)

Sendo:

x,y – coordenadas do plano cartesiano do compósito.

O coeficiente de atenuação pontual pode variar de ponto a ponto na área analisada do compósito porque está diretamente ligado à distribuição e a quantidade de defeitos internos nas camadas do compósito em um ponto específico. Portanto, é possível analisar a dispersão do coeficiente de atenuação em uma determinada área do compósito. Quanto maior a dispersão do coeficiente de atenuação pontual maior a presença de defeitos internos no compósito analisado.

O coeficiente de atenuação médio foi obtido através do cálculo da média ponderada dos coeficientes de atenuação médios do compósito. Um exemplo para determinação do coeficiente de atenuação médio pode ser encontrado no Anexo B.

A identificação dos corpos-de-prova foi realizada de acordo com o sistema de codificação das amostras, a saber:

• Lote do compósito:

 $\mathbf{F} \rightarrow$ corresponde ao compósito na configuração (0°,90°)₈

 $G \rightarrow$ corresponde ao compósito na configuração $(0^{\circ}, 90^{\circ})_{16}$

 $H \rightarrow$ corresponde ao compósito na configuração (+45°,-45°)₈

• <u>Nível de Porosidade:</u>

1, 2, 3, 4 (sendo 1 considerado como o menor nível de porosidade e 4 o maior nível de porosidade)

<u>Tipo de Ensaio:</u>

 $A \rightarrow Cisalhamento Interlaminar$

 $\mathbf{B} \rightarrow \text{Cisalhamento Iosipescu}$

 $C \rightarrow$ Ensaio Dinâmico (Vibração livre amortecida)

Assim, o lote F1A refere-se, por exemplo, ao compósito $(0^{\circ},90^{\circ})_{8}$ com nível de porosidade 1 para ensaio de cisalhamento Interlaminar.

3.2.3 Determinação de Porosidade via Digestão Ácida

O ensaio de digestão ácida foi realizado com o objetivo de determinar o nível de porosidade, em porcentagem, dos corpos-de-prova, e correlacioná-lo com o coeficiente de atenuação médio obtido nos ensaios de ultra-som. Para determinação do nível de porosidade foram ensaiados três corpos-de-prova dos lotes F, G e H para cada nível de coeficiente de atenuação.

A metodologia para determinação da densidade de um material compósito é semelhante à metodologia utilizada para qualquer outro material sólido e baseada na ASTM D792 (1998). Neste procedimento a amostra é pesada ao ar, e depois submersa em água destilada suspenso por um fio metálico ou outro material qualquer como mostra a Figura 3.9.



Figura 3.9 – Procedimento para determinação da densidade do compósito.

A densidade poder ser calculada com base nos dados experimentais conforme a equação (3.7):

$$\rho_{compósito} = \frac{Ma}{Ma + w - Mb} * (0,9975) \tag{3.7}$$

Onde:

 $\rho_{compósito}$ é a massa específica do compósito

Ma é a massa da amostra ao ar em g;

Mb é a massa aparente da amostra completamente imersa em água e do fio metálico parcialmente imerso em g;

w é o peso aparente do fio metálico parcialmente imerso em g;

0,9975 é a densidade da água destilada a 23°C em g/cm³

Sabendo-se que a soma dos volumes de fibra, matriz e vazios é igual à unidade conforme a equação (3.8), é possível através da determinação do volume de fibra determinar o volume de matriz e conseqüentemente o volume de vazios.

$$V_{fibra} + V_{matriz} + V_{vazios} = 1 \tag{3.8}$$
O volume de fibra no compósito pode ser determinado de acordo com a norma ASTM D3171 (1999). Os procedimentos descritos nesta norma se aplicam a compósitos que tem matriz solúvel em ácidos e fibras que não sofrem ataque químico por ácidos como é o caso dos compósitos de fibra de carbono e resina epóxi. Após se eliminar a matriz, por digestão ácida, as fibras devem posteriormente ser lavadas, secas e finalmente pesadas. Dessa forma, para todos os procedimentos descritos em norma, o volume de fibras é determinado pela equação (3.9):

$$V_{fibras} = \frac{W_{fibras} / \rho_{fibras}}{W_{compósito} / \rho_{compósito}}$$
(3.9)

Onde:

 $W_{compósito}$ é a massa do compósito antes da digestão da matriz; W_{fibra} , é a massa das fibras após a digestão da matriz; $\rho_{compósito}$ é a densidade do compósito obtido no ensaio de densidade (ASTM D792); ρ_{fibra} é a densidade da fibra (dado geralmente fornecido pelo fabricante)

O volume de vazios é determinado em função dos dados obtidos nos ensaios de densidade e determinação do volume de fibras, podendo ser calculado conforme a equação (3.10):

$$V_{vazios} = 1 - \frac{\left(W_{fibra} / \rho_{fibra}\right) + \frac{\left(W_{compósito} - W_{fibra}\right)}{\rho_{matriz}}}{\left(W_{compósito} / \rho_{compósito}\right)}$$
(3.10)

3.2.4 Microscopia Óptica

As análises microscópicas foram realizadas em um Microscópio Reichert Jung – modelo Polyvar com o objetivo de analisar a morfologia das amostras contendo vazios e também para caracterizar o modo de falha obtido nos ensaios de resistência ao cisalhamento Interlaminar e Iosipescu.

3.2.5 Ensaio de Cisalhamento Interlaminar

O ensaio de Cisalhamento Interlaminar foi realizado conforme o procedimento descrito na ASTM D2344 (2000). Dez corpos-de-prova de cada nível de porosidade dos lotes F e G foram cortados nas dimensões mostradas na Figura 3.10. A norma recomenda uma largura do corpo-de-prova de 6,35 mm e comprimento de seis vezes o valor da espessura do compósito.



Figura 3.10 – Dimensões dos corpos-de-prova para cisalhamento Interlaminar:

(A – comprimento total, B – largura, C-espessura).

Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios do modelo EMIC DL 1000 com uma célula de carga de 50 kN. O vão adotado (distância entre os apoios) corresponde a uma relação de 4:1 (comprimento de vão:espessura). O dispositivo de ensaio utilizado para determinação da resistência ao cisalhamento interlaminar é apresentado na Figura 3.11.



Figura 3.11 – Dispositivo de ensaio para determinação da resistência ao cisalhamento aparente de compósitos.

A resistência ao cisalhamento interlaminar aparente é calculada de acordo com a equação (3.11):

$$\tau = \frac{3}{4} \cdot \frac{P_{falha}}{A} \qquad (3.11)$$

onde:

 τ é a resistência ao cisalhamento Interlaminar Aparente - MPa

 P_{falha} é a carga correspondente à ruptura da amostra - N

A é a área da secção calculada por: B (largura) x C (espessura) - mm²

3.2.6 Ensaio de Cisalhamento Iosipescu

O ensaio de Cisalhamento Iosipescu foi realizado conforme procedimento descrito na norma ASTM D5379 (1998), exceto pelas dimensões dos corpos-de-prova. Neste trabalho, o objetivo da determinação da resistência ao cisalhamento Iosipescu foi verificar a influência da porosidade na resistência ao cisalhamento e também proporcionar uma comparação com os resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar aparente. Para possibilitar a comparação dos resultados de cisalhamento Iosipescu com os resultados de cisalhamento Interlaminar, os corpos-de-prova para cisalhamento Iosipescu foram fabricados na direção 2-3, conforme definido no sistema de coordenadas da Figura 2.19.

A direção 2-3 corresponde, portanto, a direção do plano das camadas. Para a determinação das propriedades de cisalhamento nesta direção (2-3), o número de camadas necessário para se obter a dimensão adequada ao ensaio (20mm) é muito elevada, tornando muitas vezes a fabricação de corpos-de-prova não usual. Pode-se, de forma alternativa, utilizar suportes fabricados em fibra de vidro epóxi colados ao compósito como mostra a Figura 3.12, viabilizando-se o ensaio. Assim, os corpos-de-prova para cisalhamento Iosipescu foram obtidos das mesmas placas utilizadas para fabricação dos corpos-de-prova de cisalhamento Interlaminar para ambos os lotes F (8 camadas) e G (16 camadas). Dessa forma, o procedimento adotado procurou evitar variações no nível de porosidade entre os corpos-de-prova, o que poderia comprometer a comparação de resultados obtidos pelas metodologias de ensaio de resistência ao cisalhamento Iosipescu e Interlaminar.



Figura 3.12 - Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de resistência ao cisalhamento Iosipescu.

Zhou e colaboradores (1995) também determinaram propriedades de cisalhamento no plano e interlaminar pelo método Iosipescu utilizando corpos-de-prova de compósitos fibras de carbono/resina epóxi com dimensões similares às utilizadas no presente trabalho.

As Figuras 3.13 e 3.14 mostram os corpos-de-prova dos lotes F e G respectivamente. Nota-se que o ângulo do entalhe para ambos os casos é de 90°, variando-se somente a espessura dos compósitos.

A resistência ao cisalhamento Iosipescu pode ser calculada através da equação (3.12):

$$\tau = \frac{P_{falha}}{A} \tag{3.12}$$

Onde:

 τ é a resistência ao cisalhamento Iosipescu - MPa

 P_{falha} é a carga máxima de ruptura da amostra - N

A é a área da secção transversal da amostra (largura x espessura) - mm^2



Figura 3.13 - Corpo-de-prova utilizado para determinação da Resistência ao Cisalhamento

Iosipescu – Lote $F(0^{\circ},90^{\circ})_8$.



Figura 3.14 - Corpo-de-prova utilizado para determinação da Resistência ao Cisalhamento

Iosipescu – Lote $G(0^{\circ},90^{\circ})_{16}$.

O dispositivo de ensaio que permite a condição de cisalhamento puro na região central do corpo-de-prova é apresentado da Figura 3.15.



Figura 3.15 – Dispositivo de ensaio de cisalhamento Iosipescu.

3.2.7 Critério de Falha de Mar-Lin

Tanto os resultados de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar quanto os resultados de Resistência ao Cisalhamento Iosipescu foram analisados quanto ao critério de falha proposto por Mar-Lin (1977) e modificado por Almeida (1994) para avaliação do efeito da porosidade conforme apresentado no Capítulo 2 (item 2.4.4).

Os parâmetros de ordem de singularidade *m* e de coeficiente de atenuação médio crítico $\alpha_{crítico}$ foram obtidos graficamente conforme mostra a Figura 3.16. Os valores de resistência ao cisalhamento τ_{fi} (i = 1 para compósitos com baixa fração volumétrica de vazios até i = 4, para compósitos com alta fração volumétrica de vazios) foram dispostos graficamente versus o coeficiente de atenuação médio αi (para i = 1 até 4) em escala logarítmica. O coeficiente angular da reta formada pelos pontos τ_{fi} , α_i (com i variando de 2 a

4) representa a ordem de singularidade m. A projeção do ponto resultante da interseção entre a reta R com a reta S no eixo correspondente ao coeficiente de atenuação médio resulta no valor do coeficiente de atenuação médio crítico. O valor da tenacidade H foi obtido por cálculo através da equação (2.5) apresentada no Capítulo 2 (item 2.4.4) utilizando os valores de ordem de singularidade e coeficiente de atenuação médio crítico obtidos graficamente.



Figura 3.16 – Determinação gráfica dos parâmetros do critério de Mar-Lin.

3.2.8 Ensaio de Vibração Livre Amortecida

Os ensaios de vibração livre amortecida foram realizados para avaliar a influência da porosidade nas propriedades dinâmicas dos compósitos. A propriedades determinadas no ensaio foram: freqüência natural ω_n , fator de amortecimento ζ e período de oscilação τ_d . As demais propriedades dinâmicas (freqüência amortecida ω_d , decremento logaritmo Δ , o módulo de armazenamento E', o módulo de perda E'', o fator de perda η) foram obtidos por cálculo, utilizando as equações apresentadas no Anexo A.

As características geométricas das vigas (espessura, largura e comprimento útil em vibração livre), o momento de inércia e massa útil das vigas (correspondente ao comprimento útil em vibração livre) são fatores importantes na determinação das características viscoelásticas dos materiais por meio do ensaio de vibração livre amortecida. Os ensaios de vibração livre amortecida foram realizados em vigas de secção retangular provenientes dos painéis compósitos dos lotes F,G e H para cada nível porosidade. As vigas foram cortadas nas dimensões de 250x20mm para os lotes F e G e 250x15mm para o lote H, sendo a espessura das vigas equivalente à espessura de cada painel dos lotes. Utilizou-se uma viga de Al 6061-T3 nas dimensões de 250x20mm para calibração do sistema de medição. A Tabela 3.5 apresenta os dados utilizados nos cálculos para determinação das características viscoelásticas dos compósitos dos lotes F, G e H.

Compósito	Espessura	Largura	Comprimento	Momento de Inércia	Massa Útil da Viga
	[m]	[m]	[m]	[m ⁴]	[kg]
F1C-(0°/90°) ₈	2,921E-03	2,003E-02	0,205	4,161E-11	1,846E-02
F2C-(0°/90°) ₈	2,945E-03	2,006E-02	0,205	4,269E-11	1,816E-02
F3C-(0°/90°) ₈	3,098E-03	1,999E-02	0,205	4,952E-11	1,813E-02
F4C-(0°/90°) ₈	3,112E-03	1,999E-02	0,205	4,952E-11	1,787E-02
G1C-(0°/90°) ₁₆	6,047E-03	1,999E-02	0,205	3,683E-10	3,777E-02
G2C-(0°/90°) ₁₆	6,097E-03	1,995E-02	0,205	3,769E-10	3,740E-02
G3C-(0°/90°) ₁₆	6,246E-03	1,993E-02	0,205	4,048E-10	3,744E-02
G4C-(0°/90°) ₁₆	6,292E-03	2,000E-02	0,205	4,048E-10	3,691E-02
H1C-(+45°/-45°) ₈	3,000E-03	1,608E-02	0,205	3,617E-11	1,495E-02
H2C-(+45°/-45°) ₈	2,995E-03	1,604E-02	0,205	3,591E-11	1,437E-02
H3C-(+45°/-45°) ₈	3,002E-03	1,604E-02	0,205	3,617E-11	1,424E-02
H4C-(+45°/-45°) ₈	3,082E-03	1,602E-02	0,205	3,617E-11	1,406E-02

Tabela 3.5 – Dados utilizados no cálculo das propriedades dinâmicas dos compósitos

Optou-se pelo ensaio livre-engastado pela facilidade para montagem do experimento. No ensaio livre-engastado conforme mostrado na Figura 3.17, uma das extremidades do corpo-de-prova é fixada de forma a evitar movimentos de rotação e translação da amostra. O procedimento de engaste das vigas deve ser bem controlado, devendo a região de engaste ser o mais rígido possível para minimizar perdas de energia, pois é um parâmetro que pode influenciar diretamente os resultados. Portanto, para a obtenção dos dados de vibração livre amortecida, todas as amostras foram fixadas a uma base fixa por parafusos com torque controlado de 10 Nm de forma a proporcionar um vão útil de 205mm. Para evitar perturbações externas e isolar o sistema durante a aquisição de dados, todo o sistema foi acoplado a uma base fixa de alta rigidez e inércia de massa.



Figura 3.17 - Viga livre-engastada para ensaio de vibração.

Os seguintes equipamentos foram utilizados para os ensaios de vibração:

- sistema de aquisição de dados Hewlett Packard padrão VXI, com placas modelo E1432A
- condicionador de sinal B&K modelo 2635

- condicionador de sinal Kistler modelo 5007
- acelerômetro B&K modelo 4371: peso 0,6 gramas
- sensor de força B&K modelo 8200
- aplicativo computacional Data Physics Signal Call para aquisição de dados



A Figura 3.18 apresenta o esquema de ensaio de vibração livre amortecida.

Figura 3.18 – Representação esquemática do ensaio de vibração livre amortecida.

O acelerômetro é colado na extremidade do corpo-de-prova e o martelo instrumentado é utilizado para estimular a vibração livre do corpo-de-prova. O acelerômetro e o martelo instrumentado são conectados aos condicionadores de sinal, que por sua vez estão conectados ao sistema de aquisição de dados. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (24°C) e umidade relativa de ~50%.

Os dados de freqüência foram obtidos separadamente dos dados de resposta no tempo. Para obtenção de dados de freqüência, o aplicativo computacional fornece os dados relativos a uma média de oito ensaios repetidos continuamente pelo estimulo do martelo instrumentado. O sinal foi filtrado para obter somente o primeiro pico de freqüência correspondente ao 1° modo de vibração de forma a evitar que os demais modos de vibração contribuíssem no resultado. Os dados de resposta no tempo foram obtidos aplicando uma deflexão de 1mm na extremidade da viga com o auxílio de um graminho com escala milimetrada. O controle da deflexão aplicada à extremidade da viga foi adotado para minimizar as diferenças de amplitude na resposta no tempo entre cada ensaio a fim de manter o caráter comparativo do mesmo.

Os resultados dos ensaios foram analisados utilizando o aplicativo computacional Origin 6.0. A freqüência natural dos corpos-de-prova foi obtida pela análise dos gráficos de função de resposta em freqüência, onde o primeiro pico corresponde à freqüência natural no primeiro modo de vibração conforme mostrado na Figura 3.19.



Figura 3.19 – Exemplo de determinação gráfica da Freqüência Natural.

Para a determinação do decremento logarítmico, os dados experimentais de resposta no tempo foram plotados no Origin 6.0 e ajustados de acordo com a equação (3.13) de vibração livre amortecida com um grau de liberdade.

$$y(t) = e^{-\varsigma \tau_d t} \left[A \cos\left(\sqrt{1 - \varsigma^2} \tau_d t\right) + B sen\left(\sqrt{1 - \varsigma^2} \tau_d t\right) \right]$$
(3.13)

Onde:

- A e B são constantes arbitrárias
- y é a amplitude do sistema em um dado tempo
- τ_d é o período de oscilação amortecido [rad/s]
- ζ é o fator de amortecimento
- t é o tempo [s]

A Figura 3.20 apresenta um gráfico de resposta no tempo cujos dados experimentais foram ajustados pela equação (3.13) para obtenção da curva teórica. No ajuste da curva teórica são determinados as constantes arbitrárias A e B, o período τ_d e o fator de amortecimento ζ em função do tempo t.



Figura 3.20 – Ajuste da curva teórica aos dados experimentais.

O decremento logarítmico Δ , é determinado através da equação (3.14) utilizando o fator de amortecimento obtido anteriormente.

$$\Delta = \frac{2\pi\zeta}{\sqrt{1-\zeta^2}} \tag{3.14}$$

A dedução das equações para obtenção do módulo de armazenagem e demais propriedades dinâmicas são apresentadas no Anexo A. A freqüência natural ω_n do sistema é determinada através da equação (3.15):

$$\omega_d = \frac{2\pi}{\tau_d} = \omega_n \cdot \sqrt{1 - \zeta^2} \text{, portanto} \quad \omega_n = \frac{2\pi}{\tau_d \cdot \sqrt{1 - \zeta^2}} \tag{3.15}$$

onde:

• ω_d é a freqüência amortecida do sistema em Hz

Em sistemas em que o fator de amortecimento é muito pequeno ($\zeta < 0,2$), pode-se considerar que $\omega_n \cong \omega_d$.

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Características físicas do material pré-impregnado

As características físicas dos materiais são importantes para a obtenção do produto final que atenda aos requisitos de projeto desejados. No presente trabalho, as propriedades físicas do pré-impregnado utilizado foram determinadas para avaliar a conformidade do material quanto à especificação do fornecedor, e são mostradas na Tabela 4.1.

Propriedades	Unidade	Resultado*	Especificado
Gramatura do Tecido	g/m ²	369	370
Porcentagem de Resina	%	40,1	37-43
Voláteis	%	0,96	2% Máximo
Tempo de Gel	Min.	13	5 a 15
Fluxo a 347 kPa, 177°C	%	22,4	10 a 30

Tabela 4.1- Propriedades físicas do pré-impregnado.

*Média calculada considerando três amostras de cada propriedade

Os resultados apresentados mostram que o lote de material utilizado na fabricação dos corpos-de-prova apresentou características físicas coerentes com a especificação do fornecedor.

4.2 Inspeção por Ultra-som

4.2.1 Calibração do padrão de inspeção

A primeira etapa de uma avaliação por ultra-som é a calibração do padrão utilizado na inspeção ultra-sônica, uma vez que a inspeção é comparativa. O processo de calibração do padrão é importante para obtenção de resultados confiáveis. A Figura 4.1 mostra o gráfico da

inspeção ultra-sônica do padrão de espessura de 4 a 20 camadas (~0,4 mm/camada), utilizado para análise dos compósitos fabricados para este estudo. O gráfico mostra que o compósito padrão é isento de defeitos de fabricação tais como porosidade ou delaminação, o que o torna referência para a análise de porosidade.



Figura 4.1 – Inspeção ultra-sônica do padrão de espessura.

A Tabela 4.2 mostra uma análise dos dados obtidos na inspeção ultra-sônica do padrão de espessura. A calibração de referência foi realizada na espessura equivalente a oito camadas, o que resultou em um coeficiente de atenuação de 0,24 dB/mm, valor este tomado como referência.

Número de Camadas	Espessura	Espessura por Camada	Atenuação	Coef. de Atenuação Médio
	[mm]	[mm]	[dB]	[dB/mm]
4	1,607	0,398	0,35	0,22
6	2,415	0,402	0,63	0,26
8	3,250	0,406	0,78	0,24
10	4,068	0,407	1,01	0,25
12	4,921	0,410	1,16	0,24
14	5,771	0,412	1,42	0,25
16	6,586	0,412	1,72	0,26
18	7,426	0,413	1,92	0,26
20	8,238	0,412	2,33	0,28

Tabela 4.2 – Análise dos dados obtidos na inspeção ultra-sônica do padrão de espessura.

Nota-se que a espessura por camada do padrão aumentou conforme o aumento do número de camadas. O aumento da espessura por camada está relacionado ao processo de remoção de excesso de resina durante o processo de cura do compósito. A dificuldade de remoção de resina aumenta quanto maior for o número de camadas. Assim, o compósito apresenta menor fração volumétrica de fibras em regiões com menor número de camadas e maior fração volumétrica de fibra em regiões com maior número de camadas.

Diferentes frações volumétricas de fibra podem afetar os resultados da inspeção por ultra-som (Lonné e colaboradores, 2004), porém a diferença na relação fibra/matriz do padrão utilizado não afetou significativamente o coeficiente de atenuação médio, uma vez que não houve variações consideráveis no valor de coeficiente de atenuação médio para as diferentes espessuras. Browning (1986), mostrou também que pequenas variações na fração volumétrica de fibra não influenciam significativamente na atenuação ultra-sônica, sendo a porosidade a maior responsável pelo aumento do nível de atenuação em compósitos. A Figura 4.2 mostra a influência da espessura no nível de atenuação médio dos compósitos obtidos com base nos dados da Tabela 4.2. Verifica-se que a atenuação média aumenta de forma linear com o aumento da espessura do compósito para a faixa de estudo.



Figura 4.2 – Atenuação média em função da espessura para o padrão de referência.

4.2.2 Análise Preliminar das placas obtidas

Resultados do ensaio de ultra-som de todas as placas de compósitos fabricadas são apresentados na Figura 4.3, onde é mostrada a correlação entre o coeficiente de atenuação dos compósitos e a pressão de cura para duas situações distintas: com ou sem ventilação da bolsa de vácuo. A ventilação da bolsa de vácuo corresponde à retirada do vácuo na bolsa de moldagem no início do processo de cura. Este procedimento é pouco utilizado na fabricação de peças aeronáuticas, porém deve ser mais estudado como alternativa para redução de custos de fabricação. No procedimento de cura não ventilado, a bolsa permanece sob vácuo durante todo o processo de cura, auxiliando na compactação das camadas e também a remoção de ar aprisionado entre as camadas e os voláteis gerados na cura. Observa-se na Figura 4.3 que o coeficiente de atenuação tende a diminuir de forma exponencial com o aumento da pressão, sendo que para valores superiores a 207 kPa a tendência é de estabilização. A diminuição do coeficiente de atenuação, ou seja, a redução da porcentagem de vazios está relacionada com o aumento do grau de compactação do compósito com o aumento da pressão de cura (Loos e Springer, 1983; Tang e colaboradores, 1987).

Resultados obtidos em literatura para compósitos de fibras carbono/poliimida mostraram comportamento semelhante aos obtidos neste trabalho considerando baixas pressões, porém a elevadas pressões (superiores a 2750 kPa), reportou-se um aumento do coeficiente de atenuação devido ao aprisionamento de voláteis entre as camadas do compósito durante a aplicação de pressão (Bowles e Frimpong,1992).

Verificou-se que o procedimento de ventilação da bolsa de vácuo no início do processo de cura afeta o coeficiente de atenuação do compósito. Para uma mesma pressão de cura, o procedimento de ventilação da bolsa de vácuo provoca um aumento no coeficiente de atenuação dos compósitos devido à baixa eficiência na remoção de ar aprisionado e de voláteis gerados pela resina (tais como metil-etil-cetona) no processo de cura, em comparação com o processo de cura não ventilado. Os resultados mostraram também que o procedimento de ventilação da bolsa de vácuo faz com que ocorra uma maior variação do coeficiente de atenuação, demonstrando ser mais instável que o procedimento para bolsa não ventilada.



Figura 4.3 – Coeficiente de atenuação em função da pressão de cura.

A escolha das placas para composição dos lotes a serem estudados foi baseada somente no coeficiente de atenuação médio, sendo o procedimento de ventilação da bolsa de vácuo utilizado como artificio para obtenção de coeficientes de atenuação mais elevados. A Tabela 4.3 mostra os lotes de compósitos selecionados para o desenvolvimento do trabalho com os respectivos coeficientes de atenuação. Foram selecionados para cada lote, quatro níveis diferentes de coeficiente de atenuação (ou porosidade) variando entre 0,22 dB/mm a 2,3 dB/mm. De forma geral, os compósitos selecionados que apresentaram baixo coeficiente de atenuação foram curados a pressões superiores a 103 kPa sem ventilação da bolsa de vácuo, e o compósitos que apresentaram maior coeficiente de atenuação foram curados a pressões inferiores a 69 kPa e com bolsa de vácuo ventilada.

Compósitos	Pressão de Cura [kPa]	Bolsa de Vácuo Ventilada	Coeficiente Atenuação Médio [dB/mm]
	207	Ν	0,26
E (0º 00º)	103	Ν	0,65
$\Gamma - (0, 30)_8$	69	S	1,25
	34	S	2,1
	207	Ν	0,27
$C_{-}(0^{\circ} 0 0^{\circ})$	103	Ν	0,5
$G-(0, 90)_{16}$	69	S	0,91
	34	S	1,77
	207	N	0,22
H_(+45° _45°)	103	N	0,47
11-(++3,-+3)8	69	S	1,76
	34	S	2,31

Tabela 4.3 - Lotes de compósitos obtidos a partir de tecidos de fibras de carbono/resina epóxi utilizados no presente trabalho; N – não ventilado, S – ventilado.

4.2.3 Resultados de ultra-som dos corpos-de-prova

Os compósitos listados na Tabela 4.3 foram devidamente cortados, identificados, separados em lotes para ensaios mecânicos e novamente analisados individualmente por ultrasom com a finalidade de refinar as medidas de coeficiente de atenuação. Este procedimento foi executado para que a análise de porosidade fosse representativa do corpo-de-prova da forma mais fiel.

A Figura 4.4 mostra o resultado da inspeção por ultra-som dos corpos-de-prova para o ensaio de cisalhamento Iosipescu (lote F(1A, 2A, 3A, 4A), lote G(1A, 2A, 3A, 4A)), cisalhamento Interlaminar (lote F(1B, 2B, 3B, 4B), lote G (1B, 2B, 3B, 4B)). As amostras para a determinação do percentual de porosidade via ensaio de digestão ácida dos lotes F e G foram obtidas dos mesmos lotes dos corpos-de-prova de cisalhamento Interlaminar (lote F(1B, 2B, 3B, 4B)).

Na Figura 4.4, é possível observar a diferença de atenuação entre os lotes F(1A, 2A, 3A, 4A) e G(1A, 2A, 3A, 4A) representada pela diferença de cores (cada cor representa um valor de atenuação).

Como os corpos-de-prova para ensaio de cisalhamento Iosipescu e cisalhamento Interlaminar foram obtidos das mesmas placas, não há diferença significativa nos resultados de ultra-som entre os lotes F1A e F1B, F2A e F2B e os demais, assim como para os lotes G1A e G1B e os demais. Por essa razão esses lotes foram analisados como um lote único.

A partir dos resultados de ultra-som, ou seja, dos níveis de atenuação em dB, pode-se obter a distribuição de coeficiente de atenuação em dB/mm, dividindo-se o nível de atenuação pela espessura média de cada lote. As Figuras 4.5 e 4.6 mostram a distribuição do coeficiente de atenuação em termos da porcentagem da área analisada para os lotes F(1A, 2A, 3A, 4A), F(1B, 2B, 3B, 4B), G(1A, 2A, 3A, 4A) e G(1B, 2B, 3B, 4B). Observa-se que cada lote apresenta uma faixa de valores de coeficiente de atenuação, e que apresentam aumento para cada lote analisado. Por exemplo, o lote F1A,B apresenta valores de coeficiente de atenuação entre 0,2 dB/mm e 0,5 dB/mm e o lote F4A,B apresenta valores entre 1,25 dB/mm e 3 dB/mm. A área sob a curva representa a dispersão do coeficiente de atenuação, e são obtidas por integração, sendo portanto, uma medida relativa. Assim, quanto maior a área calculada, maior é a dispersão do coeficiente de atenuação e conseqüentemente maior é o nível de porosidade. O mesmo comportamento foi observado para os compósitos do lote G.

O coeficiente de atenuação médio de cada lote foi obtido através do cálculo da média ponderada dos coeficientes de atenuação, em relação à porcentagem da área analisada do corpo-de-prova. O Anexo B mostra um exemplo de cálculo do coeficiente de atenuação médio para o lote G1A.



Figura 4.4 - Resultado da análise de ultra-som dos corpos-de-prova para ensaio de cisalhamento Iosipescu, cisalhamento Interlaminar e digestão ácida. Os compósitos do lote G tem 16 camadas e os compósitos do lote F tem 8 camadas.



Figura 4.5 - Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos da família F: corpos-de-prova para Cisalhamento Iosipescu, Interlaminar e digestão ácida.



Figura 4.6 - Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos da família G: corpos-de-prova para Cisalhamento Iosipescu, Interlaminar e digestão ácida.

A Tabela 4.4 apresenta o coeficiente de atenuação médio calculado para os lotes F e G. Os valores de coeficiente de atenuação médio dos compósitos F1A,B e G1A,B estão próximos aos valores obtidos para o padrão de espessura isento de defeitos nas espessuras de 8 e 16 camadas (0,24 dB/mm a 0,26 dB/mm respectivamente, conforme mostra Tabela 4.2), sendo estes lotes tomados como referência para os ensaios de cisalhamento Iosipescu e cisalhamento Interlaminar.

Tabela 4.4 - Coeficiente de atenuação médio obtido na análise dos dados da inspeção por

Compósitos	Coef. de Atenuação Médio [dB/mm]	Área sob a Curva	
F1A,B-(0°,90°) ₈	0,27	10,40	
F2A,B-(0°,90°) ₈	0,63	12,22	
F3A,B-(0°,90°) ₈	1,62	16,80	
F4A,B-(0°,90°) ₈	2,07	19,80	
G1A,B-(0°,90°) ₁₆	0,24	5,98	
G2A,B-(0°,90°) ₁₆	0,54	6,98	
G3A,B-(0°,90°) ₁₆	0,90	8,95	
G4A,B-(0°,90°) ₁₆	1,66	15,78	

ultra-som para os lotes F e G.

A Figura 4.7 mostra o resultado gráfico da inspeção por ultra-som dos corpos-deprova para ensaio de vibração livre amortecida. Como esperado o gráfico mostra grande semelhança com o gráfico da inspeção dos corpos-de-prova de cisalhamento Iosipescu, cisalhamento Interlaminar e digestão ácida (Figura 4.4), pois os corpos-de-prova foram obtidos das mesmas placas. A semelhança pode ser comprovada pela pequena variação da área sob a curva de coeficiente de atenuação entre ambas as inspeções de ultra-som. As Figuras 4.8, 4.9 e 4.10 mostram as curvas de coeficiente de atenuação para os corpos-deprova para ensaio de vibração livre para os lotes F, G e H respectivamente.



Figura 4.7 - Resultado gráfico da análise de ultra-som dos corpos-de-prova de vibração livre amortecida.

Os compósitos do lote G tem 16 camadas e os compósitos do lote F e H tem 8 camadas



Figura 4.8 - Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos do lote F: corpos-de-prova para ensaio de vibração.



Figura 4.9 - Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos do lote G: corpos-de-prova para ensaio de vibração.



Figura 4.10 - Distribuição do coeficiente de atenuação pela área analisada dos compósitos do lote H: corpos-de-prova para ensaio de vibração.

A Tabela 4.5 apresenta os resultados obtidos na análise dos gráficos de inspeção ultrasônica para os corpos-de-prova dos lotes F, G e H. Os resultados foram semelhantes aos apresentados na Tabela 4.4 porque os corpos-de-prova para ensaio de vibração foram obtidos das mesmas placas utilizadas para os ensaios de cisalhamento Iosipescu e Interlaminar. Para o lote H, as áreas obtidas das curvas de distribuição de coeficiente de atenuação foram similares às áreas obtidas para o lote F, pois apresentaram dispersões muito similares. O lote H1C apresentou um valor de coeficiente de atenuação médio de 0,22 dB/mm compatível com o valor apresentado pelo padrão de espessura isento de defeitos na espessura correspondente a 8 camadas (0,24 dB/mm, conforme Tabela 4.2). Os lotes H1C, F1C (0,25 dB/mm) e G1C (0,25 dB/mm) são então tomados como referência de compósito com um mínimo de defeitos para os ensaios de vibração livre amortecida.

Compósitos	Coef. de Atenuação Médio [dB/mm]	Área sob a Curva
F1C-(0°,90°) ₈	0,25	10,88
F2C-(0°,90°) ₈	0,63	12,33
F3C-(0°,90°) ₈	1,52	16,25
F4C-(0°,90°) ₈	2,07	19,79
G1C-(0°,90°) ₁₆	0,24	5,97
G2C-(0°,90°) ₁₆	0,55	6,90
G3C-(0°,90°) ₁₆	0,80	8,22
G4C-(0°,90°) ₁₆	1,51	14,01
H1C-(+45°,-45°) ₈	0,22	10,73
H2C-(+45°,-45°) ₈	0,51	11,83
H3C-(+45°,-45°) ₈	1,66	17,42
H4C-(+45°,-45°) ₈	2,23	20,47

Tabela 4.5 - Coeficiente de atenuação médio obtido na análise dos dados da inspeção por

ultra-som para os corpos-de-prova dos lotes F, G e H.

4.3 Determinação da Fração Volumétrica de Vazios

Das placas obtidas para ensaios mecânicos foram realizadas medidas de fração volumétrica de fibras e matriz por digestão ácida. A Tabela 4.6 mostra os valores de massa específica, volume de fibra, volume de resina e de fração volumétrica de vazios obtidos por digestão ácida para os compósitos do lote F (1A, 2A, 3A e 4A), lote G (1A, 2A, 3A e 4A), e lote H (1C, 2C, 3C e 4C). Uma vez que os corpos-de-prova foram obtidos de placas similares e os resultados da análise por ultra-som não mostraram diferenças significativas nos valores de coeficiente de atenuação médio entre os corpos-de-prova (cisalhamento Iosipescu, cisalhamento Interlaminar e vibração livre amortecida), pode-se admitir que as demais amostras do lote F (1B, 1C, 2B, 2C, 3B, 3C, 4B, e 4C), e do lote G (1B, 1C, 2B, 2C, 3B, 3C, 4B e 4C) apresentem valores de fração volumétrica de vazios similares aos lotes correspondentes (lotes FxA, GxA e HxC).

A Figura 4.11 mostra um decréscimo da massa específica dos compósitos à medida que a fração volumétrica de vazios aumenta. Os valores de fração volumétrica de fibras obtidas estão dentro dos limites aceitáveis para compósitos de qualidade aeronáutica, ou seja, dentro da faixa de 50-65% (MIL HDBK17-F, 2002). Em média, os compósitos referentes aos lotes F e H apresentaram cerca de 57% de volume de fibras e os compósitos do lote G apresentaram cerca de 55,5% de volume de fibras.

Compósito	Massa Específica	Vol. Fibra	Vol. Resina	Vazios
	[g/cm ³]	[% vol.]	[% vol.]	[%]
F1A,B,C-(0°,90°) ₈	1,54	58,71	40,98	0,31 ± 0,14
F2A,B,C-(0°,90°) ₈	1,50	58,43	38,61	$2,96 \pm 0,19$
F3A,B,C-(0°,90°) ₈	1,44	56,06	36,98	$6,96 \pm 0,10$
F4A,B,C-(0°,90°) ₈	1,41	55,16	36,10	8,83 ± 0,05
G1A,B,C-(0°,90°) ₁₆	1,52	56,49	43,15	0,36 ± 0,07
G2A,B,C-(0°,90°) ₁₆	1,49	55,72	41,58	$2,71 \pm 0,45$
G3A,B,C-(0°,90°) ₁₆	1,47	55,37	40,65	$3,98 \pm 0,35$
G4A,B,C-(0°,90°) ₁₆	1,43	54,69	38,25	$7,06 \pm 0,23$
H1C-(+45°,-45°) ₈	1,52	55,85	43,53	0,62 ± 0,27
H2C-(+45°,-45°) ₈	1,51	59,23	38,13	2,21 ± 0,16
H3C-(+45°,-45°) ₈	1,45	57,51	35,85	6,64 ± 0,21
H4C-(+45°,-45°) ₈	1,40	55,83	34,13	$10,04 \pm 0,18$

Tabela 4.6 – Resultados dos Ensaios de Digestão Ácida – Lotes F, G e H.

A Figura 4.11 mostra ainda uma correlação entre a fração volumétrica de vazios e a massa específica dos compósitos das famílias F, G e H. Observa-se uma correlação linear da massa específica com o aumento da fração volumétrica de vazios, ou seja, maior a fração volumétrica de vazios menor a massa específica. Os compósitos da família G apresentaram em geral valores de massa específica inferiores aos compósitos das famílias F e H. A diferença está relacionada com o processo de absorção de resina durante a cura dos compósitos. Os compósitos com maior número de camadas oferecem maior resistência ao processo de remoção de resina pelos absorvedores, resultando em compósitos mais ricos em

resina (conforme mostrado na Tabela 4.6). Uma vez que a massa específica da resina epóxi (1,22 g/cm³) é inferior a massa específica da fibra de carbono (1,78 g/m³), a tendência é que a massa específica do compósito seja reduzida, considerando uma mesma fração volumétrica de vazios.



Figura 4.11 – Correlação entre a fração volumétrica de vazios e a massa específica dos lotes F, G e H.

O volume de vazios obtido foi correlacionado com coeficiente de atenuação médio calculado com base nos resultados obtidos por inspeção ultra-sônica. A Figura 4.12 mostra a correlação para os lotes F, G e H. Observa-se uma tendência linear, ou seja, o coeficiente de atenuação médio aumenta de forma linear com o aumento do volume de vazios, independentemente da orientação e do número de camadas do compósito. A correlação mostra que um coeficiente de atenuação médio de 0,25 dB/mm corresponde a uma porosidade de ~0,83% e que um coeficiente de atenuação médio de 1,82 dB/mm corresponde a ~8% de porosidade no compósito.

Dados reportados em literatura (Costa e colaboradores, 2001; Almeida e Nogueira Neto, 1994; Stone, 1975; Liu, 2004; Hsu, 1988) também mostram que o coeficiente de atenuação médio apresenta uma correlação linear com a fração volumétrica de vazios, conforme mostra a Figura 4.13. Observa-se que, embora a correlação seja linear para todos os materiais, há diferenças nas inclinações das mesmas. Os resultados apresentados por Almeida e Nogueira Neto (1994) seguem tendência encontrada no presente trabalho, pois se trata do mesmo material de estudo. Os demais resultados apresentam correlações diferentes devido ao uso de diferentes materiais, diferença no processamento desses materiais, calibração do equipamento de medida de atenuação e também no formato da porosidade inerente ao material.



Figura 4.12 – Correlação entre o coeficiente de atenuação médio e a fração volumétrica de vazios para os lotes F, G e H.



Figura 4.13 – Comparação de resultados obtidos neste trabalho com resultados reportados na literatura.

4.4 Análise Micrográfica dos Compósitos

A porosidade em compósitos e indesejável porque reduz propriedades mecânicas (Wu e colaboradores, 1998). A formação, distribuição, localização, formato e tamanho dos vazios são função de algumas condições de processamento inadequadas, arranjo da distribuição do reforço (unidirecional, bidirecional etc...) e das características químicas da matriz. (Costa e colaboradores, 2001; Wu et al, 1998; Rubin e Jerina, 1993; Gregory, 2004; Liu et al, 2004; Zhang et al, 2004; Jeong, 1997, Bowles, 1992).

As Figuras 4.14, 4.15, 4.16 e 4.17 mostram micrografias típicas das seções transversais dos compósitos da família F. De forma geral, observa-se que os vazios (VZ) tendem a se localizar entre as camadas do tecido, e preferencialmente em regiões de sobrepassagens urdudira/trama, próximos a áreas ricas em resina (AR) e com o aumento do nível de porosidade, também se formam no interior dos cabos (CB) que compõem os tecidos. O tamanho e o formato dos vazios observados nos compósitos deste estudo estão ligados à localização dos vazios. De forma geral, os vazios localizados nas regiões ricas em resina são maiores (macro-vazios, MA: 30-600 μm) que os localizados nos cabos do tecido (micro-vazios, MI: 7-30 μm), e ocorrem com maior freqüência. Resultados reportados na literatura para um compósito de carbono/epóxi estilo 8HS mostram que o tamanho pode variar entre 120-2000 μm, sendo em média de 480 μm (Rubin e colaboradores, 1993). Jeong (1997) reportou que os tamanhos dos vazios podem variar de 30-80 μm em compósitos de carbono/poliimida.

Quanto ao formato, os macro-vazios apresentam formato elíptico (achatado e alongado) e em alguns casos esféricos. Os micro-vazios apresentam geralmente formato esférico (circular). Jeong (1997) também observou a presença de vazios de formatos semelhantes aos descritos para compósitos de carbono/epóxi bidirecional. Costa e colaboradores (2001) observaram vazios de formato triangular para compósitos de fibras de carbono/resina epóxi estilo 8HS.

Rubin e colaboradores (1993) mostraram que a distribuição de vazios através da espessura depende do arranjo do reforço no compósito, sendo que a maioria dos vazios tende a se concentrar entre as camadas centrais para compósito de carbono/epóxi bidirecionais estilo 8HS, porque estes são os últimos a migrar para as extremidades e faces externas do mesmo durante o processo de cura. Para a determinação precisa da distribuição técnicas como a tomografia tridimensional (Kastner e colaboradores, 2004), ou de uma associação de outras técnicas complementares como ultra-som por transmissão, ultra-som por pulso-eco, análise micrográfica, difração de raio X e micrografia acústica, podem ser utilizadas (Green Jr., 2004; Muralidhar e colaboradores, 1996). Embora a distribuição dos vazios nos compósitos obtidos no presente trabalho não tenha sido investigada, as fotomicrografias mostraram uma distribuição aleatória dos vazios através da espessura dos mesmos.



Figura 4.14 – Micrografia da secção transversal do compósito F1.

Fração volumétrica de vazios de 0,31%.



Figura 4.15 – Micrografia da secção do compósito F2.

Fração volumétrica de vazios de 2,96%.



Figura 4.16 – Micrografia da secção do compósito F3.

Fração volumétrica de vazios de 6,96%.



Figura 4.17 – Micrografía da secção do compósito F4. Fração volumétrica de vazios de 8,83%

Os compósitos do lote G apresentaram resultados semelhantes aos obtidos para o lote F por serem fabricados do mesmo material, cujas condições de processo foram idênticos. As

Figuras 4.18, 4.19, 4.20 e 4.21 mostram as fotomicrografias dos compósitos do lote G.



Figura 4.18 – Micrografia da secção do compósito G1.

Fração volumétrica de vazios de 0,36%


Figura 4.19 – Micrografia da secção do compósito G2.

Fração volumétrica de vazios de 2,71%



Figura 4.20 – Micrografia da secção do compósito G3.

Fração volumétrica de vazios de 3,98%



Figura 4.21 – Micrografia da secção do compósito G4.

Fração volumétrica de vazios de 7,06%

4.5 Resistência ao Cisalhamento Interlaminar

Os ensaios de Cisalhamento Interlaminar foram realizados para avaliar a influência da porosidade no compósito quando submetido a esforço de cisalhamento. Os resultados de resistência ao cisalhamento Interlaminar são mostrados nas Tabelas 4.7 e 4.8 para os lotes F(1B, 2B, 3B e 4B) e G(1B, 2B, 3B e 4B), respectivamente. Os dados apresentados nas tabelas representam a média de dez ensaios para cada lote. De acordo com a especificação AMS 3897/1 (2005) para compósitos reforçados com fibra de carbono/resina epóxi (estilo 8HS), o valor de resistência ao cisalhamento Interlaminar é da ordem de 58,6 MPa.

Os resultados obtidos mostram claramente um decréscimo da resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do aumento da porosidade. Por exemplo, a presença de uma fração volumétrica de vazios de ~9% acarreta uma queda de ~28% (lote F4B) no valor da resistência ao cisalhamento Interlaminar em relação ao compósito de referência (lote F1B). A queda do valor resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do aumento de porosidade denota a significativa influência da matriz nessa propriedade uma vez que os vazios se localizam preferencialmente em regiões interlaminares e interfaciais. Jeong (1997) e Costa e colaboradores (2001) também obtiveram resultados de resistência ao cisalhamento Interlaminar para compósitos de fibras de carbono/epóxi (8HS) similares aos obtidos no presente trabalho. Por exemplo, compósitos com fração volumétrica de vazios inferior a ~0,5% apresentaram Resistência ao cisalhamento Interlaminar de ~73 MPa e com ~5% de fração volumétrica de vazios ocorreu uma redução de 22% na resistência ao Cisalhamento Interlaminar (~55 MPa) (Jeong, 1997; Hexcel Composites, 1998). Judd e colaboradores (1978) obtiveram uma correlação entre a resistência ao cisalhamento Interlaminar e a fração volumétrica de vazios, onde o decréscimo da resistência ao cisalhamento Interlaminar é de aproximadamente 7% para cada 1% de aumento na fração volumétrica de vazios para um total de 4% de fração volumétrica de vazios, sendo que para valores superiores de fração volumétrica de vazios, a taxa de redução na propriedade mecânica diminui.

Compágito	Vazios	Tensão Cisalhamento	Redução		
Composito	[%]	[MPa]	[%]		
F1B-(0°,90°) ₈	0,31 ± 0,14	$71,54 \pm 6,18$	0,00		
F2B-(0°,90°) ₈	$2,96 \pm 0,19$	$68,74 \pm 1,41$	3,91		
F3B-(0°,90°) ₈	$6,96 \pm 0,10$	$55,03 \pm 1,23$	23,08		
F4B-(0°,90°) ₈	8,83 ± 0,05	$51,\!60 \pm 1,\!79$	27,87		

Tabela 4.7 - Resultados de Cisalhamento Interlaminar para o lote F

A Figura 4.22 apresenta gráficos típicos das curvas de tensão de cisalhamento Interlaminar obtidos para os compósitos do lote F com as respectivas frações em volume de vazios. Os resultados correspondentes aos respectivos lotes são apresentados no Anexo C.



Figura 4.22 - Curvas típicas de tensão de cisalhamento Interlaminar para os lotes F1B, F2B, F3B e F4B.

Os valores de resistência ao cisalhamento Interlaminar para os compósitos do lote G mostram a mesma ordem de grandeza em relação aos valores do lote F. A presença de uma fração volumétrica de vazios de ~7% (lote G4B) acarreta uma redução de 27,5% na resistência ao cisalhamento Interlaminar, em relação ao compósito de referência (lote G1B).

Compásito	Vazios	Tensão Cisalhamento	Redução
Composito	[%]	[MPa]	[%]
G1B-(0°,90°) ₁₆	$0,36 \pm 0,07$	$69,08 \pm 3.04$	0,00
G2B-(0°,90°) ₁₆	$2,71 \pm 0,45$	$60,60 \pm 1,64$	12,28
G3B-(0°,90°) ₁₆	$3,98 \pm 0,35$	$58,95 \pm 1,68$	14,66
G4B-(0°,90°) ₁₆	$7,06 \pm 0,23$	$50,12 \pm 1,29$	27,45

Tabela 4.8 - Resultados de cisalhamento Interlaminar para o lote G

A Figura 4.23 apresenta gráficos típicos das curvas de tensão de cisalhamento Interlaminar obtidos para os compósitos do lote G com as respectivas frações em volume de vazios. Os resultados correspondentes aos respectivos lotes são apresentados no Anexo C.



Figura 4.23 - Curvas típicas de tensão de cisalhamento Interlaminar para os lotes G1B, G2B, G3B e G4B.

A Figura 4.24 mostra comparativamente a porcentagem de redução dos valores de cisalhamento Interlaminar em função da fração volumétrica de vazios para os lotes F e G. Os resultados mostram que para qualquer valor de fração volumétrica de vazios o valor de resistência ao cisalhamento Interlaminar para o lote G é inferior ao valor de resistência ao

cisalhamento Interlaminar para o lote F. Portanto, compósitos similares mais espessos tendem a apresentar valores de resistência ao cisalhamento Interlaminar inferiores. Resultados reportados na literatura mostram que além da influência da porcentagem da fração volumétrica de vazios presente no compósito, a distribuição, o formato e o tamanho dos vazios (fatores que estão relacionados com o arranjo do reforço) afetam a propriedade de resistência ao cisalhamento Interlaminar (Bowles e colaboradores, 1992; Jeong, 1997, Wisnom e colaboradores, 1996).



Figura 4.24 – Gráfico comparativo de redução da resistência ao cisalhamento Interlaminar em função da fração volumétrica de vazios para os lotes F e G.

A Figura 4.25 mostra micrografias típicas de regiões fraturadas dos compósitos (lote F3B) sob esforço de cisalhamento interlaminar. A Figura 4.25 mostra que a fratura ocorre pela propagação de delaminações (D) e trincas (T) que atravessam mechas de fibras terminando em vazios (VZ). A Figura 4.26 mostra também que trincas podem se propagar em regiões ricas em resina (TR) situadas entre as mechas de fibras. É interessante notar que as trincas que unem delaminações e vazios, de forma geral se propagam em ângulo de 45°. O

modo de falha obtido nos ensaios de cisalhamento interlaminar para todos os lotes (F e G) foram semelhantes e válidos de acordo com os modos de falha apresentados na norma ASTM D2344 (2000).



Figura 4.25 – Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de

Cisalhamento Interlaminar (Amostra F3B)



Figura 4.26 – Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de Cisalhamento Interlaminar (Amostra F3B com ~6,96% de vazios (VZ))

A partir dos resultados experimentais de Resistência ao Cisalhamento e coeficiente de atenuação médio e com base na equação do critério de Mar-Lin modificado (equação 2.3) (Mar, Lin, 1977; Almeida e Nogueira Neto, 1994) foi possível determinar os valores de tenacidade H, sensibilidade aos vazios m, e o coeficiente de atenuação crítico dos compósitos obtidos no presente trabalho.

A Figura 4.27 mostra o gráfico do logarítmo da resistência ao cisalhamento Interlaminar (valores apresentados na Tabela 4.7) em função do logaritmo do coeficiente de atenuação médio (valores apresentados na Tabela 4.5). Para o lote F, o valor de tenacidade (*H*) obtido foi de 61,3 MPa(dB/mm)^{-0,246}, e o valor de *m*, ordem de singularidade que representa a sensibilidade à porosidade, foi de 0,246.



Figura 4.27 - Resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para o lote F.

O coeficiente de atenuação crítico, $\alpha_{crítico,}$ valor que acima deste ocorre decréscimo de propriedades mecânica, foi de 0,53 dB/mm, o que representa, de acordo com a correlação obtida na Figura 4.12, a uma fração volumétrica de vazios de ~1,89%.

A Figura 4.28 mostra o gráfico do logaritmo da resistência ao cisalhamento Interlaminar (valores apresentados na Tabela 4.8) em função logaritmo do coeficiente de atenuação médio para o lote G (valores apresentados na Tabela 4.5), utilizado na determinação dos parâmetros do critério de Mar-Lin. Para o lote G, a tenacidade *H* obtida foi de 54,8 MPa(dB/mm)^{-0,195}, o valor de sensibilidade aos vazios *m*, foi de 0,195 e o coeficiente de atenuação médio crítico $\alpha_{crítico}$, foi de 0,31 dB/mm, ou seja, 0,85% de fração volumétrica de vazios segundo a correlação obtida na Figura 4.12.



Figura 4.28 - Resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para o lote G.

A tenacidade obtida para o lote G foi inferior a obtida para o lote F. No critério de Mar-Lin (1977), a tenacidade é função do volume de fibras, módulo de cisalhamento e do coeficiente de Poisson. Assim, o fator que provavelmente, mais influenciou nesse caso foi a fração volumétrica de fibras (~55,5% volume de fibras para o lote G e ~56,3 % volume de fibras para o lote F). O módulo de cisalhamento e o coeficiente de Poisson para os lotes F e G são praticamente os mesmos por se tratar do mesmo material. A distribuição, formato e tamanho dos vazios podem simultaneamente influir no valor da tenacidade, mas não foram objetos de investigação no presente trabalho. O valor de *m* obtido para o lote G foi inferior ao valor obtido para o lote F, mostrando que os compósitos mais espessos são menos sensíveis a presença de vazios quando submetidos a carregamento cisalhante. Além disso, o compósito do lote G tem o valor de $\alpha_{critico}$ menor que o compósito do lote F, indicando que pode ocorrer redução de propriedade a um nível de porosidade menor.

O gráfico da Figura 4.29 mostra comparativamente o logaritmo da resistência ao cisalhamento Interlaminar em função logaritmo do coeficiente de atenuação médio para os lotes F e G, segundo o critério de Mar-Lin. A diferença de tenacidade para os dois lotes é pequena, porém é visível a diferença no coeficiente de atenuação média (porosidade critica) e na sensibilidade a vazios m, com o aumento da espessura do compósito (lote G).

A Tabela 4.9 mostra um resumo dos resultados obtidos segundo o critério de Mar-Lin para o ensaio de cisalhamento Interlaminar.



Figura 4.29 - Gráfico comparativo de resistência ao cisalhamento Interlaminar em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para os lotes F e G.

Tabela 4.9 – Resumo dos resultados obtidos segundo o critério de Mar-Lin para o ensaio de cisalhamento Interlaminar (Lotes F e G).

Compósito	Tenacidade	Ordem de Singularidade	Coef. de Atenuação Médio Crítico	Fração Volumétrica de Vazios
	MPa(dB/mm) ^{-m}	m	[dB/mm]	[%]
Fx B-(0°/90°) ₈	61,30	0,246	0,53	1,89
Gx B-(0°/90°) ₁₆	54,80	0,195	0,31	0,85

Valores típicos para ordem de singularidade, *m*, para materiais compósitos podem variar de 0,1-0,35 (Zak, Willians,1963; Mil HDBK17-3F, 2002; Almeida e Nogueira Neto., 1994; Mar, Lin, 1977; Soriano, 1990; Costa e colaboradores, 2001; Jeong, 1997). A ordem de

singularidade pode variar em função do material do compósito e do tipo de carregamento no ensaio. Com relação ao material, a ordem de singularidade pode variar de acordo com o tipo de matriz, tipo de reforço, fração volumétrica de fibras, condições de processamento, configuração do compósito (número de camadas e disposição do reforço na matriz) e defeitos internos, como por exemplo, a porosidade (dependendo da sua distribuição, tamanho e formato) e a delaminação. Por outro lado, o tipo de carregamento (tração, compressão, cisalhamento Interlaminar, cisalhamento Iosipescu, cisalhamento no plano, flexão) e condições de ensaio a que o material foi submetido (baixa temperatura, alta temperatura, ambiente seco, úmido etc...) também influenciam no valor da ordem de singularidade. Os valores de ordem de singularidade reportados na literatura, para materiais compósitos de fibra de carbono/epóxi bidirecionais (estilo 8HS), considerando carregamento de cisalhamento Interlaminar são de 0,165 (Jeong, 1997) e 0,16 (Costa e colaboradores, 2001). Portanto, os valores encontrados no presente trabalho são coerentes com os valores encontrados na literatura.

Os valores de tenacidade ($H = 58-61 \text{ MPa.}(\text{dB/mm})^{-m}$), obtidos no presente trabalho foram coerentes com os valores reportados na literatura (Costa e colaboradores, 2001) considerando as pequenas variações de fração volumétrica de fibra.

4.6 Resistência ao Cisalhamento Iosipescu

Os ensaios de resistência ao cisalhamento Iosipescu foram realizados para comparação com os resultados de cisalhamento Interlaminar. Os resultados de cisalhamento Iosipescu são mostrados nas Tabelas 4.10 e 4.11 para as famílias F e G respectivamente. Similar aos resultados de cisalhamento Interlaminar, a resistência ao cisalhamento Iosipescu decresce em função do aumento da fração em volume de vazios. Os valores de resistência ao cisalhamento Interlaminar (Tabelas 4.7 e 4.8) e cisalhamento Iosipescu (Tabelas 4.10 e 4.11) mostram que para compósitos com baixa fração em volume de vazios (<0,5%), compósitos F1A, F1B,

G1A, G1B, por exemplo, não há diferença significativa nessas propriedades dentro do intervalo de significância. Os valores de resistência ao cisalhamento Iosipescu obtidos no presente trabalho estão coerentes com os valores reportados na literatura para compósitos similares, considerando o mesmo eixo de referência adotado, ou seja, direção 2-3. Abot e colaboradores (2004) obtiveram para compósitos bidirecionais de fibra de carbono/epóxi (estilo 5HS) e condições similares de ensaio, um valor resistência ao cisalhamento Iosipescu de 65,4 MPa.

Tabela 4.10 - Resultados de Resistência ao Cisalhamento Iosipescu e volume de vazios para o

Compósito	Vazios [%]	Tensão Cisalhamento [MPa]	Redução [%]
F1A-(0°,90°) ₈	$0,31 \pm 0,14$	$67,16 \pm 3,04$	0,00
F2A-(0°,90°) ₈	$2,96 \pm 0,19$	$62,76 \pm 1,73$	6,55
F3A-(0°,90°) ₈	6,96 ± 0,10	$58,31 \pm 1,71$	13,18
F4A-(0°,90°) ₈	8,83 ± 0,05	56,27 ± 3,46	16,22

lote F.

A Figura 4.30 apresenta gráficos típicos das curvas de tensão de cisalhamento Iosipescu obtidos para os compósitos do lote F com as respectivas frações em volume de vazios. Os resultados correspondentes aos respectivos lotes são apresentados no Anexo C. Em geral, as curvas típicas de tensão de cisalhamento Iosipescu apresentam duas quedas seqüenciais no carregamento até a ruptura da amostra conforme reportado por vários autores na literatura (He,2002; Kumosa, 2002; Zhou e colaboradores, 1995, ASTM D5379, 2005). A primeira queda no carregamento está relacionada com o descolamento prematuro do suporte na região do entalhe. Há casos em que ocorre esmagamento severo nos pontos de carregamento (He, 2002). Para compósitos com orientação (0°/90°), pode ocorrer uma falha prematura devido à ruptura de uma das camadas, entretanto o carregamento é reorientado para camadas subseqüentes permitindo que a máxima carga de ruptura seja obtida (ASTM D5379, 1998).



Figura 4.30 - Curvas típicas de tensão de cisalhamento Iosipescu para os lotes

F1A, F2A, F3A e F4A.

Os valores de resistência ao cisalhamento Iosipescu para os compósitos do lote G (Tabela 4.11) mostram a mesma ordem de grandeza em relação aos valores do lote F. O decréscimo no valor dessa propriedade relativo ao lote G mostra que a presença de uma fração volumétrica de vazios de ~7% (lote G4A) acarreta uma redução de ~18% na Resistência ao Cisalhamento Iosipescu, em relação ao compósito de referência (lote G1A). Para o lote F de uma fração volumétrica de vazios de ~7% (lote F3A) acarreta uma redução de ~13% no valor da resistência ao cisalhamento Iosipescu. Isso mostra que além da influência da distribuição de porosidade, do formato e do tamanho dos vazios, há uma dependência também da espessura do corpo-de-prova com relação à sensibilidade a vazios, quando submetido a esforço cortante.

Compásito	Vazios	Tensão Cisalhamento	Redução	
	[%]	[MPa]	[%]	
G1A-(0°,90°) ₁₆	$0,36 \pm 0,07$	$65,72 \pm 1,70$	0,00	
G2A-(0°,90°) ₁₆	$2,71 \pm 0,45$	$62,90 \pm 3,22$	4,29	
G3A-(0°,90°) ₁₆	$3,98 \pm 0,35$	$61,28 \pm 3,29$	6,76	
G4A-(0°,90°) ₁₆	$7,06 \pm 0,23$	$53,67 \pm 1,20$	18,34	

Tabela 4.11 - Resultados de resistência ao cisalhamento Iosipescu

Compósito	Vazios	Tensão Cisalhamento	Redução
Composito	[%]	[MPa]	[%]
G1A-(0°,90°) ₁₆	$0,36 \pm 0,07$	$65,72 \pm 1,70$	0,00
G2A-(0°,90°) ₁₆	$2,71 \pm 0,45$	$62,90 \pm 3,22$	4,29
G3A-(0°,90°) ₁₆	$3,98 \pm 0,35$	$61,28 \pm 3,29$	6,76
G4A-(0°,90°) ₁₆	7,06 ± 0,23	$53,67 \pm 1,20$	18,34

e volume de vazios para lote G.

A Figura 4.31 apresenta gráficos típicos das curvas de tensão de cisalhamento Iosipescu obtidos para os compósitos do lote G com as respectivas frações em volume de vazios. Os resultados correspondentes aos respectivos lotes são apresentados no Anexo C.



Figura 4.31 - Curvas típicas de tensão de cisalhamento Iosipescu para os lotes

G1A, G2A, G3A e G4A.

Em geral, os valores de resistência ao cisalhamento Iosipescu têm menor sensibilidade à presença de vazios em relação ao cisalhamento Interlaminar, nas condições de ensaio utilizadas, uma vez que a redução dessa propriedade em níveis de porosidade equivalentes, para o lote F e lote G, é de no máximo de ~18% conforme mostra a Figura 4.32. Para o ensaio de cisalhamento Iosipescu, o compósito mais espesso apresentou uma redução maior na propriedade em relação ao compósito menos espesso.



Figura 4.32 – Gráfico comparativo de redução da resistência ao cisalhamento Iosipescu em função da fração volumétrica de vazios para os lotes F e G.

A Figura 4.33 mostra uma micrografia típica de um corpo-de-prova (G1A) após ensaio de resistência ao cisalhamento Iosipescu na direção 2-3. O modo de falha obtido neste ensaio foi similar ao obtido no ensaio de resistência ao cisalhamento Interlaminar e coerente com o modo de falha descrito na literatura para o mesmo plano de ensaio (2-3) (ASTM D5379, 1998; Zhou e colaboradores, 1995). Observa-se nas regiões fraturadas que a fratura ocorre pela propagação de delaminações interlaminares (D) e trincas (T). As trincas ocorrem predominantemente em um ângulo de 45° e se apresentam em maior concentração em regiões próximas aos suportes do corpo-de-prova (TAB) e ao entalhe (ENT). A Figura 4.34 mostra a fratura de um corpo-de-prova com maior fração volumétrica de vazios (lote G3A), neste caso é possível observar trincas (T) se propagando através dos vazios (VZ) e também a ocorrência de delaminações (D).



Figura 4.33 - Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de Cisalhamento Iosipescu (Amostra G1A com 0,36% de vazios (VZ))

A Figura 4.35 mostra o gráfico da resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do Coeficiente de Atenuação Médio para o lote F, utilizado na determinação dos parâmetros do critério de Mar-Lin. Para o lote F, a tenacidade *H* obtida foi de 60,3 MPa(dB/mm)^{-0,080} e o $\alpha_{crítico}$ (coeficiente de atenuação médio crítico) foi de 0,28 dB/mm, o que corresponde a uma fração volumétrica de vazios de ~0,74%. O valor de *m* (ordem de singularidade) foi de 0,080.



Figura 4.34 - Fotomicrografia típica da fratura do compósito em carregamento de

Cisalhamento Iosipescu (Amostra G3A com 3,98% de vazios (VZ))



Figura 4.35 - Resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para lote F.

A Figura 4.36 mostra o gráfico da resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do coeficiente de atenuação médio para o lote G, utilizado na determinação dos parâmetros do critério de Mar-Lin. Nesse caso, a tenacidade *H* obtida foi de 57,5 MPa(dB/mm)^{-0,169} e o $\alpha_{crítico}$ (coeficiente de atenuação médio crítico) foi de 0,46 dB/mm, o que corresponde a uma fração volumétrica de vazios de ~1,53%. Neste caso, o valor de *m* (ordem de singularidade) obtido foi de 0,169.



Figura 4.36 - Resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para lote G.

A Figura 4.37 mostra com mais detalhe, a comparação entre as análises de Mar-Lin para os resultados de resistência ao cisalhamento Iosipescu. Observa-se que o aumento na espessura do corpo-de-prova fez com que o material apresentasse maior sensibilidade aos vazios existentes, fato este indicado pelo valor da ordem de singularidade *m*. Os valores de tenacidade *H* embora diferentes não apresentaram diferença significativa. $(57,5 - 60,1 \text{ MPa}(\text{dB/mm})^{-m})$. Os valores de α_{critico} são maiores para o lote com maior espessura (G) em relação ao lote (F). Ou seja , o limite de porosidade crítico (α_{critico}), onde as propriedades em cisalhamento não são afetadas significativamente para o compósito com maior espessura (lote G) tem maior valor que para o compósito com menor espessura (lote F). Uma vez que esse limite é ultrapassado, qualquer aumento no valor da porosidade provoca uma redução maior na resistência ao cisalhamento do compósito referente ao lote G, em relação ao lote F. Esse fato pode ser visualizado com mais detalhe no gráfico da Figura 4.37.



Figura 4.37 - Gráfico comparativo de resistência ao cisalhamento Iosipescu em função do coeficiente de atenuação médio (Critério de Mar-Lin) para os lotes F e G.

A Tabela 4.12 mostra um resumo dos resultados obtidos para o ensaio de resistência ao cisalhamento Iosipescu e Interlaminar segundo o critério de Mar-Lin.

Compósito	Tenacidade	Ordem de Singularidade	Coef. de Atenuação Médio Crítico	Fração Volumétrica de Vazios [%]	
	MPa(dB/mm) ^{-m}	т	[dB/mm]		
FxA-(0°,90°) ₈	60,33	0,080	0,29	0,73	
GxA-(0°,90°) ₁₆	57,63	0,169	0,46	1,58	
FxB-(0°,90°) ₈	61,30	0,246	0,53	1,89	
$GxB-(0^{\circ},90^{\circ})_{16}$	54,80	0,195	0,31	0,85	

Tabela 4.12 - Resumo dos resultados obtidos segundo o critério de Mar-Lin para o ensaio de cisalhamento Iosipescu e Interlaminar (Lotes F e G).

Pode-se atribuir às diferenças de ordem de singularidade obtidas para cisalhamento Iosipescu e Interlaminar ao tipo de carregamento que os corpos-de-prova são sujeitos durante os respectivos ensaios. A Figura 4.38 mostra esquematicamente o efeito que os esforços causam nos corpos-de-prova de cisalhamento Interlaminar e cisalhamento Iosipescu. Enquanto o modo de falha referente ao cisalhamento Interlaminar ocorre na linha de centro do compósito, onde se concentra a porosidade segundo Rubin e colaboradores (1993), e por esse motivo esse ensaio tem maior sensibilidade à presença de vazios, no caso de cisalhamento Iosipescu, ocorre um deslocamento mútuo de camadas, por efeito de esforço cortante, resultando, portanto, em menor sensibilidade à presença de vazios.

(A) (B)

Figura 4.38 - Representação esquemática de esforços durante ensaio de cisalhamento interlaminar (A) e ensaio de cisalhamento Iosipescu (B)

4.7 Determinação das propriedades dinâmicas via ensaio de vibração livre amortecida

4.7.1 Calibração do ensaio de vibração livre amortecida

O ensaio de vibração foi calibrado utilizando-se uma viga de Al 6061 T6, cujas propriedades são conhecidas. A Figura 4.39 mostra o gráfico de resposta em freqüência para uma viga de Al 6061 T6 nas dimensões de 205mm de comprimento, 20mm de largura e 2mm de espessura.



Figura 4.39 – Função de Resposta em freqüência (FRF) para a viga de Al 6061 T6, para o primeiro modo de vibração (comprimento 205mm, largura 20mm, espessura 2mm).

A curva de resposta no tempo para a viga de Al 6061 T6 é mostrada na Figura 4.40. O fator de amortecimento encontrado para esse material foi de 0,00872. O fator de perda, que corresponde ao dobro do fator de amortecimento é de 0,0174 para a viga analisada. De acordo com a teoria termo-elástica de Zener, o valor do fator de perda calculado para o Al 6061 T6

com espessura de 2mm é da ordem de 0,028 (Crane e Gillespie, 1991). O valor de módulo de elasticidade para Al 6061 T6 encontrado em literatura é de 68,9 GPa (MMPDS 01, 2003). O resultado de módulo dinâmico encontrado para o Al 6061 T6 foi de 66,3 GPa.



Figura 4.40 – Resposta no tempo em vibração livre de uma viga de Alumínio 6061 T6 (comprimento útil 205 mm, largura 20 mm, espessura 2 mm).

A diferença entre os valores obtidos no presente trabalho e os valores reportados em literatura pode estar relacionada com o próprio material (por exemplo, direção de laminação) e também com possíveis perdas de energia na região do engaste da viga.

4.7.2 Resultados Experimentais e Cálculos das propriedades Dinâmicas

Os resultados experimentais consistem na obtenção da resposta em freqüência e resposta no tempo adquiridos no ensaio de vibração livre amortecida das vigas de fibra de carbono/resina epóxi dos lotes F, G e H. As Figuras 4.41 e 4.42 mostram respectivamente os resultados de resposta em freqüência e resposta no tempo para as vigas do lote F.

Os parâmetros visco-elásticos (módulo de armazenamento, módulo de perda, módulo complexo, decremento logarítmico, freqüência amortecida e fator de perda) foram determinados matematicamente utilizando as equações apresentadas no Anexo A, e os dados de freqüência natural e de fator de amortecimento obtidos experimentalmente. A Tabela 4.13 mostra um resumo dos resultados obtidos para o lote F.

De maneira similar, as Figuras 4.43 e 4.44, 4.45 e 4.46 mostram os resultados experimentais de resposta em freqüência e resposta no tempo para os lotes G e H respectivamente. As Tabelas 4.14 e 4.15 apresentam respectivamente, um resumo dos resultados obtidos para os lotes G e H.



Figura 4.41 – Função de resposta em freqüência (FRF) para as vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote F, para o primeiro modo de vibração.



Figura 4.42 – Função de resposta no tempo em vibração livre das vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote F.

Tabela 4.13 – Resumo dos resultados de propriedades dinamicas para o lote f	Tab	oela	4.1	3 –	Resumo	dos	result	tados	s de	pro	pried	lades	diná	ìmicas	para	0	lote	F
---	-----	------	-----	-----	--------	-----	--------	-------	------	-----	-------	-------	------	--------	------	---	------	---

Tipo de dado	Propriedades	Equação	Símbolo	Unidade	F1C	F2C	F3C	F4C
	Fração Vol. de Vazios	~	Vvazios	%	0,31	2,96	6,96	8,83
Experimental	Freqüência Natural	~	<i>O</i> _n	Hz	64,40	64,18	70,73	67,18
	Período	~	τ _d	[rad]	403,03	403,12	445,06	427,56
	Fator de Amortecimento	~	ζ		0,0064	0,0082	0,0130	0,0152
	Freqüência Amortecida	(A19)	\mathcal{O}_d	Hz	64,18	64,19	70,87	68,08
	Decremento Log.	(A20)	Δ		0,0402	0,0516	0,0818	0,0958
Cálaula	Módulo de Armazenamento	(A24)	E	GPa	55,01	52,62	55,55	49,10
Calculo	Módulo de Perda	(A26)	E″	GPa	0,70	0,87	1,45	1,50
	Módulo Complexo	(A27)	E*	GPa	55,01	52,63	55,56	49,12
	Fator de Perda (tan δ)	(A25)	η		0,0128	0,0164	0,0260	0,0305



Figura 4.43 – Função de resposta em freqüência (FRF) para as vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote G, para o primeiro modo de vibração.



4.44 – Função de resposta no tempo em vibração livre das vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote G.

Tabela 4.14 – Resumo dos resultados de propriedades dinâmicas para o lote G

Tipo de dado	Propriedades	Equações	Símbolo	Unidade	G1C	G2C	G3C	G4C
	Fração Vol. de Vazios	~	V _{vazios}	%	0,36	2,71	3,98	7,06
Evnovimental	Freqüência Natural	~	<i>W</i> _n	Hz	137,48	139,37	142,48	142,26
Experimental	Período	~	τ_{d}	[rad]	862,95	872,46	897,56	895,55
	Fator de Amortecimento	~	ζ		0,0063	0,0068	0,0070	0,0075
	Freqüência Amortecida	(A19)	\mathcal{O}_d	Hz	137,41	138,93	142,92	142,60
	Decremento Log.	(A20)	Δ		0,0394	0,0427	0,0440	0,0474
Cálanla	Módulo de Armazenamento	(A24)	E	GPa	54,25	54,03	52,50	50,54
Calculo	Módulo de Perda	(A26)	E″	GPa	0,68	0,73	0,73	0,76
	Módulo Complexo	(A27)	E*	GPa	54,26	54,04	52,50	50,55
	Fator de Perda (tan δ)	(A25)	η		0,0125	0,0136	0,0140	0,0151



Figura 4.45 – Função de resposta em freqüência (FRF) para as vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote H, para o primeiro modo de vibração.



4.46 – Função de resposta no tempo em vibração livre das vigas de fibra de carbono/resina epóxi do lote H.

Tabala 115	Deguna day	regultadag da	manniadadaa	dinâmiaaa	mara a lata I	T
1 abela 4.13 -	Resumo dos	s resultados de	propriedades	amannicas	para o lote r	п.
			1 1		1	

Tipo de dado	Propriedades	Equação	Símbolo	Unidade	H1C	H2C	НЗС	H4C
	Fração Vol. Vazios	~	V _{vazios}	%	0,62	2,21	6,64	10,04
Experimental	Freqüência Natural	~	<i>O</i> _n	Hz	36,00	35,73	37,50	37,45
	Período	~	τ_d	[rad]	225,21	222,96	232,32	232,36
	Fator de Amortecimento	~	ζ		0,0121	0,0125	0,0141	0,0184
	Freqüência Amortecida	(A19)	\mathcal{O}_d	Hz	35,86	35,50	36,99	37,00
	Decremento Log.	(A20)	Δ		0,0760	0,0785	0,0886	0,1156
C(1)-	Módulo de Armazenamento	(A24)	E′	GPa	16,65	15,99	17,42	16,12
Calculo	Módulo de Perda	(A26)	E″	GPa	0,40	0,40	0,49	0,59
	Módulo Complexo	(A27)	E*	GPa	16,65	15,99	17,42	16,13
	Fator de Perda (tan δ)	(A25)	η		0,0242	0,0250	0,0282	0,0368

A Figura 4.47 mostra a correlação entre a fração volumétrica de vazios e a freqüência natural para o primeiro modo de vibração dos compósitos dos lotes F, G e H.



Figura 4.47 – Correlação entre a fração volumétrica de vazios e a freqüência natural dos compósitos dos lotes F, G e H.

Para o primeiro modo de vibração, a freqüência natural dos compósitos do lote F variou de 64,0 Hz a 70,7 Hz para frações volumétricas de vazios entre 0,31% a 8,83%, enquanto que para o lote G, a freqüência variou de 137,4 Hz a 142,2 Hz para frações volumétricas de vazios entre 0,36 a 7,06%. Ambos os lotes mostraram uma leve tendência de aumento da freqüência natural em função do aumento da fração volumétricas de vazios. Para o lote H, a freqüência variou de 35,73 Hz a 37,50 Hz para frações volumétricas entre 0,62% a 10,03%, apresentando, portanto, menor dependência da fração volumétrica de vazios em relação aos lotes F e G.

De forma genérica a freqüência é função da rigidez (k) e da massa (m) de um sistema $(\omega_n = (k/m)^{1/2})$ e portanto, ambos os parâmetros podem alterar a freqüência natural do sistema.

A rigidez (k) do sistema (viga) pode ser alterada em função da variação do módulo de elasticidade do material e também pelo momento de inércia. O módulo de elasticidade pode diminuir com o aumento da fração volumétrica de vazios no compósito, e também em função da precisão do alinhamento do reforço durante o processo de moldagem (principalmente para orientações dominadas pela fibra), reduzindo a rigidez do sistema. O momento de inércia depende somente das características geométricas da viga. A massa (*m*) do sistema (viga) é afetada pela fração volumétrica de vazios, ou seja, quanto maior a porcentagem de vazios menor a massa do sistema e conseqüentemente maior será a freqüência natural do sistema. Isto é válido para vigas de dimensões idênticas. O ligeiro aumento observado na freqüência natural dos compósitos do lote F e G foi devido à variações na espessura do corpo-de-prova. Essa justificativa é equivalente a diferença na freqüência natural do lote F em relação ao lote G., onde o momento de inércia tem sua contribuição evidenciada.

Vários autores estudaram os efeitos de defeitos internos como a delaminação em compósitos, determinaram que a freqüência natural tende a reduzir com a presença de defeitos, porém ainda que muito dependente da configuração do compósito (Saravanos e Hopkins, 1995; Valdes e Soutis, 1999; Moon, 2003; Gibson, 2000; Kim, 2003). A delaminação em compósitos, é muito mais agressiva do que a porosidade. A conseqüência é a perda de rigidez do sistema de forma mais acentuada sem apresentar variação na massa do sistema, ocasionando redução da freqüência natural, ao contrário da porosidade. A freqüência natural não se mostrou uma boa propriedade para ser associada à quantificação da fração volumétrica de vazios, pois a sua variação é muito discreta e também depende muito da configuração do compósito.

No presente trabalho, os valores das propriedades relacionadas com o amortecimento dos materiais compósitos (fator de amortecimento, decremento logarítmico, módulo de perda e fator de perda) apresentaram tendência de aumento com o aumento da fração volumétrica de vazios. De forma geral, os valores das propriedades de amortecimento encontrados na literatura para compósitos de fibra de carbono/resina epóxi apresentam grandes variações. As variações observadas são funções de variáveis como: tipo de fibra de carbono, tipo de resina, fração volumétrica de fibras, tipo de processamento, geometria do corpo-de-prova, tipo de fixação (livre ou engastada), qualidade da fixação, equipamentos de ensaio, etc... Se adotarmos o fator de perda para quantificar amortecimento em compósitos, por exemplo, os valores encontrados na literatura apresentam uma faixa de valores definida entre 0,009 a 0,95 para compósitos de matriz orgânica com fração volumétrica de fibras superior a 50% (Wren e Kinra, 1992; Adams e Bacon, 1973 a/b; Lee e colaboradores, 1989; Crane e Gillespie, 1991; Tauchert, 1971; Ribeiro, 2000; Yim e Gillespie, 2000). Alguns valores de fator de perda reportados em literatura são apresentados na Tabela 4.16 em função do tipo de material, reforço, orientação e ensaio. Pelos resultados apresentados.

O fator de perda (Tan δ) também pode ser obtido através de análise térmica dinâmicomecânica (DMA), como descreve o trabalho elaborado por Costa e colaboradores (2003). Utilizando o mesmo tipo de material utilizado no presente trabalho, porém com diferente orientação e geometria, foi determinado o fator de perda, módulo de armazenamento e módulo de perda numa faixa de temperatura de 24 a 250°C (condições de ensaio: ar atmosférico, taxa de aquecimento 2,5°C/min, freqüência de 1 [Hz], amplitude de 20µm sob carregamento de flexão), objetivando determinar a temperatura de transição vítrea do compósito. Para a temperatura ambiente, aproximadamente 24°C, o fator de perda obtido foi de aproximadamente 0,016, valor este muito próximo ao obtido no presente trabalho.

Tipo de material	Tipo de Reforço	Orientação	Fator de Perda	Ensaio	Referência
Carbono/Resina Epóxi (HTS-DX210)	Unidirecional	(0°) ₁₀	0,078	Livre-Livre	Adams e Bacon, 1973a
		(90°) ₁₀	0,872		
		(45°) ₁₀	0,955		
Carbono/Resina Epóxi (AS4/3501-6)	Unidirecional	(0°) ₂₀	0,0275	Engastado-Livre	Gillespie e Yim, 2000
		(90°) ₂₀	0,0776		
Carbono/Resina Fenólica	Bidirecional (8HS)	(0°,90°)	0,038	Engastado-Livre	Ribeiro, 2000
Carbono/Resina Fenólica	Bidirecional Plano	(0°,90°)	0,0054	Engastado-Livre	Tauchert, 1971
Carbono/Resina Epóxi (AS4/3501-6)	Unidirecional	$(0^{\circ})_{12}$	0,004	Engastado-Livre	Lee e colaboradores, 1989
		(90°) ₁₂	0,0151		
		$(+45^{\circ}/-^{\circ}45)_{3s}$	0,0095		
		(0°/90°) _{3s}	0,0048		
Carbono/Resina Epóxi (AS4/3501-6)	Unidirecional	(0°) ₈	0,0208	Engastado-Livre	Crane e Gillespie, 1991
		(0°) ₂₀	0,0275		
		(0°) ₃₂	0,0109		
		(90°) ₈	0,0942		
		(90°) ₂₀	0,0776		
		(90°) ₃₂	0,0691		
Carbono/Resina Epóxi (T650-35/F584)	Bidirecional (8HS)	$(0^{\circ}, 90^{\circ})_{8}$	0,0128-0,0305	Engastado-Livre	Presente Trabalho
		(0°,90°) ₁₆	0,0125-0,0155		
		$(+45^{\circ},-^{\circ}45)_{8}$	0,0242-0,0368		

Tabela 4.16 – Dados relativos a fator de amortecimento de compósitos obtidos em literatura
A Figura 4.48 mostra a correlação entre o fator de perda e a fração volumétrica de vazios para os lotes F, G e H. De forma geral, o fator de perda aumentou com o aumento da fração volumétrica de vazios para todos os lotes estudados (F, G e H) como era esperado. Os vazios, além de atuarem como concentradores de tensão, também são responsáveis por dissipação de energia em cada ciclo de vibração.



Figura 4.48 – Correlação entre a fração volumétrica de vazios e o fator de perda para os lotes F, G e H.

Os lotes F e G apresentam a mesma orientação, porém apresentam diferentes espessuras em função do número de camadas (8 e 16 respectivamente). Para o lote F, os valores de fator de perda variaram de 0,012 a 0,0305 para frações volumétricas de vazios entre 0,31% a 8,83%, enquanto para o lote G, os valores de fator de perda variaram de 0,0125 a 0,0151 para frações volumétricas entre 0,36% a 7,06%.

Os lotes F1C e G1C, cujas frações volumétricas de vazios são de 0,31% e 0,36% respectivamente, apresentaram praticamente o mesmo valor de fator de perda (0,012). Porém com o aumento da fração volumétrica de vazios (superiores a 2%), os compósitos do lote F

(de menor espessura) mostram valores maiores de fator de perda em termos absolutos em relação ao lote G (de maior espessura). Crane e Gillespie (1991), mostraram experimentalmente que a espessura praticamente não altera o fator de perda de compósitos de fibra de carbono/resina epóxi, embora os resultados (Tabela 4.16) não mostrem nenhuma tendência de correlação. De acordo com a Teoria Termo-elástica de Zener, o fator de amortecimento deveria aumentar com o aumento da espessura em termos absolutos, resultado contrário ao obtido pelos autores e também no presente trabalho. Esse fato pode ser explicado pela diferença entre o tempo de relaxação e o tempo de um ciclo de vibração. Considerando a espessura média dos compósitos do lote F e G, os tempos de relaxação, calculados com base nos dados apresentados por Crane e Gillespie (1991) são de 0,87s e 3,65s respectivamente. Baseado na freqüência natural média dos compósitos do lote F e G, para o primeiro modo de vibração, os tempos médios de um ciclo de vibração para os lotes F e G foram de 0.015s e 0,007s respectivamente. Para ambos os lotes, o tempo de relaxação é maior do que o tempo despendido para completar um ciclo de vibração, o que significa que não há tempo para dissipação do calor através da espessura, portanto o mecanismo de dissipação de energia por fluxo de calor não é dominante nos compósitos em estudo.

Outros fatores que influem na variação do fator de perda estão relacionados com a distribuição de porosidade através da espessura e com a variação de módulo de rigidez e do amortecimento em função da possibilidade de desalinhamento na orientação das camadas durante o processo de laminação manual. Apesar dos compósitos apresentarem diferenças de fração volumétrica de fibras (máximo de 7%) dentro do mesmo lote e entre lotes, este é o fator que menos influência nos parâmetros de amortecimento, pois o amortecimento tende a ser constante para frações volumétricas superiores a 40% (Ni e Adams, 1984). Uma vez que a faixa de fração volumétrica de fibras dos compósitos em estudo é de 50-60%, pode-se concluir que não há influência nos parâmetros de amortecimento.

O tamanho e a localização dos poros no compósito também podem afetar as propriedades de amortecimento. A baixos níveis de porosidade a tendência é de formação de macroporos nas regiões ricas em resina, independente da espessura do material, conforme mostra a micrografia da Figura 4.14. Entretanto, quando se considera a presença de um maior nível de porosidade (>2%), verifica-se além da formação de macroporos, a formação de microporos (localizados entre as fíbras de um cabo). Provavelmente, o mecanismo de dissipação de energia dos macroporos é diferente do mecanismo de dissipação de energia dos macroporos é diferente do mecanismo de dissipação de energia dos microporos devido ao tamanho e sua localização. Além disso, para uma mesma fração em volume de poros, sua distribuição e tamanho podem apresentar diferenças significativas que vão refletir na dissipação de energia durante o ensaio dinâmico e, portanto, os fatores de amortecimento apresentam diferenças.

O processo de laminação manual é sujeito a uma variação na orientação das camadas da ordem de 5° em relação à orientação adotada. O desalinhamento das camadas pode resultar em uma variação do módulo de rigidez do compósito e também do amortecimento em função do alto grau de anisotropia do material. Para compósitos de fibra de carbono/resina epóxi unidirecionais, por exemplo, um desalhinhamento em relação as fibras de 5° reduz a módulo de rigidez em 30% e o amortecimento aumenta em 50% (Adams e Bacon, 1973 a/b).

Para os compósitos do lote H, com orientação (+45°,-45°), os valores de fator de perda variaram de 0,024 a 0,036 para frações volumétricas de vazios entre 0,62% a 10,04%, resultando em valores de fator de perda superiores aos encontrados para os lotes F e G. A tendência é que para orientações que favorecem o domínio da matriz como é o caso do lote H, o fator de perda seja maior do que para orientações que favorecem o domínio do reforço, portanto, os resultados obtidos no presente trabalho para o lote H estão coerentes com a literatura (Adams e Bacon, 1973 a/b; Lee e colaboradores, 1989; Ni e Adams, 1984).

A Figura 4.49 mostra a correlação entre a fração volumétrica de vazios e o módulo dinâmico complexo dos compósitos do lote F, G e H.



Figura 4.49 – Correlação entre a fração volumétrica de vazios e o módulo dinâmico complexo para os lotes F, G e H.

Para os lotes F e G, os valores de módulo dinâmico variaram de 50 GPa a 55 GPa. Os valores de módulo de elasticidade em tração para compósitos reforçados com fibra de carbono/resina epoxi (estilo 8HS) são da ordem de 58 GPa a 62 GPa, segundo especificação AMS 3897_1 (1998). Poucos são os valores reportados em literatura para módulo dinâmico de compósitos de tecido de fibra de carbono/resina epóxi (estilo 8HS) similar ao utilizado no presente trabalho. Ribeiro (2000) determinou através de ensaio de vibração livre amortecida e forçada (engastado-livre) o módulo dinâmico de compósitos de fibra de carbono/resina fenólica (estilo 8HS) da ordem de 44 GPa a 45 GPa. Kadioglu e colaboradores (2003) determinaram o módulo dinâmico de compósitos de fibra de carbono/resina epóxi, porém para

o estilo "Plain Weave" utilizando vibração livre amortecida (livre-livre) de vigas. O valor de módulo dinâmico apresentado no trabalho foi de 52,5 GPa.

Os valores de módulo dinâmico obtidos no presente trabalho para o lote H variaram de 15,99 GPa a 17,42 GPa. Valores similares (15 GPa a 16 GPa) foram obtidos por Lee e colaboradores (1989) para compósitos de fibra de carbono/resina epóxi com orientação $(+45^{\circ}, -45^{\circ})_{12}$.

Os compósitos do lote F e G, apresentaram uma redução máxima de 5% no módulo dinâmico para frações volumétricas de vazios entre 8,83% e 7,06% respectivamente, porém para fração volumétricas de vazios inferiores a 3% a redução do módulo dinâmico não é significativa. Para o lote H, o módulo dinâmico não apresentou redução em função da presença de porosidade. A propriedade de rigidez de materiais compósitos está muito relacionada com a orientação das fibras, principalmente para ângulos entre 0° e 35° (Adams e Bacon, 1973 a/b), pois nessa faixa de orientação qualquer variação na orientação pode resultar em grande variação da rigidez, ao passo que para orientações de reforço entre 35° e 90° o módulo de rigidez não apresenta dependência significativa da orientação. Por essa razão, optou-se por utilizar a orientação (+45°, -45°) no presente trabalho.

Os resultados mostraram que tanto o módulo e a freqüência natural do sistema não tiveram variações significativas em função da presença de porosidade, portanto não são parâmetros que se correlacionam diretamente com a porosidade. A propriedade de amortecimento, quantificada pelo fator de perda se mostrou um bom parâmetro para monitoramento da porosidade, ainda que aparentemente dependa da distribuição de porosidade e da configuração do compósito.

CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES

5.1 Conclusões

- No presente trabalho foi avaliada a influência da porosidade nas propriedades em cisalhamento Interlaminar e Iosipescu, e nas propriedades dinâmico-mecânicas de compósitos de tecido de fibras de carbono/resina epóxi, moldados em autoclave. A porosidade foi avaliada por ensaio de ultra-som e também por digestão ácida.
- A correlação entre os resultados de ultra-som, avaliados pelo coeficiente de atenuação médio e a fração volumétrica de vazios se mostrou linear e coerente com a literatura. Entretanto, a correlação é dependente das características do material (tipo de material, processamento, orientação), características da porosidade (tamanho, formato e distribuição) e da calibração do equipamento.
- O formato e o tamanho dos vazios são dependentes da localização no corpo-de-prova. Os vazios são elípticos e maiores (macroporos: 30-600 μm) nas regiões ricas em resina, principalmente nas sobrepassagens entre trama/urdidura, e são cilíndricos e menores (microporos: 7-30 μm) quando se localizam nas mechas do tecido de fibras de carbono.
- Os microporos tendem a ocorrer em maior quantidade quando a fração volumétrica de vazios é superior a 2%, enquanto os macroporos ocorrem indistintamente.
- Considerando frações volumétricas de vazios inferiores a 0,5%, os valores de resistência ao cisalhamento obtido pelo método Iosipescu foram 65-67 MPa, e os obtidos pelo método de cisalhamento Interlaminar, 69-71 MPa.
- A presença de vazios nos compósitos acarreta uma redução da resistência ao cisalhamento, independentemente do método de ensaio (Interlaminar ou Iosipescu), porém, o ensaio de cisalhamento Iosipescu mostrou-se mais conservativo quando

comparado ao cisalhamento Interlaminar. No ensaio de Iosipescu a redução de resistência ao cisalhamento foi de 16% para o lote F (8,83% de vazios, com 8 camadas) e 18% para o lote G (7,06% de vazios, 16 camadas) enquanto que no ensaio de resistência ao cisalhamento Interlaminar, a redução foi de 27% para os lotes F (8,83% de vazios, com 8 camadas) e G (7,06% de vazios, 16 camadas).

- O critério de Mar-Lin se mostrou uma ferramenta muito útil para avaliação e definição dos limites de porosidade aceitáveis para materiais compósitos. O critério de Mar-Lin mostrou que a ordem de singularidade, ou seja, a sensibilidade aos vazios é atrelada ao tipo de ensaio (carregamento). Em cisalhamento, a sensibilidade aos vazios de compósitos, é menor no ensaio pelo método Iosipescu (*m*=0,08 0,16) quando comparado ao ensaio pelo método Interlaminar (*m*=0,19 0,24) para frações volumétricas de vazios iguais.
- O ensaio de vibração livre amortecida de vigas pode ser empregado como um método não-destrutivo para avaliação de materiais compósitos.
- O aumento da porosidade no compósito provoca um aumento do fator de perda (fator de perda entre 0,012 a 0,036 para frações volumétricas entre 0,3% a 10% respectivamente), porém, o aumento no fator de perda está relacionado tanto à distribuição de porosidade no compósito quanto à configuração do reforço. Em geral, compósitos com orientação dominada pelas fibras, por exemplo, (0°,90°) apresentam menor fator de perda em relação a compósitos com orientação dominada pela matriz.
- Os resultados mostraram que a freqüência e o módulo dinâmico do sistema são pouco afetados pela presença de porosidade. Entretanto, o fator de perda se mostrou um parâmetro adequado de correlação ao nível de porosidade em compósitos, embora o mesmo tenha dependência da distribuição de porosidade e configuração de reforço no compósito.

5.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Avaliar o efeito da distribuição dos vazios do compósito, utilizando tomografia de raios-X computadorizada, para avaliação nas propriedades mecânicas,
- Avaliar os efeitos da porosidade nas propriedades dinâmicas de compósitos em condições de umidade e temperatura utilizando o ensaio de vibração livre amortecida e o ensaio de análise térmica dinâmico mecânica (DMA);
- Avaliar métodos de ensaio para eliminação de perdas de energia ocasionada por engaste das vigas e controle de amplitude de deformação no ensaio de vibração livre amortecida;
- Avaliar o efeito da configuração (número de camadas e orientação) de compósitos nas propriedades dinâmicas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABOT, J. L.; DANIEL, I. M. Through-thickness Mechanical Characterization of Woven Fabric Composites. *Journal of Composite Materials*, v. 38, n.7, 2004.

ABRAHAM, D.; MATTHEWS, S.; MCLLHAGGER, R. A comparison of physical properties of Glass Fibre Epoxy composites produced by wet lay up with autoclave consolidation and resin transfer molding. *Composites Part A*, Elsevier Science, 29A, pp. 795-801, 1998.

ADAMS, D. F.; BUSSE, J. M. Suggested Modifications of the Short Beam Shear Test Method. In: SAMPE, 2004. *Proceedings of 49° Symposium of Society for the Advancement of Material and Process Engineering*, Long Beach, California, 2004.

ADAMS, D. F.; WALRATH, D. E. Current Status of the Iosipescu Shear Test Method. *Journal of Composite Materials*, v. 21, p. 494-507, June 1987.

ADAMS, R. D. Damping Properties Analysis of Composites. In: *ENGINEERING Materials Handbook, Composites*. Materials Analysis and Design, University of Bristol, p. 207-217, 1987.

ADAMS, R. D.; BACON, D. G. C. Measurement of the Flexural Damping Capacity and Dynamic Young's Modulus of Metals and Reinforced Plastics. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, v. 6, p. 27-41, 1973a.

ADAMS, R. D.; BACON, D. G. C. Effect of Fibre Orientation and Laminate Geometry on the Dynamic Properties of CFRP, *Journal of Composite Materials*, v.7, p. 402-427,1973b.

ADAMS, R. D., SHORT, D. The effect of fibre diameter on the dynamic properties of glass-fibre-reinforced polyester resin. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, v. 6, p. 1032-1039, 1973c.

ADAMS, R. D. et al. The Dynamic Properties of Unidirectional Carbon and Glass Fiber Reinforced Plastics in Torsion and Flexture. *Journal of Composite Materials*, v. 3, p. 594-603, 1969.

ADAMS, R. D.; MAHERI, M. R. Damping in Advanced Polymer Matrix Composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 355, p. 126-130, 2003.

ALMEIDA, S. F M.; NOGUEIRA NETO, Z. S. Effect of Void Content on the Strength of Composites Laminates. *Composite Structures*, v. 28, p. 139-148, 1994.

ALVES FILHO, A. *Elementos Finitos, a Base da Tecnologia CAE*: Análise Dinâmica. São Paulo: Editora Érica, 2005.

ANDREUCCI, R. Ensaio por Ultra-som, Aspectos Básicos. 3.ed. São Paulo: Abende, 2002.

ASKELAND, D., R. *The Science and Engineering of Materials*. 3. ed. New York: Chapman & Hall, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D2344*: Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates. Philadelphia, PA: ASTM, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D3171*: Standard Test Methods for Constituent Content of Composite Materials. Philadelphia, PA: ASTM, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D3529*: Standard Test Method for Matrix Solids Content and Matrix Content of Composite Prepreg. Philadelphia, PA: ASTM, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D3530*: Standard Test Method for Volatiles Content of Composite Material Prepreg. Philadelphia, PA: ASTM, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D3531*: Standard Test Method for Resin Flow of Carbon Fiber-Epoxy Prepreg, Philadelphia, PA: ASTM, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D3532:* Standard Test Method for Gel Time of Carbon Fiber-Epoxy Prepreg. Philadelphia, PA: ASTM, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D5379:* Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials of V Notched Beam Method. Philadelphia, PA: ASTM, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *D792*: Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement. Philadelphia, PA: ASTM, 1998.

BAKER, W. E.; WOOLAM, W. E.; YOUNG, D. Air Internal Damping of Thin Cantilever Beams. *Int. J. Mech. Sci.*, v. 9, p.743-766, 1967.

BEARS, C. F., Structural Vibration analysis and Damping. New York, NY, John Wiley & Sons Inc., 1996

BISHOP, J. E.; KINRA, V. K. Some Improvements in the Flexural Damping Measurement Technique. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1992. p. 457-470. (M3D Mechanics and Mechanisms of Material Damping. ASTM STP1169, V. K. Kinra and A. Wolfenden, Eds.).

BOERI, D. V.; ADAMOWSKI, J. C. Ultrasonic immersion techniques for the measurement of elastic constants in fiber-reinforced composites. In: COBEM, 2005. *Proceedings of* 18th *International Congress of Mechanical Engineering*. Ouro Preto, MG, 2005.

BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Hygrothermal effects on Damping Behavior of Metal/Glass Fiber/Epoxy hybrid Composites. *Materials, Science and Engineering A*, 399, 190-198, 2005.

BOWER, M. V. Composite Materials. Huntsville: The University of Alabama, 1992.

BOWLES, K. J.; FRIMPONG, S. Voids Effects on the Interlaminar Shear Strength of Unidirecional Graphite-Fiber-Reinforced Composites. *Journal of Composite Materials*, v. 26, n. 10, p. 1487-1509, 1992.

BROWNING, C. E. Processing Science of Grafhite/epoxy composites. *Chemical Engineering Progress*, jun., p. 41-44, 1986.

BUCKLEY, J. L.; EDIE, D. D. Carbon-Carbon Materials and Composites. New Jersey, USA: Noyes Publication, 1993.

CAWLEY, P.; ADAMS, R. D. The Location of Defects in Structures from Measurements of Natural Frequencies. *Journal of Strain Analysis*, v. 14, n. 2, 1979.

CHANDRA, R.; SINGH, S. P.; GUPTA, K. A Study of Damping in Fiber Reinforced Composites. *Journal of Sound and Vibration*, 262, p. 475-496, 2003.

CHUNG, D. D. L. Carbon Fiber Composites. [S.1.]: Butterworth-Heinneman, 1994.

COSTA, M. L.; ALMEIDA, S. F. M.; REZENDE, M. C. Resistência ao Cisalhamento Interlaminar de Compósitos com Resina Epóxi com Diferentes Arranjos das Fibras na Presença de Vazios. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, v.11, n. 4, p.182-189, 2001.

COSTA, M. L. et al. Avaliação Térmica e Reológica do Ciclo de Cura do Pré-Impregnado de Carbono/Epóxi. *Polímeros Ciência e Tecnologia*, vol. 13, Nº 3, p. 188-197, 2003.

COSTA, M. L.; REZENDE, M. C.; ALMEIDA, S. F. M. Efeito do Arranjo da Fibras na Resistência de Compósitos com Resina Epóxi na Presença de Vazios. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14, 2000. *Anais...* p. 23101-23111, 2000.

COSTA, M. L.; REZENDE, M. C.; ALMEIDA, S. F. M. The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon/epoxy and carbon/bismaleimida fabric laminates. *Composite Science and Technology*, v. 61,p. 2101-2108, 2001.

DANIEL, I., M.; ISHAI, O. Engineering Mechanics of Composite Materials. New York: Oxford University Press, Inc., 1994.

ESDU. *Estimation of Damping in Laminated and Fibre-Reinforced Plates*. ESDU, 1998. Composites, v. 6, Item 85012, 1998.

FREEMANTLE, R. The Ultrasonic Inspection of Large Area Composite Structures. *JEC Composites*, n.10, p.50-51, 2004.

FEDERAL AVIATION ADMINISTRATION. *MMPDS-01:* Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS). USA: FAA, 2003. (DOT/FAA/AR-MMPDS-01).

GIBSON, R. F. Modal Vibration Response Measurements for Characterization of Composite Materials and Structures. *Composites Science and Technology*, 60, p.2769-2780, 2000.

GILLESPIE JR., J. W.; CRANE, R. M. Characterization of the Vibration Damping Loss Factor f Glass and Graphite Fiber Composites. *Composites Science and Technology*, 40, p. 355-375, 1991.

GILLESPIE JR., J. W.; YIM, J. L. Damping Characteristics of 0 and 90 AS4/3501-6 Unidirectional Laminates Including the Transverse Shear Effect. *Composite Structures*, 50, p. 217-225, 2000.

GREEN JR. The importance of imaging in non destructive characterization of materials. In: WORLD CONFERENCE ON NON-DESTRUCTIVE TESTING, 16., 2004. *Proceedings of 16th World Conference on Nondestructive Testing*. Montreal, Canada, 2004.

GREGORY, R., E.; WILSON, C., D. Porosity Studies in IM6/3501-6 Grafite-Epoxy Laminates. In: SAMPE, 2004 California. *Proceedings of 49° Symposium of Society for the Advancement of Material and Process Engineering* [S.1.]: [S.n.], 2004.

GROS, X. E. NDT Data Fusion. New York, NY: John Wiley & Sons, 1997.

GUAN, H.; GIBSON, R., F. Micromechanical Models for Damping in Woven Fabric Reinforced Polymer Matrix Composites. *Journal of Composite Materials*, v.35, n.16; 2001, p. 1417-1434.

HARRIS, C. M.; PIERSOL, A. G. Harris Shock and Vibration Handbook. 5.ed. New York, NY: McGrawl Hill, 2002.

HE, J. et al. Application of the V-Notch Shear Test for Unidiretional Hybrid Composites. *Journal of Composite Materials*, v.36, n. 23, p. 2653-2665, 2002.

HEXCEL Composites. *Material Data Sheet – F584*. Duxford, UK, 1998.

HEXCEL Composites. Prepreg Technology. Duxford, UK, 1997. Publication No. FGU 017.

HILGER, W., ELZE, S. Determination of porosity in aerospace structures by ultrasonic pulse echo technique. *NDT.net*, v.7, n.10, 2002.

HSU, D. K. Ultrasonic Measurements of Porosity in woven Graphite Polyimide Composites. *Review of Progress in Quantitative Non Destructive Evaluation*, 7B, p. 1063-1068, 1988.

HSU, D. K.; UHL, K. M. A Morphological Study of Porosity Defects in Carbon Epoxy Composites. *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, 6B, p. 1175-1184, 1987.

JEC Composites. Composite Materials: an Extremely Fragmented Global Market. JEC Composites Magazine, n.8, p. 26-27, 2004.

JEONG, H. Effects of Void on the Mechanical Strength and Ultrasonic Attenuation of Laminated Composites. *Journal of Composite Materials*, v. 3, n.3, 1997.

JEONG, H.; HSU, D. K. Experimental Analysis of Porosity-induced Ultrasonic Attenuation and Velocity change in Carbon Composites. *Ultrasonics*, v. 33, n. 3, 1995.

JONES, R. M. *Mechanics of Composite Materials*. 2.ed. Philadelphia, PA: Taylor & Francis, 1999.

JUDD, N. C. W. Voids and their Effects on the Mechanical Properties of Composites, an Appraisal. *SAMPE Journal*, 14, 1978.

KADIOGLU, F.; DOGANGUN, A.; SEZENOZ, T. Investigation of Dynamic Properties of Composites Using Vibration Beam Technique. In: ICCM 14. *Proceedings of 14th International Conference on Composite Materials*. San Diego, California, 2003.

KASTENER, J. et al. Comparison of optical coherence tomography and X-ray computed tomography for characterization of glass-fibre polymer matrix composites. In: WCNDT, 2004. *Proceedings of 16th World Conference on Nondestructive Testing*. Montreal, Canada, 2004.

KIM, H. Y. Vibration-Based Damage Identification Using Reconstructed FRFS in Composite Structures. *Journal of Sound and Vibration*, v.259, n.5, p. 1131-1146, 2003.

KOO, K.; LEE, I. Dynamic Behavior of Thick Composite Beams. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, v. 14, p.197-210, 1995.

LEE, C. Y. et al. The Characterization of the Elastic Moduli and Damping Capacities of Graphite/Epoxy Composite Laminated Beams in Hygrothermal Environments. *Journal of Composite Materials*, v. 23, p. 819-845, 1989.

LIPATOV, Y. S. Polymer Reinforcement. Ontario, Canada: ChemTec Publishing, 1995.

LIU, L.; ZHANG, B.; WANG, D. Void Content in Carbon/Epoxy Composites and Its Effects on Flexural Properties. In: SAMPE, 2004, California. *Proceedings of 49° Symposium of Society for the Advancement of Material and Process Engineering*, 2004.

LONNÉ, S. et al. Modeling Ultrasonic Attenuation in Unidirectional Fiber Reinforced Composites Combining Multiple-Scattering and Viscoelastic Losses. *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, v.23, p. 875-882, 2004.

LOOS, A. C.; G. S. Curing of Epoxy Matrix Composites. *Journal of Composite Materials*, v. 17, p.135-169, 1983.

MALKIN, A. Y. Rheology: Fundamentals. Ontario Canada: ChemTec Publishing, 1994.

MANTENA, R.; GIBSON, R. F.; PLACE. T. A. Damping Capacity Measurements of Degradation in Advanced Materials. *SAMPE Quaterly*, v. 17, n. 3, p. 20-31, 1986.

MAR, J. W.; LIN, K, Y. Fracture Correlation for Tensile Failure of Filamentary Composites with Holes. *Journal of Aircraft*, v.14, p. 703-704, 1977.

MARCHAND, V. et al.Determination of the Elastic Constants of Materials in the Form of Plates, by a Free Vibration Method. *Journal of Sound and Vibration*, v.194, n.4, p. 497-512, 1996.

MARTIN, B. G. Ultrasonic Attenuation Due to Voids in Fibre Reinforced Plastics. *NDT International*, 242, 1976.

MAZUMDAR, S. K. *Composites Manufacturing, Materials, Product and Process Engineering*. Boca Raton, Florida: CRC Press LCC, 2002.

MILITARY SPECIFICATIONS/DOD. *MIL HDBK 17-F*: Composite Materials Handbook. USA: Departmente of Defense, 2002. (v.1, revision F).

MILITARY SPECIFICATIONS/DOD. *MIL-HDBK-728/6*: Ultrasonic Testing. USA: Department of Defense, 1985.

MILITARY SPECIFICATIONS/DOD. *MIL-HDBK-787*: Nondestructive Testing Methods of Composite Materials -Ultrasonic Testing. USA: Department of Defense, 1993

MILLER, Alan. Black Wings and New Technologies for Boeing's B7E7 – JEC. *Composites Magazine*, n. 10, p. 34-35, 2004.

MOON, T.; KIM, H.; HWANG, W. Natural-Frequency Reduction Model for Matrix-dominated Fatique Damage of Composite Laminates. *Composite Structures*, 62, p. 19-26, 2003.

MURALIDHAR, C.; SIDDALINGAIAH, D. L.; REDDY, K. S. Non-destructive evaluation of defects in different fibre reinforced composites using ultrasonic and X-ray radiography. In: WORLD CONFERENCE ON NON-DESTRUCTIVE TESTING, 14., 1996. *Proceedings of 14th World Conference on Nondestructive Testing*. New Delhi, 1996. v. 2, p. 517-522.

MURTHY, P. L. N.; CHAMIS, C. Integrated Composite Analyze (ICAN): User's and Programmer's Manual. Washington, DC: NASA, 1986. (NASA TP-2515).

MYSLINSKI, P. J. Analysis of Cyanate Ester Resins and Graphite Fabric For Use in Resin Film Infusion Processing. 1997. Tese (Mestrado) - Virginia Polytechnic Institute and State University, 1997.

NASA. Advanced Composite Materials: Vehicle Design Criteria. Washington, DC: NASA, 1974. (NASA SP8108).

NI, R. G.; ADAMS, R. D. A rational method for obtaining the dynamic mechanical properties of laminae for predicting the stiffness and damping of laminated plates and beans. *Composites*, v. 15, n. 3, 1984a.

NI, R. G.; ADAMS, R. D. The Damping and Dynamic Moduli of Symmetric Laminated Composite Beams – Theorical and Experimental Results. *Journal of Composite Materials*, v. 18, 1984b.

NIU, M. C. Y. *Composite Airframe Structures:* Practical Design Information and Data. 3.ed.: Hong Kong Conmilit Press Limited, 2000.

PARDINI, L. C. Preformas para Compósitos Estruturais. *Polímeros Ciência e Tecnologia*, v. 10, n. 2, p. 100-109, 2000.

PETERS, S. T. *Handbook of Composites*. 2.ed. Mountain View, Californica, USA: Chapman & Hall, 1998.

PHILLIPS, L.N. Design with Advanced Composite Materials. London: The Design Council, 1989. 221-242.

PLUNKETT, R. *Damping Analysis: An Historical Perspective*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials,1992. p. 562-569. (M3D Mechanics and Mechanisms of Material Damping, ASTM STP1169, V. K. Kinra and A. Wolfenden (Eds).

PRKASH, R.; OWSTON, C. N. Ultrasonic Determination of Lay-up Order In Cross-Plied CRFP. *Composites*, v. 8, n.2, p. 100-102, 1977.

RAM, A. Fundamentals of Polymer Engineering. New York, NY: Plenum Press, 1997.

READ, B. Autoclave: advance in design to maximize productivity and control. *JEC Composites*, n. 6, p.60-63, 2004.

REINFORCED PLASTICS. How credible are the predictions?. *Reinforced Plastics*, Elsevier, v. 47, n.5, p. 23-47, 2003a.

REINFORCED PLASTICS. Composite lift off in the primary aerostructures. *Reinforced Plastics*, Elsevier, v. 48, n. 4, p.22-27, 2003b.

RIBEIRO, M. S. Caracterização das Propriedades Dinâmicas de Compósitos Estruturais de Carbono Reforçado com Fibras de Carbono por Técnicas Não-Destrutivas. 2000. Dissertação (Mestrado) - UNIFEI, Itajubá, 2000.

RUBIN, A. M.; JERINA, K. L. Evaluation of Porosity in Composite Aircraft Structures. *Composites engineering*, v. 3, n.7-8, p. 601-618, 1993.

SACMA SRM R23. Resin Content and Fiber Areal Weight of Thermoset Prepreg with Destructive Technique. [S.l.]: [s.n.], 1994

SANTIN, J. L. *Ultra-som, Técnica e Aplicação*. 2.ed. Curitiba, Paraná: Artes Gráficas e Editora Unificado, 2003.

SARAVANOS, D. A.; HOPKINS, D. A. Effects of Delaminations on the Damped Dynamic Characteristics of Composite Laminates: Analysis and Experiments. *Journal of Sound and Vibration*, v. 192, n.5, p.977-993,1996.

SILVA, C. W. Vibration: Fundamentals and Practice. Boca Raton, Florida: CRC Press LLC, 2000.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. *SAE AMS 3897/1:* Carbon Fiber Cloth 8HS Style Fabric Epoxy Resin Impregnated. [S.l.]: SAE Aerospace Group, 1998.

SORIANO, E. A. *Study on the notch sensitivity of carbon epoxy laminates*. Dissertação (Mestrado) - Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos, Brasil, 1990.

STONE, D. E. W.; CLARKE, B.Ultrasonic Attenuation as a Measure of void Content in Carbon-Fiber Reinforced Plastics. *Non-Destructive Testing*, v.8, p. 137-145, 1975.

SUMMERSCALES, J. *Non-destructive Testing of Fibre-reinforced Plastics Composites*. [S.l.]: Elsevier Applied Science, 1987. v.1 (Cap. 5 Vibration Techniques, Cawley, P.; Adams, R. D.).

TANG, J.; LEE, W. I.; SPRINGER, G. S. Effects of Cure Pressure on Resin Flow, Voids and Mechanical Properties. *Journal of Composite Materials*, v. 21, p.421-441, 1987.

TAUCHERT, T. R. Propagation of Stress Waves in Woven-Fabric Composites. *Journal of Composite Materials*, v.5, p. 456-465, 1971.

TAUCHERT, T. R.; HSU, N. N. Influence of Stress upon Internal Damping in a Fiber Reinforced Composite Material. *Journal of Composite Materials*, v. 7, 516, 1973.

TITA, V.; CARVALHO, J.; LIRANI, J. Theoretical and Experimental Dynamic Analysis of Fiber Reinforced Composite Beams. *J. of the Brazilian Soc. Of Mech. Sci. & Eng.*, v. 25, n. 3, 2003.

TIMOSHENKO, S. P., *Resistência dos Materiais*, Vol. 1, Livros técnicos e Científicos Editora S.A., 1979.

VALDES, S. H. D.; SOUTIS, C. Delamination Detection in Composite Laminates from Variations of Their Modal Characteristics. *Journal of Sound and Vibration*, v.228, n.1, p.1-9, 1999.

VERREY, J. et al. Manufacturing cost comparison of thermoplastic and thermoset RTM for an automotive floor pan. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 37, p. 9-22, 2006.

WARREN, C. D. Low Cost Carbon Fiber: Real or Just Wishful Thinking. *Composites Technology*, p. 6-7, 2003.

WILIAMS JR., J. H.; DOLL, B. Ultrasonic Attenuation as an Indicator of fatigue Life of Graphite Fiber Epoxy Composite Laminates. *Material Evaluation*, v. 40, 560, 1982.

WILIAMS JR., J. H.; LAMPERT, N. R. Ultrasonic Evaluation of Impact Damaged Graphite Fiber Composites. *Material Evaluation*, v.38, n.12, 6, 1980.

WISNOM, M. R.; REYNOLDS, T.; GWILLIAM, N. Reduction in Interlaminar Shear Strength by Discrete and Distributed Voids. *Composites Science and Technology*, 56, p. 93-101, 1996.

WREN, G. G.; KINRA, V. K. *Modeling and Measurement of Axial and Flexural Damping in MetalMatrix Composites.* Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1992. p. 282-315. (M3D Mechanics and Mechanisms of Material Damping, ASTM STP1169, V. K. Kinra and A. Wolfenden, Eds.,).

WRIGHT, C. G. The dynamic properties of glass and carbon reinforced plastics beams. *Journal of Sound and Vibration*, n. 21, p. 205-212, 1972.

WU, Y.; SHIVPURI, R.; LEE, L. J. Effect of Macro and Micro Voids on Elastic Properties of Polymer Composites. *Journal of reinforced Plastics and Composites*, v.17, n. 15, p. 1391-1402, 1998.

YIM, J. H.; JANG, B. Z. An Analytical Method for Prediction of the Damping in Symmetric Balanced Laminated Composites. *Polymer Composites*, v.20, n. 2, 1999.

ZAK, A. R.; WILLIANS, M. L. Crack Point Singularities at a Bi-Material Interface. *Journal of Applied Mechanics*, 85, Serie E, p 142-143, 1963.

ZHANG, B.; LIU, L.; WANG, D. Influences of Processing Conditions on Porosity for the Autoclave Cure of Composites. In: SAMPE, 2004, California. *Proceedings of 49° Symposium of Society for the Advancement of Material and Process Engineering*, 2004.

ZHOU, G.; GREEN, E. R.; MORRISON, C. In-plane and Interlaminar Shear Properties of Carbon/Epoxy Laminates. *Composites Science and Technology*, v. 55, p. 187-193, 1995.

ANEXO A - Modelo Matemático: Viga em Vibração Livre

DESENVOLVIMENTO DO MODELO MATEMÁTICO DE UMA VIGA EM VIBRAÇÃO LIVRE AMORTECIDA COM UM GRAU DE LIBERDADE EM FLEXÃO (SISTEMA ENGASTADO – LIVRE).

Descrição do Sistema

Para um material puramente elástico-linear, pode-se considerar uma mola helicoidal como modelo matemático para representar o comportamento do mesmo. Quando uma força é aplicada, o comprimento da mola aumenta de um dado valor, e quando a força é removida a mola retorna ao seu comprimento original. Para um elemento mola a tensão é função única da deformação.

Para um material puramente viscoso, pode-se considerar um pistão movendo no interior de um cilindro que contém um fluido com uma dada viscosidade. Para este elemento, quanto maior for a deformação, maior a tensão necessária para manter o movimento decorrente da força aplicada.

Para obter a resposta de materiais visco-elásticos lineares sob esforço, pode-se utilizar o modelo de Voigt-Kelvin em paralelo, onde a parte elástica do sistema é representada por um elemento mola [K]e a parte viscosa do sistema é representada pelo elemento amortecedor[η].

O arranjo experimental mostrado na Figura A1 representa o sistema utilizado na determinação experimental das propriedades dinâmicas de uma viga de fibra de carbono/resina epóxi através do ensaio de vibração livre amortecida em flexão. O sistema consiste de uma viga engastada de massa m, momento de inércia I e comprimento L, com uma massa M_P correspondente ao acelerômetro instalado na extremidade livre.



Figura A1 – Modelo de viga em vibração livre amortecida (flexão alternada).

Onde:

- *I* é o momento de inércia da viga
- *m* representa a massa da viga em [g]
- M_p representa a massa do acelerômetro em [g]
- L é o comprimento da viga
- *K* representa o elemento rigidez
- η representa o elemento viscoso
- *b* é a largura da viga
- *h* é a espessura da viga
- *x* representa a posição do elemento infinitesimal
- *dx* elemento infinitesimal
- y(x) é a deflexão da viga na posição x

Modelamento Matemático da Viga

A energia total armazenada de um sistema em vibração é constante por todo o ciclo. Conseqüentemente, a máxima energia cinética armazenada é igual à máxima energia potencial, embora aconteçam em tempos diferentes durante o ciclo de vibração. Portanto, sabendo que a energia total é constante, temos (Bears, 1996):

$$T_{\max} + V_{\max} = cons \tan te$$
 (A1)

E então:

$$\frac{d}{dt}(T_{\max} + V_{\max}) = 0$$
 (A2)

De forma geral, para uma viga de massa *m* em vibração transversal, cuja deflexão em vibração é dada por y, a energia cinética pode ser determinada por (Bears, 1996):

$$T = \frac{1}{2} \int \dot{y}_{\max}^2 dm = \frac{1}{2} \omega_n^2 \int y^2 dm$$
 (A3)

Onde ω_n é a freqüência natural da viga.

A energia de deformação da viga é o trabalho realizado na viga no qual é armazenada como energia elástica. Sendo M o momento de deflexão e θ o ângulo de deflexão, temos que a energia potencial é dada por:

$$V = \frac{1}{2} \int M d\theta \qquad (A4)$$

Usualmente, o ângulo de deflexão é tão pequeno que as relações podem ser assumidas como:

$$\theta = \frac{dy}{dx}$$
 e $Rd\theta = dx$
 $\frac{1}{R} = \frac{d\theta}{dx} = \frac{d^2 y}{dx^2}$

Onde R é o raio de curvatura. Da teoria de vigas temos a relação:

$$\frac{M}{I} = \frac{E}{R}$$

Sendo EI a rigidez em flexão da viga. Portanto a energia potencial pode ser reescrita como:

$$V = \frac{1}{2} \int \frac{M}{R} dx = \frac{1}{2} \int EI \left(\frac{d^2 y}{dx^2}\right)^2 dx$$
 (A4)

Desde que:

$$T_{\rm max} = V_{\rm max}$$

Então, a freqüência natural do sistema pode ser determinada pela equação:

$$\omega_n = \frac{\int EI\left(\frac{d^2 y}{dx^2}\right)^2 dx}{\int y^2 dm}$$
(A5)

A deflexão y de uma viga (Figura A1) de comprimento L para qualquer posição x ao longo da mesma, submetida a uma carga na extremidade livre é dada por (Timoshenko, 1979):

$$y(x) = \left(\frac{y_0}{2L^3}\right) (3Lx^2 - x^3)$$
 (A6)

Portanto, a energia potencial pode ser calculada por:

$$V = \frac{1}{2} \int_{0}^{L} E' I \left(\frac{d^2 y}{dx^2}\right)^2 dx = \frac{1}{2} E' I \int_{0}^{L} \left(\frac{y_0}{2L^3}\right)^2 (6L - 6x)^2 dx$$
(A7)

que resulta em:

$$V = \frac{1}{2} \cdot \frac{3E'I}{L^3} y_0^2$$
 (A8)

A energia cinética pode ser calculada por:

$$T = \frac{1}{2}\omega_n^2 \int y^2 dm \qquad (A9)$$

$$T = \frac{1}{2} \omega_n^2 \int_0^L y^2 \frac{m}{L} dx + y_0^2 M_p$$
$$T = \frac{1}{2} \omega_n^2 \int_0^L \frac{y_0^2}{4L^6} \frac{m}{L} (3Lx^2 - x^3)^2 dx + y_0^2 M_p$$

que resulta em:

$$T = \frac{1}{2}\omega_n^2 y_0^2 \left(M_P + \frac{33}{140}m\right)$$
(A10)

Igualando a energia cinética T (A10) a energia potencial V (A8) teremos:

$$\frac{1}{2} \cdot \frac{3E'I}{L^3} y_0^2 = \frac{1}{2} \omega_n^2 y_0^2 \left(M_P + \frac{33}{140} m \right)$$
(A11)

que resulta em:

$$\omega_n = \sqrt{\frac{3.E'J}{\left(M_P + \frac{33}{140}m\right).L^3}}$$
 (A12)

Para um sistema de vibração livre amortecida com um grau de liberdade, podemos escrever que (Harris, 2002):

$$M_e \ddot{y} + C \dot{y} + K_e y = 0 \tag{A13}$$

ou que:

$$\ddot{\ddot{y}} + \frac{C}{M_e}\dot{\dot{y}} + \omega_n^2.y = 0$$
 (A14)

A equação (A13) pode ser solucionada assumindo que:

$$y = Z.e^{st} \tag{A15}$$

Cuja solução pode ser expressa por:

$$s = \frac{1}{2} \left[-\frac{C}{M_e} \pm \sqrt{\left(\frac{C}{M_e}\right)^2 - 4.\omega_n^2} \right]$$
(A16)

Sendo ζ o fator de amortecimento dado por $\zeta = C/C_c$, onde $C_c = 2M_e \omega_n$. Temos que:

$$\zeta = \frac{C}{2M_e \omega_n} \qquad e \qquad \omega_n^2 = \frac{K_e}{M_e}$$

Portanto a equação (A13) torna-se:

$$\ddot{y} + 2\zeta \omega_n \dot{y} + \omega_n^2 y = 0 \tag{A17}$$

A solução desta equação desta equação assumindo que $\zeta < 1$ é dada por:

$$y(t) = e^{-\varsigma \tau_d t} \left[A \cos\left(\sqrt{1 - \varsigma^2} \tau_d t\right) + B sen\left(\sqrt{1 - \varsigma^2} \tau_d t\right) \right] \quad (A18)$$

Onde:

 τ_d corresponde a um período de oscilação

A e B são constantes arbitrárias

O período de uma oscilação pode ser calculado através da equação:

$$\tau_d = 2\pi\omega_d = \omega_n \cdot \sqrt{1 - \zeta^2}$$
 (A19)

Onde:

 ω_d é a freqüência harmônica amortecida dada em Hz

Porém, em sistemas em que o fator de amortecimento é muito pequeno ($\zeta < 0,2$), pode-se considerar que a freqüência amortecida é aproximadamente igual a freqüência natural, ou seja : $\omega_n \cong \omega_d$.

O decremento logarítmico pode ser calculado por:

$$\Delta = \frac{2\pi\zeta}{\sqrt{1-\zeta^2}} \tag{A20}$$

Ou ainda, para dois (ou *n* picos sucessivos):

$$\Delta = \ln\left(\frac{\delta_1}{\delta_2}\right) = \frac{1}{n} \ln\left(\frac{\delta_1}{\delta_{n+1}}\right)$$
(A21)

Escrevendo o fator de amortecimento em função do decremento logarítmico, temos:

$$\zeta^2 = \frac{\Delta^2}{\Delta^2 + 4\pi^2} \tag{A22}$$

Substituindo as expressões (A32) e (A24) em (A29), obtemos:

$$4\pi^{2}\omega_{n}^{2} = \left[1 - \frac{\Delta^{2}}{\Delta^{2} + 4\pi^{2}}\right] \cdot \left[\frac{3E'I}{\left(M_{P} + \frac{33}{140}m\right)L^{3}}\right]$$
(A23)

Desta expressão explicitamos E':

$$E' = \frac{4\pi^2 \omega_n^2}{3I} \left[M_P + \frac{33}{140} m \right] L^3 \left[1 + \frac{\Delta^2}{4\pi^2} \right]$$
(A24)

Onde:

 $I = bh^3/12$ é o momento de inércia da área da seção reta do corpo de prova com relação ao eixo de flexão.

b é a largura da viga em [m]

h é a espessura da viga em [m]

Como se vê, a equação (A24) fornece o valor do módulo de armazenagem flexional E', como uma função de propriedades determinadas no ensaio de vibração livre amortecida, ou seja, da freqüência natural do sistema com amortecimento e do decremento logarítmico, além das características geométricas da viga que são conhecidas.

Para valores de decremento logarítmico pequenos, $\Delta < 1$, podemos escrever que:

$$\eta = \frac{\Delta}{\pi} = \frac{E''}{E'} \tag{A25}$$

Onde:

 η é o fator de perda, ou de dissipação, dado pela razão entre a parte imaginária e real do módulo dinâmico.

E" é o módulo de perda

Portanto, o módulo de perda E'' é dado por:

$$E'' = \eta \cdot E' \tag{A26}$$

O módulo dinâmico complexo E^* pode ser determinado através da equação:

$$\left|E^{*}\right| = \left[\left(E'\right)^{2} + \left(E''\right)^{2}\right]^{\frac{1}{2}}$$
 (A27)

ANEXO B - CÁLCULO DO COEFICIENTE DE ATENUAÇÃO MÉDIO

O cálculo do coeficiente de atenuação médio foi realizado da seguinte maneira:

1) Utilizando o aplicativo de análise ROBOTA, selecionou-se a área do corpo-de-prova a ser analisada para obtenção da quantidade total de pixels, conforme mostra a Figura B1.



Figura B1 – Seleção da área a ser analisada

2) Após a seleção da área analisada, o aplicativo forneceu para a área selecionada, a quantidade de pixels correspondente a cada nível de tensão (de 0 a 10 Volts, coluna A), cujos valores são apresentados na coluna C da Tabela B1. Os valores de tensão podem ser convertidos em atenuação (dB) como apresentado na coluna B (ou Tabela 3.4). Dessa forma foi possível determinar a quantidade de pixels por nível de atenuação em porcentagem da área total conforme apresentado na coluna D através da equação abaixo:

$$Columa \ D = \frac{Columa \ C \cdot 100}{Total \ de \ Pixels}$$

3) Os valores coeficiente de atenuação em dB/mm para cada nível de atenuação são apresentados na coluna E, obtidos pela divisão dos valores de atenuação apresentados na coluna B da Tabela B1, pela espessura nominal do compósito (espessura do compósito G1A= 6,047mm).

4) O coeficiente de atenuação médio em porcentagem para cada nível de atenuação é obtido através da multiplicação do coeficiente de atenuação (coluna E) pela quantidade de pixels de cada nível de atenuação em porcentagem da área (coluna D). O valor de coeficiente de atenuação médio em dB/mm é obtido pela soma dos coeficientes de atenuação médio em porcentagem dividindo-se por 100% da área.

			Colunas		
Α	В	С	D	Ε	F
Volts	Atenuação	Quantidade de	Quantidade de	Coeficiente	Coeficiente de
\mathbf{V}	dB	pixels por nível	pixels por nível	de Atenuação	Atenuação
		de atenuação	de atenuação	dB/mm	Médio
			%		dB/mm*%
10	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
9,7	0,26	0,00	0,00	0,04	0,00
9,3	0,63	0,00	0,00	0,10	0,00
9	0,92	361,00	2,70	0,15	0,41
8,7	1,21	7880,00	58,94	0,20	11,79
8,3	1,62	3104,00	23,22	0,27	6,21

Tabela B1 – Cálculo do coeficiente de atenuação médio do compósito G1A

8	1,94	1015,00	7,59	0,32	2,43
	2.27	406.00	2 71	0.28	1.20
7,7	2,27	490,00	5,71	0,38	1,39
7,3	2,73	235,00	1,76	0,45	0,79
7	3,10	140,00	1,05	0,51	0,54
6,7	3,48	40,00	0,30	0,58	0,17
6,3	4,01	37,00	0,28	0,66	0,18
6	4,44	33,00	0,25	0,73	0,18
5,7	4,88	21,00	0,16	0,81	0,13
5,3	5,51	7,00	0,05	0,91	0,05
5	6,02	0,00	0,00	1,00	0,00
4,7	6,56	0,00	0,00	1,08	0,00
4,3	7,33	0,00	0,00	1,21	0,00
4	7,96	0,00	0,00	1,32	0,00
3,7	8,64	0,00	0,00	1,43	0,00
3,3	9,63	0,00	0,00	1,59	0,00
3	10,46	0,00	0,00	1,73	0,00
2,7	11,37	0,00	0,00	1,88	0,00
2,3	12,77	0,00	0,00	2,11	0,00
2	13,98	0,00	0,00	2,31	0,00
1,7	15,39	0,00	0,00	2,55	0,00
1,3	17,72	0,00	0,00	2,93	0,00
1	20,00	0,00	0,00	3,31	0,00
0,7	23,10	0,00	0,00	3,82	0,00
0,3	30,46	0,00	0,00	5,04	0,00

Total de Pixels na Área Analisada: 13369 Pixels

Espessura do Compósitos: 6,047 mm

Coeficiente de Atenuação Médio : 0,24 dB/mm

ANEXO C - ENSAIOS DE CISALHAMENTO

C1 – Resultados do Ensaio de Cisalhamento Interlaminar

• AMOSTRA F1B – (0°,90°)₈

Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	L.R.C. (MPa)	Força (N)
CP 1	6.490	2.930	76.60	1942.08
CP 2	6.520	2.970	65.22	1684.00
CP 3	6.490	2.920	64.82	1637.97
CP 4	6.480	2.930	66.48	1682.97
CP 5	6.510	2.940	76.04	1940.37
CP 6	6.480	2.880	75.73	1884.46
CP 7	6.390	2.910	78.55	1947.53
CP 8	6.440	2.890	68.09	1689.62
CP 9	6.480	2.920	64.55	1628.60
CP 10	6.530	2.870	79.28	1980.94
Número CPs	10	10	10	10
Média	6.481	2.916	71.54	1802



• AMOSTRA F2B – (0°,90°)₈

Corpo de	Largura	Espessura	L.R.C.	Força
Prova	(mm)	(mm)	(MPa)	(N)
CP 1	6.500	2.950	68.03	1739.23
CP 2	6.490	2.900	71.64	1797.69
CP 3	6.420	2.930	70.11	1758.32
CP 4	6.480	2.950	68.55	1747.24
CP 5	6.470	2.970	66.68	1708.37
CP 6	6.530	2.940	68.40	1750.82
CP 7	6.430	2.940	68.64	1730.19
CP 8	6.470	2.930	67.30	1701.04
CP 9	6.420	2.970	69.52	1767.52
CP 10	6.440	2.970	68.51	1747.07
Número CPs	10	10	10	10
Média	6.465	2.945	68.74	1745



• AMOSTRA F3B – (0°,90°)₈

Corpo de	Largura	Espessura	L.R.C.	Força
Prova	(mm)	(mm)	(MPa)	(Ň)
CP 1	6.420	3.050	54.69	1427.79
CP 2	6.390	3.130	54.52	1454.04
CP 3	6.350	3.120	55.69	1471.09
CP 4	6.390	3.070	55.23	1444.67
CP 5	6.640	3.110	54.23	1493.25
CP 6	6.540	3.100	54.40	1470.41
CP 7	6.360	3.120	57.43	1519.50
CP 8	6.390	3.090	53.05	1396.60
CP 9	6.370	3.100	56.48	1487.11
CP 10	6.420	3.090	55.06	1456.26
Número CPs	10	10	10	10
Média	6.427	3.098	55.08	1462



• AMOSTRA F4B – (0°,90°)₈

Corpo de	Largura	Espessura	L.R.C.	Força	
Prova	(mm)	(mm)	(MPa)	(N)	
CP 1	6.320	3.090	54.06	1407.68	
CP 2	6.450	3.170	48.81	1330.63	
CP 3	6.360	3.100	51.32	1349.04	
CP 4	6.470	3.090	53.25	1419.44	
CP 5	6.430	3.010	50.05	1291.59	
CP 6	6.330	3.190	50.23	1352.28	
CP 7	6.320	3.080	52.93	1373.75	
CP 8	6.390	3.080	53.75	1410.40	
CP 9	6.450	3.160	51.23	1392.16	
CP 10	6.430	3.150	50.41	1361.48	
Número CPs	10	10	10	10	
Média	6.395	3.112	51.60	1369	



• AMOSTRA G1B – (0°,90°)₁₆

Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	L.R.C. (MPa)	Força (N)
CP 1	6.050	6.450	73.16	3806.59
CP 2	6.050	6.460	65.99	3438.90
CP 3	6.040	6.500	69.89	3658.46
CP 4	6.020	6.480	68.26	3550.22
CP 5	5.950	6.500	69.55	3586.52
CP 6	6.070	6.570	66.58	3540.50
CP 7	6.100	6.470	70.28	3698.35
CP 8	6.100	6.450	65.02	3410.78
CP 9	6.030	6.480	74.46	3879.55
CP 10	5.980	6.490	67.62	3499.08
Número CPs	10	10	10	10
Média	6.039	6.485	69.08	3607



• AMOSTRA G2B – (0°,90°)₁₆

Corpo de	Largura	Espessura	L.R.C.	Força
Prova	(mm)	(mm)	(MPa)	(N)
CP 1	6.470	6.240	59.05	3178.95
CP 2	6.500	6.150	60.75	3237.93
CP 3	6.490	6.110	62.56	3307.48
CP 4	6.500	6.210	59.07	3179.12
CP 5	6.460	6.230	61.67	3309.01
CP 6	6.490	6.190	61.82	3311.23
CP 7	6.470	6.160	59.98	3187.47
CP 8	6.410	6.150	59.55	3130.03
CP 9	6.430	6.080	63.19	3293.84
CP 10	6.420	6.120	58.39	3058.94
Número CPs	10	10	10	10
Média	6.464	6.164	60.60	3219


• AMOSTRA G3B – (0°,90°)₁₆

Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	L.R.C. (MPa)	Força (N)
CP 1	6.420	6.150	57.91	3048.38
CP 2	6.460	6.120	59.36	3129.00
CP 3	6.400	6.230	57.35	3049.06
CP 4	6.400	6.080	62.31	3232.82
CP 5	6.450	6.190	60.23	3206.22
CP 6	6.440	6.200	58.80	3130.54
CP 7	6.450	6.200	59.03	3147.41
CP 8	6.450	6.220	58.98	3154.91
CP 9	6.440	6.100	56.54	2961.44
Número CPs	9	9	9	9
Média	6.434	6.166	58.95	3118





• AMOSTRA G4B – (0°,90°)₁₆

Corpo de	Largura	Espessura	L.R.C.	Força
Prova	(mm)	(mm)	(MPa)	(N)
CP 1	6.440	6.350	48.18	2626.82
CP 2	6.460	6.330	50.25	2739.50
CP 3	6.430	6.340	48.52	2637.39
CP 4	6.440	6.290	51.42	2777.34
CP 5	6.460	6.350	52.29	2860.18
CP 6	6.460	6.320	49.37	2687.51
CP 7	6.470	6.270	49.87	2697.39
CP 8	6.450	6.270	51.04	2751.94
CP 9	6.470	6.280	49.53	2683.42
CP 10	6.500	6.290	50.76	2767.11
Número CPs	10	10	10	10
Média	6.458	6.309	50.12	2723

Tensão (MPa)



C2 – Resultados do Ensaio de Cisalhamento Iosipescu

• AMOSTRA F1A – (0°,90°)₈



• AMOSTRA F2A – (0°,90°)₈



• AMOSTRA F3A – (0°,90°)₈



• AMOSTRA F4A – $(0^{\circ}, 90^{\circ})_8$



• AMOSTRA $G1A - (0^{\circ}, 90^{\circ})_{16}$



• AMOSTRA $G2A - (0^{\circ}, 90^{\circ})_{16}$



• AMOSTRA $G3A - (0^{\circ}, 90^{\circ})_{16}$



• AMOSTRA $G4A - (0^{\circ}, 90^{\circ})_{16}$



FO	OLHA DE REGISTR	O DO DOCUMENTO	
^{1.} CLASSIFICAÇÃO/TIPO	^{2.} DATA	^{3.} DOCUMENTO N°	^{4.} N° DE PÁGINAS
TM	21 de junho de 200	6 CTA/ITA-IEF/TM-005/200	5 203
^{5.} TÍTULO E SUBTÍTULO: Efeitos da Porosidade na R Fibra de Carbono/Resina Et	esistência ao Cisalhamen bóxi	to e nas Propriedades Dinân	nicas de Compósitos de
^{6.} AUTOR(ES):			
Antonio Carlos Ancelotti .	Junior		
 INSTITUIÇÃO(ÕES)/ÓRGÃO Instituto Tecnológico da Ae 	D(S) INTERNO(S)/DIVISÃO(Ĉ ronáutica – ITA, Divisão	DES): de Ensino Fundamental – IT	A/IEF
^{8.} PALAVRAS-CHAVE SUGERI	DAS PELO AUTOR:		
Materiais compósitos, fibra	de carbono, propriedades	dinâmicas, propriedades med	cânicas, porosidade
9.PALAVRAS-CHAVE RESULT.	ANTES DE INDEXAÇÃO:		
Materiais compósitos; Poro Resinas epóxicas; Engenhar	sidade; Propriedades mec ia de materiais	ânicas; Ensaios de cisalhame	nto; Fibras de carbono
^{10.} APRESENTAÇÃO:		X Nacional	Internacional
ITA. São José dos Campos.	2006, 203 páginas.		
,	F.8		
^{11.} RESUMO:			
as diversas situações de carr estão sujeitas a uma série de a porosidade. Portanto, tor estrutura e de ferramentas o defeitos. O principal objeti cisalhamento e nas propriec com diferentes níveis de po autoclave, variando-se a pro de ultra-som. A influência o de ensaios destrutivos e nã cisalhamento dos compósito resultados foram analisado cisalhamento utilizando o c avaliação de propriedades o do ensaio de vibração livr volumétricas de vazios p amortecimento. Os result dinâmico, porém influi no a de porosidade de compósito	regamento mecânico. Por e defeitos capazes de redu na-se necessário adotar t que permitam avaliar qua vo do presente trabalho lades dinâmicas de comp prosidade foram obtidos a essão de cura. O nível de lo nível de porosidade na o destrutivos. O método os, onde foram utilizados s através de correlação o ritério de falha de Mar-L dinâmico-mecânicas. As e amortecida de vigas (para avaliação dos efe ados mostraram que a p amortecimento, podendo s, ainda que seja um parâ	ém, as estruturas fabricadas e izir o desempenho mecânico o écnicas de avaliação para ce alitativa e quantitativamente é avaliar os efeitos da poros ósitos de fibra de carbono/re através do processo de lamin porosidade dos compósitos as propriedades dos compósitos as propriedades dos compósitos mão destrutivo envolveu a m dois métodos de ensaio, Inter entre o coeficiente de atenua in modificado. O método não propriedades dinâmicas foran sistema engastado-livre) com itos da porosidade no mo porosidade não afeta signifi ser este um parâmetro para r metro dependente da configu	m materiais compósitos da estrutura, dentre eles rtificar a qualidade da os limites aceitáveis de idade na resistência ac sina epóxi. Compósitos ação manual e cura em foi medido pela técnica os foi medida por meio edida da resistência ac laminar e Iosipescu. Os ação e a resistência ac o-destrutivo envolveu a n determinadas através n as diferentes frações ódulo dinâmico e do cativamente o módulo nonitoramento do níve ração do compósito.
GRAU DE SIGILO:			
(X) OSTENSIVO () RESERVADO	() CONFIDENCIAI	() SECRETO

Livros Grátis

(<u>http://www.livrosgratis.com.br</u>)

Milhares de Livros para Download:

Baixar livros de Administração Baixar livros de Agronomia Baixar livros de Arquitetura Baixar livros de Artes Baixar livros de Astronomia Baixar livros de Biologia Geral Baixar livros de Ciência da Computação Baixar livros de Ciência da Informação Baixar livros de Ciência Política Baixar livros de Ciências da Saúde Baixar livros de Comunicação Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE Baixar livros de Defesa civil Baixar livros de Direito Baixar livros de Direitos humanos Baixar livros de Economia Baixar livros de Economia Doméstica Baixar livros de Educação Baixar livros de Educação - Trânsito Baixar livros de Educação Física Baixar livros de Engenharia Aeroespacial Baixar livros de Farmácia Baixar livros de Filosofia Baixar livros de Física Baixar livros de Geociências Baixar livros de Geografia Baixar livros de História Baixar livros de Línguas

Baixar livros de Literatura Baixar livros de Literatura de Cordel Baixar livros de Literatura Infantil Baixar livros de Matemática Baixar livros de Medicina Baixar livros de Medicina Veterinária Baixar livros de Meio Ambiente Baixar livros de Meteorologia Baixar Monografias e TCC Baixar livros Multidisciplinar Baixar livros de Música Baixar livros de Psicologia Baixar livros de Química Baixar livros de Saúde Coletiva Baixar livros de Servico Social Baixar livros de Sociologia Baixar livros de Teologia Baixar livros de Trabalho Baixar livros de Turismo