

UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2010

EFEITO DO CONDICIONAMENTO AMBIENTAL NAS PROPRIEDADES DE
CISALHAMENTO E VISCOELÁSTICAS DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS METAL-
FIBRA

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

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Co-orientador: Prof^a. Dr^a. Mirabel Cerqueira Rezende

Guaratinguetá

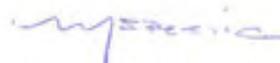
2010

CESAR AUGUSTO DAMATO

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

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

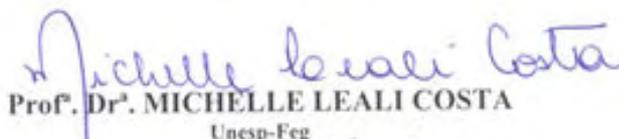


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. MIRABEL CIRQUEIRA REZENDE
Co-Orientadora / Unesp-Feg



Prof. Dr. MICHELLE LEALI COSTA
Unesp-Feg



Prof. Dr. JOSÉ RICARDO TARPANI
USP/SC

Agosto de 2010

D155e Damato, Cesar Augusto
Efeito do condicionamento ambiental nas propriedades de cisalhamento e viscoelásticas de compósitos híbridos metal-fibra / Cesar Augusto Damato.– Guaratinguetá : [s.n.], 2010
142 f.: il.
Bibliografia: 119-128

Dissertação mestrado - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, 2010
Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Co-orientador: Prof. Dr. Mirabel Cerqueira Rezende

1. Laminados metal-fibra 2. GLARE® I. Título

CDU 621.771(043)

DADOS CURRICULARES

CESAR AUGUSTO DAMATO

NASCIMENTO 10.09.1984 – AMPARO / SP

FILIAÇÃO Sérgio Roberto Damato
Luzia de Lourdes da Silva Damato

2003/2007 Curso de Graduação em Engenharia de Materiais
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá
UNESP-FEG

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Sergio e Luzia, que sempre me educaram com dignidade e me incentivaram a estudar e chegar até aqui, ao meu irmão Paulo por sempre me ajudar quando tive necessidade, e aos meus amados avós Sebastião (in memoriam) e Luzia por serem eternamente exemplo de vida para mim, dedico este trabalho como prova de reconhecimento e amor que tenho por vocês.

AGRADECIMENTOS

À UNESP - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá e aos professores do Departamento de Materiais e Tecnologia pelo apoio técnico e acadêmico para a minha formação e realização deste e outros trabalhos.

Aos meus Orientadores Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho e Prof^a. Dr^a. Mirabel Cerqueira Rezende pela paciência, dedicação e amizade, que foram fundamentais para a realização deste trabalho.

Ao AMR - Divisão de materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) por disponibilizar toda a sua estrutura para tornar possível a realização deste trabalho.

Meus sinceros agradecimentos aos queridos amigos, Rogério Lago Mazur, Maria Cândida Magalhães de Faria, Silvia Oishi e Juliana Machado da Mota por sempre me ajudarem com meu trabalho de pesquisa, e pela valiosa amizade.

Agradecimentos especiais ao eterno amigo Diego Fernando da Silva, pois não mediu esforços para que esse trabalho fosse concretizado. Parableno-o pela sua garra, competência e inteligência. Certamente se tornará um dos melhores Engenheiros desse país.

À Empresa ALLTEC Indústria de Componentes em Materiais Compostos, por sempre ter me incentivado na realização desse trabalho.

À querida Mariana por ter sido uma pessoa tão importante na minha vida. Lembrarei sempre com saudade.

À Deus por minha vida.

“Quando você tiver provado a sensação de voar, andará na terra com os olhos voltados para o céu, onde esteve e para onde desejará voltar”.

Leonardo da Vinci

DAMATO, C. A. **Efeito do condicionamento ambiental nas propriedades de cisalhamento e viscoelásticas de compósitos híbridos metal-fibra**, 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

RESUMO

O desenvolvimento da tecnologia dos compósitos híbridos, combinando laminados poliméricos reforçados com fibras longas e placas metálicas, normalmente ligas de alumínio, denominados de CHMF, tem como uma de suas finalidades formar um conjunto de materiais que combine elevados valores de resistência mecânica, resistência ao impacto, rigidez e baixa massa específica. Essa combinação de propriedades torna os CHMF particularmente atrativos como substituintes das ligas metálicas e dos compósitos termorrígidos convencionais, em aplicações aeroespaciais. O objetivo deste trabalho de pesquisa é avaliar os efeitos de diferentes condicionamentos ambientais (umidade e temperatura elevadas, salinidade e variações súbitas de temperatura) em CHMF dos tipos GLARE® (metal-fibra de vidro) e CARALL® (metal-fibra de carbono). Os efeitos dos condicionamentos estudados foram avaliados por ensaios de cisalhamento interlaminar (ILSS) e Iosipescu e ensaios de vibração livre. O estudo revela que a exposição a elevados ciclos de temperatura influencia significativamente as propriedades de cisalhamento dos laminados, devido, principalmente, à diferença dos coeficientes de expansão térmica entre os seus constituintes. Observa-se também que os módulos de perda e armazenamento são afetados, devido à possível formação de microtrincas na matriz polimérica e degradação da interface metal/composito. Já a presença do baixo teor de umidade, por sua vez, não afeta de maneira significativa as propriedades de cisalhamento e viscoelásticas. Finalmente, a exposição em atmosfera salina mostrou-se o condicionamento mais agressivo, devido à formação de “pits” de corrosão nas camadas metálicas dos laminados.

PALAVRAS-CHAVE: Laminados Metal-Fibra, CARALL®, GLARE®, Condicionamento Ambiental, Propriedades de Cisalhamento, Propriedades Viscoelásticas.

DAMATO, C. A. **Environmental conditioning effects on the shear and damping properties of fiber metal hybrid composites**, 2010. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

ABSTRACT

The technological development of hybrid composites combining long-fiber reinforced polymeric laminates with metallic sheets, usually Al alloys, denominated FML, aims to obtain a range of materials with high mechanical strength values, stiffness and low weight. This combination of properties becomes the FML attractive as substitutes of both metal alloys and conventional thermosetting composites in aerospace applications. The objective of this work is to evaluate the effects of different environmental conditionings (high moisture and temperature, saline atmosphere and sudden changing of temperature) in GLARE® (glass fiber-metal laminates) and CARALL® (carbon fiber-metal laminates) FML samples. Interlaminar and Iosipescu shear and free vibration tests were used to evaluate the studied environmental conditioning effects. The study shows that the exposure to high temperature cycles influences significantly the shear properties of the laminates, mainly due to the thermal expansion coefficient differences of their constituents. It is also observed that the loss and storage modules are affected due to the possible formation of microcracks in the polymer matrix and also the metal/composite interface degradation. In the other side, the presence of low moisture content does not affect so significantly the shear and viscoelastic properties. Finally, the saline atmosphere exposure showed the most aggressive conditioning, due to the formation of corrosion pits on the metal layers of the laminate.

KEYWORDS: Fiber Metal Laminates, GLARE®, CARALL®, Environmental Conditioning, Shear Properties, Viscoelastic Properties.

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABNT -	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA -	<i>Analysis of Variance</i>
ARALL® -	<i>Aramid Reinforced Aluminum Laminate</i>
ASTM -	<i>American Society for testing and Materials</i>
CARALL® -	<i>Carbon Reinforced Aluminum Laminate</i>
CHMF -	Compósitos Híbridos Metal-Fibra
CTA-	Comando-Geral de Tecnologia Aeroespacial
D -	Coefficiente de Difusão
DMT -	Departamento de Materiais e Tecnologia
E' -	Módulo de Armazenamento
E'' -	Módulo de Perda
EMBRAER -	Empresa Brasileira de Aeronáutica S/A
F -	Distribuição Snedecor de Probabilidades
f -	Frequência natural de vibração
FEG -	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
GLARE® -	<i>Glass Aluminum Reinforced</i>
I -	Momento de Inércia
IAE -	Instituto de Aeronáutica e Espaço
ILSS -	<i>Interlaminar Shear Strength</i>
LMF -	Laminado metal-fibra
t -	Distribuição <i>t</i> de Student
tan δ -	Fator de Perda
TiGra -	<i>Titanium Graphite</i>
UNESP -	Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho”
Δ -	Decaimento Logarítmo

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.2 – Fluxograma com o planejamento do trabalho.....	26
Figura 2.2 – Principais tecidos utilizados na fabricação de compósitos (COSTA, 2006).	30
Figura 2.3 – Configuração de um compósito laminado metal-fibra (VLOT; SINKE, 2002 adaptado).	31
Figura 2.4 - Representação esquemática de uma bolsa de vácuo (CÂNDIDO, 2001).	37
Figura 2.5 – Airbus A380 utilizando GLARE® como parte da fuselagem (SILVA, 2006).	40
Figura 2.6 – Contêiner ECOS3 da Galaxy Aviation Security (HAGENBEEK, 2005).....	41
Figura 2.7 – Distribuição F de Snedecor (TRIOLA, 2008).....	55
Figura 3.1 – Ciclo de cura utilizado na produção dos laminados metal-fibra em estudo (BOTELHO, et al., 2006a).	58
Figura 3.2 – Microscópio Nikon Epiphote 200.....	60
Figura 3.3 – Câmara climática modificada da Marconi modelo MA 835/UR.....	63
Figura 3.4 – Estufa a vácuo, da Quimis modelo Q819V2.....	64
Figura 3.5 – Câmara de atmosfera salina da Equilam, modelo SS600e.....	65
Figura 3.6 – Câmara de choque térmico utilizada no condicionamento por variação cíclica de temperatura, da Envirotronics, modelo TSV.5-2-2-2-AC-X.....	67
Figura 3.7 – Modos de falha possíveis em amostras ensaiadas por cisalhamento interlaminar (ILSS) (FARIA, 2008; SILVA 2006).....	68

Figura 3.8 – Esquema de um ensaio de cisalhamento interlaminar (LE BOURLEGAT, 2009).....	68
Figura 3.9 – Máquina universal de ensaios da Shimadzu AG-X.	69
Figura 3.10 – Dispositivo e corpo de prova para ensaio de cisalhamento interlaminar.....	70
Tabela 1.1 – Algumas características das aeronaves Airbus A380 e Boeing 747 (HAGENBEEK, 2005).....	23
Figura 3.11 – Esquema representativo dos corpos de prova utilizados nos ensaios de cisalhamento Iosipescu: a) Orientação das fibras; b) dimensões dos corpos de prova (LE BOURLEGAT, 2009).....	71
Figura 3.12 – Dispositivo utilizado no ensaio de cisalhamento Iosipescu.....	73
Figura 3.13 – Esquema ilustrativo do ensaio de vibração livre (LE BOURLEGAT, 2009).	74
Figura 3.14 – Sistema utilizado na realização do ensaio de vibração livre.....	74
Figura 3.15 – Estereomicroscópio da Zeiss Stemi 2000.	78
Figura 3.16 – Vista da ferramenta ANOVA no Excel	80
Figura 4.1 – Micrografia óptica dos laminados: a) GLARE®. b) CARALL®.....	82
Figura 4.2 – Curvas de ganho de massa das amostras de controle em função da raiz quadrada do tempo: a) GLARE® e b) CARALL®.....	86
Figura 4.3 – Curvas de absorção de umidade do GLARE® e do CARALL® em função da raiz quadrada do tempo.	88
Figura 4.4 – Gráfico do $\log (M_T/M_\infty)$ versus tempo para avaliação do parâmetro Fickiano n.	89

Figura 4.5 – Gráfico de (M_T/M_∞) versus raiz quadrada do tempo para avaliação dos coeficientes de difusão.	90
Figura 4.6– Curvas de ganho de massa versus raiz quadrada do tempo dos laminados submetidos ao condicionamento em névoa salina.....	93
Figura 4.7 – Estereomicroscopia dos laminados condicionados em névoa salina, após 72 horas de exposição. a) GLARE® e b) CARALL®.....	93
Figura 4.8 – Estereomicroscopia do GLARE®. a) sob variações súbitas de temperatura; b) sob condicionamento em névoa salina.	101
Figura 4.9 – Estereomicroscopia do CARALL®. a) sob variações súbitas de temperatura; b) sob condicionamento em névoa salina.....	101
Figura 4.10 – Comportamento em cisalhamento translaminar do: (a) GLARE® e (b) CARALL®.	103
Figura 4.11 – Estereomicroscopia do GLARE® após ensaio de cisalhamento Iosipescu. a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina.	107
Figura 4.12 – Estereomicroscopia do CARALL® após ensaio de cisalhamento Iosipescu: a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina.	108
Figura 4.13 – Curvas de amortecimento geradas no ensaio de vibração livre do GLARE®. a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento	

higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina110

Figura 4.14 – Curvas de amortecimento geradas no ensaio de vibração livre do CARALL®. a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina.....111

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Configurações típicas do GLARE® (HAGENBEEK, 2005).....	39
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas do CARALL® (LE BOURLEGAT, 2009).....	42
Tabela 3.1 – Dados médios dos corpos de prova utilizados nos ensaios de vibração livre.	77
Tabela 4.1 – Resultados das medições para a determinação das massas específicas dos laminados em estudo.	83
Tabela 4.2 – Valores da massa específica dos CHMF em estudo (CALLISTER, 2002*).....	84
Tabela 4.3 – Valores de n e D obtidos no estudo do condicionamento higrotérmico.....	90
Tabela 4.4 – Resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar do GLARE® e CARALL®.	95
Tabela 4.5 – Valores de F calculados e tabelados para as análises estatísticas.....	95
Tabela 4.6 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento do GLARE® sob diferentes condições de climatização.	96
Tabela 4.7 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento do CARALL® sob diferentes condições de climatização.....	97
Tabela 4.8 – Coeficientes de expansão térmica dos constituintes dos laminados híbridos em estudo, à temperatura ambiente (25°C) (CALLISTER, 2002).	98
Tabela 4.9 – Resultados de resistência ao cisalhamento Iosipescu em MPa do GLARE® e CARALL®.	104
Tabela 4.10 – Valores de F calculado e tabelado para as análises estatísticas.....	104

Tabela 4.11 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento Iosipescu do GLARE®.....	105
Tabela 4.12 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento Iosipescu do CARALL®.....	105
Tabela 4.13 – Propriedades viscoelásticas do GLARE® e CARALL® obtidas no ensaio de vibração livre.	112

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO	20
1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	20
1.2. OBJETIVO	24
1.3. METODOLOGIA UTILIZADA	25
CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1. COMPÓSITOS ESTRUTURAIS	27
2.2. LAMINADOS METAL-FIBRA	31
2.2.1. GLARE®	35
2.2. CARALL®	41
2.3. EFEITOS AMBIENTAIS	43
2.3.1 Efeito higrotérmico	44
2.3.2 Ambiente salino	50
2.3.3. Variações cíclicas de temperatura	51
2.4. ANÁLISE ESTATÍSTICA ANOVA	54
CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS	57
3.1. MATERIAIS	57
3.2. AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA	59
3.3. DETERMINAÇÃO DA MASSA ESPECÍFICA	60
3.4. CONDICIONAMENTO AMBIENTAL	61
3.4.1. Condicionamento higrotérmico	61
3.4.2. Condicionamento por névoa salina	64
3.4.3. Ensaio de variação cíclica de temperatura	65
3.5. ENSAIOS MECÂNICOS	67

3.5.1. Cisalhamento Interlaminar (ILSS)	67
3.5.2. Cisalhamento Iosipescu	70
3.6. ENSAIOS VISCOELÁSTICOS.....	73
3.6.1. Ensaio de Vibração	73
3.7. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	77
3.8. ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS.....	78
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES	81
4.1. AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA DOS LAMINADOS	81
4.2. DETERMINAÇÃO DAS MASSAS ESPECÍFICAS	82
4.3. ESTUDO DOS EFEITOS DOS CONDICIONAMENTOS	85
4.3.1 Condicionamento higrotérmico	85
4.3.2 Condicionamento em névoa salina	91
4.4. AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	94
4.4.1 Ensaio de cisalhamento interlaminar	94
4.4.2 Ensaio de cisalhamento Iosipescu	102
4.5. ENSAIO DE VIBRAÇÃO LIVRE	109
CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES	114
5.1. TRABALHOS TÉCNICO-CIENTÍFICOS GERADOS	116
5.1.1. Publicados	116
5.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	118
REFERÊNCIAS	119
APÊNDICE I	129
APÊNDICE II	133

APÊNDICE III..... 137

ANEXO I..... 141

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Os materiais compósitos representam um caso de particular relevância dentro dos materiais de engenharia não convencionais, especialmente para aplicações estruturais de uso aeronáutico (OFFRINGA, 1996; LIU; PIGGOTT, 1995; HULL, 1987). Os compósitos de matriz polimérica, quando comparados aos seus componentes individuais, caracterizam-se por apresentarem, normalmente, elevadas propriedades mecânicas aliadas a menores valores de massa específica (900 a 1500 kg.m^{-3} ($0,9$ a $1,5 \text{ g.cm}^{-3}$)), podendo ser obtidos por diferentes técnicas de processamento como, por exemplo, laminação manual e cura em autoclave, moldagem por compressão a quente, bobinagem, moldagem por transferência de resina, pultrusão, entre outras (CANEVAROLO, 2002; HULL, 1987; PETERS, 1998).

As indústrias aeronáutica e espacial são as grandes impulsionadoras do desenvolvimento desses materiais, por necessitarem de componentes com baixa massa específica e que atendam aos severos requisitos de elevados valores de rigidez e de resistência mecânica em serviço (OFFRINGA, 1996; BOTELHO, 2002).

Como muitos dos elementos estruturais utilizados no setor aeroespacial apresentam dimensões consideráveis, a técnica de moldagem pelo uso de pré-impregnados, também denominados *prepregs* (materiais compósitos de fibras longas ou contínuas pré-impregnadas com resina parcialmente curada), tem se mostrado eficiente (NETO; PARDINI, 2006). Desde o advento das fibras de vidro, aramida e carbono, a indústria aeronáutica tem se utilizado dessa tecnologia na fabricação de peças para aeronaves. A Figura 1.1 apresenta o mais recente projeto da Boeing, a aeronave 787, com sua fuselagem construída com cerca de 50% em massa em materiais compósitos, assim como a evolução da utilização dos compósitos pela empresa em suas aeronaves.

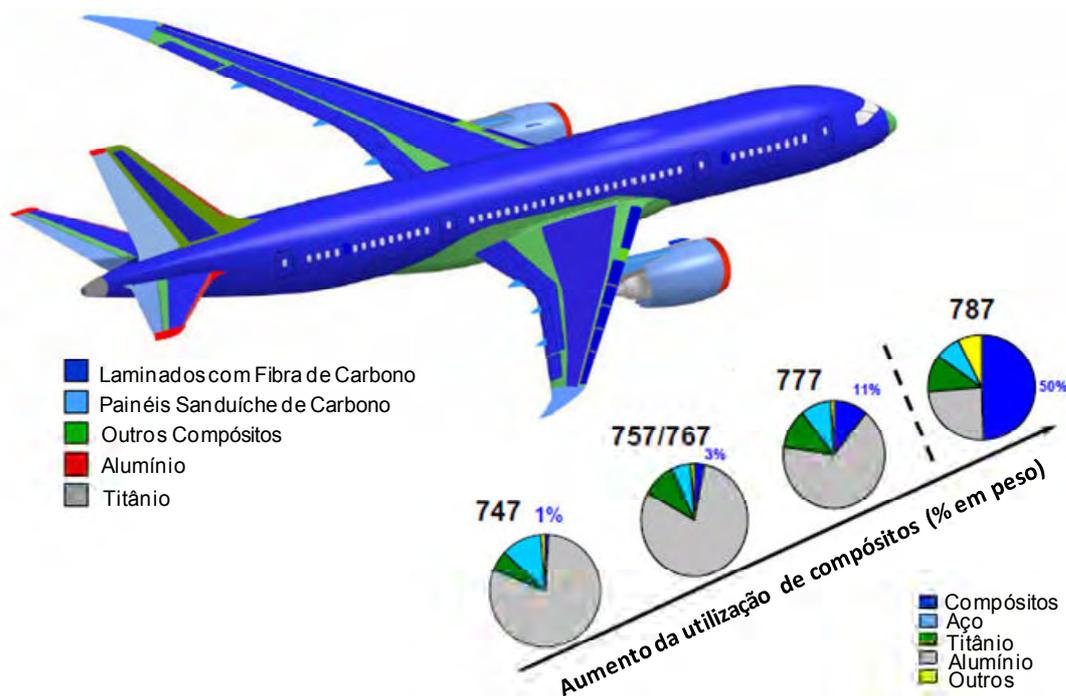


Figura 1.1 – Boeing 787 e os materiais utilizados na construção de sua fuselagem (MONTGOMERY, 2007 adaptado).

Apesar das vantagens que os materiais compósitos apresentam e que motivam a sua utilização na indústria aeroespacial, essa classe de materiais tem como desvantagem, quando comparada aos materiais metálicos, a susceptibilidade aos danos, com a perda de sua integridade estrutural. Os danos podem ocorrer durante o processamento da matéria-prima, fabricação da peça, manuseio, transporte, armazenagem, manutenção ou mesmo em serviço (MAYER, 2003). Este fato motivou vários estudos (GATTI, 2009; SILVA, 2006; DAUD, 2005; LE BOURLEGAT, 2009; HAGENBEEK, 2005; DE JONG, 2005; BOTELHO et al., 2006a), visando a integração de estruturas metálicas com estruturas em compósitos avançados, dando origem a uma nova classe de materiais, conhecida como laminados metal-fibra.

Materiais obtidos a partir da combinação de compósitos poliméricos com metais vêm sendo cada vez mais utilizados na indústria aeronáutica internacional nos últimos anos, podendo ser citadas as combinações fibras de aramida/epóxi/alumínio (ARALL®),

fibras de vidro/epóxi/alumínio (GLARE®) e fibras de carbono/epóxi/alumínio (CARALL®). Essas combinações denominadas de compósitos híbridos metal/fibra (CHMF) têm como principal objetivo associar as excelentes características mecânicas dos compósitos com as dos metais, melhorando propriedades, tais como: as resistências à fadiga, à tração, à compressão e ao impacto, assim como retardar a propagação de trincas, quando o material sofre algum tipo de dano (SILVA et al., 2008).

A recém lançada aeronave da Airbus, o A380, representa um exemplo reconhecido de sucesso na aplicação dos CHMF, tendo aproximadamente 400 m² de sua fuselagem produzida em GLARE®. A utilização dessa classe de material proporcionou excelente desempenho mecânico associado a uma considerável redução de peso, resultando em uma maior economia em vôo. A Tabela 1.1 apresenta algumas das principais diferenças entre as aeronaves Airbus A380 e o Boeing 747 (HAGENBEEK, 2005).

Dentre as características descritas na Tabela 1.1 destaca-se a maior capacidade de carga e transporte de passageiros, observada no Airbus A380, quando comparada à do Boeing 747. Além disso, o menor peso relativo do A380 permite um maior empuxo máximo dos motores, assim como um maior alcance sem a necessidade de abastecimento. Esse ganho encontra-se associado a uma redução no peso da aeronave, proporcionada pela escolha adequada dos materiais utilizados em sua fabricação.

Associada à economia de peso, em se tratando de aplicações aeronáuticas, torna-se também importante a avaliação da resistência ao intemperismo por parte dos materiais a serem selecionados para aplicações em estruturas primárias. Os compósitos quando submetidos às condições de serviço são expostos a uma grande variedade de condições ambientais. Dentro desse contexto, os principais agentes atmosféricos causadores dos ataques ambientais são a temperatura, a umidade relativa do ar, efeitos da radiação ultravioleta, ataque de partículas do espaço, exposição a substâncias químicas, exposição em água do mar e atmosfera salina, combustíveis, gases e fluidos hidráulicos (BOUKHOULDA; ADDA-BEDIA; MADANI, 2006; SAMIT, et al., 2006; FARIA, 2008).

Tabela 1.1 – Algumas características das aeronaves Airbus A380 e Boeing 747 (HAGENBEEK, 2005).

Características	Unidades	Airbus A380	Boeing 747
Comprimento	[m]	73,0	70,7
Abertura da asa	[m]	79,8	64,4
Altura	[m]	24,1	19,4
Largura da cabine	[m]	6,6	6,1
Máxima capacidade de peso	[ton]	560	397
Máxima capacidade de combustível	[ton]	250	175
Empuxo	[kN]	311	282
Nº de passageiros		555	416
Alcance máximo	[km]	15000	13450
Custo	[milhões de dólares]	218	198

Os efeitos ambientais podem ser reversíveis quando o período de exposição é de curta duração. Porém, quando a exposição ocorre em ciclos prolongados, os efeitos produzidos podem ser irreversíveis. Nesse caso, geralmente ocorrem alterações destrutivas na interface reforço/matriz polimérica, devido, principalmente, à degradação das prováveis interações físico-químicas existentes entre a resina e a fibra. Em consequência, ocorre o descolamento da fibra, provocando a delaminação do compósito

com a consequente redução das propriedades mecânicas do compósito (FARIA, 2008; ZENASNI, et al., 2006; CUNHA; COSTA; REZENDE; 2006).

Nos compósitos poliméricos, elevados ciclos de variação de temperatura podem resultar ainda no desenvolvimento de fadiga térmica do laminado, devido à diferença do coeficiente de expansão térmica existente entre a matriz e as fibras de reforço, ao nível microscópico e, também, devido à diferença no coeficiente de expansão térmica existente entre camadas adjacentes, quando empilhadas em diferentes orientações. Dessa forma, em um laminado cruzado, variações cíclicas de temperatura induzem tensões cíclicas biaxiais no plano, em cada camada. Nesse caso, é provável que a exposição às variações térmicas cíclicas aumente a ocorrência de danos no material, similares àqueles que são observados sob fadiga mecânica (HENAFF-GARDIN, LAFARIE-FRENOT, 2002).

Devido à constante atualização tecnológica exigida no setor aeroespacial, o presente trabalho vem com o intuito de contribuir no domínio do conhecimento dos efeitos ambientais sobre as propriedades mecânicas de compósitos híbridos metal-fibra. O desenvolvimento do presente trabalho contou, principalmente, com as infra-estruturas do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, Campus de Guaratinguetá e da Divisão de Materiais do IAE/DCTA.

1.2. OBJETIVO

O principal objetivo deste trabalho de pesquisa foi avaliar os efeitos de diferentes condicionamentos ambientais em compósitos híbridos metal-fibra dos tipos GLARE® e CARALL®, quando submetidos a ambientes com elevado teor de umidade e temperatura, salinidade e variações súbitas de temperatura e, posteriormente, investigar a degradação de suas propriedades mecânicas e viscoelásticas, a partir de ensaios de cisalhamento interlaminar, cisalhamento Iosipescu e ensaio de vibração livre.

1.3. METODOLOGIA UTILIZADA

Este trabalho foi planejado de forma a ser executado de maneira sistemática, adotando as etapas relacionadas na Figura 1.2.

Além deste Capítulo de Introdução, abordando alguns conceitos sobre a importância da utilização de laminados metal-fibra na indústria aeronáutica, o conteúdo deste trabalho encontra-se estruturado em outros cinco capítulos e anexos.

O Capítulo 2 aborda a revisão bibliográfica dos trabalhos disponíveis na literatura, mencionando esta nova classe de compósitos híbridos, condições de processamento, os efeitos causados pela exposição dos materiais compósitos em ambientes úmidos, salinos, e a degradação das propriedades dos compósitos, quando esses são submetidos a ciclos de variação súbita de temperatura.

No Capítulo 3, denominado Materiais e Métodos, encontram-se descritos os materiais utilizados neste trabalho e a maneira como foram processados pela Empresa Brasileira de Aeronáutica, as metodologias e parâmetros adotados para a realização dos condicionamentos ambientais, e os ensaios mecânicos e viscoelástico realizados para avaliar a degradação das propriedades das amostras de CHMF estudadas.

No Capítulo 4 são discutidos todos os resultados obtidos neste trabalho, com ênfase na avaliação da influência dos condicionamentos higrotérmicos, névoa salina e variações súbitas de temperatura nas propriedades mecânicas e viscoelásticas dos laminados híbridos. Também são analisadas as fraturas dos compósitos após os ensaios mecânicos, a partir da avaliação morfológica dos laminados em estudo.

O Capítulo 5 apresenta as principais conclusões deste trabalho de forma sucinta e objetiva, assim como as sugestões para trabalhos futuros.

Por fim, são apresentadas as referências bibliográficas consultadas, de acordo com a ABNT NBR 6023 de 2002 e, ainda, os trabalhos técnico-científicos gerados e apresentados em periódicos e congressos durante o período compreendido por esta dissertação.

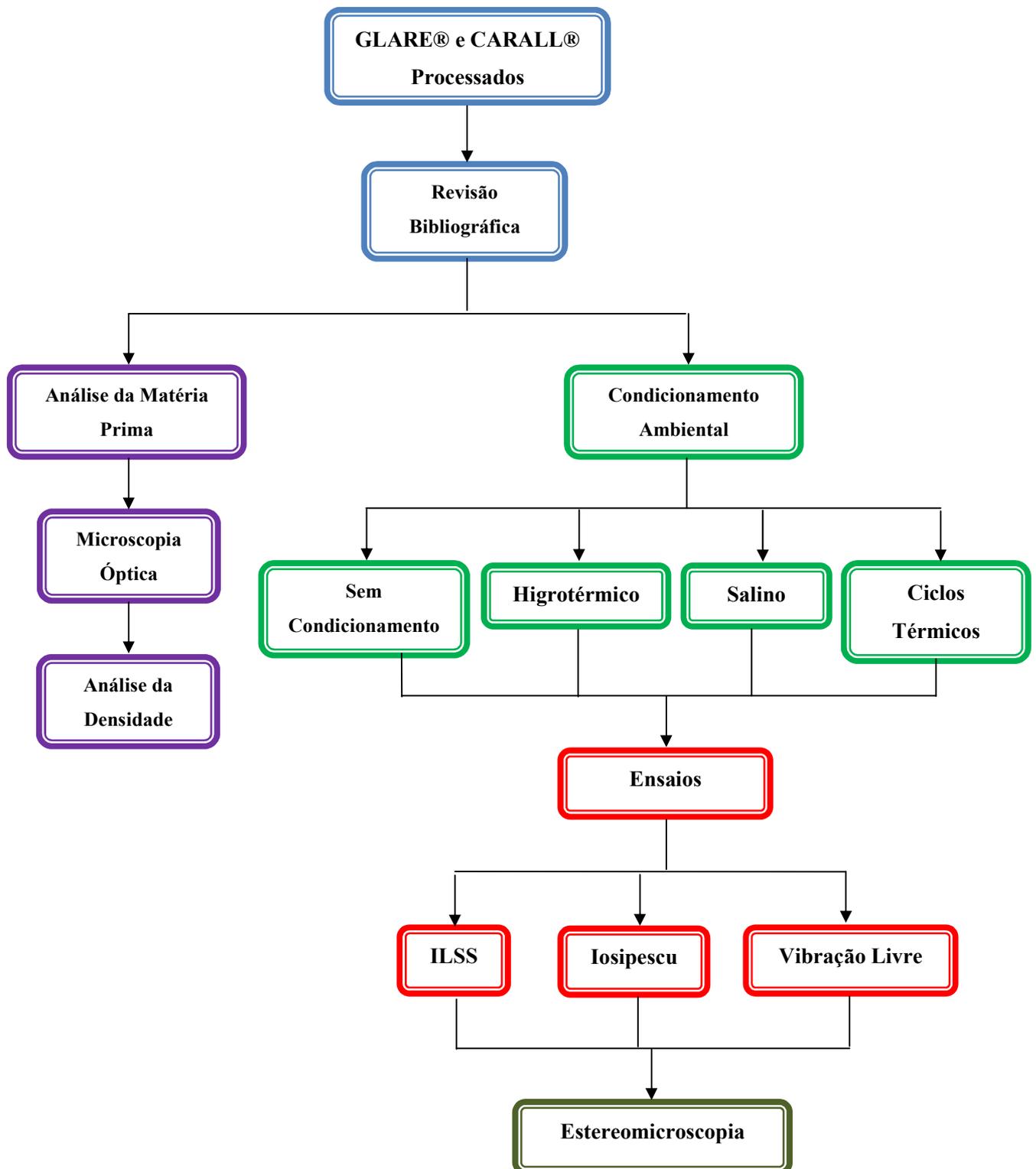


Figura 1.2 – Fluxograma com o planejamento do trabalho.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. COMPÓSITOS ESTRUTURAIS

Os materiais compósitos vêm sendo estudados e discutidos por vários especialistas mundiais nesses últimos 50 anos. Dentre as diversas possíveis aplicações, seu uso na área aeroespacial, particularmente, vem se destacando. Dentro dessa classe de materiais, os compósitos poliméricos se sobressaem por apresentarem características que os tornam atrativos em aplicações estruturais, podendo ser citado como principal benefício seu excelente desempenho mecânico associado à sua baixa massa específica (900 a 1500 kg.m⁻³ (0,9 a 1,5 g.cm⁻³)).

Diante disso, a indústria aeroespacial é uma das mais beneficiadas pelas vantagens oferecidas pelos materiais compósitos, uma vez que o peso dos componentes tem influência significativa no desempenho em vôo, na capacidade de transporte e no consumo de combustível, sendo que a medida da eficiência de uma aeronave pode ser inferida como a relação entre a carga máxima e o peso máximo para decolagem. Portanto, uma estrutura leve tem importância relevante em sua eficiência (COSTA, 2002; MAYER, 2003; GATTI, 2009).

A principal característica que explica a possibilidade de utilização dos compósitos em diversas aplicações, incluindo as que requerem materiais com elevado desempenho, é a elevada gama de combinações possíveis a partir da utilização de materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos, tanto como constituintes da fase matriz como dos reforços, na busca de materiais com um conjunto de propriedades melhores que cada constituinte apresenta isoladamente (NETO, PARDINI, 2006).

Os compósitos obtidos a partir de reforços fibrosos, aglutinados por uma matriz polimérica, são os mais utilizados atualmente, devido, principalmente, ao excelente desempenho estrutural que esses apresentam, considerando-se sua resistência e rigidez em relação ao seu peso, além das propriedades de resistência à fadiga e à corrosão. Devido à essa gama de propriedades, em muitos casos os compósitos poliméricos podem substituir

as ligas metálicas convencionalmente utilizadas na indústria aeronáutica (ligas de alumínio 2024-T3, por exemplo) (NETO, PARDINI, 2006).

Com o intuito de se obter melhor desempenho mecânico, os compósitos poliméricos estruturais são geralmente processados utilizando-se fibras contínuas, devido à elevada resistência que este tipo de reforço apresenta, associado à capacidade de transferência de carga da matriz para o reforço (GATTI, 2009).

Apesar de seu melhor desempenho, as fibras contínuas quando utilizadas em apenas uma direção não proporcionam ao compósito elevada resistência aos esforços transversais. Como em geral os materiais de engenharia são submetidos a esforços em mais de uma direção, os compósitos são projetados de forma a serem constituídos por fibras em diferentes orientações, sendo as mais utilizadas: 0° , $\pm 45^\circ$ e $\pm 90^\circ$. Para essa finalidade, os compósitos são geralmente constituídos de várias camadas, formando um laminado. A Figura 2.1 apresenta a estrutura de um compósito laminado constituída de camadas com fibras em várias direções.

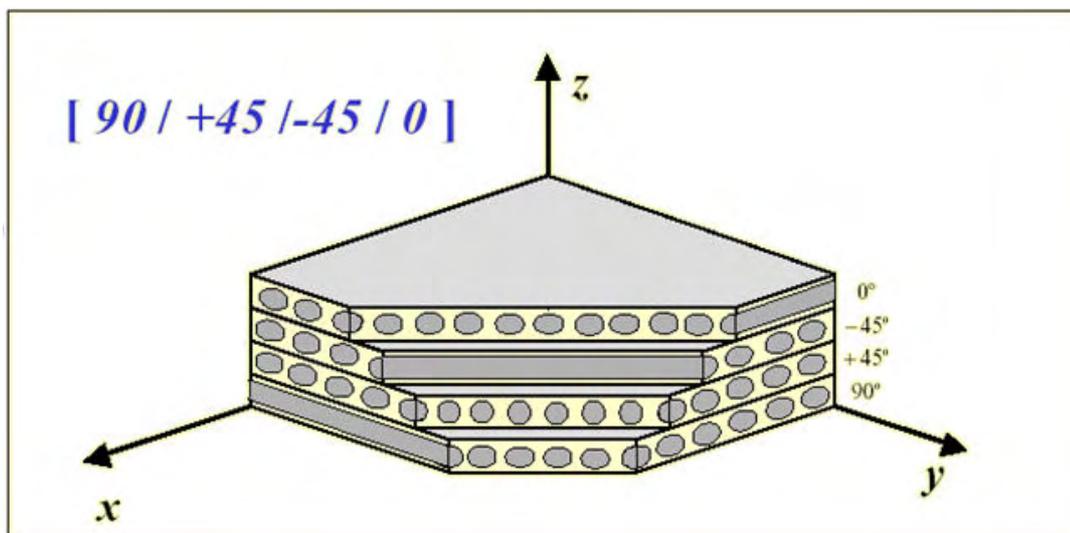


Figura 2.1 – Compósito laminado com fibras em várias direções (elaborado por BOTELHO, 2005).

Devido aos rigorosos requisitos exigidos pela indústria aeroespacial, o processo manual de fabricação de peças em materiais compósitos se apresenta insatisfatório. A garantia da fração volumétrica adequada de fibra e matriz e a orientação correta das fibras são fatores de difícil controle, e que podem influenciar diretamente nas propriedades mecânicas do material final. Nesse contexto, foram desenvolvidos os materiais pré-impregnados, também conhecidos como *prepregs*.

Os *prepregs* são materiais intermediários na fabricação dos compósitos e são constituídos, normalmente, por um reforço de fibras contínuas (tecidas ou não) impregnadas com um material polimérico, com frações volumétricas bem definidas, geralmente em torno de 40% de matriz (NETO, PARDINI, 2006). Os *prepregs* são por sua vez transformados no produto final por meio de processos que envolvem temperatura e pressão, ou seja, a partir de um processo de cura (COSTA, 2002).

Um dos reforços mais utilizados na fabricação de compósitos a partir de *prepregs* é o tecido plano, também conhecido como *plain*. Sua estrutura consiste de cabos entrelaçados do urdume e da trama dispostos em um padrão, onde cabos da trama se entrelaçam acima e abaixo dos cabos do urdume. Por exemplo, na primeira fileira os cabos da trama passam acima do primeiro cabo do urdume, abaixo do segundo, acima do terceiro e assim sucessivamente. Na segunda fileira os cabos da trama passam abaixo do primeiro cabos do urdume, acima do segundo, abaixo do terceiro e assim sucessivamente. Na terceira fileira repete-se a formação da primeira, seguindo a mesma sequência (NETO, PARDINI, 2006). A Figura 2.2 apresenta as principais configurações de tecidos utilizados na fabricação de materiais compósitos.

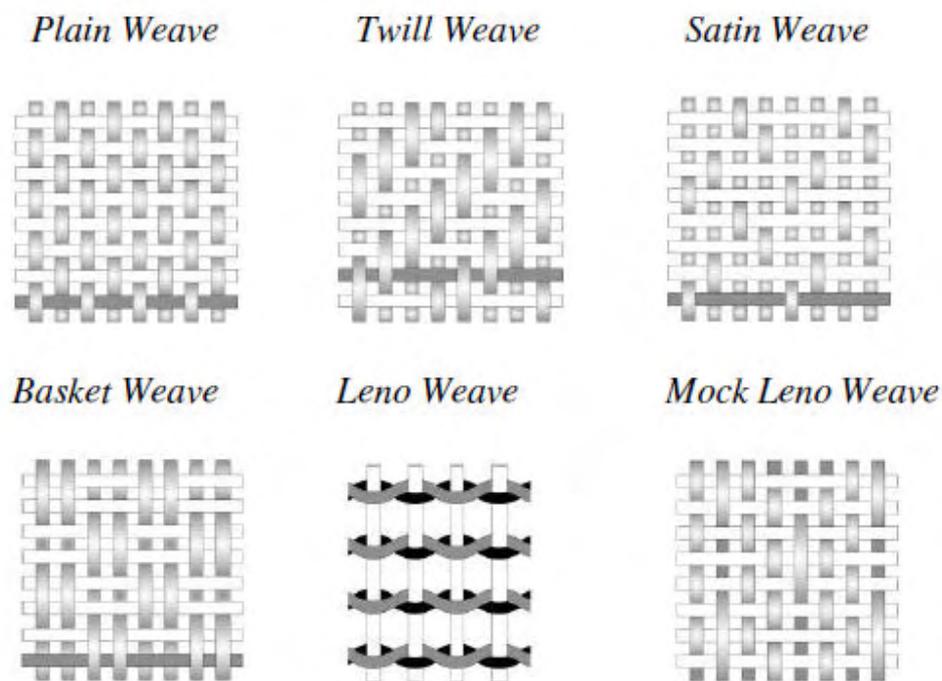


Figura 2.2 – Principais tecidos utilizados na fabricação de compósitos (COSTA, 2006).

Os materiais indicados para aplicação aeronáutica, além de suportar temperaturas elevadas, devem operar em meios hostis, mantendo sua resistência à oxidação em altitude de cruzeiro e na presença da umidade relativa do solo e, também, sua integridade estrutural por 60.000 horas de vida de operação (ROBINSON; CHARETTE; LEONARD, 1991). Dentro desse contexto, os compósitos reforçados com tecidos de carbono encontram-se em uma posição vantajosa. Entretanto, modificações ainda são necessárias visando o aumento da vida útil das estruturas aeronáuticas em materiais compósitos (KAWAI et al., 1996).

Nos anos 70, alguns testes de fadiga em materiais compósitos com finas lâminas de ligas de alumínio unidas por adesivos apontavam para melhorias significativas na tolerância ao dano. Surge, então, o laminado metal-fibra (LMF), também chamado de compósito híbrido metal-fibra (CHMF) (HAGENBEEK, 2005; VLOT, 2001).

2.2. LAMINADOS METAL-FIBRA

A combinação de materiais metálicos com compósitos poliméricos, também chamados compósitos híbridos metal-fibra (CHMF), tem sido cada vez mais utilizada na indústria aeronáutica internacional nos últimos anos. Essa importante geração de materiais compósitos consiste em empilhar camadas de compósitos poliméricos alternadamente com placas metálicas, formando uma estrutura sanduíche, onde o metal cobre as superfícies inferior e superior do laminado (BOTELHO et al., (2006a, 2006c); GUOCAI; YANG, 2005; VOGELANG; VLOT, 2000; MENSINK, 1994; HOMAN, 2006; KAWAI; HACHINOHE, 2002; BOTELHO; PARDINI; REZENDE 2006a; BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005; GUOCAI; TAN; YANG; 2007). Este tipo de configuração encontra-se esquematizado na Figura 2.3.

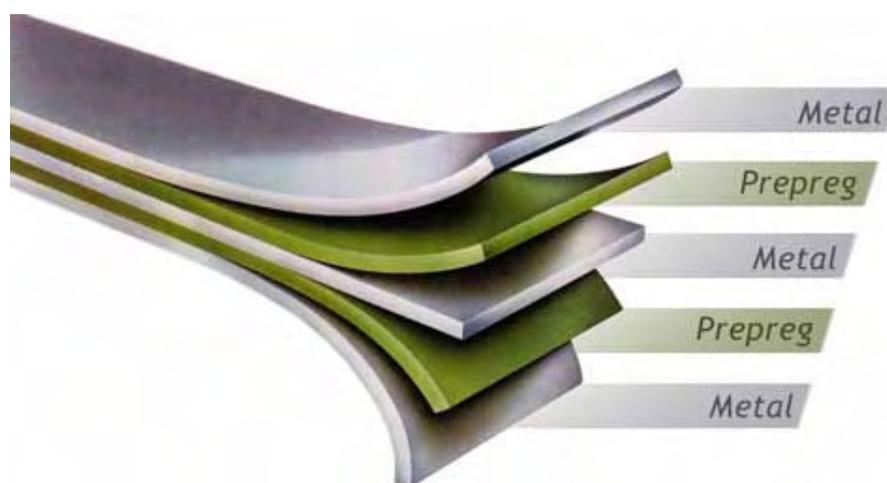


Figura 2.3 – Configuração de um compósito laminado metal-fibra (VLOT; SINKE, 2002 adaptado).

Este tipo de compósito híbrido tem como principal objetivo associar as excelentes propriedades mecânicas dos compósitos poliméricos com as dos metais, resultando em propriedades superiores às dos componentes isolados, no material final. Nesse sentido, podem-se mencionar melhores valores de resistências à fadiga, à tração, à compressão, ao

impacto, e maior tolerância ao dano, isto é, retardar a propagação de trincas quando o material sofre algum tipo de dano (KAWAI, et al., 1998; SCHONBERG, 2000; KAWAI et al., 2001; VLOT, 2001).

Além do incremento das propriedades mencionadas, este tipo de laminado também apresenta uma redução de peso (entre 20 e 25%) e de custos com manutenção, proporcionando uma maior durabilidade do componente. Vale ainda mencionar que a superfície de colagem desse material híbrido age como uma barreira contra a corrosão e, também, a função de isolamento térmico, sendo esse resistente à formação e propagação de chamas (SILVA, 2006).

As principais combinações de CHMF atualmente disponíveis são o ARALL® (alumínio/fibra de aramida/resina epóxi), o GLARE® (alumínio/fibra de vidro/resina epóxi) e o CARALL® (alumínio/fibra de carbono/resina epóxi) (SILVA et al., 2008).

Uma vez que, diversas configurações desses materiais são possíveis foi criada uma nomenclatura de acordo com a Equação 2.1, acrescida da espessura da chapa metálica.

$$m = n + 1 , \quad (2.1)$$

onde: m corresponde ao número de camadas de chapas metálicas e n é o número de lâminas de compósito polimérico.

Dessa forma, os CHMF também podem ser denominados como “CHMF m/n – e”, onde “e” é a espessura de cada camada metálica (BOTELHO et al., 2006a). Assim, um laminado denominado como GLARE® 3/2 – 0,4 pode ser interpretado como um laminado híbrido metal-fibra contendo 3 camadas de alumínio com 0,4 mm de espessura e 2 camadas de compósito de fibra de vidro/resina epóxi.

A história da criação dos laminados metal-fibra teve origem a partir do desenvolvimento da tecnologia de colagem estrutural de metais com laminados poliméricos, acompanhada da maior disponibilidade de fibras de vidro com resina poliéster no mercado, após o evento da Segunda Guerra Mundial. A colagem de metais

por sistemas adesivos, além de ter sido introduzida com o intuito de diminuir os custos de investimento com usinagem e evitar a união de estruturas por meio de rebites, mostrou-se eficiente no que diz respeito à melhoria da resistência à fadiga, devido ao fenômeno conhecido como *crack fatigue bridging*, onde a camada interna do laminado bloqueia a trinca das camadas externas, resultando em um aumento na tolerância ao dano do material. Esse fenômeno é de fundamental importância para a compreensão dos mecanismos de falhas envolvidos em fadiga, responsáveis por grande parte dos acidentes aéreos, tais como o da aeronave Comet I, ocorrido em 10 de janeiro de 1954 (HAGENBEEK, 2005; SILVA, 2006; DE JONG, 2004).

A partir da década de 70, a tolerância ao dano de estruturas obtidas pela colagem de materiais metálicos teve um aumento significativo, por meio da incorporação de fibras ao adesivo. A utilização de fibras unidirecionais permitia uma transmissão de carga do metal que sofreu algum tipo de dano, para as fibras de reforço, por meio da interface metal/adesivo/fibras. Testes de fadiga no ARALL® mostraram que a incorporação de fibras de reforço ao metal resultava em um aumento de cerca de dez vezes na taxa de propagação de trincas (HAGENBEEK, 2005).

O aumento na resistência à fadiga de laminados com fibras de reforço, associado à necessidade de se obter materiais com melhor resistência ao impacto, estimulou uma série de estudos para o desenvolvimento do ARALL®. Em meados de 1982 foi desenvolvido e patentado o primeiro produto comercial constituído de fibras de aramida e de alumínio aeronáutico, pela empresa ALCOA. O primeiro laminado dessa família foi denominado ARALL® 1, sendo esse obtido a partir da liga de alumínio 7075, enquanto o ARALL® 2, segundo laminado dessa família, foi produzido com a liga de alumínio 2024-T3. Mais tarde, por volta de 1987, foram produzidas outras variações do ARALL®, todas obtidas com a liga de alumínio 7475 e com diferentes tipos de adesivos, com a finalidade de aplicações em temperaturas elevadas (SILVA, 2006; BOTELHO et al., 2006a).

Apesar da resistência à fadiga melhorada, o ARALL® apresentava um sério problema de tensão residual nas placas metálicas após sua cura, devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica entre o alumínio e as fibras de aramida. Além disso, a

fibra de aramida apresentava um escoamento a baixos níveis de tensão no laminado, absorvia muita umidade e era susceptível à degradação ambiental, principalmente por radiação ultravioleta (HAGENBEEK, 2005).

Visando solucionar a maioria desses problemas, uma nova geração de laminados metal-fibra, utilizando fibras de vidro como substituto da fibra de aramida, foi desenvolvida entre o final dos anos 80 e o início da década de 90. Esse novo material foi denominado de GLARE®, em referência às iniciais de “Glass Aluminum Reinforced” (HAGENBEEK, 2005).

A patente do GLARE® foi registrada em 14 de outubro de 1987 pela AKZO. Uma parceria entre a AKZO e a ALCOA resultou na criação da empresa SLC (Structural Laminates Company), na cidade de Delft, Holanda, que começou a operar em 1991 com o propósito de produzir e comercializar o GLARE®. O acordo previa a realização de uma linha de produção de laminados metal-fibra para aplicação aeronáutica em New Kesington na Pensilvânia, enquanto as pesquisas seriam desenvolvidas na Universidade de Delft na Holanda (VLOT, 2001).

Desde seu desenvolvimento foi encontrado no GLARE® não somente um material com excelentes propriedades de resistência à fadiga, mas também um material com outras propriedades interessantes, tais como: resistências ao impacto e ao cisalhamento; resistências ao fogo e à corrosão, quando comparado com a liga de alumínio 2024-T3. Ainda para esta classe de material, o processo de inspeção e técnicas de reparo são simples e similares às utilizadas em estruturas de alumínio, podendo ser utilizada a inspeção pela técnica de ultrassom e o reparo por fixação mecânica de rebites (VLOT, 2001).

Assim como ocorre nos compósitos estruturais convencionais, nos CHMF a adesão entre as fibras de reforço e a matriz polimérica consiste em um fator determinante para um bom desempenho mecânico. Nesse caso, para se obter uma boa adesão entre os diversos constituintes do CHMF, é necessário a realização de um tratamento superficial da liga de alumínio, com o intuito de melhorar a ancoragem mecânica na sua superfície (SILVA et al., 2008).

O tratamento normalmente utilizado é a anodização, que se caracteriza por um processo eletrolítico, que permite a formação controlada de camadas de óxido artificial na superfície do metal. No caso do alumínio e suas ligas, o óxido consiste basicamente de alumina (Al_2O_3), que confere ao substrato propriedades de resistência à corrosão, abrasão e ancoragem mecânica para adesivos e tintas (SILVA, 2006; BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005).

Na indústria aeronáutica, o requisito de resistência à corrosão e ancoragem de tintas das camadas anodizadas vem acompanhado da exigência de resistência à fadiga. É comum que partes construídas em ligas de alumínio estejam submetidas a tensões estruturais e esforços cíclicos. Nesses casos, a resistência à fadiga do material anodizado é uma exigência importantíssima. Camadas duras e quebradiças devem ser evitadas pela possibilidade de nucleação de trincas. Esse tipo de defeito consiste em uma das desvantagens apresentada pela anodização sulfúrica, onde é verificado que este processo reduz a vida em fadiga da peça, quando comparada ao eletrólito à base de ácido crômico (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005).

2.2.1. GLARE®

O GLARE® consiste de finas camadas de liga de alumínio e compósito polimérico constituído de fibras de vidro (geralmente do tipo S2) com matriz de resina epóxi, que se intercalam como apresentado anteriormente na Figura 2.3 (VLOT, 2001; BOTELHO et al., (2006a, 2006b, 2006c); BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005). Para a fabricação do GLARE® vem sendo atualmente utilizado o processo de impregnação manual e posterior cura em autoclave, respeitando as cinco etapas seguintes:

1. preparação dos materiais: o corte das lâminas do compósito pré-impregnado e do metal é realizado de forma manual. Após o corte, lâminas do compósito pré-impregnado são identificadas, embaladas e seladas em bolsas plásticas de

polipropileno, formando conjuntos que são armazenados novamente em freezer para a posterior operação de laminação (CÂNDIDO, 2001). Já, as lâminas metálicas passam por um tratamento superficial cujo intuito é melhorar a adesão entre o compósito polimérico e o metal;

2. laminação das camadas: a laminação das camadas obedece à sequência de empilhamento definida para a matriz de testes, que pode se caracterizar pelo uso de famílias de laminados simétricos, cruzados ou multidirecionais. Na obtenção de bons laminados é imprescindível compactar as camadas com um rolo para eliminar saliências ou rugas, evitar a retenção de ar ou desalinhamento das fibras (BOTELHO, PARDINI, REZENDE, 2005). Todo cuidado é tomado para evitar que objetos estranhos ao compósito fiquem retidos entre as camadas, pois esses podem causar rejeição do laminado (CÂNDIDO, ALMEIDA, REZENDE, 2000);
3. preparo antes da cura: esta etapa envolve o uso do saco de vácuo, corte de excessos deixados pela resina das lâminas de fibras de carbono/epóxi e a colocação de materiais e componentes necessários como, selante, desmoldante, chapas de aperto e absorvedor para que se tenha uma peça final satisfatória. Tal arranjo encontra-se esquematizado na Figura 2.4.

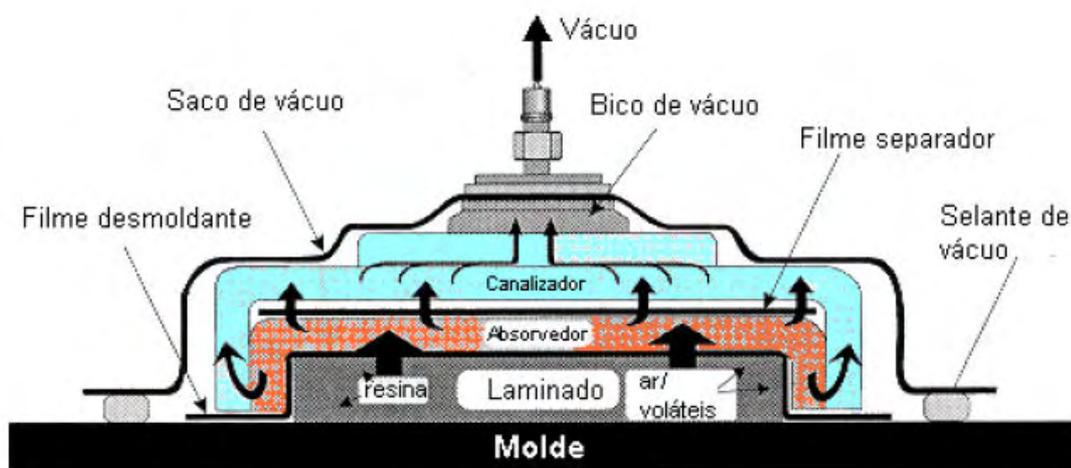


Figura 2.4 - Representação esquemática de uma bolsa de vácuo (CÂNDIDO, 2001).

4. cura em autoclave: a excelente qualidade de fabricação, que se exige dos laminados estruturais aeronáuticos, é conferida pelo conteúdo adequado de resina e pela presença mínima de vazios. Um nível de 2% de vazios é tipicamente considerado aceitável (BOYLE, LYE, 1992). Entretanto, o nível aceitável pode ser diferente dependendo do material, aplicação e do tipo de carregamento. Os tipos de discontinuidades aceitáveis dependem da aplicação do produto. Em alguns casos, a aceitação é embasada em normas estabelecidas pelo fabricante e/ou pelo usuário do compósito;
5. inspeção: É a última etapa, que se encontra ligada à garantia de qualidade dos laminados, e pode ser realizada a partir de técnicas como ultrassom, visual e/ou ensaios mecânicos.

O processo descrito requer o conhecimento da temperatura e pressão adequadas à obtenção do laminado. A temperatura adequada a ser utilizada durante o processo de consolidação pode ser avaliada a partir da utilização de técnicas de análises térmicas e reológicas.

Atualmente, o GLARE® vem sendo produzido a partir de um ciclo de cura conhecido, programado para operar a 121°C com 0,69 MPa (6,9 bar) de pressão e vácuo de 0,083 MPa (0,83 bar), com taxas de aquecimento e resfriamento de 2,5°C/min. Tais parâmetros podem ser determinados a partir de técnicas de análises térmicas e reológicas (BOTELHO, PARDINI, REZENDE, 2005).

Diversas variações desse material são possíveis, mudando-se somente as direções das fibras de vidro durante a laminação e a quantidade de lâminas a serem utilizadas. Os principais tipos de configurações atualmente mais utilizados para o GLARE® encontram-se apresentados na Tabela 2.1 (VLOT, 2001; HAGENBEEK, 2005).

Devido à combinação de materiais apropriados, o GLARE® apresenta uma série de propriedades benéficas para sua utilização no setor aeroespacial. Dentre essas podem ser citadas (MENSINK, 1994):

- maior resistência ao impacto em relação ao alumínio e ao compósito de fibras de vidro/epóxi, quando se utiliza fibras biaxiais na obtenção deste laminado;
- elevados valores de módulo de elasticidade (entre 50 e 72 GPa) (LE BOURLEGAT, 2009), mesmo apresentando núcleos de trincas, com a propagação da falha a uma taxa consideravelmente menor do que na liga de alumínio e no compósito;
- maior resistência à chama, quando comparada com a do alumínio 2024-T3. Estudos mostram que lâminas de GLARE® com 5 mm de espessura resistem a uma chama de 1100°C por um período de, pelo menos 15 minutos, enquanto que em ligas de alumínio 2024-T3 este tempo é de aproximadamente 1,5 minutos (MENSINK, 1994);
- massa específica por volta de 2480 kg.m⁻³ (2,48 g.cm⁻³), portanto, 10% abaixo dos valores encontrados para as ligas de alumínio convencionalmente utilizadas em aeronaves.

Tabela 2.1 – Configurações típicas do GLARE® (HAGENBEEK, 2005).

GLARE® – Configurações				
Classificação	Subclassificação	Espessura do Metal (mm)	Orientação do Compósito	Principais Benefícios
GLARE® 1	---	0,3-0,4 (7475-T761)	0/0	Fadiga, Resistência à Tração
GLARE® 2	GLARE® 2A	0,2-0,5 (2024-T3)	0/0	Fadiga, Resistência à Tração
	GLARE® 2B	0,2-0,5 (2024-T3)	90/90	
GLARE® 3	---	0,2-0,5 (2024-T3)	0/90	Fadiga, Impacto
GLARE® 4	GLARE® 4A	0,2-0,5 (2024-T3)	0/90/0	Fadiga na direção 0°
	GLARE® 4B	0,2-0,5 (2024-T3)	90/0/90	Fadiga na direção 90°
GLARE® 5	---	0,2-0,5 (2024-T3)	0/90/90/0	Cisalhamento
GLARE® 6	GLARE® 6A	0,2-0,5 (2024-T3)	+45/-45	Cisalhamento
	GLARE® 6B	0,2-0,5 (2024-T3)	-45/+45	

Como dito anteriormente, esta nova tecnologia foi desenvolvida para atingir uma maior redução de custo, associada ao aumento da segurança da aeronave, tanto em voo como em solo. Com esse propósito, a Airbus vem utilizando o GLARE® em metade da área da fuselagem superior do A380, ao redor da cabine de passageiros, como ilustrado na Figura 2.5. No que se refere à aplicação de painéis de fuselagem, a Airbus tem liderado esse mercado sendo o projeto da aeronave Airbus A380 um bom exemplo desse fato. Essa foi a primeira aeronave a utilizar o GLARE® em uma superfície constituída de estruturas primárias, com aproximadamente 400 m², permitindo uma redução de peso de 25% (VLOT, 2001; SILVA, 2006).



Figura 2.5 – Airbus A380 utilizando GLARE® como parte da fuselagem (SILVA, 2006).

Devido ao aumento da produção em escala do GLARE® nos últimos anos, a indústria aeronáutica vem encontrando aplicações em outras partes das aeronaves. Nesse sentido, o contêiner ECOS3 (Figura 2.6), desenvolvido pela empresa Galaxy Aviation Security, como um material à prova de explosões, pode ser citado como um outro exemplo de aplicação para os referidos laminados, em peças que não apresentam um comprometimento estrutural (HAGENBEEK, 2005).

Outro exemplo de aplicação do GLARE® é a sua utilização em pisos para passageiros e cargas. O GLARE® 5, em particular, que foi projetado e desenvolvido com o intuito de oferecer uma elevada resistência ao impacto, vem se mostrando adequado para esta aplicação em aeronaves, tendo em vista que os pisos atuais apresentam elevada sensibilidade ao impacto e frequentemente precisam ser reparados (VLOT, 2001; HAGENBEEK, 2005).

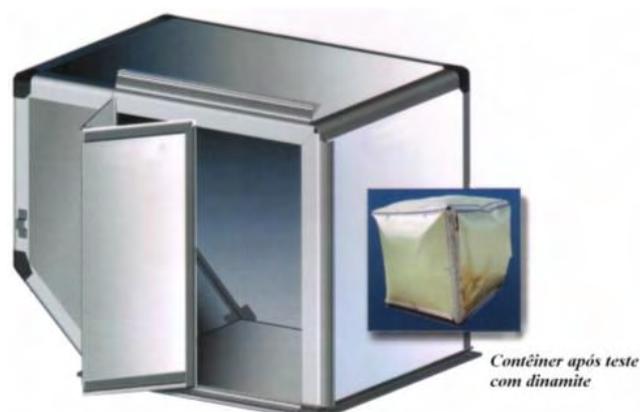


Figura 2.6 – Contêiner ECOS3 da Galaxy Aviation Security (HAGENBEEK, 2005).

A partir do desenvolvimento de novos tipos de GLARE®, pesquisas realizadas em compósitos híbridos levaram também à confecção de uma nova configuração de laminados híbridos compostos por camadas de fibra de carbono com chapas de alumínio, sendo estes denominados de CARALL®. Propriedades como resistência à fadiga, ao impacto, alta rigidez, elevada resistência ao escoamento tanto em temperatura ambiente como em altas destacam esse compósito em relação a outros híbridos similares.

2.2. CARALL®

Desenvolvido no início da década de 90, o CARALL® corresponde à terceira geração de compósitos híbridos metal-fibra. Sua estrutura e seu processo de fabricação são semelhantes àquele utilizado na manufatura do GLARE®, com a diferença de que este laminado é constituído por finas lâminas de compósitos confeccionados a partir de *prepregs* de fibra de carbono empilhadas de maneira intercalada com chapas de liga de alumínio 2024-T3, como descrito no item 2.2.

Desde seu desenvolvimento, o CARALL® apresenta excelente potencial para ser utilizado em estruturas de aeronaves, uma vez que as fibras de carbono já vêm sendo utilizadas em compósitos convencionais para a produção de componentes aeronáuticos,

como: *flap*, aileron, portas do trem de pouso, dentre outros (PAIVA; MAYER; REZENDE, 2005; PAIVA; MAYER; REZENDE, 2006), devido ao elevado desempenho mecânico proporcionado por esse reforço. Quando em conjunto com a liga de alumínio, o laminado apresenta elevada rigidez, devido à presença das fibras de carbono, que podem estar na forma unidirecional ou na de tecido.

Quando comparado ao ARALL®, o CARALL® apresenta maiores valores de resistência à fadiga em ciclos elevados, uma vez que as fibras de aramida apresentam melhor desempenho em fadiga de baixo ciclo, porém em ciclo mais alto as fibras de carbono possuem desempenho superior. Além disso, quando comparado às duas primeiras gerações de laminados metal-fibra (ARALL® e GLARE®), o CARALL® apresenta valores mais elevados de módulo específico, embora sua deformação até a fratura e resistência ao impacto sejam inferiores (BOTELHO et al., 2006a). Estudos preliminares com o CARALL® também mostram que esse material apresenta uma vida em fadiga mais elevada, quando comparada à do GLARE® (SILVA et al., 2008). A Tabela 2.2 apresenta alguns valores de propriedades encontradas na literatura para o CARALL® (LE BOURLEGAT, 2009).

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas do CARALL® (LE BOURLEGAT, 2009).

Propriedades	Valores
Resistência à tração (MPa)	420,0 ± 29,0
Módulo de elasticidade em tração (GPa)	58,2 ± 2,0
Módulo de elasticidade em vibração livre (GPa)	60,9 ± 5,3
Resistência ao cisalhamento interlaminar (MPa)	81,5 ± 1,6
Resistência ao cisalhamento no plano (MPa)	180,8 ± 11,9

Apesar das excelentes propriedades mecânicas observadas nos compósitos híbridos obtidos com fibras de carbono, esse ainda não vem sendo considerado em aplicações aeronáuticas, pois o contato direto da lâmina de alumínio com as fibras de carbono podem resultar em problemas de oxidação galvânica. Atualmente, esse problema vem sendo solucionado com segurança, isolando o alumínio das fibras de carbono com a utilização de laminados de fibra de vidro com espessura de, aproximadamente, 0,1 mm ou pelo uso de filmes finos de um termoplástico entre a superfície do metal e das fibras de carbono (SILVA, 2006).

A partir do estudo de formas alternativas para a utilização do CARALL®, uma quarta geração de CHMF, utilizando titânio, ao invés de ligas de alumínio, com fibras de carbono surgiu, resolvendo o problema de corrosão galvânica, somado ao fato desses laminados apresentarem maior desempenho mecânico, mesmo quando submetido a temperaturas mais elevadas (até 200°C) (HAGENBEEK, 2005; LE BOURLEGAT, 2009). O Anexo I apresenta maiores detalhes sobre esta classe de CHMF.

2.3. EFEITOS AMBIENTAIS

A maioria das aeronaves comerciais é geralmente utilizada por um período igual ou superior a 30 anos, sob uma vasta variedade de condições ambientais, tais como ar frio e quente, atmosferas quente e úmida e sob radiação ultravioleta. Dessa forma, os materiais utilizados na construção de aeronaves devem ter o compromisso de manter suas propriedades ao longo de toda sua vida útil, mesmo nos ambientes mais severos (FARIA, 2008).

Os materiais utilizados nas diferentes partes de uma aeronave experimentam diferenciadas condições ambientais. Um conjunto de condições ou perfis de voos precisa ser previamente definido para cada parte específica da aeronave. Vários componentes de uma aeronave encontram-se sujeitos a uma grande variedade de produtos químicos, incluindo combustível, aditivos, fluidos hidráulicos, fluidos descongelantes, tintas e

removedores, detergentes e sistemas de lavagens. Esses produtos químicos e fatores ambientais podem afetar significativamente as propriedades mecânicas do material compósito.

Os materiais compósitos são bastante sensíveis às condições do ambiente operacional, pois essas afetam diferentemente a matriz, a fibra e a interface fibra/matriz do laminado. Portanto, é necessário avaliar os efeitos potenciais em cada um desses componentes com testes mecânicos apropriados, antes de certificar o material para uso (WANG, HAHN, 2007; FARIA, 2008).

2.3.1 Efeito higrotérmico

A influência do meio ambiente, principalmente os efeitos da umidade e da temperatura, deve ser sempre considerada nos projetos de laminados estruturais.

Os efeitos da umidade encontram-se normalmente associados aos da temperatura, sabendo-se que o componente do compósito mais afetado, nesse caso, é a matriz polimérica, pois essa é a maior responsável pela absorção das moléculas de água em sua estrutura. Nesse processo, a água pode penetrar na matriz polimérica por meio do processo de difusão, sendo essa absorção interrompida no momento em que a concentração de equilíbrio entre o material e o meio ambiente é atingida (CUNHA, COSTA, REZENDE, 2006; YANN, et al., 2006; FARIA, 2008). A movimentação das moléculas de água no interior da matriz é o fator responsável pelo mecanismo da difusão de umidade de uma região de maior concentração para uma de menor concentração de umidade. Com o aumento da temperatura, essa transferência de moléculas aumenta e, conseqüentemente, aumenta a taxa de difusão de umidade (MAYER, 2003). Esse processo pode se tornar ainda mais acelerado quando a absorção ocorre em temperaturas elevadas, como por exemplo, sob picos térmicos acima de 140°C, típicos em voos supersônicos, favorecendo o surgimento de danos na forma de trincas superficiais no laminado, microtrincas na matriz e/ou na interface fibra/resina. Como resposta à difusão,

os valores de resistência à tração, rigidez e resistência ao cisalhamento interlaminar dos laminados geralmente são reduzidos (FARIA, 2008; BOTELHO, et al., 2005; BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2006b; BISMARCK; HOFMEIER; DÖRNER, 2007).

Para os compósitos processados com matrizes poliméricas, a matriz do compósito geralmente absorve a umidade do ar, principalmente a elevadas temperaturas, onde o processo de difusão é intensificado. A polaridade da matriz tem grande influência na absorção de umidade pelo compósito. Quanto maior é a polaridade da matriz maior é a sua capacidade de absorção de água. Além das interações polares entre as moléculas de água e a matriz, a configuração espacial da molécula do polímero, utilizada como matriz polimérica, também influencia no processo de absorção de umidade pelo material (FARIA, 2008).

A forma como os compósitos poliméricos absorvem água depende de muitos fatores, tais como: temperatura, fração volumétrica de fibras, orientação das fibras, natureza das fibras, que podem ser permeáveis ou impermeáveis; área superficial exposta, difusividade e proteção da superfície. O mecanismo de difusão envolve o fluxo de umidade para o interior da matriz e em menor extensão nas fibras. Outros mecanismos comuns são a capilaridade e o transporte através de microtrincas e vazios. O mecanismo de capilaridade envolve o fluxo de água ao longo da interface fibra/matriz, seguido pela difusão da interface até a matriz polimérica. O transporte de umidade por meio das microtrincas envolve tanto o fluxo como o armazenamento de água nos vazios e em outras formas de microdanos (COSTA, 2002; CUNHA, 2004).

Nos compósitos poliméricos de matriz epóxi reforçados com fibras de carbono, por exemplo, é observado que a velocidade de absorção de umidade até o nível máximo de saturação depende do conteúdo de vazios presente no material. Os vazios, especialmente aqueles que ligam a superfície do compósito com o seu interior, aceleram a taxa de absorção da água pelo aumento da área superficial exposta do material à água, ou seja, quanto maior a porosidade da amostra maior é a absorção de umidade pelo compósito (COSTA, 2002; CUNHA 2004).

De acordo com as considerações normalmente encontradas em literatura, a umidade absorvida nos compósitos de fibras de carbono/resina epóxi pode resultar na redução do desempenho mecânico, principalmente da resistência e da rigidez desses laminados, devido à plasticização da matriz, ocasionando o enfraquecimento da interface fibra/resina (LEE; PEPPAS, 1993).

Em uma matriz de resina epóxi, decréscimos no módulo de elasticidade e redução na temperatura de transição vítrea são evidências do mecanismo de plasticização da matriz. Nesse caso, quando se deseja utilizar as propriedades do material por um longo período de tempo torna-se necessário considerar a ação desse mecanismo de degradação da matriz polimérica (SHEN; SPRINGER, 1981).

O processo de plasticização é atribuído ao rompimento das ligações de van der Waals entre as cadeias poliméricas de éteres, amins secundárias e grupos hidroxilas. Polímeros com grupamentos cetona e imida são mais resistentes à hidrólise, pois são menos polares, reduzindo dessa forma sua interação com a água. As tensões residuais são também reduzidas aumentando-se a viscoelasticidade do polímero. Particularmente, a interface fibra/resina também pode ser afetada, devido à quebra das ligações polares via reação química (FARIA, 2008).

O mecanismo mais utilizado para a modelagem da difusão é a teoria clássica descrita pela 2ª Lei de Fick, a qual é baseada na hipótese de que o fluxo de umidade é proporcional ao gradiente de concentração, como descreve a Equação 2.2 (LIN; CHEN, 2005).

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_x \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D_y \frac{\partial C}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D_z \frac{\partial C}{\partial z} \right) \quad (2.2)$$

onde: C representa a concentração de umidade, D a difusividade do material, t o tempo de absorção e, x, y e z os eixos de coordenadas onde o processo de difusão ocorre.

Quando a difusividade nas direções x, y e z são equivalentes, então $D_x=D_y=D_z=D$ e a Equação 2.2 pode ser simplificada para a Equação 2.3 (LIN; CHEN, 2005):

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \right) \quad (2.3)$$

Para uma amostra de superfície grande e plana, com uma espessura muito pequena o mecanismo de absorção de umidade pode ser considerado em apenas uma direção, conforme apresentado na Equação 2.4 (LIN; CHEN, 2005; BEUMLER, 2004).

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \right) \quad (2.4)$$

O percentual de umidade absorvida por uma amostra de material polimérico em função do tempo de exposição, onde a concentração de água e a temperatura são constantes, pode ser calculada conforme a Equação 2.5 (FARIA, 2008; LIN; CHEN, 2005).

$$\% \text{ ganho de umidade} = (M_i - M_0) / M_0 \times 100 \quad (2.5)$$

sendo: M_i = massa da amostra após t horas de exposição e M_0 = massa inicial da amostra não climatizada.

O mecanismo de difusão da água em matrizes poliméricas é resultado da movimentação randômica das moléculas e pode, teoricamente, ser classificada em três categorias:

1. difusão Fickiana, em que a taxa de difusão é menor que a mobilidade dos segmentos de cadeias. O equilíbrio de sorção é rapidamente estabilizado, sendo inicialmente dependente do tempo (2ª Lei de Fick), até um certo limite, posteriormente se tornando independente da cinética de intumescimento;
2. no outro extremo considera-se que a taxa de difusão e a mobilidade são maiores, quando comparadas aos processos de relaxação das cadeias. O processo de sorção é fortemente dependente da cinética de intumescimento;
3. não Fickiano (difusão anômala), que ocorre quando a mobilidade de permeação da água e relaxação dos segmentos das cadeias são comparáveis. Este comportamento pode ser encontrado quando a difusão é analisada com os polímeros no estado vítreo ou em regiões próximas à temperatura de transição vítrea, em que os segmentos têm pouca mobilidade (FARIA, 2008; BOTELHO; PARDINI; REZENDE, (2006, 2008).

Para avaliar em qual caso se enquadra o material sob análise, pode-se considerar a curva de absorção *versus* tempo, representada pela Equação 2.6 (FARIA, 2008):

$$\frac{M_T}{M_\infty} = k.t^n \quad (2.6)$$

sendo: M_T relativo ao ganho de massa com relação ao tempo t , M_∞ relativo ao ganho de massa no equilíbrio e k e n constantes. Conhecendo-se o valor de n , é possível prever a qual sistema a matriz polimérica pertence, sendo $n \sim 1/2$ para sistemas fickianos e valores distantes de $1/2$ para sistemas anômalos.

Para um material de espessura b , exposto à água por todos os lados, o coeficiente de difusão da água, D , pode ser calculado como se segue (Equação 2.7) (FARIA, 2008):

$$\frac{M_T}{M_\infty} = \frac{4}{b} \cdot \left(\frac{D}{\pi} \right)^{0,5} \cdot t^{0,5} \quad (2.7)$$

Os efeitos do ambiente em compósitos híbridos metal-fibra ainda não são bem conhecidos, quando esta classe de materiais é comparada com a dos compósitos poliméricos convencionais. Desde 1995, estudos vêm sendo realizados a partir da exposição de amostras de GLARE® em diversos ambientes, com a posterior realização de ensaios não destrutivos periodicamente. Dentre esses estudos, a Universidade de Delft realizou um trabalho expondo lâminas de GLARE® nos telhados do Departamento de Engenharia Aeronáutica, sendo constatado que após 86 meses de exposição foi determinada uma redução de, aproximadamente, 10% na resistência ao cisalhamento interlaminar e uma redução de 2% na resistência à tração, quando comparadas com amostras não expostas. Contudo, os resultados encontrados devem ser mais discutidos, pois esses resultados não podem ser extrapolados em escala global, uma vez que o clima da cidade de Delft apresenta temperatura moderada ao longo do ano (BEUMLER, 2004).

Outra consideração que deve ser ressaltada, em se tratando de laminados metal-fibra, consiste no fato do metal atuar como uma barreira à absorção da umidade, fazendo com que a água penetre na matriz polimérica somente através das bordas livres do laminado, ou através de vazios, descontinuidades (furações ou áreas rebitadas) e ainda, em função da geometria de construção do laminado (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005; BOTELHO et al., (2006a, 2006b, 2006c); BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2006a; VLOT, 2001; SILVA, 2006). Dessa maneira, um tempo maior de exposição deve ser considerado.

2.3.2 Ambiente salino

A utilização de compósitos estruturais vem também se mostrando particularmente atrativa para ambientes oceânicos, aplicados em estruturas de barcos, plataformas submarinas e na indústria petroquímica. A principal razão para isso encontra-se no fato de que os materiais compósitos possibilitam uma combinação de elevadas propriedades mecânicas, baixa massa específica e elevada estabilidade química. Além disso, quando comparados aos materiais metálicos, os compósitos possuem resistência à corrosão mais elevada, aumentando o tempo de vida útil das estruturas compostas por esses materiais (BEUMLER, 2004; VEAZIE; ROBINSON; SHIVAKUMAR, 2004; WOOD; BRADLEY, 1997).

Em aplicações oceânicas, as estruturas são frequentemente imersas em água do mar. Neste caso, observa-se uma redução no ponto de saturação da umidade no material, após um determinado período de exposição, em comparação à exposição em água pura. Isto é explicado pela existência de sais minerais na água do mar, que atuam como uma barreira ao processo de difusão da água, devido aos efeitos coligativos desta solução, dificultando, desta forma, a absorção de umidade pela matriz polimérica (BEUMLER, 2004; VEAZIE; ROBINSON; SHIVAKUMAR, 2004; WOOD; BRADLEY, 1997).

Há relatos de aplicações marítimas dos materiais compósitos reforçados com fibras de carbono em componentes estruturais, colocando-os em contato direto com metais. Entretanto, quando acoplados a materiais metálicos em ambiente de água salina, os compósitos induzem corrosão galvânica no metal, que ocorre devido à influência catódica da fibra de carbono (CUNHA, 2004).

Até o presente momento, poucos estudos foram realizados com relação ao comportamento de compósitos híbridos metal-fibra, quando expostos em ambientes salinos.

Alguns desses foram realizados na Universidade de Delft, utilizando estruturas em ARALL®, objetivando comparar a influência da exposição em água pura aquecida e água do mar. Esses estudos mostram que houve uma deterioração da interface

fibra/matriz, devido à susceptibilidade das fibras de aramida à absorção de umidade (BEUMLER, 2004). Outros estudos também foram realizados a partir da exposição do GLARE® em uma câmara com atmosfera salina. Os resultados obtidos evidenciam que as amostras expostas não apresentaram um significativo aumento de peso, sendo que algumas delas perderam massa, mesmo à temperatura de 50°C. Com isso, há evidências para acreditar que a presença de sal, em uma atmosfera úmida, pode ainda extrair água do polímero (BEUMLER, 2004).

SILVA, 2006, estudou o comportamento do GLARE® e CARALL® quando submetidos a uma atmosfera contendo 5% de NaCl, em câmara de névoa salina (*salt spray*), pelo período de 504 h. O objetivo desse trabalho foi o de avaliar qualitativamente, por meio de inspeção visual periódica, se esses laminados poderiam sofrer algum processo de corrosão, devido à exposição em ambiente salino. Nesse trabalho, o autor avaliou laminados com bordas livres e desprotegidas, oriundos de processos de corte e furação, e ainda com bordas protegidas com *primer*, em princípio, mais resistentes à corrosão. Além disso, foi verificada a influência de tratamentos superficiais por anodização crômica e sulfobórica realizados na superfície do alumínio na proteção contra corrosão. Nesse estudo foi verificada a ocorrência de uma pequena corrosão nas bordas livres dos laminados, quando esses não possuíam qualquer proteção. Além disso, observou-se nas amostras de CARALL® a existência do início do processo de corrosão na interface entre o compósito de fibras de carbono e o alumínio, devido à diferença de potencial elétrico entre os dois materiais.

2.3.3. Variações cíclicas de temperatura

Em aplicações aeronáuticas, os componentes estruturais podem ser submetidos tanto a esforços cíclicos mecânicos como térmicos, e eventualmente de modo simultâneo. Nos compósitos poliméricos, repetitivos ciclos de variação de temperatura podem resultar no desenvolvimento de fadiga térmica do laminado, devido à diferença do coeficiente de

expansão térmica existente entre a matriz e as fibras de reforço, ao nível microscópico, e também devido à diferença no coeficiente de expansão térmica existente entre camadas adjacentes, quando empilhadas em diferentes orientações. Dessa forma, em um laminado cruzado, variações cíclicas de temperatura induzem tensões cíclicas biaxiais no plano, em cada camada. Nesse caso, é provável que a exposição às variações térmicas cíclicas aumente a ocorrência de danos no material, similares àqueles que são observados sob fadiga mecânica (HENAF-GARDIN; LAFARIE-FRENOT, 2002).

Sob amplos ciclos de variação de temperatura, um dos problemas mais severos observados em materiais compósitos é o rompimento da colagem entre seus constituintes. Esse rompimento pode ser causado ou pela extensão de trincas pré-existentes ou pela criação de novas trincas nas interfaces dos materiais constituintes. Por exemplo, sob carregamentos térmicos ou mecânicos no compósito, microtensões podem ser desenvolvidas nas interfaces entre seus constituintes. Se essas tensões excederem a resistência da colagem no compósito, essas podem resultar na formação de trincas que, por sua vez, podem se desenvolver ao longo da interface metal/compósito (PAPANICOLAOU; XEPAPADAKI; TAGARIS, 2008).

Poucos trabalhos têm sido realizados com relação ao desenvolvimento de danos causados por fadiga térmica ou variações súbitas de temperatura em materiais compósitos. Sob ciclos térmicos, o primeiro dano observado são as microtrincas formadas na matriz polimérica. Essas microtrincas não somente causam mudanças nas propriedades mecânicas e térmicas do compósito, mas também constituem pequenos caminhos pelos quais agentes corrosivos podem penetrar no material. Além disso, essas microtrincas agem como nucleadores de outros tipos de danos como delaminações e fraturas longitudinais (PAPANICOLAOU; XEPAPADAKI; TAGARIS, 2008).

As microtrincas induzidas a partir de elevadas variações cíclicas de temperatura, em diferentes matrizes poliméricas (termorrígidas e termoplásticas), são formadas por mecanismos diferentes, dependendo da natureza química de cada matriz. Por exemplo, as resinas epóxi são mais rígidas e frágeis que o termoplástico PEEK. Assim, no caso da resina epóxi predomina a formação de elevada densidade de trincas transversais. Já no

caso do PEEK, devido à sua natureza viscoelástica, há a formação de baixa densidade de trincas longitudinais (GÜNTHER; HÜBNER, 1995).

O aumento na densidade de trincas originadas por fadiga térmica pode ser medido pelo amortecimento mecânico do compósito, submetido ao condicionamento por variações súbitas de temperatura. A fricção gerada nas microtrincas pode causar um aumento no fator de perda, $\tan \delta$, da matriz polimérica (GÜNTHER; HÜBNER, 1995).

Nos CHMFs a influência da temperatura torna-se ainda mais complexa, uma vez que um dos seus constituintes é uma liga metálica. O alumínio e o compósito de fibra de vidro/epóxi se comportam de maneira diferente à temperatura, devido, principalmente, aos diferentes coeficientes de expansão térmica desses materiais. A diferença no coeficiente de expansão térmica causa tensões residuais no laminado após a cura, muitas vezes enfraquecendo a interface entre o material metálico e o compósito polimérico. Quando resfriado a partir da temperatura de cura da resina epóxi utilizada (geralmente entre 120 e 180°C, dependendo do tipo de resina) o alumínio se contrai mais do que as fibras de vidro. Cálculos baseados na Teoria Clássica dos Laminados mostram que para o GLARE® 3/2-0,3, à temperatura ambiente, a tensão residual no alumínio é de aproximadamente 20 MPa sob tração e 78 MPa em compressão, quando solicitado na direção 0° em relação às fibras (HAGENBEEK, 2005).

Existem vários estudos a respeito dos comportamentos térmico e mecânico dos constituintes isolados do GLARE® e CARALL®. Contudo, pouco se conhece a respeito do comportamento desses laminados, principalmente quando submetidos a variações cíclicas de temperatura, por exemplo, entre -56 e 82°C (HAGENBEEK, 2005), sendo esta a faixa de temperatura na qual as aeronaves convencionais operam (envelope de voo). Dessa forma, um estudo sistemático simulando as variações de temperatura de uma aeronave em serviço e o impacto dessas variações no desempenho mecânico e físico-químico dos materiais utilizados em aplicações aeronáuticas se faz necessário, conferindo, desta forma, maior segurança em voo.

2.4. ANÁLISE ESTATÍSTICA ANOVA

A análise de variância (ANOVA) é um método para se testar a igualdade de três ou mais médias populacionais por meio do estudo das variâncias amostrais. Quando se trata de mais de duas populações diferentes, os métodos de testes de hipóteses tradicionalmente utilizados não são recomendados, pois para se testar a afirmação de que as médias de todas as populações são iguais, devem ser testados pares individualmente. Isso faz com que o nível de confiança seja muito baixo (TRIOLA, 2008).

No método ANOVA, a característica a ser testada é comumente chamada de fator. O método mais simples é aquele no qual apenas um fator é o objeto de teste (TRIOLA, 2008). Por exemplo, neste trabalho deseja-se saber se a resistência ao cisalhamento interlaminar é igual para todas as populações submetidas a diferentes condicionamentos ambientais, onde as condições testadas são:

H_0 : Todas as médias das populações são iguais.

H_1 : Pelo menos uma das médias das populações é diferente.

O método ANOVA é baseado na distribuição de probabilidades F de Snedecor, que é representado pela curva não simétrica ilustrada na Figura 2.7.

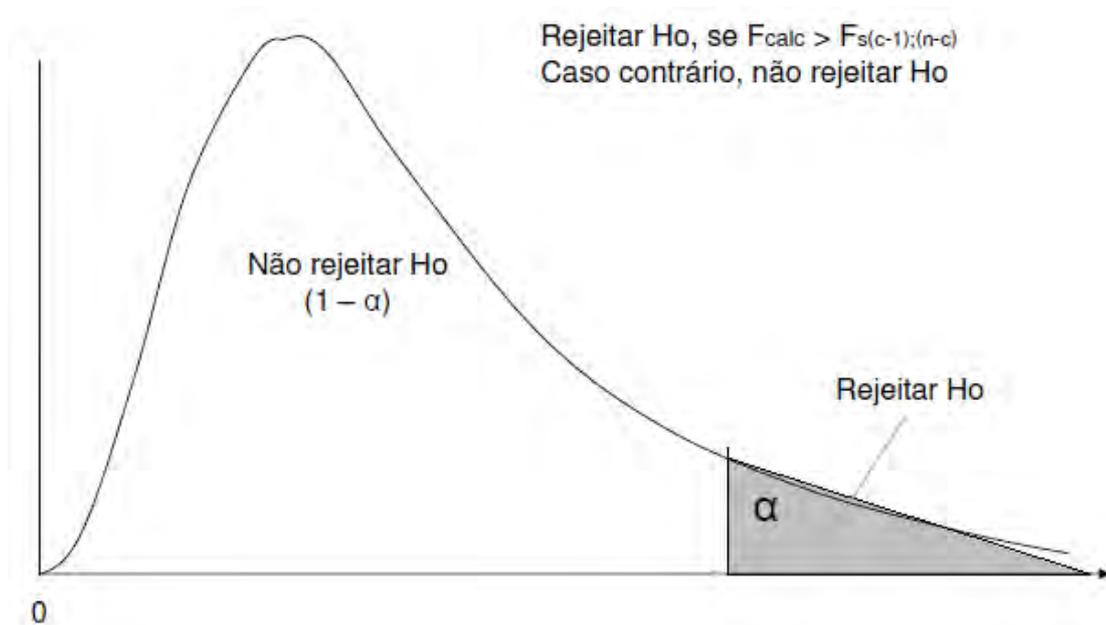


Figura 2.7 – Distribuição F de Snedecor (TRIOLA, 2008).

Na análise ANOVA de um único fator deseja-se testar a hipótese de que as médias de todas as populações são iguais (hipótese nula H_0), contra a hipótese de que pelo menos uma das médias é diferente (Hipótese alternativa H_1). Como está ilustrado na Figura 2.7, o teste consiste em comparar o valor de F calculado a partir de dados amostrais, com o valor de F crítico, para um determinado grau de significância (α). A hipótese nula deve ser rejeitada, caso o valor de F calculado seja maior que o valor de F crítico (tabelado). O valor da estatística F é calculada pela Equação 2.8 (TRIOLA, 2008).

$$F = \frac{\text{variância entre amostras}}{\text{variância dentro das amostras}}, \quad (2.8)$$

Como os cálculos utilizados no método ANOVA são relativamente complexos e trabalhosos, usualmente são utilizados softwares estatísticos, os quais fornecem de maneira simplificada e rápida os resultados das estatísticas de teste e até mesmo os valores críticos, precisando-se apenas compará-los. Os programas mais utilizados são o

Minitab ou o Excel. Neste trabalho, as análises foram realizadas no Excel (TRIOLA, 2008).

Para os casos em que a hipótese nula é rejeitada obtém-se a informação de que pelo menos uma das médias das populações testadas difere das demais, contudo não se tem a informação de qual é a amostra discrepante. Para isso, vários procedimentos podem ser utilizados para a identificação das médias específicas que são diferentes, dentre esses o teste de comparação múltipla de Bonferroni. Nesse teste são comparados todos os possíveis pares de amostras a partir do valor da distribuição t de Student, calculada pela Equação 2.9 (TRIOLA, 2008).

$$t = \frac{\bar{x}_i - \bar{x}_j}{\sqrt{MQD * \left(\frac{1}{n_i} + \frac{1}{n_j} \right)}}, \quad (2.9)$$

onde \bar{x}_i e \bar{x}_j representam os pares de médias em teste, MQD é a variância dentro das amostras, e n_i e n_j é o número de elementos de cada amostra.

Em seguida deve-se encontrar o valor de t crítico na tabela de distribuição t de Student, para o nível de significância desejado. Ao se encontrar o valor crítico, o nível de significância deve ser dividido pelo número de pares de amostras possíveis. Caso o valor de t calculado esteja nas regiões críticas (maior que t crítico: lado esquerdo, ou menor que t crítico: lado direito), então, há evidência suficiente de que as médias das populações testadas são diferentes (TRIOLA, 2008).

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. MATERIAIS

Os compósitos híbridos metal-fibra utilizados neste trabalho foram processados e fornecidos pela Empresa Brasileira de Aeronáutica (EMBRAER). Esses foram fabricados na seguinte configuração: GLARE® 3/2 – 0,4 e CARALL® 3/2 – 0,4, ou seja, ambos constituídos por três chapas de alumínio 2024-T3, sem *clad*, de 0,4 mm de espessura, tratadas por anodização crômica, visando uma melhor ancoragem mecânica. Essas chapas foram empilhadas alternadamente com duas camadas de material pré-impregnado, com as fibras orientadas a 0/90°, na forma de tecido. O material pré-impregnado é composto de um sistema de resina epóxi modificada do tipo F-155 e de tecidos de fibras de vidro (no caso do GLARE®) e de carbono (no caso do CARALL®), ambos com configuração HS (*Harness Satin*), contendo 50% (mínimo) em volume de reforço, e, fornecidos pela empresa Hexcel Composites.

Os laminados foram fabricados por meio do processo de laminação manual (*hand lay up*) seguido de cura em autoclave. O ciclo de cura completo foi programado para operar a 121°C com 0,69 MPa (6,9 bar) de pressão e vácuo constante de 0,083 MPa (0,83 bar), com taxas de aquecimento e resfriamento de 2,5 °C.min⁻¹. Este ciclo de cura foi obtido a partir de trabalhos anteriores (BOTELHO, et al., 2006a). A Figura 3.1 apresenta o gráfico do ciclo de cura utilizado no processamento de ambos os laminados híbridos metal-fibra estudados.

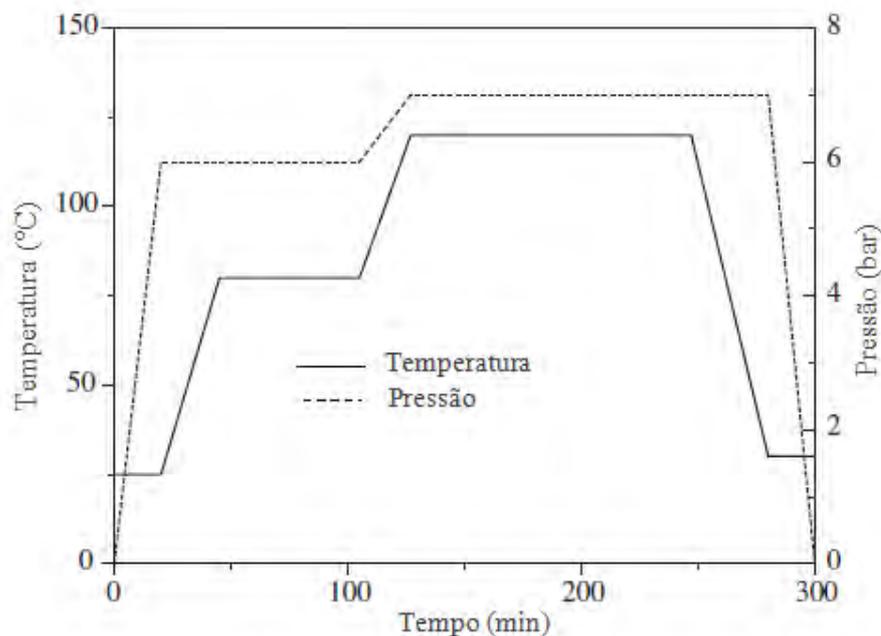


Figura 3.1 – Ciclo de cura utilizado na produção dos laminados metal-fibra em estudo (BOTELHO, et al., 2006a).

Após a obtenção dos laminados híbridos, o presente trabalho foi realizado respeitando as seguintes etapas:

1) caracterização dos CHMFs recebidos via análise morfológica por microscopia óptica e determinação da massa específica;

2) condicionamento ambiental das amostras de CHMF, compreendendo o condicionamento higrotérmico em câmara climática (80°C e 90% de umidade relativa), ensaio de variação cíclica de temperatura (variação de -50 a + 80°C) e condicionamento em câmara de névoa salina.

3) Avaliação do desempenho mecânico (cisalhamentos interlaminar e Iosipescu) e das propriedades viscoelásticas (vibração livre) dos laminados em estudo, antes e após a realização dos condicionamentos ambientais.

3.2. AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA

A excelente qualidade de fabricação que se exige dos laminados estruturais aeronáuticos é assegurada pela avaliação da quantidade de porosidade, bolsas de resina, pela presença mínima de vazios, trincas e delaminações que podem ser geradas durante as diversas fases de seu processamento.

Um nível de até 2% em volume de vazios é tipicamente considerado aceitável, quando da utilização de resinas epóxi e fenólicas para aplicações (FRANCO, 2003). Entretanto, esse nível de aceitação pode ser diferente, dependendo do material utilizado, da aplicação específica e do tipo de carregamento a ser empregado. Assim, os tipos de discontinuidades aceitáveis dependem da aplicação do produto final. Em alguns casos, a aceitação é fundamentada em normas estabelecidas pelo fornecedor e/ou pelo cliente (FRANCO, 2003).

O exame microestrutural do compósito fornece informações a respeito da morfologia da fibra, orientação e número de camadas, distribuição das fibras, tamanho e distribuição das falhas que podem ocorrer na etapa de fabricação, tais como vazios, porosidades, objetos estranhos, desalinhamento de fibras, rugas nas camadas, bolsas de resina, além de danos estruturais causados por delaminações e microtrincas. Em se tratando de laminados metal-fibra, também pode ser avaliado, a partir da inspeção morfológica, eventuais problemas de delaminação ou pré-trincas entre as camadas do metal e do laminado polimérico.

Neste trabalho, as amostras utilizadas para as análises por microscopia óptica foram seccionadas dos laminados de GLARE® e CARALL® após processados, sendo essas embutidas a frio em resina acrílica. Após a etapa de embutimento foi realizado o lixamento, utilizando para esta finalidade lixadeira rotativa com sistema de água e lixas com cinco diferentes gramaturas (220, 320, 400, 600 e 1200 mesh). A cada troca de lixa a direção do lixamento foi alterada em 90°, prosseguindo até o desaparecimento das estrias

provocadas pelo processo anterior. Após o lixamento, as amostras foram polidas em uma politriz, utilizando alumina de granulometria de 1 μm .

A caracterização microscópica foi realizada utilizando-se um microscópio óptico NIKON, modelo Epiphote 200, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, Guaratinguetá, ilustrado na Figura 3.2. A partir deste procedimento experimental, foi possível avaliar a espessura das camadas dos laminados e a qualidade da compactação e homogeneidade dos constituintes dos laminados GLARE® e CARALL® estudados.



Figura 3.2 – Microscópio Nikon Epiphote 200.

3.3. DETERMINAÇÃO DA MASSA ESPECÍFICA

Neste trabalho, a massa específica dos laminados metal-fibra processados foi avaliada com o objetivo de verificar a contribuição da redução de peso proporcionada pela utilização dos CHMFs em estruturas de aeronaves, quando comparados à liga de alumínio 2024-T3 comumente utilizada. Para este estudo, o método utilizado consistiu na

medição das dimensões de uma amostra de cada laminado, GLARE® e CARALL®, a fim de se determinar o volume de material a partir da Equação 3.1:

$$Vol_{CHMF} = l \times w \times t \quad (3.1)$$

onde: l é o comprimento, w a largura e t a espessura de cada amostra.

Em seguida, as massas das mesmas amostras, utilizadas anteriormente para o cálculo do volume (uma de cada laminado), foram determinadas com o auxílio de uma balança analítica Shimadzu AUX220, com precisão de 0,1 mg, tendo sido as amostras pesadas em triplicata. A massa específica dos laminados foi obtida a partir da razão entre a massa e o volume determinados experimentalmente.

3.4. CONDICIONAMENTO AMBIENTAL

3.4.1. Condicionamento higrotérmico

Para avaliar a influência da umidade, os CHMFs foram submetidos ao condicionamento higrotérmico em câmara climática. Este condicionamento foi baseado na norma ASTM D 5229 M-04 para materiais compósitos a serem submetidos a ensaios mecânicos na condição úmida.

Neste condicionamento, a absorção de umidade das amostras foi monitorada em função do tempo, a partir da medição da variação de massa de corpos de prova de acompanhamento (controle), até que esses atingissem condição de equilíbrio (saturação), ou seja, quando não se observava mais a variação significativa de ganho de massa (ausência de absorção de umidade).

Para avaliar o efeito de ganho de umidade nos laminados GLARE® e CARALL®, três amostras de controle de cada material foram submetidas ao condicionamento higrotérmico, juntamente com os corpos de prova a serem utilizados nos ensaios de cisalhamentos Iosipescu e interlaminar e de vibração livre. Essas amostras foram expostas à temperatura de 80°C e teor de umidade relativa de 90%, pelo período médio de oito semanas, ou seja, o tempo suficiente para que o material ficasse saturado de umidade. Esses parâmetros foram programados em uma câmara de condicionamento higrotérmico da empresa Marconi, modelo MA 835/UR (Figura 3.3), disponível no Laboratório de Condicionamento Ambiental do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT), da UNESP, Guaratinguetá. O equipamento de condicionamento utilizado foi ajustado para manter, por monitoramento automático, os valores de temperatura e umidade com incerteza de 1%.

Antes de se iniciar o condicionamento higrotérmico, todos os corpos de prova e amostras de controle foram condicionados em uma estufa a vácuo da marca Quimis, modelo Q819V2 (Figura 3.4), pertencente ao Laboratório de Cerâmica do DMT, por períodos médios de vinte e quatro horas, à temperatura de 60°C, de modo a garantir a eliminação do teor de umidade inicialmente presente no material. Após esse período de secagem, as amostras de acompanhamento foram rapidamente removidas da estufa e pesadas em uma balança analítica Shimadzu AUX220, com precisão da ordem de 0,1 mg, pertencente ao Laboratório de Condicionamento Ambiental do DMT. Em seguida, esses corpos de prova e amostras de acompanhamento foram transferidos para a câmara de climatização e o condicionamento foi iniciado.

A cada semana todas as amostras de acompanhamento eram removidas da câmara, por pequenos intervalos de tempo e pesadas três vezes cada, objetivando acompanhar o ganho de massa ao longo do tempo. Esse procedimento foi realizado até que as amostras atingissem a saturação de umidade. Nesse período de controle de ganho de massa, as amostras de acompanhamento eram retornadas imediatamente à câmara climática após a pesagem.

A partir dos dados obtidos de ganho de massa construiu-se um gráfico de ganho de massa médio em função da raiz quadrada do número de horas de exposição das amostras de acompanhamento e dos corpos de prova no interior da câmara higrotérmica. Estes resultados foram também utilizados na determinação do coeficiente de difusão e do mecanismo de absorção de umidade para os laminados GLARE® E CARALL®.



Figura 3.3 – Câmara climática modificada da Marconi modelo MA 835/UR.



Figura 3.4 – Estufa a vácuo, da Quimis modelo Q819V2.

3.4.2. Condicionamento por névoa salina

Visando avaliar os comportamentos em cisalhamento e viscoelástico dos CHMFs quando submetidos a ambiente salino, os materiais em estudo foram também condicionados em atmosfera de névoa salina, em uma câmara de atmosfera salina. Este tipo de condicionamento consiste na exposição do material em estudo em uma atmosfera com concentração de sal. Desta forma, o sal presente na atmosfera pode resultar em corrosão nas camadas de alumínio presentes nos laminados híbridos e uma possível degradação da interface entre o metal e o compósito polimérico. Em se tratando do CARALL®, a atmosfera pode resultar no agravamento do processo de corrosão galvânica.

Neste condicionamento ambiental realizado, corpos de prova para ensaios de cisalhamentos interlaminar Iosipescu e por vibração livre foram expostos no interior de uma câmara de nevoa salina, em uma atmosfera contendo 5% de NaCl durante 336 horas, conforme requisitos da norma ASTM B117-03. Periodicamente, os corpos de prova foram avaliados visualmente e fotografados, com o intuito de verificar qualquer ocorrência de

corrosão das amostras metálicas ou delaminação entre o metal e o compósito polimérico. Posteriormente, a influência do condicionamento nas propriedades mecânicas e viscoelástica dos laminados híbridos foi avaliada a partir de ensaios mecânicos e viscoelástico.

A Figura 3.5 apresenta a câmara de condicionamento em atmosfera salina utilizada, modelo Equilam SS600e, disponível no Laboratório de Condicionamento Ambiental da FEG-UNESP, assim como os corpos de prova expostos.



Figura 3.5 – Câmara de atmosfera salina da Equilam, modelo SS600e.

3.4.3. Ensaio de variação cíclica de temperatura

Uma inovação tecnológica no que diz respeito ao estudo da influência das condições ambientais no desempenho mecânico de compósitos, é o estudo da variação cíclica de temperatura. No setor aeronáutico, as aeronaves são frequentemente expostas a variações bruscas de temperatura, geralmente entre -50 e 80°C . Como dito anteriormente, quando submetidos a vários ciclos de variação, os compósitos podem apresentar microtrincas na matriz polimérica, bem como o comprometimento da interface fibra/matriz, podendo

resultar na fadiga térmica e, conseqüentemente, na redução dos valores de propriedades mecânicas do material.

Para este tipo de avaliação foi utilizada, neste trabalho, uma câmara apropriada da marca Envirotronics, modelo TSV.5-2-2-2-AC-X, apresentada na Figura 3.6. Esse equipamento consiste em uma câmara fechada com duas zonas, uma fria e uma quente, ambas com temperaturas controladas, e um elevador que se movimenta de uma zona a outra, a intervalos de tempo pré-determinados. O elevador atua submetendo o material nas condições de elevada e baixa temperaturas, por um número programado de ciclos.

Para este trabalho, os laminados foram primeiramente condicionados na zona fria a -50°C e, posteriormente, foram conduzidos à zona quente, programada a 80°C . O tempo de permanência em cada zona foi de 20 minutos e o número programado de ciclos foi de 1000, ou seja, por duas mil vezes os laminados foram submetidos à variação brusca de temperatura (de -50°C até 80° , posteriormente retornando a -50°C , e assim sucessivamente). O tempo de permanência em cada zona foi baseado na diferença de leitura da temperatura de entrada e saída do ar de refrigeração. O número programado de ciclos foi definido a partir de trabalhos disponíveis em literatura (KOBAYASHI; TERADA; TAKEDA, 2003; TANG et al., 2005).

A este condicionamento foram submetidos corpos de prova de cisalhamentos interlaminar e Iosipescu, assim como os utilizados em ensaio de vibração livre, sem condicionamento e após estes terem sido submetidos previamente ao condicionamento higrotérmico, conforme descrito no item 3.4.1 desta dissertação.



Figura 3.6 – Câmara de choque térmico utilizada no condicionamento por variação cíclica de temperatura, da Envirotronics, modelo TSV.5-2-2-2-AC-X.

3.5. ENSAIOS MECÂNICOS

3.5.1. Cisalhamento Interlaminar (ILSS)

O ensaio de cisalhamento interlaminar é muito utilizado quando se deseja avaliar a adesão entre camadas em um compósito estrutural. Este apresenta a vantagem de ser um ensaio de simples execução e, além disso, requer uma pequena quantidade de material. Contudo, para os resultados serem significativos, o modo de falha deve apresentar um caráter cisalhante, e não de flexão simples, conforme apresentado na Figura 3.7.

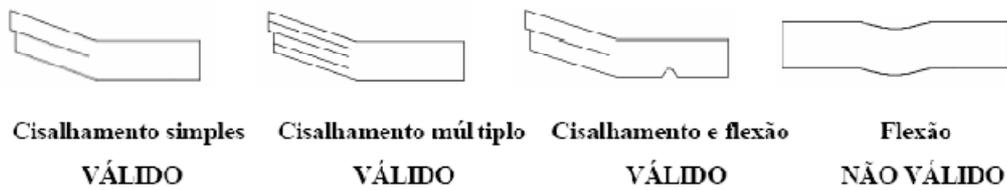


Figura 3.7 – Modos de falha possíveis em amostras ensaiadas por cisalhamento interlaminar (ILSS) (FARIA, 2008; SILVA 2006).

O método utilizado para a realização do ensaio de cisalhamento interlaminar (ILSS) consiste em solicitar um corpo de prova a um esforço de flexão em três pontos. Para isso, um dispositivo semelhante ao apresentado na Figura 3.8 foi utilizado.

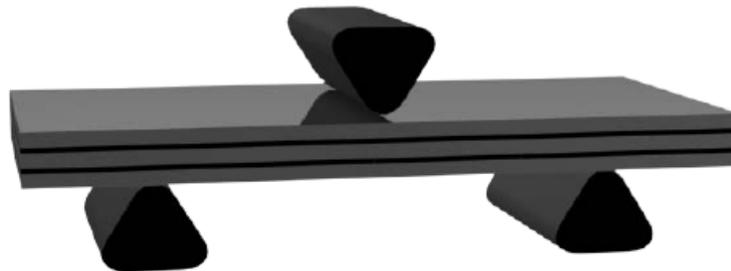


Figura 3.8 – Esquema de um ensaio de cisalhamento interlaminar (LE BOURLEGAT, 2009).

Neste trabalho, os ensaios de cisalhamento interlaminar foram realizados de forma a atender aos requisitos da norma ASTM D 2344. Assim, os corpos de prova foram cortados de modo que as fibras ficassem posicionadas em direções a 0° e 90° em relação ao comprimento do corte e, posteriormente, lixados para atingirem as dimensões específicas, de forma a minimizar os efeitos dos esforços de flexão.

Estes ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos da Shimadzu, modelo AG-X, disponível no Laboratório de Ensaio Mecânicos do DMT da FEG/UNESP (Figura 3.9), com uma célula de carga de 50 kN. Durante este teste foram ensaiados quatro grupos de corpos de prova, sendo esses: não climatizados, após choque

térmico, após condicionamento higrotérmico seguido por choque térmico, e após condicionamento em névoa salina.



Figura 3.9 – Máquina universal de ensaios da Shimadzu AG-X.

A Figura 3.10 apresenta o dispositivo utilizado nos ensaios de cisalhamento interlaminar e o corpo de prova a ser ensaiado. O dispositivo consiste de dois apoios móveis posicionados a um intervalo de distâncias, que obedece a proporção de 4:1 em relação ao comprimento do corpo de prova. Nesse caso, a distância entre os dois apoios foi de 10,5 mm. Os corpos de prova ensaiados possuem dimensões de (12,0 x 6,0 x 1,9) mm. O ensaio foi realizado à velocidade constante de 0,5 mm/min.

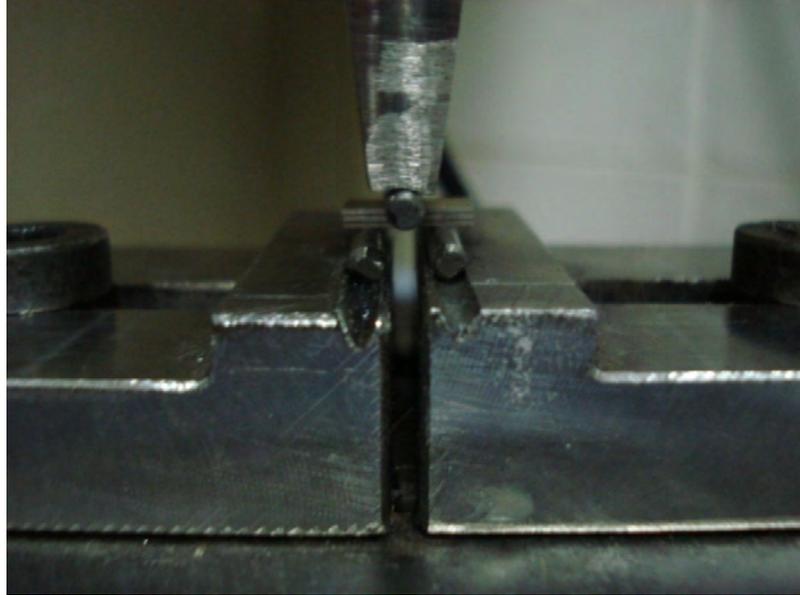


Figura 3.10 – Dispositivo e corpo de prova para ensaio de cisalhamento interlaminar.

A resistência ao cisalhamento interlaminar foi determinada de acordo com a Equação 3.2, conforme requisitos da norma ASTM D 2344.

$$F^{sbs} = 0,75 \times \frac{P_m}{b \times h}, \quad (3.2)$$

Na Equação 3.2, a resistência ao cisalhamento interlaminar está representada por F^{sbs} , P_m representa a carga máxima observada durante o ensaio e, b e h representam a largura e a espessura do corpo de prova, respectivamente.

3.5.2. Cisalhamento Iosipescu (translaminar)

O ensaio de cisalhamento Iosipescu vem sendo muito utilizado quando se deseja determinar o módulo de cisalhamento transversal (G) do material com precisão, o qual

não é possível de se obter a partir do ensaio ILSS, pois neste o módulo é interlaminar. Este ensaio é realizado em corpos de prova com formato de viga plana, possuindo dois entalhes em V no centro, com ângulo de 90° , conforme ilustrado na Figura 3.11 (a). Os parâmetros para a realização deste ensaio em materiais compósitos encontram-se definidos na norma ASTM D 5379. Neste trabalho, os corpos de prova ensaiados possuíam as fibras orientadas nas direções 0° e 90° (tecido), e as dimensões apresentadas na Figura 3.11 (a) e (b).

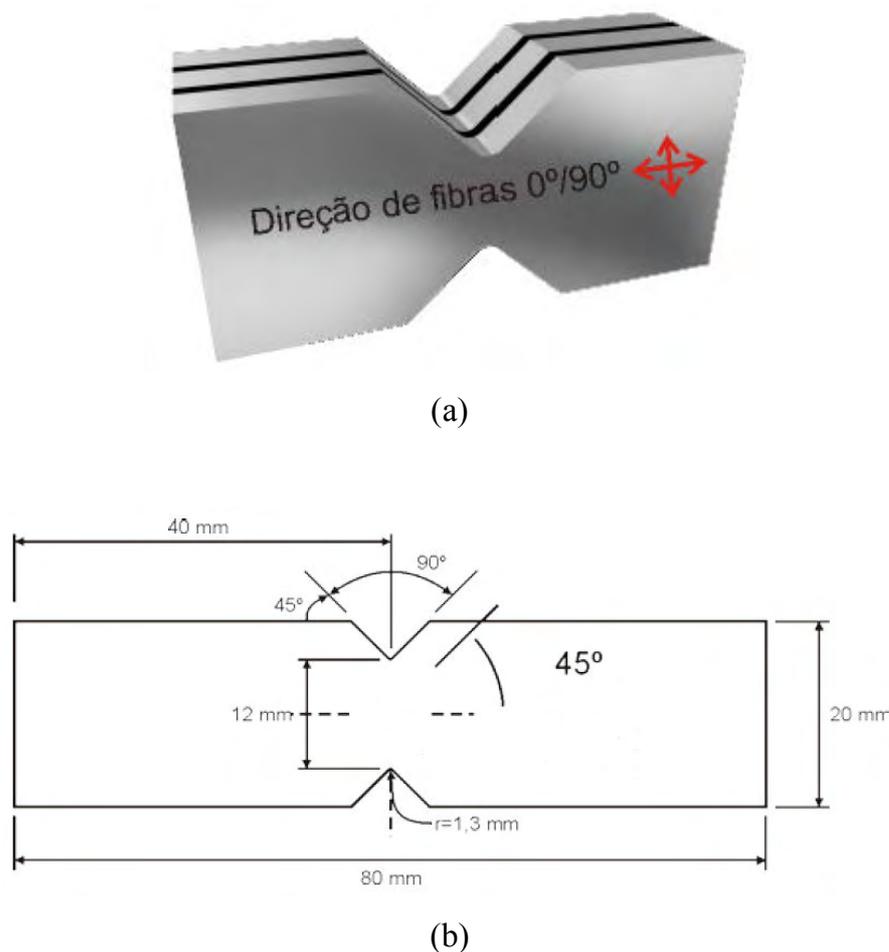


Figura 3.11 – Esquema representativo dos corpos de prova utilizados nos ensaios de cisalhamento Iosipescu: a) Orientação das fibras; b) dimensões dos corpos de prova (LE BOURLEGAT, 2009).

Durante a execução deste ensaio, a aplicação de dois pares de forças gera dois momentos contrários, e um estado de cisalhamento uniforme é gerado na seção entre os dois entalhes. A tensão de cisalhamento tem um valor máximo no plano dos entalhes, sendo esta expressa pela Equação 3.3:

$$\tau = \frac{P}{d.t} \quad (3.3)$$

onde: P = carga (N), d = largura entre os entalhes (m) e t = espessura do corpo de prova (m).

A partir do ensaio de cisalhamento Iosipescu é possível determinar os dados de resistência ao cisalhamento, o módulo de cisalhamento (G) e a deformação em cisalhamento. Contudo, neste trabalho foi considerada apenas a resistência ao cisalhamento no plano do GLARE® e do CARALL®, pois para a determinação do módulo é necessária a colagem de extensômetros, sendo esta tarefa muito difícil de ser realizada com sucesso após a realização dos condicionamentos ambientais. Esse fato se deve à dificuldade de garantir a fixação adequada do extensômetro nos corpos de prova, quando submetidos a ambientes severos de temperatura e umidade. Pois, para garantir a colagem deste dispositivo é necessário que a amostra seja lixada e limpa com solventes orgânicos, podendo esse procedimento influenciar na análise do efeito do condicionamento sobre o desempenho mecânico dos CHMFs.

O ensaio de cisalhamento Iosipescu foi conduzido em uma máquina universal de ensaios da Shimadzu, modelo AG-X, como a utilizada para o ensaio ILSS, usando neste caso o dispositivo apresentado na Figura 3.12.

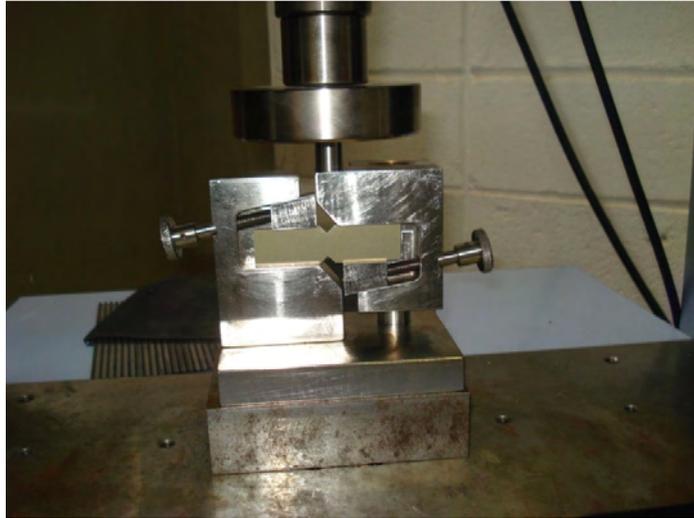


Figura 3.12 – Dispositivo utilizado no ensaio de cisalhamento Iosipescu.

3.6. ENSAIOS VISCOELÁSTICOS

3.6.1. Ensaio de Vibração

Com o propósito de se estudar as propriedades viscoelásticas em compósitos poliméricos, tais como os módulos de perda e de armazenamento, assim como o fator de amortecimento, uma técnica que vem sendo muito utilizada é o ensaio de vibração livre (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005; LE BOURLEGAT, 2009).

Este ensaio consiste na excitação de um corpo de prova no formato retangular por meio de um martelo apropriado. A vibração é captada a partir de um acelerômetro e os dados são transferidos e processados por um computador com programas apropriados para esta finalidade (aplicativo computacional OriginPro). A partir desse programa são analisados o decaimento da vibração livre e a função de resposta em frequência do corpo em vibração. Um esquema deste ensaio é apresentado na Figura 3.13.

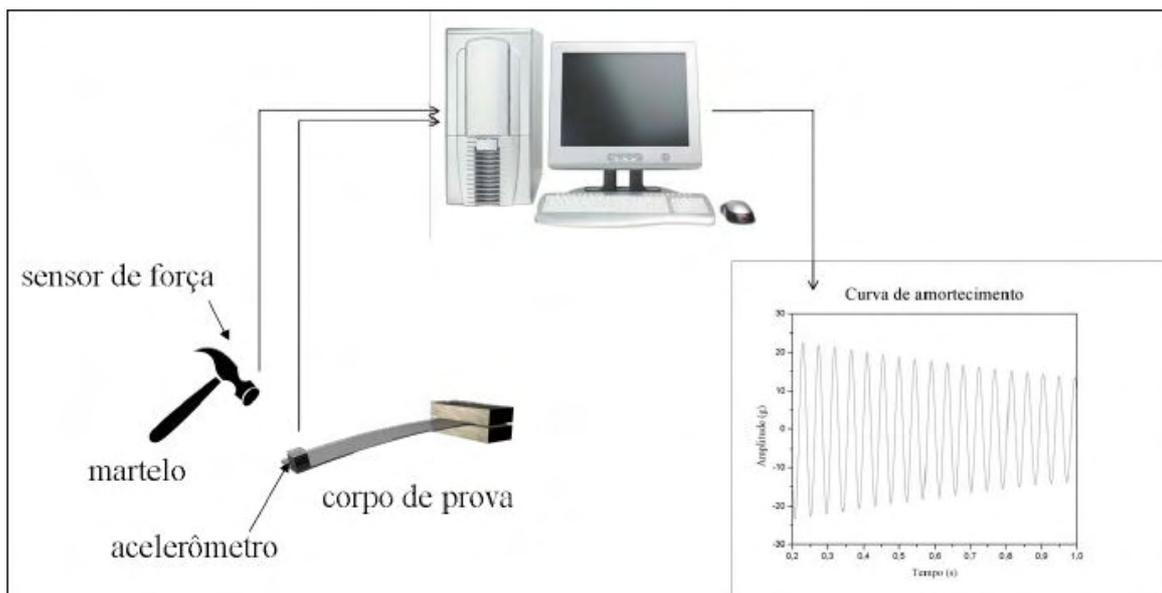


Figura 3.13 – Esquema ilustrativo do ensaio de vibração livre (LE BOURLEGAT, 2009).

Para a realização deste ensaio, o corpo de prova foi engastado entre dois blocos metálicos de massa muito superior à da amostra a ser ensaiada, em torno de 26 kg cada um. A Figura 3.14 mostra o sistema montado para a realização do ensaio, conduzido no IAE/CTA .

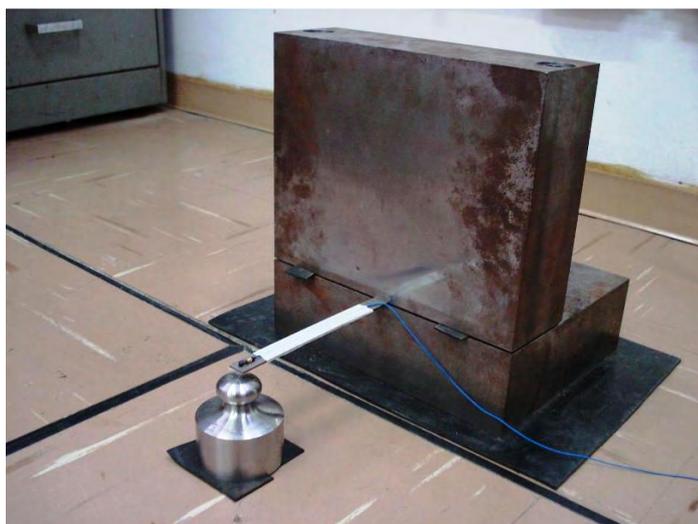


Figura 3.14 – Sistema utilizado na realização do ensaio de vibração livre.

Este ensaio é realizado causando pequenos impactos com um martelo em um determinado ponto da extremidade não engastada da amostra. Para cada amostra analisada foram tomadas três coletas de dados de decaimento de amplitude e foram realizadas cinco batidas de martelo (obtenção dos dados de função de resposta de frequência). Para cada caso, foram ensaiadas três amostras no total. Os dados de deslocamento do corpo de prova provocados pela vibração são captados por um acelerômetro (de massa 0,2 g). Para se calcular o valor de E' (módulo de carga) do compósito foi utilizada uma aproximação da micromecânica, resultando na Equação 3.4 (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005; LE BOURLEGAT, 2009).

$$E' = \frac{4\pi^2 f^2}{3I} \left[M + \frac{33}{140}m \right] L^3 \left[1 + \frac{\Delta^2}{4\pi^2} \right] \quad (3.4)$$

onde: f representa a frequência natural em Hz, I o momento de inércia do corpo de prova em m^4 , m e L a massa e o comprimento do corpo de prova em gramas e metros, respectivamente, e M é a massa do acelerômetro em gramas.

O parâmetro Δ consiste no decaimento logarítmico, calculado pela Equação 3.5 (LE BOURLEGAT, 2009):

$$\Delta = \frac{1}{n} \ln \left(\frac{\delta_1}{\delta_n} \right) \quad (3.5)$$

onde: n representa o número de picos, δ_1 é a amplitude do primeiro pico e δ_n é a amplitude do último pico analisados após o ensaio.

O módulo de perda E'' pode ser determinado a partir da seguinte relação, descrita pela Equação 3.6 (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005):

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (3.6)$$

O valor de $\tan \delta$ pode ser calculado a partir da Equação 3.7 (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005; LE BOURLEGAT, 2009):

$$\tan \delta = \frac{\ln(\delta_1/\delta_n)}{n\pi} \quad (3.7)$$

E para o cálculo do fator de amortecimento pode ser utilizada a Equação 3.8 (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005; LE BOURLEGAT, 2009):

$$\zeta = \sqrt{\frac{\Delta^2}{\Delta^2 + 4\pi^2}} \quad (3.8)$$

Os dados dos corpos de prova de GLARE® e CARALL®, necessários para a realização dos cálculos, estão apresentados na Tabela 3.1. Para o cálculo do momento de inércia de uma barra retangular é utilizada a Equação 3.9.

$$I = \frac{dh^3}{12} \quad (3.9)$$

onde: d = largura do corpo de prova (m) e h = espessura do corpo de prova (m).

Os dados utilizados nas equações para o cálculo das propriedades obtidas por meio do ensaio de vibração livre são apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Dados médios dos corpos de prova utilizados nos ensaios de vibração livre.

	L (mm)	M (g)	m (g)
GLARE® Sem Condicionamento	146,2	0,2	13,1
GLARE® Choque Térmico	150,3	0,2	14,4
GLARE Hígro + Choque Térmico	150,5	0,2	13,9
GLARE® Salt Spray	145,4	0,2	13,9
CARALL® Sem Condicionamento	146,1	0,2	14,0
CARALL® Choque Térmico	150,4	0,2	15,4
CARALL® Hígro + Choque Térmico	143,7	0,2	15,2
CARALL® Salt Spray	146,3	0,2	14,7

onde: L é seu comprimento, M é a massa do acelerômetro e m é a massa do corpo de prova.

3.7. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

No presente trabalho foi utilizada a técnica de estereomicroscopia com o intuito de avaliar as superfícies de fratura e os modos de falha ocorridos nos laminados de GLARE® e CARALL®, após os ensaios de cisalhamentos interlaminar e Iosipescu. Os corpos de prova utilizados no ensaio de vibração livre não foram avaliados por esta técnica, uma vez que este ensaio é considerado como não destrutivo em macroescala.

A análise por estereomicroscopia vem sendo muito indicada, quando se deseja avaliar a topografia do material que sofreu uma fratura, ou algum tipo de dano. Sua maior

vantagem encontra-se no fato desta técnica ser simples, de baixo custo, e não requerer a preparação prévia das amostras, entretanto, esta apresenta como principal desvantagem não oferecer ampliações significativas da imagem. Quando o estereomicroscópio é acoplado a um computador, as imagens podem ser gravadas para uma posterior análise, utilizando-se um software apropriado.

Neste trabalho foi utilizado um estereomicroscópio da marca Zeiss Stemi 2000 (Figura 3.15) disponível no Laboratório de Análise de Imagem de Materiais do DMT da FEG/UNESP.



Figura 3.15 – Estereomicroscópio da Zeiss Stemi 2000.

3.8. ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Objetivando uma avaliação mais criteriosa dos resultados encontrados neste trabalho, os dados experimentais foram analisados pelo uso do método estatístico ANOVA. Considerando-se que as amostras analisadas neste estudo apresentam uma distribuição normal de probabilidades, este método é utilizado para avaliar a igualdade

entre as médias para três ou mais amostras, utilizando-se a estatística de teste F de Snedecor (TRIOLA, 2008).

O critério deste teste consiste em aceitar a hipótese nula (H_0), em que as médias de todas as amostras são iguais, caso o valor da estatística F calculada seja maior que o valor crítico F tabelado, a um nível de significância de 5%. Caso a hipótese alternativa (H_1) seja aceita (F calculado é menor que F tabelado), então há evidências suficientes para afirmar que houve uma variação significativa em uma das médias amostrais. Para descobrir qual amostra apresentou variação significativa foi utilizado o teste de Bonferroni, que compara as médias de todos os pares de amostras possíveis, utilizando-se a distribuição t de Student. Considerando-se que os testes realizados neste trabalho são bilaterais (as médias amostrais podem ter aumentado ou diminuído), os pares de amostras testados deverão apresentar uma variação significativa caso o valor t calculado seja maior que o valor t tabelado pelo lado direito, ou caso o valor de t calculado seja menor que o t tabelado pelo lado esquerdo da curva normal. As análises ANOVA foram realizadas utilizando-se a ferramenta Análise de Dados do Microsoft Excel, como ilustra a Figura 3.16.

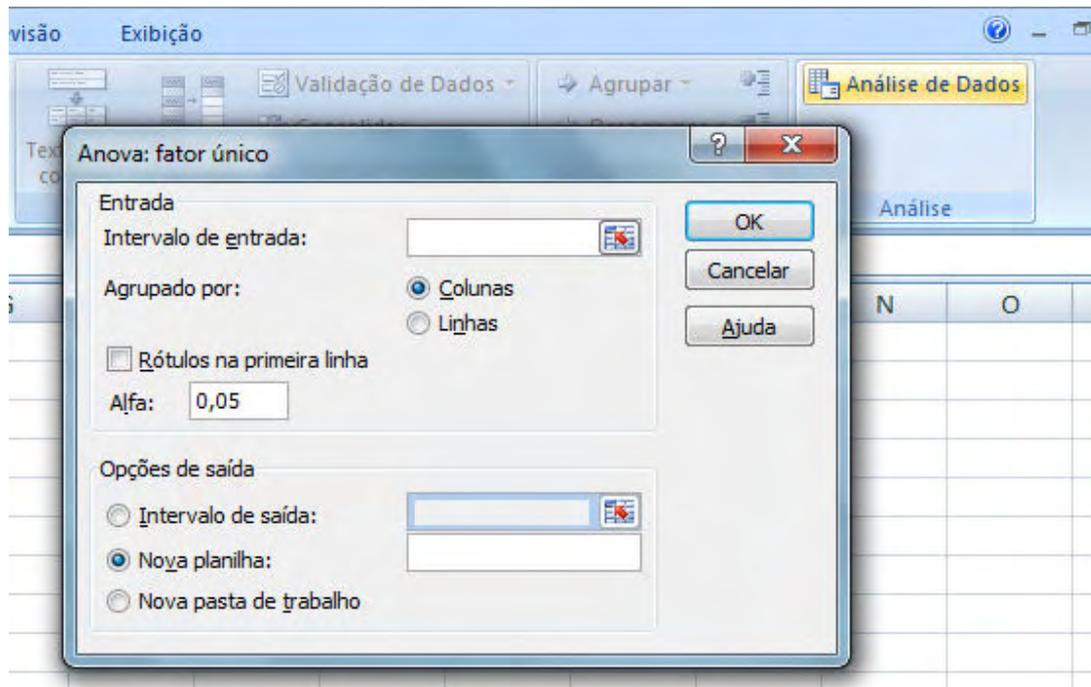


Figura 3.16 – Vista da ferramenta ANOVA no Excel

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo apresenta e discute os resultados obtidos nas caracterizações mecânica e morfológica dos laminados híbridos GLARE® e CARALL® avaliados neste estudo, submetidos a diferentes condicionamentos ambientais. Uma comparação dos valores de massa específica dos referidos materiais também é apresentada e avaliada.

4.1. AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA DOS LAMINADOS

As análises microestruturais dos laminados GLARE® e CARALL® estudados neste trabalho foram realizadas pela técnica de microscopia óptica em amostras previamente embutidas a frio em resina acrílica. O padrão de qualidade apresentado pelos laminados após seu processamento encontra-se apresentado na Figura 4.1 (a e b). Estas análises foram realizadas antes dos condicionamentos e dos ensaios mecânicos previstos.

A análise da Figura 4.1 mostra que os referidos materiais apresentam-se bem consolidados, sem a presença de descontinuidades entre as interfaces metal-fibra. Deve-se considerar que, a integridade da interface entre as camadas metálicas e de compósito polimérico encontra-se diretamente relacionada com o desempenho mecânico do material.

A partir dos resultados encontrados, é também verificado que as camadas de compósitos poliméricos apresentam-se isentas de defeitos, como trincas e delaminações. Estas observações devem-se ao fato das camadas constituintes terem sido adequadamente compactadas durante o processo de fabricação em autoclave.

Observa-se, também, que as camadas de compósito polimérico apresentam uma boa homogeneidade e distribuição fibra/matriz, com poucas regiões ricas em resina ou até mesmo mal compactadas. Também é possível verificar que os materiais apresentam-se isentos de microtrincas e delaminações, que podem atuar como concentradores de tensão, gerando outros danos no material, quando solicitados em serviço.

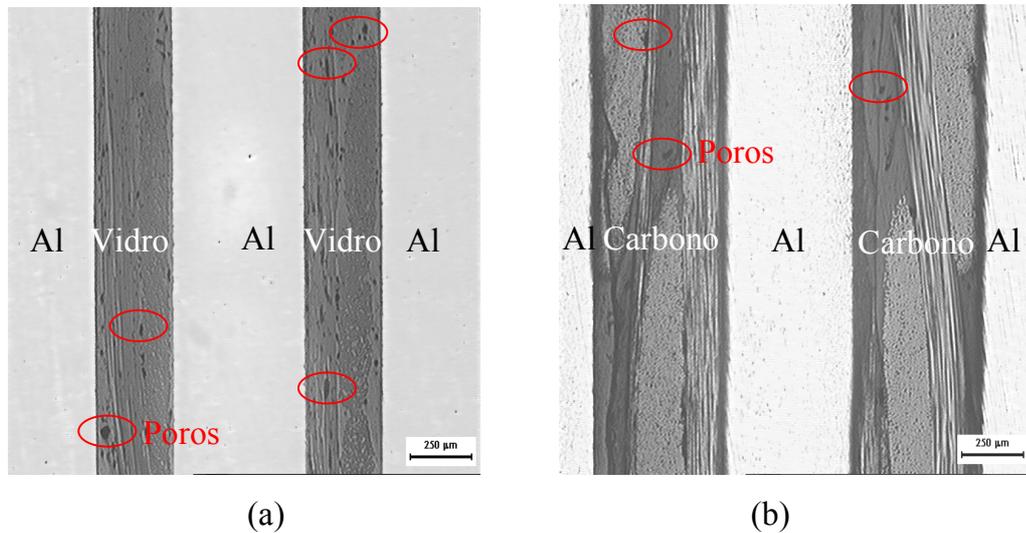


Figura 4.1 – Micrografia óptica dos laminados: a) GLARE®. b) CARALL®.

No caso do GLARE® (Figura 4.1(a)) observa-se a presença de uma menor quantidade de vazios na matriz polimérica. A presença desses vazios não é desejada, sabendo-se que esses podem alojar moléculas de água, quando o material é exposto em ambientes com elevadas temperatura e umidade. Por fim, observa-se que o CARALL® (Figura 4.1(b)) possui a camada de *prepreg* mais espessa, quando comparada à do GLARE®. Dessa forma, quando esse laminado é exposto em ambiente úmido, uma maior área de material compósito fica em contato com o ambiente úmido, permitindo supor que este laminado pode absorver um maior teor de umidade.

4.2. DETERMINAÇÃO DAS MASSAS ESPECÍFICAS

A busca pelo decréscimo de peso é considerada como uma das forças motrizes para o desenvolvimento de novos materiais para uso em aplicações aeroespaciais. Nesse setor existe a busca constante por materiais mais leves, porém sempre atrelada a melhores propriedades mecânicas. Essa relação de propriedades pode ser verificada ao se calcular a razão entre a propriedade desejada e a massa específica do material. Este indicador tem

aplicação direta na etapa de seleção de materiais para utilização em peças de aplicação estrutural no desenvolvimento de uma aeronave, por exemplo.

Dentro desse contexto, os CHMF representam um caso reconhecido de materiais com elevado potencial em aplicações aeronáuticas, devido à considerável redução de peso, resultante da combinação de compósitos poliméricos com metais. Conforme apresentado no Capítulo 2, a aplicação do GLARE® como componente da fuselagem do Airbus A380 proporcionou uma redução de peso estrutural da ordem de 25%, resultando em maior desempenho da aeronave e maior capacidade de carga (VLOT, 2001; SILVA, 2006).

A Tabela 4.1 apresenta os valores das medições dimensionais e da massa dos corpos de prova de CHMFs utilizados na determinação das massas específicas.

Tabela 4.1 – Resultados das medições para a determinação das massas específicas dos laminados em estudo.

GLARE®				
MEDIDAS	MASSA (g)	ESPESSURA (cm)	LARGURA (cm)	COMPRIMENTO (cm)
1	7,0051	0,169	2,042	8,055
2	7,0049	0,169	2,044	8,057
3	7,0053	0,168	2,048	8,059
MÉDIA	7,0051 ± 0,0002	0,169 ± 0,001	2,044 ± 0,003	8,057 ± 0,002
VOLUME (cm ³)			2,778 ± 0,014	
MASSA ESPECÍFICA (g.cm ⁻³)		2,52 ± 0,01 (2520 ± 10 kg.m ⁻³)		
CARALL®				
MEDIDAS	MASSA (g)	ESPESSURA (cm)	LARGURA (cm)	COMPRIMENTO (cm)
1	5,5365	0,198	1,55	7,889
2	5,5365	0,196	1,559	7,879
3	5,5365	0,197	1,581	7,898
MÉDIA	5,5365	0,197 ± 0,001	1,56 ± 0,16	7,88 ± 0,01
VOLUME (cm ³)			2,429 ± 0,040	
MASSA ESPECÍFICA (g.cm ⁻³)		2,28 ± 0,04 (2280 ± 40 kg.m ⁻³)		

A partir dos resultados apresentados na Tabela 4.1 observa-se que o CARALL® apresenta uma massa específica cerca de 10% menor que a do GLARE®. Esta diferença

deve-se ao fato da massa específica das fibras de carbono ($d = 1,78 \text{ g.cm}^{-3}$) ser menor que a das fibras de vidro ($d = 2,58 \text{ g.cm}^{-3}$) (CALLISTER, 2002), embora tenha sido utilizado um pré-impregnado de fibra de carbono mais espesso, quando comparado ao pré-impregnado de fibras de vidro.

A Tabela 4.2 apresenta os valores de massa específica determinados para os laminados estudados, juntamente com os valores encontrados na literatura (CALLISTER, 2002) para os seus constituintes.

Tabela 4.2 – Valores da massa específica dos CHMF em estudo.

MATERIAL	MASSA ESPECÍFICA (g.cm^{-3})
GLARE®	2,52
CARALL®	2,28
Fibras de vidro*	2,58
Fibras de carbono*	1,78
Alumínio 2024-T3*	2,77

*Valores retirados da literatura (CALLISTER, 2002).

Observa-se na Tabela 4.2, em comparação à liga de alumínio 2024-T3 comumente utilizada em estruturas aeronáuticas, que os CHMF apresentam valores de massa específica inferiores, sendo cerca de 9% menor para o GLARE® e em torno de 18% para o CARALL®. Dessa maneira, a utilização desses materiais resulta na redução do peso total do componente, gerando uma considerável economia em voo. Embora, o CARALL® apresente uma massa específica menor, em comparação ao GLARE®, atualmente esse não vem sendo amplamente considerado em projetos de estruturas aeronáuticas, devido aos possíveis problemas de corrosão galvânica, conforme apresentado no Capítulo 2 e discutido em diversos trabalhos disponíveis na literatura (SILVA, 2006).

4.3. ESTUDO DOS EFEITOS DOS CONDICIONAMENTOS

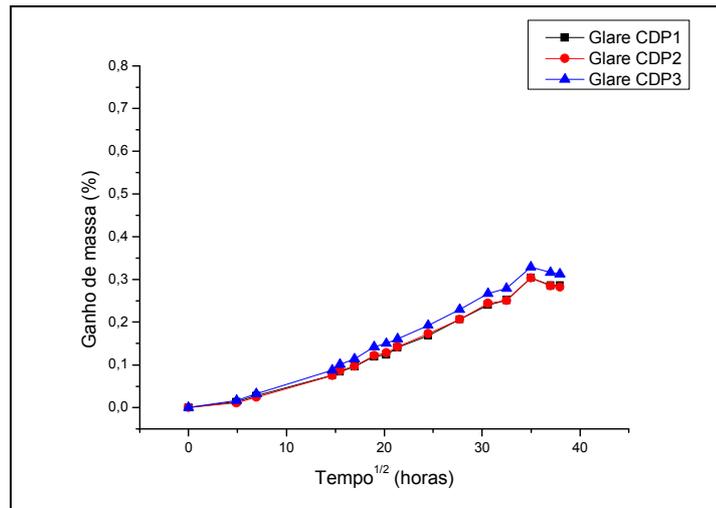
4.3.1 Condicionamento higrotérmico

Os efeitos da umidade devem ser cuidadosamente avaliados em projetos de estruturas fabricadas a partir de materiais compósitos. Como descrito no Capítulo 2, a umidade pode penetrar na matriz polimérica por meio do processo de difusão até que uma concentração de equilíbrio seja atingida. De acordo com as considerações normalmente encontradas em literatura (FARIA, 2008), a umidade absorvida nos compósitos de matriz polimérica pode reduzir a resistência mecânica e a rigidez do laminado, devido ao efeito da plasticização da matriz, com o enfraquecimento da interface fibra/matriz. Essas reduções nas propriedades mecânicas são particularmente significativas em temperaturas elevadas. Assim, a presença de umidade no compósito pode causar mudanças significativas nas características físico-químicas da matriz.

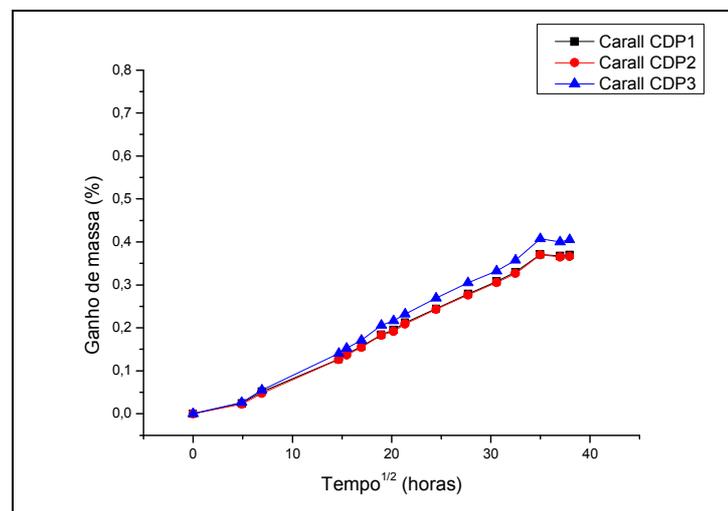
A Figura 4.2 (a e b) apresenta as curvas de ganho de massa para os laminados híbridos GLARE® e CARALL® durante o período de 60 dias de exposição na câmara de condicionamento higrotérmico utilizada. Durante o condicionamento, três amostras de controle foram periodicamente pesadas e as massas encontradas foram comparadas com as massas das mesmas em condição não climatizada. A partir das curvas observa-se similaridade tanto no comportamento, quanto nos valores de absorção de umidade encontrados, para as três amostras de controle, tanto para o GLARE® quanto para o CARALL®. Verificam-se ainda desvios padrões desprezíveis.

A análise dos dados apresentados na Figura 4.2 (a e b) mostra que a concentração de umidade nas amostras de controle dos laminados GLARE® e CARALL® aumenta linearmente com o tempo, nas primeiras semanas de exposição. Nessa etapa, as amostras absorvem água muito rapidamente, alcançando um estado conhecido como pseudo-equilíbrio, mantendo a quantidade de água praticamente a mesma depois de um determinado período de tempo, sugerindo, a princípio, um comportamento Fickiano. A água permanece no compósito como água livre e tende, com o tempo, a penetrar na matriz

polimérica pelo gradiente de concentração. Com a contínua exposição, o processo de absorção de umidade se torna mais lento e, muitos autores atribuem a esse período, o início do processo de relaxação da cadeia polimérica e o preenchimento higrotérmico dos vazios existentes (CUNHA, 2006; CÂNDIDO, 2001; MAYER, 2003; COSTA, 2002).



a)



b)

Figura 4.2 – Curvas de ganho de massa das amostras de controle em função da raiz quadrada do tempo: a) GLARE® e b) CARALL®.

A Figura 4.2 (a e b) mostra também que após um determinado período de exposição, não se observa o aumento na massa das amostras, indicando que o ponto de equilíbrio foi atingido (saturação de umidade nas amostras). Esta estabilização ocorreu após 1225 h de exposição para ambos os laminados, GLARE® e CARALL®. Os valores percentuais de umidade absorvida são apresentados nos gráficos de ganho de massa médio (Figura 4.3).

O valor médio percentual de umidade absorvida até a saturação foi determinado pela média dos três últimos pontos da curva. Para o GLARE®, o valor médio percentual encontrado é de 0,30% e para o CARALL® igual a 0,38%. Observa-se ainda que, o CARALL® apresenta uma maior absorção de umidade, aproximadamente, 27% superior à verificada para o GLARE®. Em princípio, esperava-se que este último laminado apresentasse uma maior porcentagem de água absorvida, em função da maior afinidade que esse reforço apresenta com as moléculas de água, devido à presença dos grupos silano na superfície da fibra de vidro, introduzidos durante o tratamento superficial desse reforço. Contudo, o comportamento observado é atribuído ao fato das amostras de CARALL® possuírem as camadas de *prepreg* de carbono mais espessas, quando comparadas com as do *prepreg* de fibras de vidro (Figura 4.1). Dessa forma, uma maior área do compósito polimérico do CARALL® é exposta ao condicionamento ambiental sendo, portanto, mais susceptível à absorção de umidade.

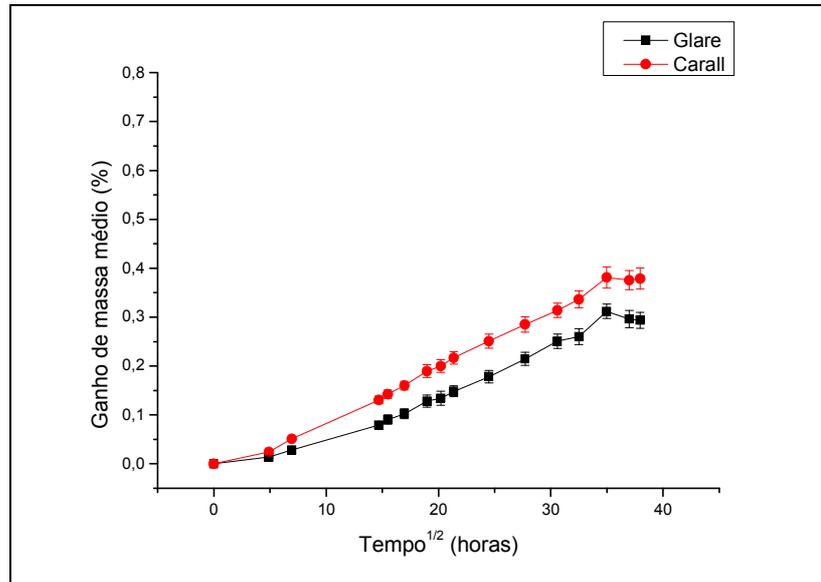


Figura 4.3 – Curvas de absorção de umidade do GLARE® e do CARALL® em função da raiz quadrada do tempo.

A partir dos resultados encontrados é também verificado que os valores de absorção de umidade obtidos, tanto para o GLARE® quanto para o CARALL®, apresentam-se relativamente baixos, quando comparados com os dados de alguns sistemas tradicionais de resina epóxi reforçada com fibras de vidro ou de carbono (valores entre 1,0 e 3,0% de absorção de umidade) (MAYER, 2003). Esta evidência comprova a atuação das camadas externas de alumínio, servindo como barreira à difusão de umidade no material.

Visando um estudo mais detalhado quanto ao mecanismo de absorção de umidade nos compósitos híbridos, GLARE® e CARALL®, foi determinado o coeficiente n (coeficiente que define o mecanismo envolvido na absorção de umidade) para ambos os laminados metal-fibra, a partir da Figura 4.3 e da Equação 2.6. Aplicando-se a função logarítmica nos dois lados da igualdade, obtém-se a Equação 4.1, que corresponde à equação de uma reta.

$$\log\left(\frac{M_T}{M_\infty}\right) = \log(k.t^n) \rightarrow \log\left(\frac{M_T}{M_\infty}\right) = \log(k) + n.\log(t) \rightarrow y = b + nx \quad (4.1)$$

A Figura 4.4 apresenta as retas obtidas a partir da linearização apresentada na Equação 4.1. Nota-se que, o coeficiente angular das retas corresponde ao coeficiente n , que se deseja determinar. A partir do valor de n é possível investigar quais mecanismos estão envolvidos na difusão de umidade referente aos materiais estudados neste trabalho.

Complementando o trabalho realizado, o coeficiente de difusividade foi calculado a partir da Equação 2.7 e da Figura 4.5.

A Tabela 4.3 apresenta os valores do coeficiente n e do coeficiente de difusão (D) obtidos a partir das Figuras 4.4 - 4.5, para o GLARE® e o CARALL®, respectivamente.

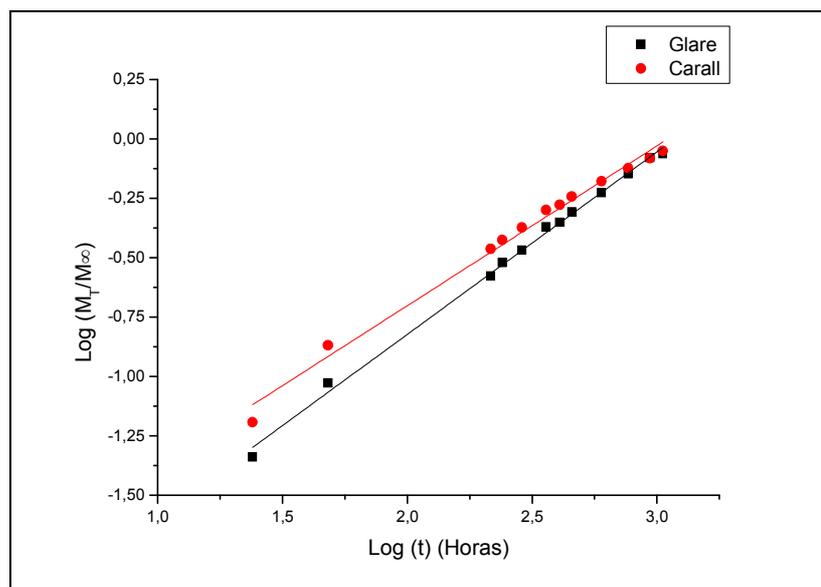


Figura 4.4 – Gráfico do $\log (M_T/M_\infty)$ versus tempo para avaliação do parâmetro Fickiano n .

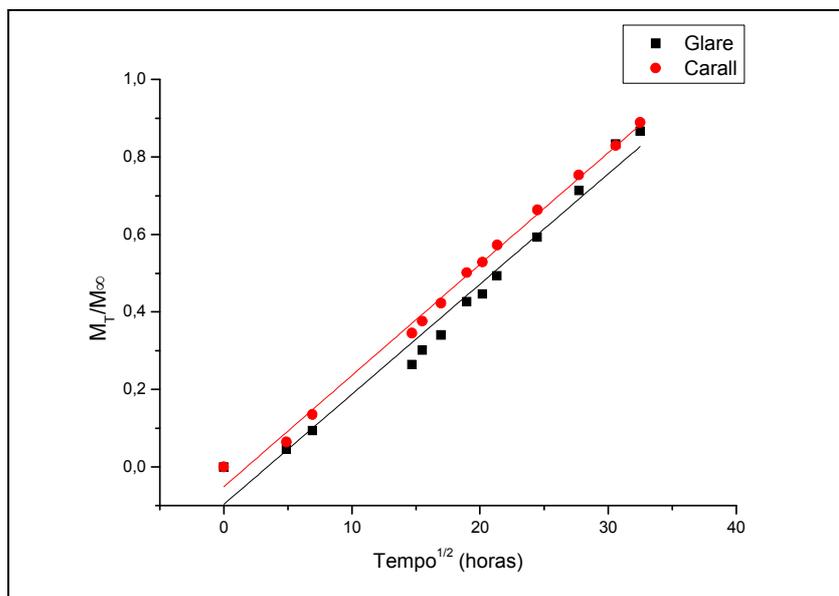


Figura 4.5 – Gráfico de (M_T/M_∞) versus raiz quadrada do tempo para avaliação dos coeficientes de difusão.

Tabela 4.3 – Valores de n e D obtidos no estudo do condicionamento higrotérmico.

Laminados	n	D (mm^2/h)
GLARE®	0,77	$5,73 \times 10^{-4}$
CARALL®	0,67	$5,85 \times 10^{-4}$

De acordo com os dados disponíveis na literatura (BOTELHO; PARDINI; REZENDE, 2005; FARIA, 2008), os sistemas que apresentam valores de n próximos a 0,5 podem ser considerados Fickianos. Observa-se que, os valores de n obtidos para o GLARE® e CARALL® encontram-se um pouco superiores ao considerado para mecanismo Fickiano, embora a diferença seja relativamente pequena. Nestes casos, o mecanismo de absorção de umidade para os laminados estudados foi considerado anômalo, que considera a mobilidade de permeação da água e a relaxação dos segmentos das cadeias comparáveis.

Esse comportamento pode ser explicado pela existência de mecanismos adicionais de absorção na amostra, e não somente aquele governado pelo processo de difusão. Esses mecanismos podem ocorrer devido ao efeito da capilaridade, que permite a mobilidade da água através da interface do material, seguida da difusão da água para o interior da cadeia do polímero e, também, pela presença de transporte de água através de microtrincas existentes na matriz polimérica, podendo resultar no inchamento da mesma. Outro fato que deve ser considerado é que as teorias e equações utilizadas neste trabalho foram formuladas para compósitos poliméricos, que não levam em consideração a adição de lâminas metálicas.

Em relação aos valores encontrados para os coeficientes de difusão, tanto para o GLARE® quanto para o CARALL®, esses se apresentam muito próximos, com uma diferença de apenas 2%. Esses valores mostram que as velocidades de absorção de água para ambos os laminados são equivalentes. Em comparação com os resultados encontrados na literatura para algumas matrizes epóxi (da ordem de $30 \times 10^{-4} \text{ mm}^2/\text{h}$) (FARIA, 2008), observa-se que os laminados metal-fibra apresentam um coeficiente de difusão, aproximadamente, seis vezes menor ($\sim 5,7 \times 10^{-4} \text{ mm}^2/\text{h}$). Este fato confirma que as chapas de alumínio atuam como barreira à absorção de umidade, fazendo com que a água penetre no material apenas pelas bordas livres.

4.3.2 Condicionamento em névoa salina

A Figura 4.6 apresenta as curvas de ganho de massa em função do tempo, dos laminados GLARE® e CARALL® submetidos ao condicionamento em névoa salina. A partir desta figura é possível observar que o GLARE® apresenta um ganho de massa menor que 0,1%. Quando comparado ao obtido para as amostras submetidas ao condicionamento higrotérmico, o aumento de massa no condicionamento em névoa salina foi cerca de 60% menor. Este comportamento pode ser explicado pelo fato do sal presente na atmosfera atuar como uma barreira à absorção de umidade, uma vez que a

concentração do ambiente externo é maior que a do interior do compósito polimérico. Esse fator dificulta a ocorrência do processo de difusão de água para o interior da matriz. Além disso, o condicionamento em névoa salina foi realizado à temperatura ambiente e o condicionamento higrotérmico à temperatura de 80°C, que acelera o processo de difusão.

Em contrapartida, no caso do CARALL®, o ganho de massa foi da ordem de 0,45%, portanto, cerca de 18% superior às mesmas amostras submetidas ao condicionamento higrotérmico. Contudo, ao contrário do GLARE®, esse aumento de massa pode ter ocorrido devido à uma maior formação de óxido de alumínio no laminado, resultante da corrosão galvânica gerada pelo contato das camadas de alumínio com as fibras de carbono, agravado pela exposição ao ambiente agressivo, contendo 5% de NaCl.

A Figura 4.7 (a e b) apresenta as estereomicroscopias dos laminados GLARE® e CARALL®, respectivamente, após terem sido submetidos ao condicionamento em névoa salina. Inicialmente, por meio de observações visuais, foi possível verificar que após 72 horas de exposição começaram a surgir os primeiros pontos de corrosão (setas vermelhas) nos laminados. Esses defeitos, por sua vez, podem atuar como pontos de concentração de tensão no material, quando submetidos a algum tipo de esforço mecânico, como o de cisalhamento interlaminar e translaminar, por exemplo. Dessa forma, pode ocorrer a ruptura do material a um nível de tensão inferior ao seu limite de resistência. Alguns pontos de corrosão são evidenciados nas fotos pelas setas vermelhas.

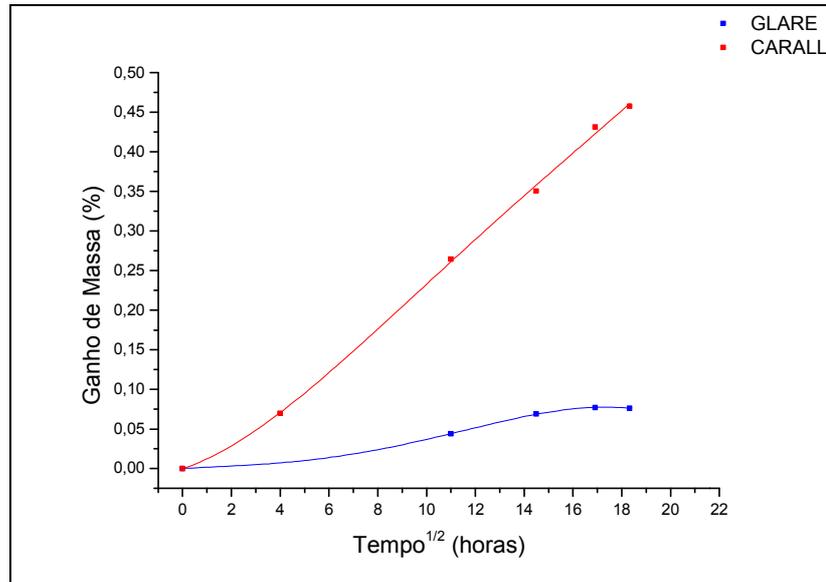
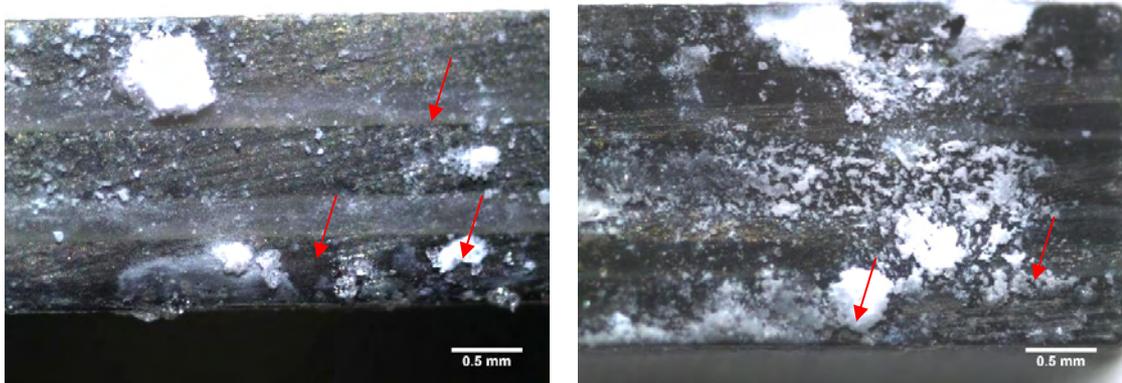


Figura 4.6– Curvas de ganho de massa *versus* raiz quadrada do tempo dos laminados submetidos ao condicionamento em névoa salina.



(a)

(b)

Figura 4.7 – Estereomicroscopia dos laminados condicionados em névoa salina, após 72 horas de exposição. a) GLARE® e b) CARALL®.

4.4. AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.4.1 Ensaio de cisalhamento interlaminar

Os efeitos do ambiente podem modificar consideravelmente as propriedades mecânicas dos compósitos poliméricos. Essa influência ocorre, principalmente, nas interfaces do material. No caso do CHMF, a adesão entre a fibra e a matriz do compósito polimérico, bem como a colagem entre o metal e o compósito pode ser afetada. Como descrito no Capítulo 3, uma das formas mais utilizadas para se avaliar a adesão em laminados estruturais é o ensaio de cisalhamento interlaminar (ILSS), padronizado pela norma ASTM D2344.

Neste trabalho foram investigadas as resistências ao cisalhamento interlaminar dos compósitos híbridos GLARE® e CARALL®, em condição não climatizada, sob efeito de variações cíclicas de temperatura, após condicionamento higrotérmico seguido de variações cíclicas de temperatura, e após a exposição em atmosfera de névoa salina. A Tabela 4.4 apresenta os resultados obtidos dos valores médios de resistência ao cisalhamento, e seus respectivos desvios padrão. As curvas de tensão *versus* deslocamento em cisalhamento interlaminar, para todos os condicionamentos estão apresentados no Apêndice I.

Tabela 4.4 – Resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar do GLARE® e CARALL®.

Laminados / Condições	Tensão (MPa)			
	Sem Condicionamento (SC)	Ciclos Térmicos	Higrotérmico + Ciclos Térmicos	Névoa salina (SS)
GLARE®	88,6±2,3	77,0±2,7	78,8±3,3	53,0±2,5
CARALL®	81,5±1,6	67,1±4,6	72,4±1,32	47,5±1,9

As médias da Tabela 4.4 foram analisadas pelo método estatístico ANOVA, conforme descrito no Capítulo 3. Os dados amostrais utilizados encontram-se apresentados no Apêndice 3.

A Tabela 4.5 apresenta os valores da estatística F (conforme descrito no item 3.8) calculada e dos valores críticos tabelados (TRIOLA, 2008). Os valores encontrados correspondem a um nível de confiança de 95%.

Tabela 4.5 – Valores de F calculados e tabelados para as análises estatísticas.

	F_{calculado}	F_{crítico*}
GLARE®	217,84	2,98
CARALL®	230,57	2,96

* (TRIOLA, 2008)

Como os valores de F calculados são maiores que os dados de F críticos (tabelados), pode-se afirmar com 95% de confiança que existe pelo menos uma das amostras com resistência ao cisalhamento interlaminar diferente das demais. As Tabelas 4.6 e 4.7

apresentam os valores de t calculado e t crítico para todos os pares de amostras analisadas, com o intuito de investigar estatisticamente qual condicionamento ambiental ocasionou a variação mais significativa nos resultados obtidos. Nas Tabelas 4.6 e 4.7, “SC” representa as amostras sem condicionamento, “Ciclos” as amostras submetidas a variações súbitas de temperatura, “Ciclos+Higro” representa as amostras submetidas ao condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura e “SS” representa as amostras submetidas ao condicionamento em câmara de *salt spray*.

Tabela 4.6 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento do GLARE® sob diferentes condições de climatização.

T este de Bonferroni – ILSS GLARE® (Grau de liberdade=26; $\alpha=5\%$)			
	$t_{\text{calculado}}$	$t_{\text{crítico}}$	Resultado
SC e Ciclos	7,681	2,056	Há variação
SC e Higro+Ciclos	6,502	2,056	Há variação
Ciclos e Higro+Ciclos	-1,273	-2,056	Não há variação
SC e Névoa salina (SS)	-23,693	-2,056	Há variação
SS e Ciclos	-17,295	-2,056	Há variação
SS e Higro+Ciclos	-18,569	-2,056	Há variação

Tabela 4.7 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento do CARALL® sob diferentes condições de climatização.

Teste de Bonferroni – ILSS CARALL® (Grau de liberdade=27; $\alpha=5\%$)			
	$t_{\text{calculado}}$	$t_{\text{crítico}}$	Resultado
SC e Ciclos	10,783	2,052	Há variação
SC e Higro+Ciclos	6,167	2,052	Há variação
Ciclos e Higro+Ciclos	-3,684	-2,052	Há variação
SC e Névoa salina (SS)	-25,711	-2,052	Há variação
SS e Ciclos	-14,507	-2,052	Há variação
SS e Higro+Ciclos	-17,115	-2,052	Há variação

Os valores médios de resistência ao cisalhamento interlaminar associados às investigações estatísticas apresentadas mostram que o laminado GLARE®, quando submetido a elevados ciclos de variação brusca de temperatura, apresenta uma redução da ordem de 13% na sua resistência. Esse comportamento pode ser explicado pelos diferentes coeficientes de expansão térmica dos materiais constituintes (fibras de vidro, resina epóxi e liga de alumínio 2024-T3) (Tabela 4.8), que se comportam de maneira diferente em temperaturas baixas e elevadas. As diferentes dilatações e contrações ocorridas entre os constituintes do GLARE® (placa metálica e compósito epóxi/fibras de vidro) podem gerar tensões internas biaxiais e a consequente fadiga térmica na interface entre as camadas deste laminado metal-fibra, reduzindo a força de adesão.

O mesmo comportamento é observado para o laminado CARALL® (Tabela 4.7), que apresenta uma redução da resistência ao cisalhamento de 18%. Esta maior redução dos valores de cisalhamento interlaminar observada no CARALL® pode ser atribuída à maior diferença entre os coeficientes de expansão térmica do carbono em relação ao alumínio 2024, quando comparado ao da fibra de vidro. A Tabela 4.8 apresenta os coeficientes de expansão térmica linear dos materiais constituintes dos laminados estudados neste trabalho (CALLISTER, 2002). Como disponibilizado em literatura, esses

valores apresentados permanecem estáveis a temperaturas próximas de 300°C (<http://www.handyharmancanada.com/TheBrazingBook/comparis.htm> - 27/07/2010).

Tabela 4.8 – Coeficientes de expansão térmica dos constituintes dos laminados híbridos em estudo, à temperatura ambiente (25°C) (CALLISTER, 2002).

	Alumínio 2024	Fibra de carbono	Fibra de vidro	Resina epóxi
Coeficiente de expansão térmica (°C⁻¹)	22,9x10 ⁻⁶	-0,6x10 ⁻⁶	5,0x10 ⁻⁶	81-117 x10 ⁻⁶

Observa-se que, ao contrário do que ocorre com a fibra de vidro, as fibras de carbono apresentam um coeficiente de expansão térmica negativo (Tabela 4.8). Assim, quando as fibras de carbono são unidas ao alumínio e à resina epóxi, os quais possuem coeficientes elevados, as fibras de carbono podem sofrer tensões térmicas internas residuais, quando são submetidas a variações bruscas de temperatura.

A Tabela 4.4 também apresenta os valores médios da resistência ao cisalhamento interlaminar encontrados para as amostras de GLARE® e CARALL®, submetidas ao condicionamento higrotérmico e, posteriormente, ao condicionamento por variação cíclica de temperatura. Neste caso, para ambos os laminados, GLARE® e CARALL®, a redução é da ordem de 11%, em relação ao material em condição não climatizada.

A partir dos resultados estatísticos para o GLARE® encontrados neste trabalho, não se observa diferença significativa no desempenho mecânico das amostras, comparando-se os condicionamentos apenas com submissão a variações cíclicas de temperatura e com condicionamento higrotérmico seguido do condicionamento com variações cíclicas de temperatura. Entretanto, para o CARALL®, verifica-se que ocorre uma diferença estatística significativa, quando se compara o desempenho mecânico do CARALL® em ambas as condições. As amostras que foram previamente expostas ao ambiente úmido e aquecido e, em seguida, submetidas às variações cíclicas de temperatura apresentam uma menor redução na sua resistência ao cisalhamento interlaminar, quando comparadas com

aquelas que foram apenas submetidas à variação cíclica de temperatura. Nesse caso, a umidade presente no material agiu como uma espécie de inibidor dos efeitos causados pela fadiga térmica.

Uma possível explicação para esse fenômeno pode estar associada ao fato de que, quando submetidas às variações cíclicas de temperatura, as moléculas de água apresentam um comportamento que mais se assemelha ao das fibras de carbono, que ao das fibras de vidro, ou seja, quando expostas a baixas temperaturas as moléculas de água, tanto quanto as fibras de carbono apresentam a tendência de se expandir. De maneira oposta, quando esses materiais são submetidos a temperaturas elevadas, esses apresentam a tendência de se contrair. Dessa maneira, as tensões residuais internas do compósito polimérico tendem a ser reduzidas.

Em relação às amostras submetidas ao condicionamento em atmosfera de névoa salina observa-se que tanto o GLARE® quanto o CARALL® apresentam uma redução significativa nos seus valores de resistência ao cisalhamento interlaminar, na ordem de 40%, quando comparados com o comportamento das amostras sem condicionamento.

Da mesma maneira, verifica-se uma redução significativa na resistência das amostras condicionadas em névoa salina, quando comparadas com as submetidas às variações súbitas de temperatura, e aquelas sujeitas ao condicionamento higrotérmico, seguido de variações súbitas de temperatura. Essa redução, estatisticamente comprovada, pode estar associada à formação de “pits” de corrosão nas lâminas de alumínio das amostras, oriundas de um processo de corrosão agravado pela solução salina presente no ambiente. Esses “pits” de corrosão podem atuar como pontos de concentração de tensões no material, reduzindo a resistência ao cisalhamento interlaminar do CHMF. Dessa forma, é possível afirmar que, dentre as diversas condições ambientais estudadas neste trabalho, a exposição em atmosfera salina mostrou-se a mais agressiva para a resistência ao cisalhamento interlaminar.

Para avaliar os comportamentos das falhas apresentadas pelos laminados GLARE® e CARALL®, submetidos ao ensaio de cisalhamento interlaminar, foram realizadas

análises fractográficas por estereomicroscopia, conforme procedimento descrito no Capítulo 3.

As Figuras 4.8 (a e b) e 4.9 (a e b) apresentam micrografias obtidas nas análises por estereomicroscopia do GLARE® e CARALL®, respectivamente. Para as amostras sem condicionamento, as submetidas às variações cíclicas de temperatura e as expostas ao condicionamento higrotérmico seguido por variações cíclicas de temperatura, os modos de falha são semelhantes. Em função dos aspectos fractográficos semelhantes apresentados pelos laminados submetidos a esses três condicionamentos ambientais, são apresentadas somente as micrografias das amostras sob variação de temperatura, representando as três condições citadas e, também, das amostras submetidas ao condicionamento em névoa salina, que apresentam mecanismos de falha distintos das demais condições.

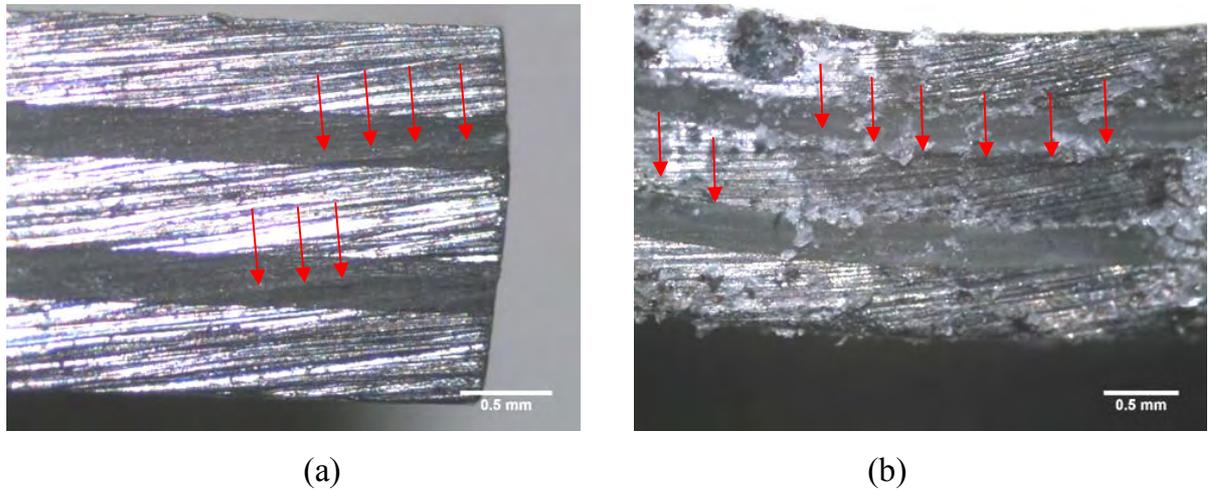


Figura 4.8 – Estereomicroscopia do GLARE®. a) sob variações súbitas de temperatura; b) sob condicionamento em névoa salina.

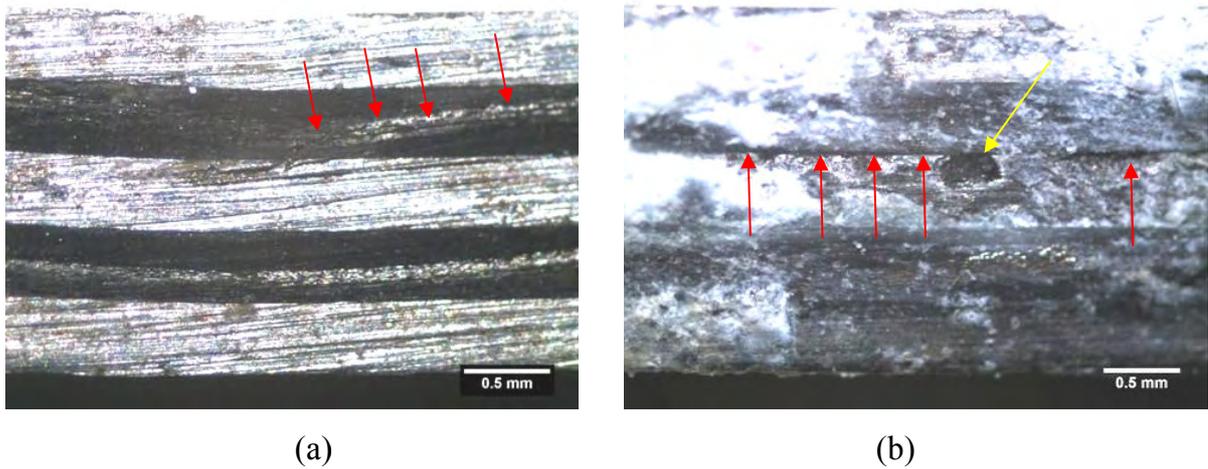


Figura 4.9 – Estereomicroscopia do CARALL®. a) sob variações súbitas de temperatura; b) sob condicionamento em névoa salina.

As setas vermelhas mostradas nas imagens indicam as regiões de delaminação ocorridas nas amostras após os ensaios de ILSS. Conforme apresentado na Figura 3.7, no Capítulo 3, os ensaios realizados neste trabalho são válidos, pois induziram a delaminação na região média da seção transversal nas amostras ensaiadas. Para os laminados sem condicionamento, submetidos às variações cíclicas de temperatura e ao condicionamento higrotérmico seguido por variações cíclicas de temperatura, as delaminações ocorreram

predominantemente no compósito polimérico, com a ruptura da matriz polimérica. Também é observada a ruptura da camada interna da liga de alumínio em algumas amostras.

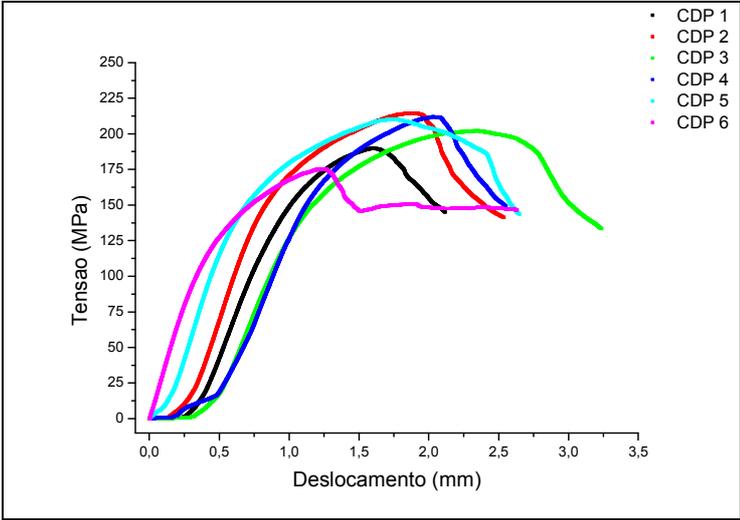
No caso dos laminados submetidos ao condicionamento em atmosfera de névoa salina, os pontos de delaminação ocorreram predominantemente na interface entre o alumínio e o compósito polimérico. Esse comportamento pode estar associado à formação de óxido de alumínio na região da interface, comprometendo a adesão entre as camadas, bem como pela nucleação de “pits” de corrosão, aumentando as tensões internas entre as camadas do laminado. A seta em amarelo ilustra um “pit” de corrosão formado no material, quando exposto à atmosfera salina.

4.4.2 Ensaio de cisalhamento Iosipescu

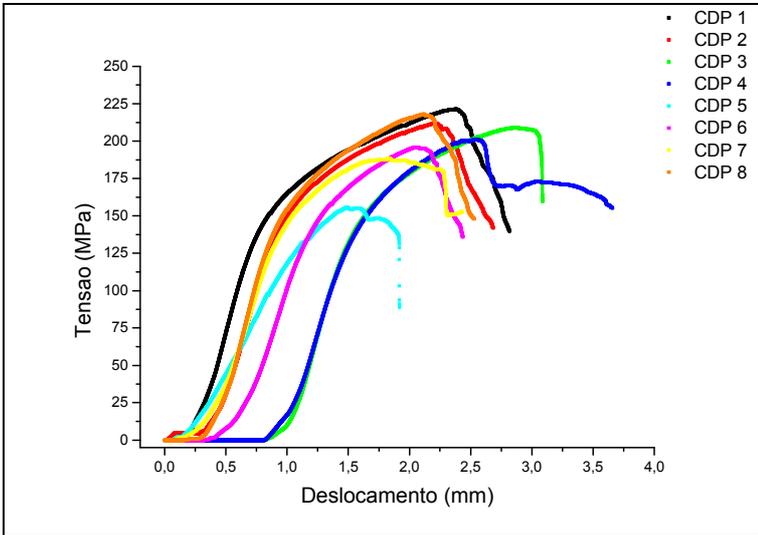
Com o intuito de complementar os resultados obtidos via ensaios de cisalhamento interlaminar por ILSS, amostras de GLARE® e CARALL®, condicionadas e não condicionadas, foram também avaliadas por ensaios de cisalhamento Iosipescu.

A Figura 4.10(a-b) apresenta as curvas de tensão de cisalhamento (MPa) *versus* deslocamento (mm), obtidas a partir do ensaio de cisalhamento Iosipescu para a amostras de GLARE® e CARALL®. Inicialmente, observa-se uma região da curva próxima a um comportamento linear, para ambos os laminados, a qual representa o comportamento elástico do material. Para ambos os laminados, a partir de um nível de tensão acima de aproximadamente 125 MPa, observa-se uma região na qual o material passa por um processo de deformação plástica até sua ruptura. A ruptura dos laminados ocorre em uma região de queda de tensão, governada pelos mecanismos associados de escoamento da chapa de alumínio e ruptura das fibras do compósito. Observa-se que tanto o nível de tensão quanto o deslocamento máximo obtidos para o GLARE® e para o CARALL® são equivalentes, evidenciando que o comportamento em cisalhamento translaminar dos materiais é fortemente influenciado pela presença do metal. As curvas de Tensão *versus*

Deslocamento em cisalhamento interlaminar, para todos os condicionamentos estão apresentados no Apêndice II.



(a)



(b)

Figura 4.10 – Comportamento em cisalhamento translaminar do: (a) GLARE® e (b) CARALL®, sem condicionamento.

A Tabela 4.9 apresenta os principais resultados de cisalhamento Iosipescu para os laminados estudados, extraídos da Figura 4.10.

Tabela 4.9 – Resultados de resistência ao cisalhamento Iosipescu em MPa do GLARE® e CARALL®.

Laminados / Condições	Sem Condicionamento (SC)	Ciclos Térmicos	Higrotérmico + Ciclos Térmicos	Névoa salina
GLARE®	229,6±3,9	200,8±15,4	186,8±7,2	179,5±9,8
CARALL®	239,3±13,8	200,2±21,2	188,5±14,5	167,4±15,6

As médias acima apresentadas foram analisadas pelo método estatístico ANOVA, conforme descrito no Capítulo 3. Os dados amostrais utilizados encontram-se apresentados no Apêndice 3.

A Tabela 4.10 apresenta os valores da estatística F calculada e dos valores críticos tabelados. Os valores encontrados correspondem a um nível de confiança de 95%.

Tabela 4.10 – Valores de F calculado e tabelado para as análises estatísticas.

	F _{calculado}	F _{crítico*}
GLARE®	19,11	3,07
CARALL®	14,00	3,07

* (TRIOLA, 2008)

Como os valores de F calculados são maiores que os valores de F críticos (tabelados) (TRIOLA, 2008), pode-se afirmar com 95% de confiança que existe pelo

menos uma das amostras com resistência ao cisalhamento translaminar diferente das demais. As Tabelas 4.11 e 4.12 apresentam os valores de t calculado e t crítico para todos os pares de amostras analisadas, com o intuito de investigar estatisticamente qual condicionamento ambiental ocasionou uma variação significativa nos resultados obtidos.

Tabela 4.11 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento Iosipescu do GLARE®.

Teste de Bonferroni – Iosipescu GLARE® (Grau de liberdade=21; $\alpha=5\%$)			
	$t_{\text{calculado}}$	$t_{\text{crítico}}$	Resultado
SC e Ciclos	3,93	2,08	Há variação
SC e Higro+Ciclos	6,10	2,08	Há variação
Ciclos e Higro+Ciclos	2,50	2,08	Há variação
SC e Névoa salina (SS)	-7,15	-2,08	Há variação
SS e Ciclos	-3,81	-2,08	Há variação
SS e Higro+Ciclos	-1,42	-2,08	Não há variação

Tabela 4.12 – Resultados do teste de Bonferroni para a resistência ao cisalhamento Iosipescu do CARALL®.

Teste de Bonferroni – Iosipescu CARALL® (Grau de liberdade=23; $\alpha=5\%$)			
	$t_{\text{calculado}}$	$t_{\text{crítico}}$	Resultado
SC e Ciclos	3,389	2,069	Há variação
SC e Higro+Ciclos	4,410	2,069	Há variação
Ciclos e Higro+Ciclos	1,382	2,069	Não há variação
SC e Névoa salina(SS)	-6,236	-2,069	Há variação
SS e Ciclos	-3,856	-2,069	Há variação
SS e Higro+Ciclos	-2,473	-2,069	Há variação

A partir dos valores médios de resistência ao cisalhamento translaminar, associado às investigações estatísticas, dos laminados GLARE® e CARALL® observa-se que esses materiais, quando submetidos a elevados ciclos de variações súbitas de temperatura, condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura, e ambientes com elevado teor de salinidade, apresentaram uma redução na sua resistência ao cisalhamento, quando comparados aos materiais sem condicionamento.

O GLARE®, quando submetido a elevados ciclos de variação de temperatura, apresenta uma redução na ordem de 13% na resistência ao cisalhamento translaminar, enquanto o CARALL® apresenta uma redução na ordem de 16%, quando comparados ao material sem condicionamento. Ambas as reduções são significativas, conforme observado nas análises estatísticas. O GLARE®, ainda, quando exposto ao ambiente úmido, seguido de variações súbitas de temperatura apresenta uma redução de 19% na resistência ao cisalhamento translaminar. Esse comportamento pode ser atribuído a um possível processo de plasticização, seguido da redução na rigidez da matriz polimérica, tornando-a mais suscetível à expansão térmica. Além disso, uma degradação na interface entre o metal e o compósito polimérico pode ter ocorrido, comprometendo a adesão entre os constituintes. Esse fato indica que além das chapas metálicas, a interface entre as camadas é essencial para garantir um desempenho mecânico desejável. Para o CARALL®, a influência da umidade no comportamento em cisalhamento translaminar não foi estatisticamente significativa. Da mesma forma que foi observado nos ensaios de cisalhamento interlaminar, esse fenômeno pode ser atribuído ao comportamento de expansão térmica similar das fibras de carbono e da água presente no material.

Os resultados de resistência ao cisalhamento translaminar também mostram que os laminados expostos em ambiente salino apresentam uma redução na ordem de 22% para o GLARE® e 30% para o CARALL®. Esse fato comprova que o ambiente salino é mais deletério, quando comparado aos ambientes úmidos e a variações cíclicas de temperatura. Principalmente no comportamento em cisalhamento translaminar dos laminados metal-fibra, que sofre maior influência das camadas metálicas, o ambiente salino induz o

surgimento de “pits” de corrosão no metal, que atuam como pontos de concentração de tensões, levando à redução na resistência ao cisalhamento translaminar dos laminados.

As Figuras 4.11 (a-d) e 4.12 (a-d) apresentam as imagens obtidas por estereomicroscopia após os ensaios de cisalhamento Iosipescu, nos laminados GLARE® e CARALL®, respectivamente, para todos os condicionamentos ambientais estudados neste trabalho.

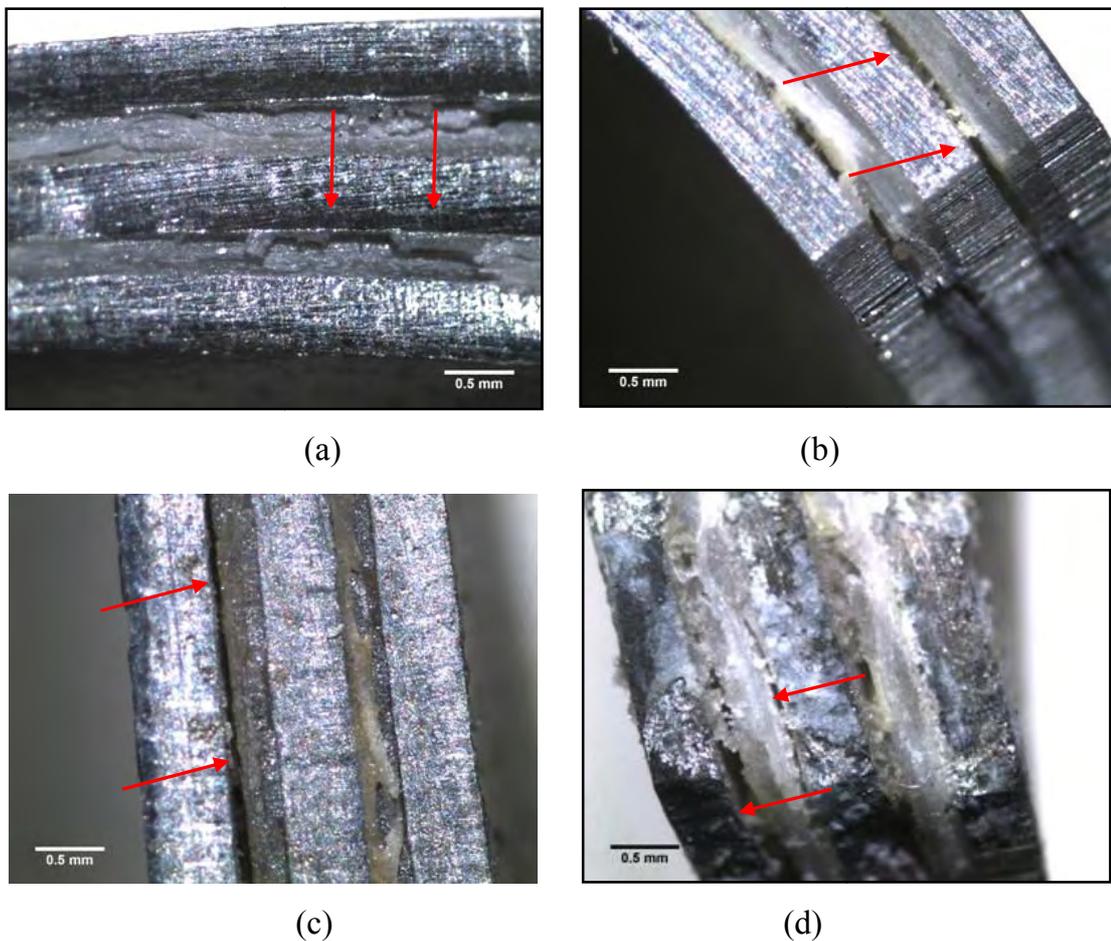


Figura 4.11 – Estereomicroscopia do GLARE® após ensaio de cisalhamento Iosipescu. a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina.

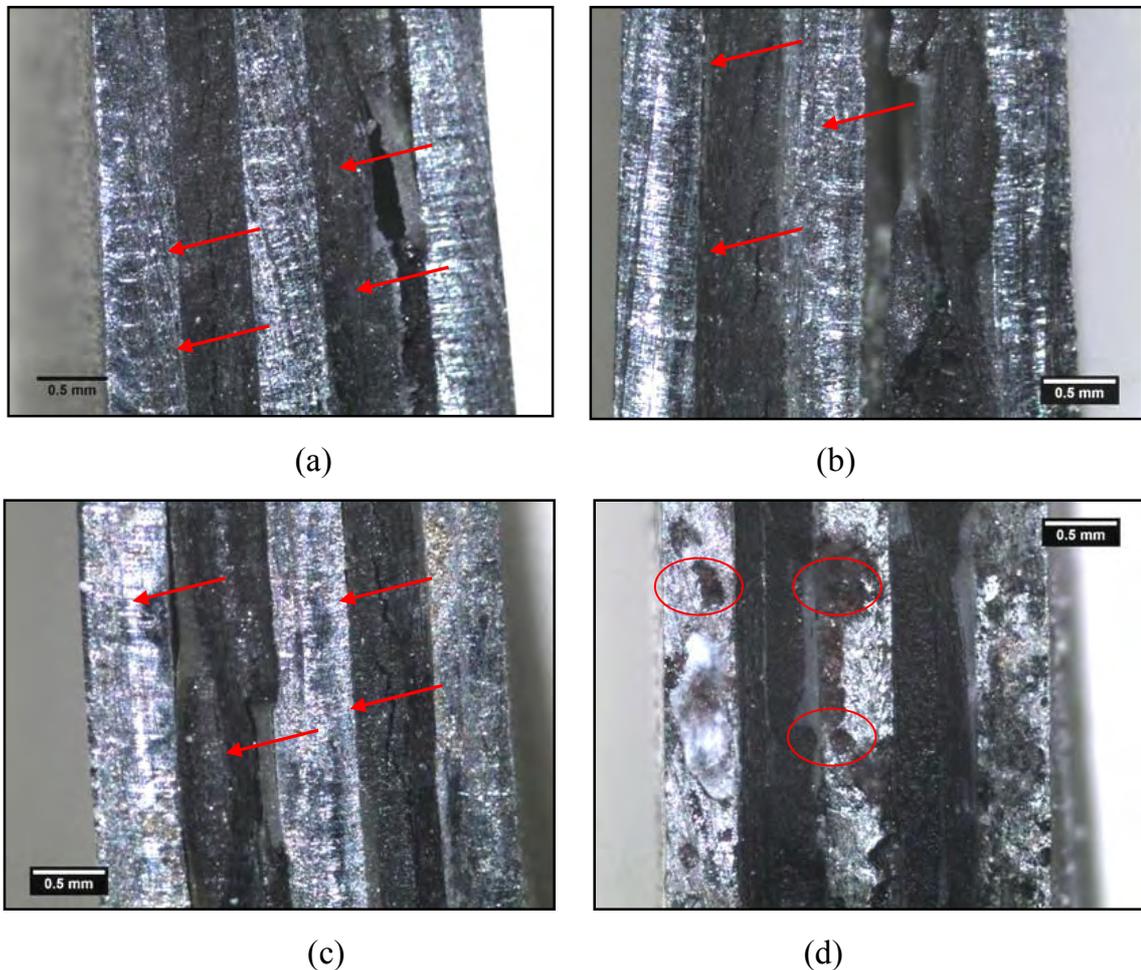


Figura 4.12 – Estereomicroscopia do CARALL® após ensaio de cisalhamento Iosipescu:

a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina.

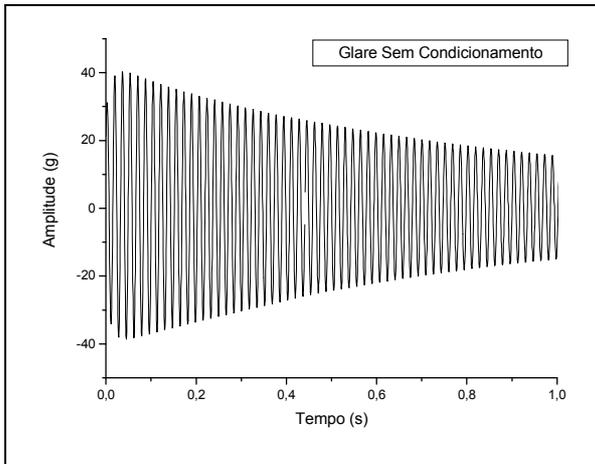
A partir destes resultados, observa-se que os laminados sem condicionamento e submetidos a elevados ciclos de variações súbitas de temperatura, mesmo na presença de umidade e temperatura elevada, apresentam modos de falha semelhantes. Durante a análise fractográfica, observam-se pontos de delaminação nas interfaces entre o metal e o compósito polimérico, mais acentuado nas amostras submetidas a ciclos de variação de temperatura. Possivelmente, as tensões residuais geradas resultaram na redução da força

de adesão entre as camadas do material. O rompimento prévio das interfaces dos laminados pode causar uma distribuição heterogênea das tensões induzidas pelo ensaio, que resultou na redução da tensão máxima de cisalhamento que o material pode resistir. São também observadas regiões nas quais ocorreram fratura interlaminar nas camadas do compósito polimérico.

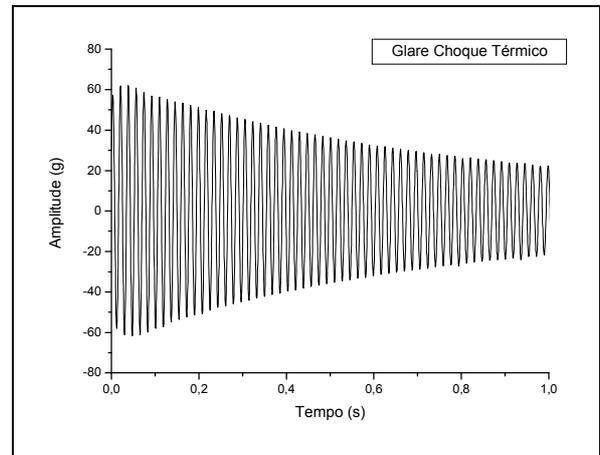
Para as amostras submetidas ao condicionamento em atmosfera salina é possível observar vários pontos de corrosão nas camadas de alumínio, até mesmo em regiões próximas à interface entre o metal e o compósito polimérico. No caso do CARALL®, como discutido anteriormente, os pontos de corrosão são mais acentuados. A análise das imagens mostradas, tanto para o GLARE® como para o CARALL®, comprovam o fato de que o ambiente salino foi mais severo que as demais condições estudadas.

4.5. ENSAIO DE VIBRAÇÃO LIVRE

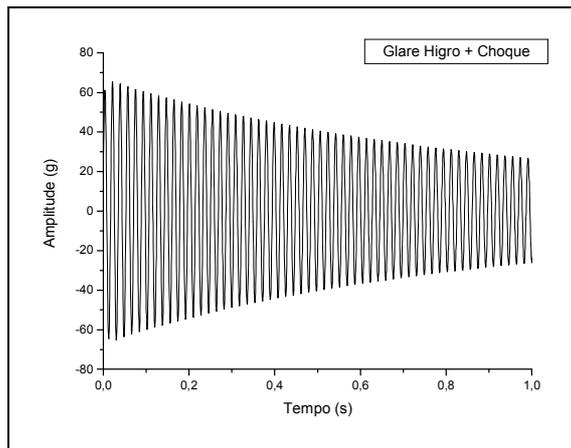
Os gráficos das Figuras 4.13(a-d) e 4.14(a-d) apresentam o comportamento de amortecimento dos laminados GLARE® e CARALL® resultante do ensaio de vibração livre. Para determinar as propriedades viscoelásticas dos laminados, neste trabalho são avaliados os comportamentos vibracionais do material em um intervalo de tempo entre 0,2 e 1,0 s, considerando-se a amplitude de vibração (g) nessa faixa.



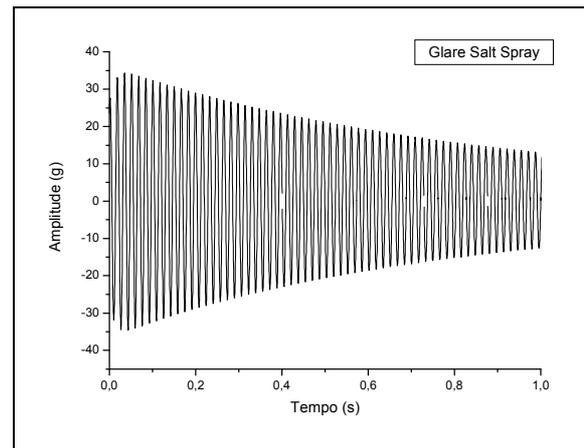
(a)



(b)



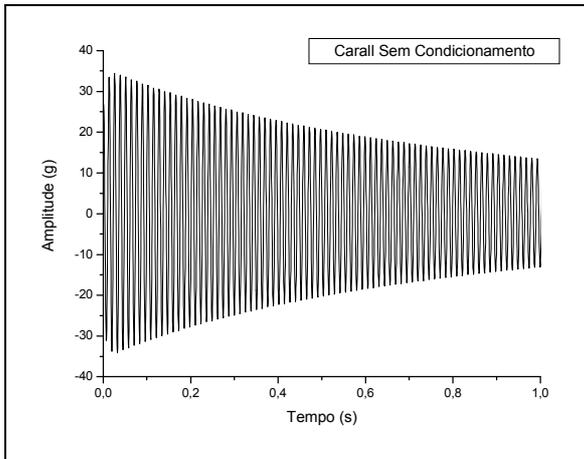
(c)



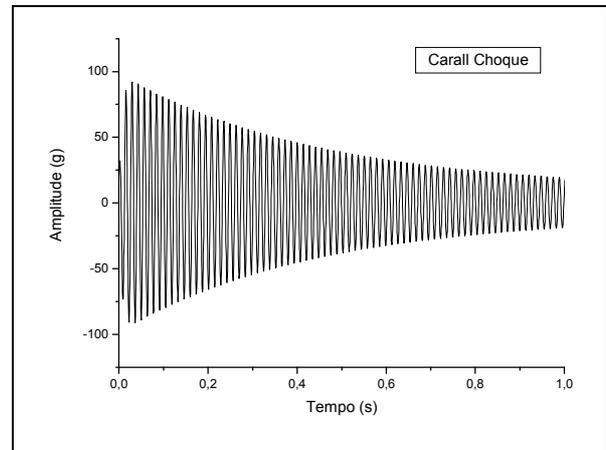
(d)

Figura 4.13 – Curvas de amortecimento geradas no ensaio de vibração livre do GLARE®.

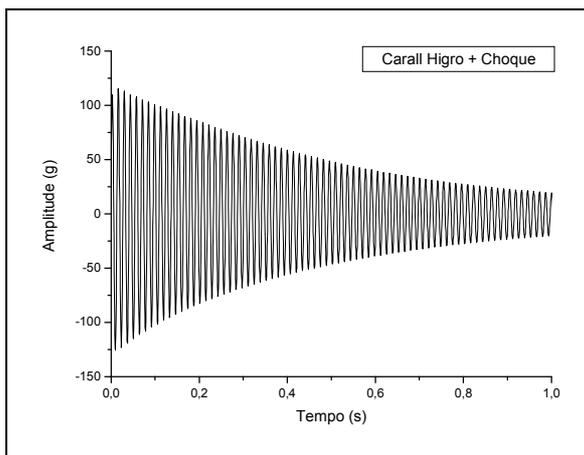
a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina.



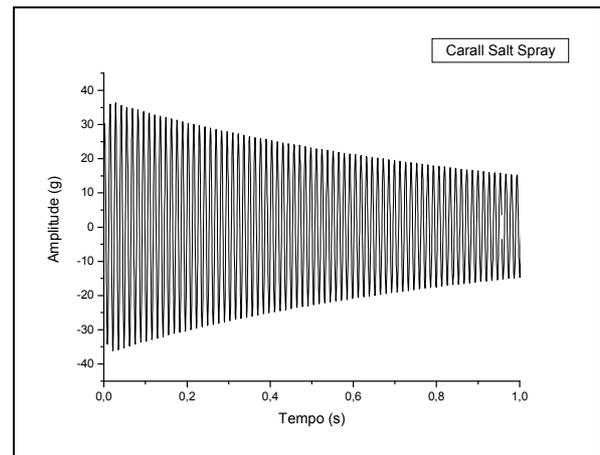
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.14 – Curvas de amortecimento geradas no ensaio de vibração livre do CARALL®. a) sem condicionamento; b) variações súbitas de temperatura; c) condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura; e d) condicionamento em atmosfera salina.

A partir das curvas apresentadas nas Figuras 4.13 e 4.14 foram extraídas todas as informações para se determinar o decaimento logarítmico (Δ), a frequência natural (f) e o

fator de amortecimento (δ), por meio das Equações 3.5 e 3.8, respectivamente. Esses parâmetros foram utilizados na determinação do módulo de armazenamento (E'), a partir da Equação 3.4. Após a determinação do módulo de armazenamento, foram também determinados o fator de perda $\tan \delta$ e o módulo de perda (E''), utilizando-se as Equações 3.6 e 3.7, respectivamente.

A Tabela 4.13 apresenta os resultados dos módulos de armazenamento e de perda, fator de perda $\tan \delta$ e a frequência natural de vibração livre dos laminados GLARE® e CARALL®.

Tabela 4.13 – Propriedades viscoelásticas do GLARE® e CARALL® obtidas no ensaio de vibração livre.

MATERIAL	Condicionamento	E' (GPa)	E'' (GPa)	$\tan \delta$	F (Hz)
GLARE®	Sem condicionamento	68,0	0,412	0,0061	54,8
GLARE®	Choque térmico	70,0	0,450	0,0064	56,0
GLARE®	Higro + Choque	74,6	0,415	0,0056	56,0
GLARE®	Névoa salina	55,8	0,294	0,0053	50,0
CARALL®	Sem condicionamento	77,0	0,362	0,0047	70,0
CARALL®	Choque térmico	70,8	0,558	0,0079	68,0
CARALL®	Higro + Choque	81,6	0,561	0,0069	73,0
CARALL®	Névoa salina	66,7	0,269	0,0040	66,0

A partir dos resultados apresentados na Tabela 4.13 é possível observar que no caso do GLARE®, os parâmetros E' , E'' e $\tan \delta$, para as amostras sem condicionamento, as submetidas às variações súbitas de temperatura e, também, as expostas ao condicionamento higrotérmico seguido de variações súbitas de temperatura, apresentam uma variação pouco significativa, em torno de 5%. No caso das amostras submetidas ao condicionamento em névoa salina, observa-se uma redução de 18% no valor de E' , em

relação ao material sem condicionamento. Esse comportamento pode ser explicado pela formação de “pits” de corrosão nas camadas de alumínio do laminado. O condicionamento por variação cíclica de temperatura, até mesmo na presença de umidade, não se mostrou tão deletério, quando comparado ao condicionamento em névoa salina.

No caso do CARALL®, observa-se que as amostras submetidas às variações súbitas de temperatura apresentam uma redução de 8% no E' e um aumento mais acentuado nos valores de E'' e $\tan \delta$ (56% e 68%, respectivamente). Esse comportamento pode estar relacionado à formação de microtrincas na matriz polimérica e à uma possível degradação das interfaces fibra/resina e metal/compósito polimérico. Essa diferença significativa observada no CARALL®, não evidente no GLARE®, pode ser atribuída ao coeficiente de expansão térmica negativo das fibras de carbono. Quando submetidas ao condicionamento higrotérmico, seguido de variações súbitas de temperatura, as amostras apresentam um menor aumento nos valores de E'' e $\tan \delta$, e a não variação significativa no valor de E' . Possivelmente, esse comportamento está associado ao fato da expansão térmica da água e das fibras de carbono apresentarem a mesma tendência, qual seja, aumentar com o decréscimo da temperatura. Neste caso, a água reduz os efeitos da fadiga térmica no material. No caso das amostras de CARALL® submetidas ao condicionamento em névoa salina, verifica-se uma redução significativa no valor de E' . Assim como no GLARE®, esse comportamento é atribuído à corrosão das camadas metálicas.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

A análise dos resultados obtidos neste trabalho permite apresentar as conclusões a seguir discriminadas.

A partir do estudo da massa específica dos laminados GLARE® e CARALL® observa-se que a combinação de compósitos poliméricos com chapas metálicas resulta em um material com massa específica inferior à do alumínio 2024-T3, comumente utilizado em estruturas aeronáuticas. Além disso, conclui-se que a combinação de fibras de carbono com alumínio, resulta em uma maior redução de peso, em relação ao uso de fibras de vidro. Contudo, essa combinação apresenta a desvantagem da provável ocorrência de corrosão galvânica gerada pelo contato das fibras de carbono com o alumínio.

Quando submetido ao condicionamento higrotérmico, os laminados GLARE® e CARALL® apresentam um mecanismo de absorção de umidade do tipo anômalo. Esse comportamento caracteriza-se quando além do processo de difusão, mecanismos como o efeito da capilaridade ou o transporte através de microtrincas e vazios estão envolvidos no processo de absorção de umidade. Conclui-se também que, o percentual máximo de umidade absorvida, bem como a taxa de absorção dos laminados híbridos são menores, quando comparados aos apresentados pelos compósitos poliméricos convencionais. Isso se deve ao fato de que as camadas externas de alumínio atuam como barreira à absorção de umidade pela matriz.

As análises por estereomicroscopia dos laminados, após o condicionamento em atmosfera salina, mostram que pontos de corrosão são formados nas chapas metálicas em regiões próximas à interface com o compósito polimérico. No caso do CARALL®, a corrosão ocorre de forma mais intensificada, devido ao processo de corrosão galvânica, acelerado pela presença de sal na atmosfera. Os pontos de corrosão formados atuam como pontos de concentração de tensões nos laminados submetidos aos ensaios de cisalhamento.

A exposição dos laminados híbridos a ciclos de variação de temperatura influencia significativamente nas resistências ao cisalhamento interlaminar e ao cisalhamento translaminar devido, principalmente, aos diferentes coeficientes de expansão térmica dos materiais constituintes. Esse efeito torna-se mais acentuado nos laminados utilizando fibras de carbono, devido ao coeficiente de expansão térmica negativo das mesmas. Esse comportamento contribui de maneira negativa na resistência entre as camadas dos laminados.

Os resultados obtidos a partir dos ensaios de vibração livre mostram que a exposição dos laminados híbridos a elevados ciclos de variação súbita de temperatura, mesmo na presença de umidade elevada, não afeta significativamente as propriedades viscoelásticas do GLARE®. Esse fato é comprovado a partir dos valores encontrados do módulo E' , E'' e $\tan \delta$ das amostras condicionadas e não-condicionadas. Entretanto, no caso do CARALL®, observa-se uma variação significativa, principalmente em E'' e $\tan \delta$, quando amostras condicionadas e não-condicionadas são comparadas. Esse comportamento é explicado pela possível formação de microtrincas na matriz do compósito, e por uma possível degradação na interface entre a matriz e o reforço, e entre o compósito polimérico e o metal.

A exposição em ambiente salino favorece uma maior degradação das chapas metálicas e da interface entre as camadas dos laminados, resultando em um maior decréscimo das resistências ao cisalhamento translaminar e interlaminar, bem como nos valores de rigidez, tanto no GLARE® como no CARALL®. Verifica-se ainda que, a agressividade da atmosfera salina degrada as propriedades viscoelásticas dos laminados.

5.1. TRABALHOS TÉCNICO-CIENTÍFICOS GERADOS

5.1.1. Publicados

Loic Bourlegat, Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Luiz Cláudio Pardini, Diego F. da Silva, PROCESSING AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF TITANIUM GRAPHITE HYBRID LAMINATES, **Journal of Reinforced Plastic and Composites**, no prelo (provável publicação: Novembro de 2010).

SILVA, R. A., DAMATO, C. A., BOTELHO, E. C., PARDINI, L. C., REZENDE, M. C. Effect of surface treatment on fatigue behavior of metal/carbon fiber laminates. **Journal of Materials Science**, vol. 43, p. 3173-3179, 2008.

Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Luiz Cláudio Pardini, Mirabel Cerqueira Rezende, AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE LAMINADOS METAL/FIBRA DO TIPO CARALL, XVIII Congresso de Iniciação Científica da UNESP, Bauru-SP, 2006.

Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Mirabel Cerqueira Rezende, HYGROTHERMAL EFFECTS ON THE FATIGUE BEHAVIOR OF CARALL LAMINATES COMPOSITES, 4th International Conference on Science and Technology of Composite Materials, 2007, Rio de Janeiro, Brasil.

Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Luis Claudio Pardini, Loic R. LeBourlegat, Antônio C. Ancelotti Júnior, EVALUATION OF DAMPING BEHAVIOR OF TITANIUM/CARBON FIBER/EPOXY LAMINATES COMPOSITES 4th

International Conference on Science and Technology of Composite Materials, 2007, Rio de Janeiro, Brasil.

Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Mirabel Cerqueira Rezende, III Encontro de Iniciação Científica - IAE/CTA, EFEITO DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO SOBRE AS RESISTÊNCIAS A FLEXÃO E FADIGA DE LAMINADOS TIPO CARALL, 2007.

Cesar Augusto Damato, Diego Fernando da Silva, Edson Cocchieri Botelho, Loic René LeBourlegat, Antônio C. Ancelotti Júnior, EFEITO DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO NAS PROPRIEDADES ELÁSTICAS DE LAMINADOS HÍBRIDOS DE TITÂNIO/FIBRA DE CARBONO/EPÓXI, 17º CBECIMAT, Porto de Galinhas - PE, 2008.

Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Mirabel Cerqueira Rezende, INFLUÊNCIA DO CONDICIONAMENTO POR IMERSÃO NA RESISTÊNCIA À COMPRESSÃO DE LAMINADOS METAL-FIBRA DO TIPO CARALL, 18º CBECIMAT, Porto de Galinhas - PE, 2008.

Diego Fernando da Silva, Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Loic René LeBourlegat, Antônio C. Ancelotti Júnior, EFEITO DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO NA RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO INTERLAMINAR DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS DE TITÂNIO/FIBRA DE CARBONO/EPÓXI, Congresso Estudantil de Ciências e Engenharia de Materiais do MERCOSUL, São Carlos, 2008.

Cesar Augusto Damato, Diego Fernando da Silva, Edson Cocchieri Botelho, Mirabel Cerqueira Rezende, ESTUDO DA RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO DE COMPÓSITOS METAL FIBRA SUBMETIDOS A CICLOS TÉRMICOS, 18º CBECIMAT, Campos do Jordão - SP, 2010 - submetido.

5.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo do comportamento do coeficiente de expansão térmica de compósitos híbridos metal-fibra, quando submetidos a elevados ciclos de variação súbita de temperatura.
- Influência da exposição em elevados ciclos de variação súbita de temperatura no comportamento em fadiga de compósitos híbridos metal-fibra.
- Avaliação das propriedades de cisalhamento em compósitos híbridos titânio-carbono, quando submetidos a elevados ciclos de variação súbita de temperatura.
- Efeito da variação cíclica de temperatura nas propriedades viscoelásticas de compósitos híbridos do tipo titânio-carbono.
- Estudo das propriedades de cisalhamento e viscoelásticas de compósitos híbridos do tipo titânio-carbono, quando expostos atmosfera salina.
- Processamento e caracterização mecânica de compósitos híbridos metal-fibra com matriz termoplástica.
- Efeito do condicionamento ambiental nas propriedades mecânicas de compósitos híbridos metal-fibra com matriz termoplástica.

REFERÊNCIAS

ABDULLAH, M. R.; CANTWELL, W. J. The impact resistance of polypropylene-based fiber-metal laminates. **Composites Science and Technology**, vol. 66, p. 1682-1693, 2006.

BEUMLER, T. **A contribution to aircraft certification issues on strength properties in non-damaged and fatigue damaged GLARE® structures**. Tese de Doutorado, Delft University of Technology, Delft, Holanda, 488f, 2004.

BISMARCK, A.; HOFMEIER, M.; DÖRNER, G. Effect of hot water immersion on the performance of carbon reinforced unidirectional poly(ether ketone) (PEEK) composites: Stress rupture under end-loaded bending. **Composites: Part A**, v.38, p. 407-426, 2007.

BOTELHO, E. C., **Compósitos Aeronáuticos Processados a Partir de Fibra de Carbono Impregnada com Poliamida 6/6 Via Processo de Polimerização Interfacial**. Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2002.

BOTELHO, E. C., PARDINI, L. C., REZENDE, M. C. Evaluation of hygrothermal effects on the shear properties of CARALL composites. **Materials science & engineering A**, vol. 452 - 453, p. 292 - 301, 2006a.

BOTELHO, E. C.; COSTA, M.L.; PARDINI, L.C.; REZENDE, M.C. Processing and Hygrothermal effects on viscoelastic behavior of glass fiber/epoxy composites. **Journal of Materials Science**, v.40, 3615-362, 2005.

BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Hicrothermal effects on damping behavior of metal/glass fiber/epoxy hybrid composites. **Materials Science &**

Engineering, vol. 399, p. 190-198, 2005.

BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Hygrothermal effects on the shear properties of carbon fiber/epoxy composites. **Journal Materials Science.**, v.41, p. 7111-7118, 2006b.

BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Hygrothermal Effects Evaluation Using the Iosipescu Shear Test for Glare Laminates. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Science and Engineering**, v.30, p.21-29, 2008.

BOTELHO, E. C.; SILVA, R. A.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. A Review on the development and properties of continuous fiber/epóxi/aluminum hibrid composites for aircraft strutures. **Materials Research**, vol. 9 (n°3), p. 247-256, 2006a.

BOTELHO, E. C; CAMPOS, A. N.; BARROS, E.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Damping behavior of continuous fiber/metal composite materials by the free vibration method. **Composites Part B: Engineering**, vol. 37, p. 255-263, 2006b.

BOTELHO, E.C., SILVA, R. A., PARDINI, L. C., REZENDE, M. C. Elastic properties of hygrothermally conditioned glare laminate. **International Journal of Engineering Science**, vol.45, n.1, p. 163-172, 2006c.

BOUKHOULDA, B. F.; ADDA-BEDIA, E.; MADANI, K. The effect of fiber orientation angle in composite materials on moisture absorption and material degradation after hygrothermal ageing. **Composite Structures**, vol.74, p. 406-418, 2006.

BOYLE, F. Y. C.; LYE, S. W. Void reduction in autoclave processing of thermoset composites, Part 1: high pressure effects on void reduction. **Composites**, vol. 23, p. 261-265, 1992.

CALLISTER, W. D. **Ciências e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. LTC, 5ª edição, 2002.

CÂNDIDO, G. M. **Influência do Condicionamento Ambiental na Resistência à Delaminação de Borda Livre em Compósitos Avançados**. Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 234 f., 2001.

CANEVAROLO, S. V. JR. **Ciência dos Polímeros**. [s/n]. São Paulo: Artliber Editora Ltda, 2002. 183p.

CORTÉS, P.; CANTWELL, W. J. The prediction of tensile failure in titanium-based thermoplastic fibre–metal laminates. **Composites Science and Technology** vol. 66, pp. 2306-2316, 2006.

COSTA, G.G., **Avaliação da Influência dos Ciclos Térmicos nas Propriedades dos Compósitos Termoplásticos de PPS e PEI com Fibras de Carbono e de Vidro Conformados por Prensagem a Quente**. (Mestrado em Ciências) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 156f, 2006.

COSTA, M. L. **Efeito do conteúdo de vazios no comportamento mecânico de compósitos avançados carbono/epóxi e carbono/bismaleimida**. 2002. 175 f. Tese (Doutorado em Ciência), Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2002.

CUNHA, J.A.P., **Estudo do Comportamento Mecânico de Compósitos Poliméricos Termorrígidos em Atmosfera Salina e Condicionamento Higrotérmico**. (Mestrado em Ciências) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 116 f., 2004

CUNHA, J.A.P.; COSTA, L. M.; REZENDE, C.M.; **Influência de Diferentes**

Condições Higrotérmicas na Resistência à Tração de Compósitos de Fibra de Carbono/Epóxi Modificada. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, vol.16, nº3, p.193-201, 2006.

DAOUD, A. Microstructure and tensile properties of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration. **Materials Science & Engineering A**, 391, p. 114-120, 2005.

DE JONG, T. W. **Forming of laminates**. 2004. 274 f. Tese de Doutorado – Universidade de Delft, Delft, Holanda, 2004.

FARIA, M. C. M. **Avaliação do efeito higrotérmico nas propriedades mecânicas de compósitos de PPS/Fibras contínuas**. 2008. 166 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG), Universidade Estadual Paulista (UNESP), Guaratinguetá, 2008.

FRANCO, L.A.L., **Análise Fractográfica de Compósitos Poliméricos Estruturais**. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 169 f., 2003.

GATTI, M. C. A. **Tenacidade à fratura translaminar dinâmica de um laminado híbrido metal-fibra titânio-grafite de grau aeronáutico**. 2009. 111 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de São Carlos Universidade de São Paulo (USP), São Carlos, 2009.

GÜNTHER, H., HÜBNER, R. Thermal and fatigue cycling of fibre composites. **Cryogenics**, vol. 35, 727-736, 1995.

GUOCAI, W., TAN, Y., YANG, J. –M. Evaluation of residual strength of notched fiber metal laminates. **Material Science and Engineering A**, vol. 457, p. 338-349,

2007.

GUOCAI, W., YANG, J. -M.. The machanical behavior of Glare laminates for aircraft structures. **Journal of the Minerals, Metal and Materials**, vol. 57, p. 1543-1851, 2005.

HAGENBEEK, M. **Characterisation of fibre metal laminates under thermo-mechanical loadings**. 2005. 204 f. Tese de Doutorado – Universidade de Delft, Delft, Holanda, 2005.

HENAFF-GARDIN, C.; LAFARIE-FRENOT, M. C. Specificity of matrix cracking development in CFRP laminates under mechanical or thermal loadings. **International Journal of Fatigue**, vol. 24, p. 171-177, 2002.

HOMAN, J. J. Fatigue initiation in fibre metal laminates. **International Journal of Fatigue**, vol. 28, p. 366-374, 2006.

HULL, D. **An Introduction to Composite Materials**. Cambridge University Press; 3^a edição, p. 246, 1987.

KAWAI, M., HACHINOHE, A. Two-stress level fatigue of unidirectional fiber-metal hybrid composite: GLARE 2. **International Journal of Fatigue**, vol. 24, p. 567-580, 2002.

KAWAI, M., MORISHITA, M., FUZI, K., SAKURAI, T. Effects of matrix ductility and progressive damage on fatigue strengths of unnotched and notched carbon fibre plain woven roving fabric laminates. **Composites: Part A**, vol. 27A, p. 493-502, 1996.

KAWAI, M.; HACHINOHE, A.; TAKUMIDA, K.; KAWASE, Y. Off-axis fatigue behaviour and its damage mechanics modelling for unidirectional fiber-metal hybrid

composite: Glare 2. **Composites: Part A**, vol. 32, pp. 13-23, 2001.

KAWAI, M.; MORISHITA, M.; TOMURA, S.; TAKAMIDA, K. Inelastic Behavior and Strength of Fiber-Metal Hybrid Composite: GLARE. **Int. Journal Mechanical Science**. 40 (2-3), p. 183-198, 1998.

KOBAYASHI, S., TERADA, K., TAKEDA, N. Evaluation of long-term durability in high temperature resistant CFRP laminates under thermal fatigue loading. **Composites: Part B engineering**, vol 34, p. 753-759, 2003.

LANGDON, G. S., CANTWELL, W. J.; NURICKA, G. N. Localised blast loading of fibre-metal laminates with a polyamide matrix, **Composites: Part B**, vol. 38, p. 902–913, 2007.

LANGDON, G. S.; LEMANSKIA, S. L.; NURICKA, G. N.; SIMMON M. C. Failure characterisation of blast-loaded fibre-metal laminate panels based on aluminium and glass-fibre reinforced polypropylene. **Composites Science and Technology**, vol. 67, p. 1385–1405, 2007.

LANGDON, G. S.; LEMANSKIA, S. L.; NURICKA, G. N.; SIMMON, M. C. Behaviour of fibre-metal laminates subjected to localised blast loading: Part I- Experimental observations. **International Journal of Impact Engineering**, vol. 34, p. 1202–1222, 2007.

LE BOURLEGAT, L. R. **Processamento e caracterização do compósito híbrido titânio/fibra de carbono/epóxi**. 2010. 114 f. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2009.

LEE, C. M., Peppas, N. A. Water transport in graphite/epoxy composites. **Journal of Applied Polymer Science**, vol. 47, p.1349-1359, 1993.

LIN, Y. C., CHEN, X. Moisture sorption-desorption-resorption characteristics and its effect on the mechanical behavior of the epoxy system. **Polymer**, vol. 46, p. 11994-12003, 2005.

LIU, K.; PIGGOTT, M. R. Shear strength of polymers and fibre composites: 1. Thermoplastic and thermoset polymers. **Composites**, vol. 26, p. 829-840, 1995.

MAYER, S. **Influência do Condicionamento Ambiental na Resistência à Tração de Laminados de Compósitos Poliméricos Reparados**. 2003. 218 f. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2003.

MENSINK, J. L. M., **Thermal properties and possibilities for space applications of Fiber Metal laminates**. Tese de Doutorado – Delft University of Technology, Delft, Netherlands, 108f, 1994.

MONTGOMERY, J. Revolutionary Aircraft for Quiet Communities: National Institute of Aerospace Workshop, Hampton, VA, 2007.

MOSSEA, L. et al. Stamp forming of polypropylene based fibre–metal laminates: The effect of process variables on formability, **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 172, p.163-168, 2006.

NETO, F. L.; PARDINI, L. C., **Compósitos Estruturais – Ciência e Tecnologia**. 1ª edição. São Paulo: Edgard Blücher Ltda., 313p, 2006.

OFFRINGA, A. R. Thermoplastic Composites – rapid processing applications, Industrial Reporting. **Composites: Part A**, 27A, p. 329-336, 1996.

PAIVA, J. M. F.; MAYER, S.; REZENDE, M. C. Comparison of tensile strength of

different carbon fabric reinforced epoxy composites. **Materials Research**, vol.9, n°1, p. 83-89, 2006.

PAIVA, J. M. F.; MAYER, S.; REZENDE, M.C. Evaluation of mechanical properties of four different carbon/epoxy composites used in aeronautical field. **Materials Research**, vol.8, n°1, p. 91-97, 2005.

PAPANICOLAOU, G. C., XEPAPADAKI, A. G., TAGARIS, G. D. Effect of thermal shock cycling on the creep behavior of glass-epoxy composites. **Composites Structures**, doi:10.1016/j.compstruct.2008.05.003, 2008.

PETERS, S. T. **Handbook of Composites**. Chapman & Hall, Second Edition, 1998, 1083p.

REYES, G.; KANGA, H. Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber-metal laminates. **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 186, p. 284-290, 2007.

ROBINSON, M. J.; CHARETTE, R. O.; LEONARD, B. G. Advanced Composite Structures for Launch Vehicles, *Sampe Quarterly*, p 26 - 37, 1991.

SAMIT, R.; VENGADASSALAM, K.; YONG, W.; SOOJAE, P.; LIECHT, K. M. Characterization and modeling of strain assisted diffusion in a epoxy adhesive layer. **International Journal of Solids and Structures**, vol. 43, p. 27-42, 2006.

SCHONBERG, W. P. Protecting spacecraft against orbital debris impact damage using composite materials. **Composites Part A**, vol. 31, p. 869-878, 2000.

SHEN, C. H.; SPRINGER, G. S. Moisture absorption and desorption of composite materials. **In: Springer, G. S. (Ed.) Environmental effects on composite materials.**

Westport, CT: Technomic, vol. 1, cap. 7 e 8, 1981.

SILVA, R. A., DAMATO, C. A., BOTELHO, E. C., PARDINI, L. C., REZENDE, M. C. Effect of surface treatment on fatigue behavior of metal/carbon fiber laminates. **Journal of Materials Science**, vol. 43, p. 3173-3179, 2008.

SILVA, R. A. **Processamento e caracterização de compósitos híbridos fibra/metal**. 2006. 285 f. Tese (Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2006.

TANG, T., HUI, C. Y., RETSOS, H. G., KRAMER, E. J. Characterization of a fracture specimen for crack growth in epoxy due to thermal fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, vol. 72, p. 791-805, 2005.

TRIOLA, M. F. **Introdução à estatística**. Editora LTC; Décima Edição, p. Cambridge University Press; 3ª edição, p. 506, 2008.

VEAZIE, D. R., ROBINSON, K. R., SHIVAKUMAR, K. Effects of the marine environment on the interfacial fracture toughness of PVC core sandwich composites, **Composites Part B: Engineering**, vol. 38, p. 461-466, 2004.

VLOT, A. **Glare: History of the Development of a New Aircraft Material**. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001.

VLOT, A., GUNNINK, J. K. **Fibre Metal Laminates: an Introduction**. First edition. Netherlands, Kluwer Academic Publishers, 2001. 544p.

VLOT, A., SINKE, J. et al. Fiber Metal Laminates: A state of the art. **Int. J. of Materials & Product Technology**, vol.17, n. 1&2, p. 79-98, 2002.

VOGELESANG, L. B., VLOT, A. Development of fibre metal laminates for advanced

aerospace structures. **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 103, p. 1-5, 2000.

WANG, Y.; HAHN, T. H. AFM Characterization of interfacial properties of carbon fiber reinforced polymer composites subjected to hygrothermal treatments. **Composites Science and Technology**, vol.67, p. 92-101, 2007.

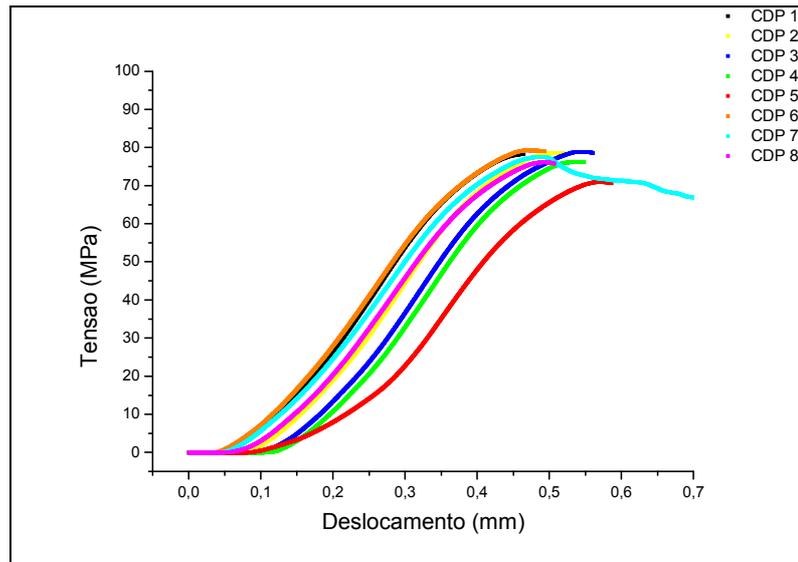
WOOD, C. A., BRADLEY, W. L. Determination of the effect of seawater on the interfacial strength of an interlayer E-Glass/Graphite/Epoxy composite by in situ observation of transverse cracking in an environmental SEM. **Composite Science and Technology**, vol. 42, p. 1003-1043, 1997.

YANN, R.; DAMIEN, D.; RACHID, E. G.; PATRICK, F. Anisotropy of hygrothermal damage in fiber/polymer composites: Effective elasticity measures and estimates. **Mechanics of Materials**, vol.38, p. 1143-1158, 2006.

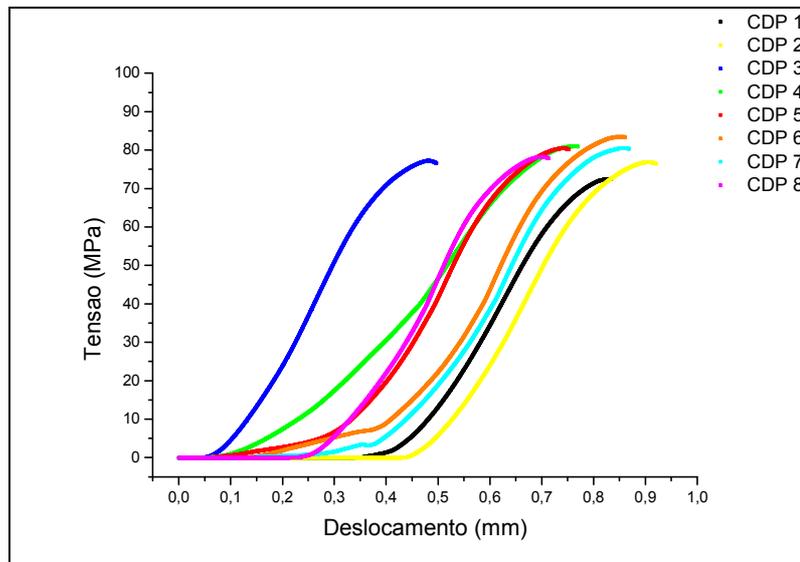
ZENASNI, R.; BACHIR, A. S.; VIÑA, I.; ARGÜELLES, A.; VIÑA, J. Effect of hygrothermomechanical aging on the interlaminar fracture behavior of woven fabric Fiber/PEI composite materials. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, vol.19, p. 385-398, 2006.

APÊNDICE I

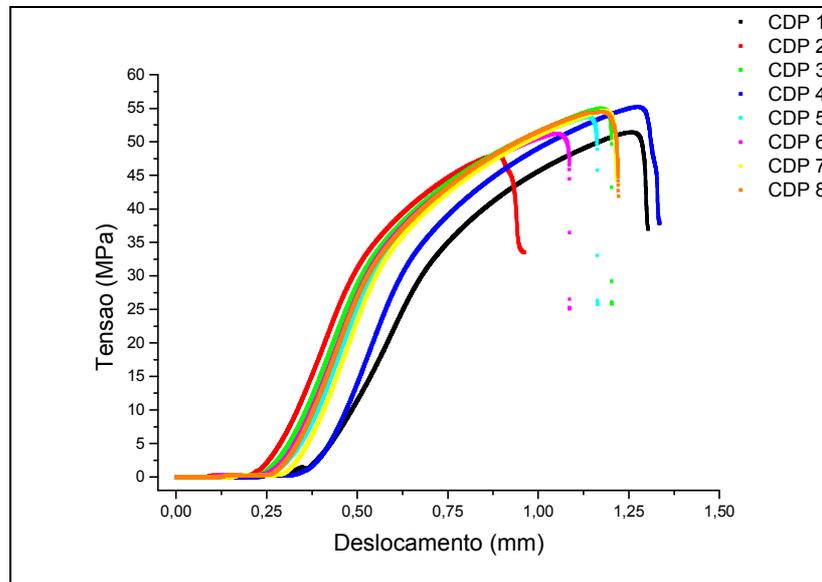
CURVAS DE TENSÃO DE CISALHAMENTO INERLAMINAR DO GLARE®



Ciclos Térmicos

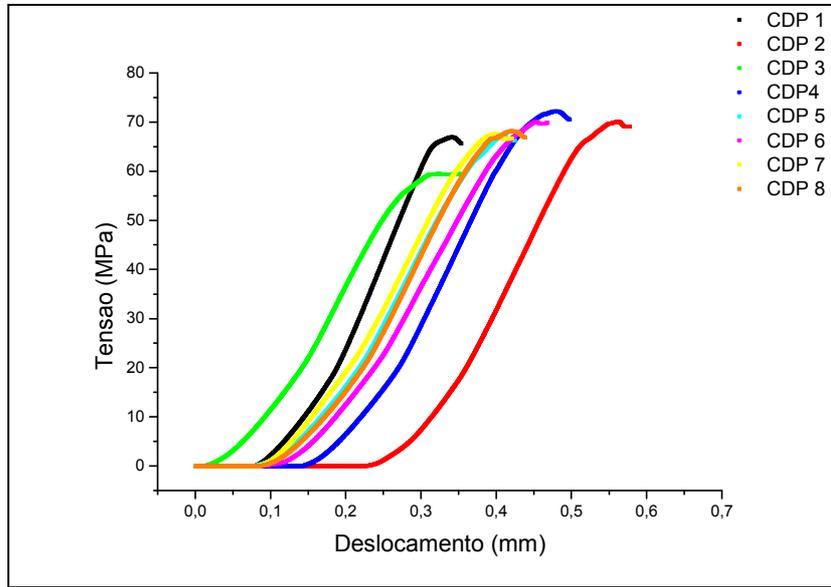


Condicionamento Higrotérmico + Ciclos Térmicos

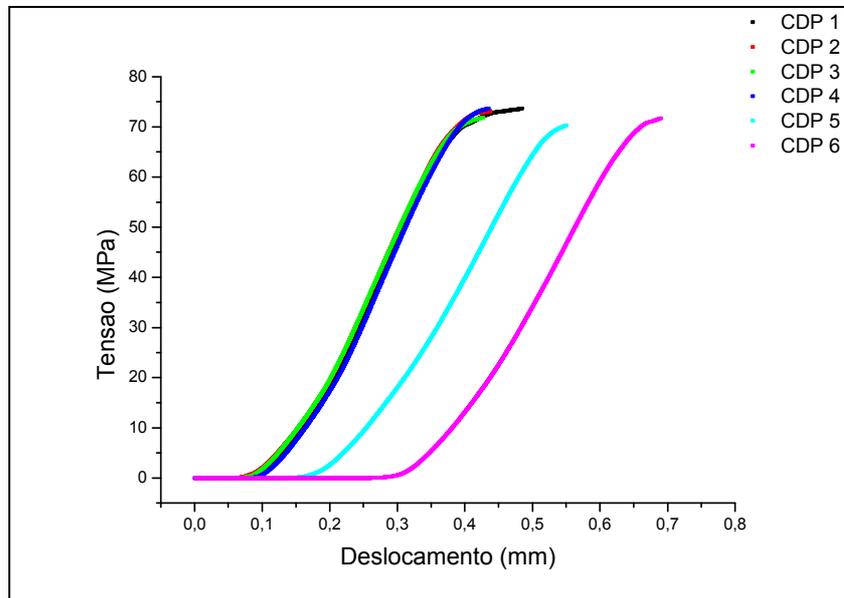


Condicionamento em Névoa Salina

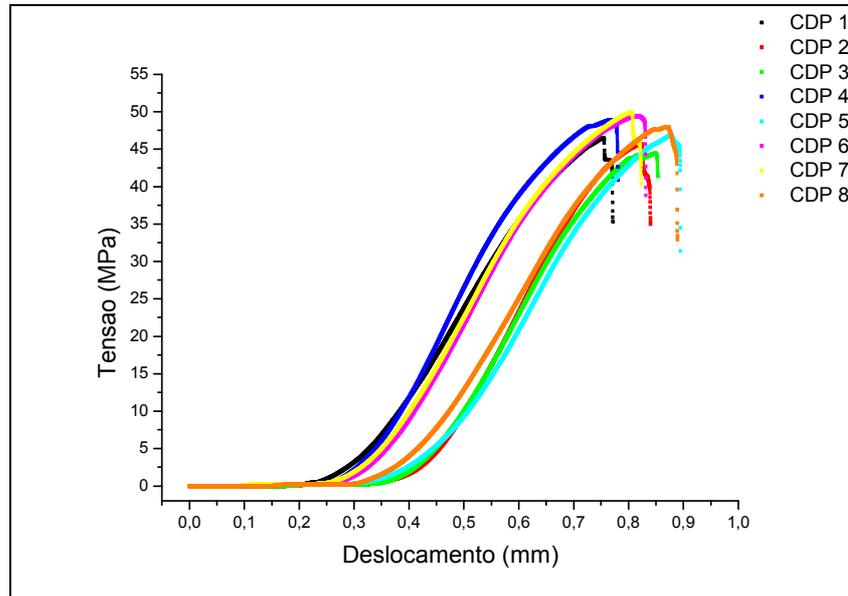
CURVAS DE TENSÃO DE CISALHAMENTO INERLAMINAR DO CARALL®



Ciclos Térmicos



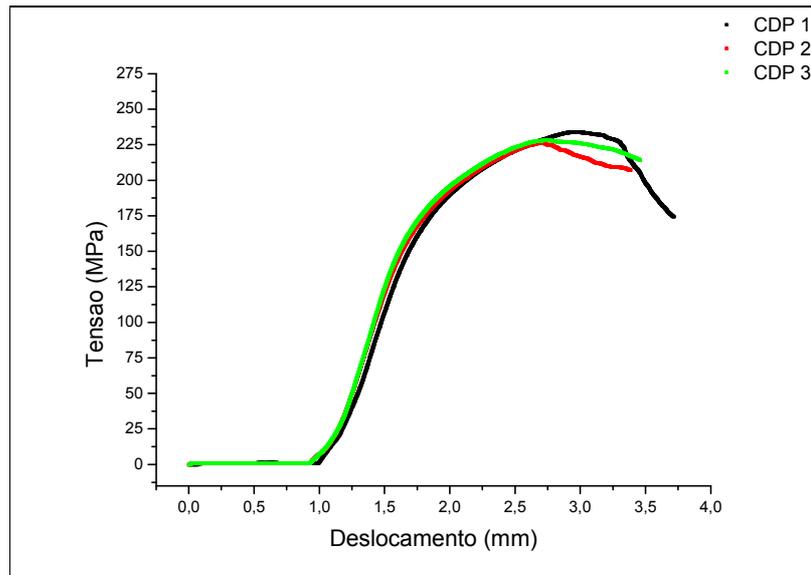
Condicionamento Higrotérmico + Ciclos Térmicos



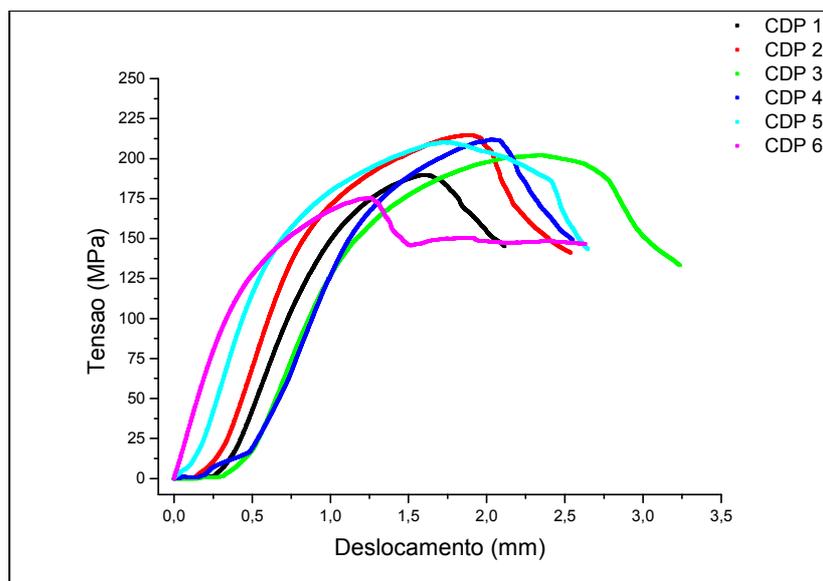
Condicionamento em Névoa Salina

APÊNDICE II

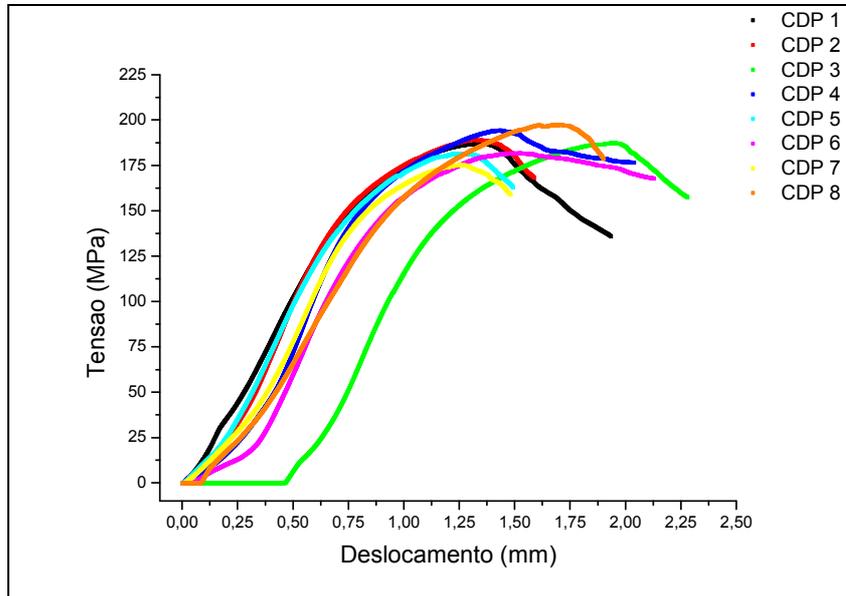
CURVAS DE TENSÃO DE CISALHAMENTO IOSIPESCU DO GLARE®



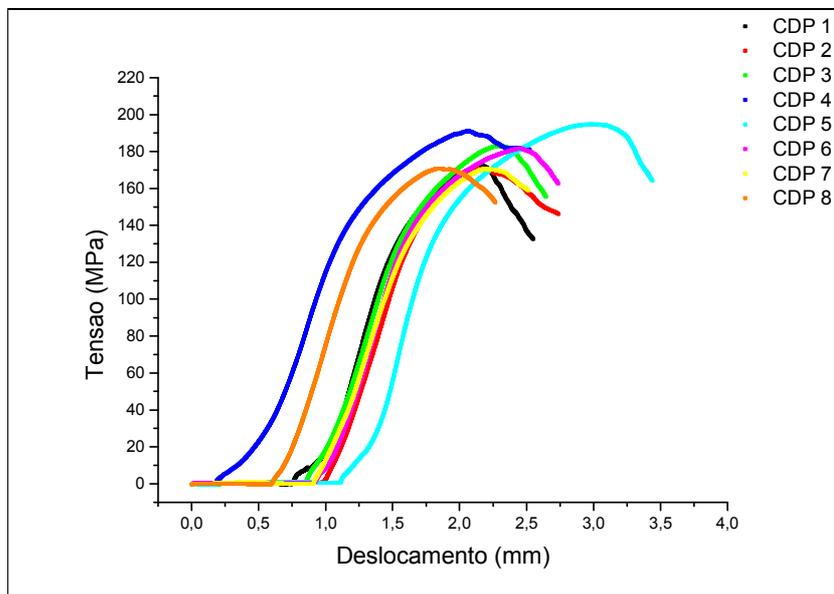
Sem Condicionamento



Ciclagem Térmica

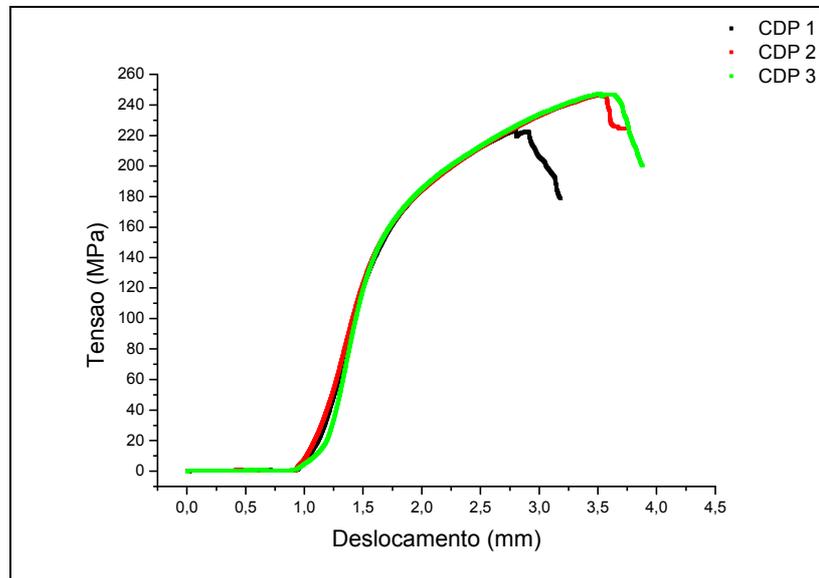
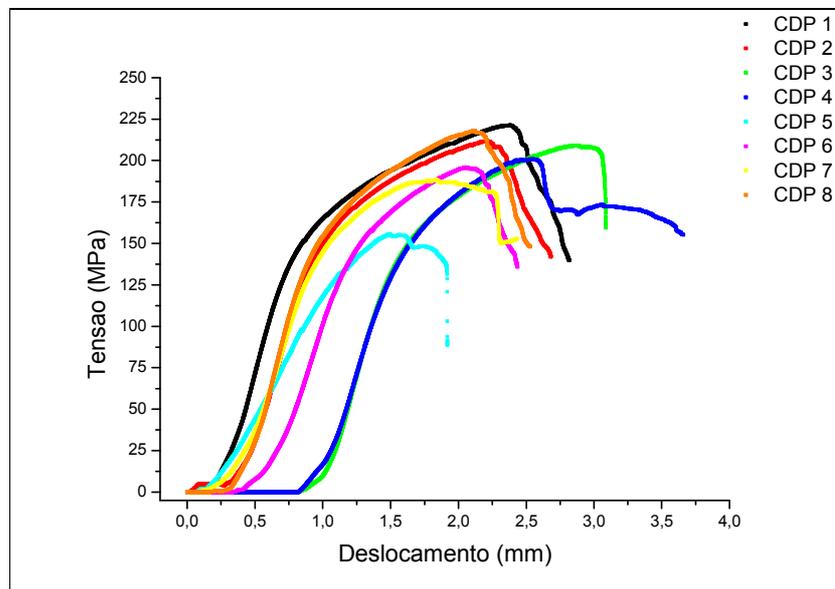


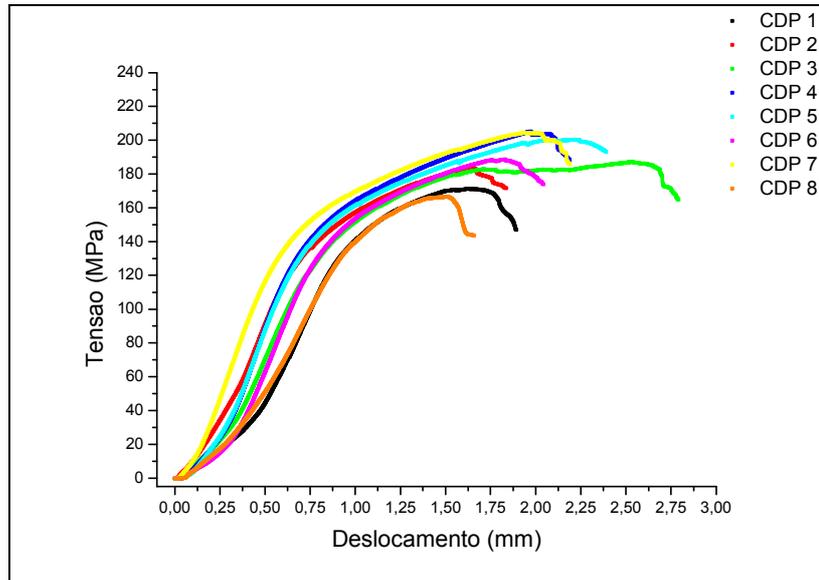
Condicionamento Higrotérmico + Ciclagem Térmica



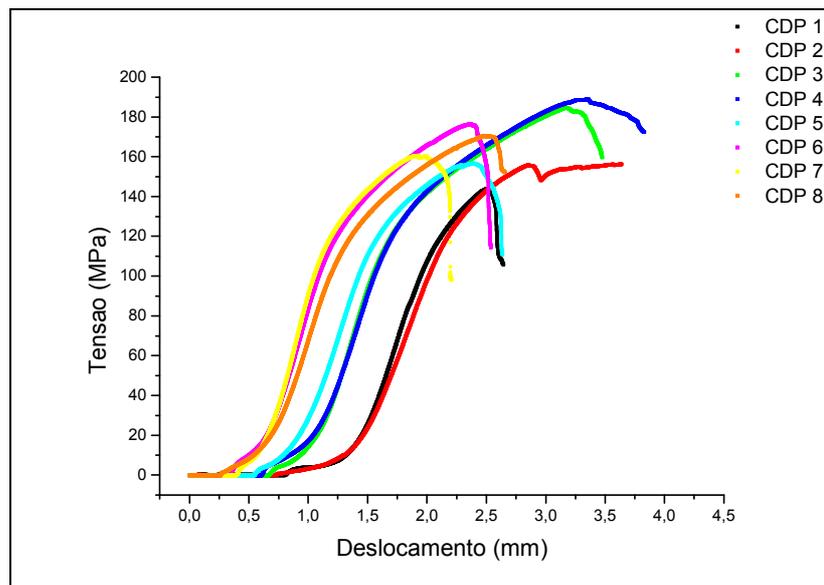
Condicionamento em Névoa Salina

CURVAS DE TENSÃO DE CISALHAMENTO IOSIPESCU DO CARALL®

**Sem Condicionamento****Ciclagem Térmica**



Condicionamento Higrotérmico + Ciclagem Térmica



Condicionamento em Névoa Salina

APÊNDICE III

DADOS AMOSTRAIS DE RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO INTERLAMINAR E RESULTADOS DA ANÁLISE ANOVA.

ANOVA ILSS - GLARE			
Seco	Ciclos	Ciclos + Higro	Salt
86,33	78,36	72,54	51,43
90,82	78,67	76,90	47,97
88,94	78,91	77,29	54,98
91,07	76,29	81,01	55,23
88,92	70,99	80,43	53,76
85,36	79,27	83,51	51,25
	77,61	80,48	54,66
	76,17	78,28	54,51
n=6	n=8	n=8	n=8

Anova: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
Seco	6	531,44	88,57333333	5,378707
Ciclos	8	616,27	77,03375	7,302227
Ciclos + Higro	8	630,44	78,805	11,12791
Salt	8	423,8092734	52,97615918	6,473748

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	5057,791715	3	1685,930572	217,8413	1,55E-18	2,975154
Dentro dos grupos	201,2207599	26	7,739259996			
Total	5259,012475	29				

ANOVA ILSS - CARALL			
Seco	Ciclos	Ciclos + Higro	Salt
79,81	66,96	73,69	46,51513
83,18	68,8	73,15	45,73032
81,74	56,88	71,9	44,47276
81,09	71,88	73,72	48,89215
83,55	69,31	70,38	46,88558
80,36	70,25	71,74	49,45973
81,09	66,19		49,94633
79,62	66,22		48,00733
80,36			
n=9	n=8	n=6	n=8

Anova: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
Seco	9	730,8	81,2	1,9498
Ciclos	8	536,49	67,06125	20,94336
Ciclos + Higro	6	434,58	72,43	1,74592
Salt	8	379,9093465	47,48866831	3,666136

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor- P	F crítico
Entre grupos	5036,499083	3	1678,833028	230,5685	2,41E-19	2,960351
Dentro dos grupos	196,5944387	27	7,281275509			
Total	5233,093522	30				

DADOS AMOSTRAIS DE RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO IOSIPESCU E
RESULTADOS DA ANÁLISE ANOVA.

ANOVA IOSIPESCU - GLARE			
Seco	Ciclos	Ciclos + Higro	Salt
233,9718	189,7952	187,2615531	172,3559
226,4618	214,7487	189,4061919	170,6039
228,2108	202,3225	187,4687485	183,2418
	212,0504	194,3644415	191,3023
	210,3827	181,5330909	194,9009
	175,4487	181,7933785	181,8233
		175,3320751	170,7758
		197,4278694	170,956

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Seco	3	688,6443858	229,5481286	15,44127
Ciclos	6	1204,748238	200,791373	235,8163
Ciclos + Higro	8	1494,587349	186,8234186	51,70577
Salt	8	1435,959824	179,494978	96,4531

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	6135,771	3	2045,257113	19,11391	3,26E-06	3,072467
Dentro dos grupos	2247,076	21	107,0036133			
Total	8382,847	24				

ANOVA IOSIPESCU - CARALL			
Seco	Ciclos	Ciclos + Higro	Salt
223,4394	221,6244	171,34	143,8818
246,8778	211,9931	183,73	156,4458
247,701	209,3482	187,24	184,7643
	201,173	205,35	189,0372
	156,1203	200,23	156,7188
	196,1107	188,76	176,6495
	187,3526	204,42	160,7738
	218,1711	166,57	170,739
n=3	n=8	n=8	n=8

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Seco	3	718,018207	239,3394023	189,7763
Ciclos	8	1601,893395	200,2366744	447,2096
Ciclos + Higro	8	1507,640307	188,4550383	210,6783
Salt	8	1339,010173	167,3762716	242,4969

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	12205,69526	3	4068,565088	14,00382	2,1E-05	3,027998
Dentro dos grupos	6682,245834	23	290,5324276			
Total	18887,9411	26				

ANEXO I

Laminados metal-fibra de última geração

Apesar dos diversos estudos realizados com o intuito de solucionar o problema de corrosão galvânica que ocorre no CARALL, esses ainda não foram implementados na linha de produção dos CHMF. Apesar da adição de uma camada de fibra de vidro entre as superfícies do metal e das fibras de carbono normalmente resolver o problema de corrosão galvânica, essa camada pode reduzir consideravelmente as propriedades mecânicas do laminado, quando comparadas com as do CARALL sem esse isolamento.

Outro problema que ainda não foi solucionado consiste na utilização de rebites nesse laminado, pois quando o componente fabricado em CARALL possui furos, o mesmo volta a ficar exposto à corrosão galvânica, mesmo após o isolamento. Já a utilização de um filme termoplástico pode prejudicar a adesão entre o metal e o compósito, podendo levar à delaminação do material durante determinadas aplicações (LE BOURLEGAT, 2009).

O titânio puro possui um coeficiente de expansão térmico relativamente baixo, maior compatibilidade eletroquímica com fibras de carbono e um valor de alongamento no escoamento próximo ao alongamento de ruptura das fibras de carbono. Estas peculiaridades fazem com que o titânio seja uma boa opção para atuar em conjunto com compósitos de fibra de carbono (LE BOURLEGAT, 2009).

Desta forma, o desenvolvimento de CHMFs utilizando titânio como substituto das ligas de alumínio vem sendo impulsionado ao longo dos últimos anos, sendo esta quarta família de laminados conhecida como TiGr ou TiGra, iniciais de Titânio-Grafite. Propriedades como resistência à fadiga, ao impacto, alta rigidez, elevada resistência ao escoamento, tanto em temperatura ambiente como em altas temperaturas, destacam este compósito em relação a outros híbridos similares. Esse tipo de compósito pode ser submetido a temperaturas de até 300°C e pode ser considerado para substituição de

materiais em aplicações onde normalmente apenas metais poderiam ser utilizados (LE BOURLEGAT, 2009).

Inicialmente desenvolvido pela Boeing e pela NASA, o TiGr foi desenvolvido a partir da necessidade da utilização de CHMF em aeronaves supersônicas, cujas fuselagens são submetidas a temperaturas elevadas e o alumínio em conjunto com a resina epóxi apresenta seu desempenho reduzido. Os requisitos estruturais para aeronaves supersônicas envolvem materiais capazes de manter seu desempenho mecânico a temperaturas próximas de 165°C em operações de longa duração, e a uma temperatura de cerca de 190°C em operações de curta duração. Dessa maneira, o TiGr foi inicialmente fabricado utilizando-se o termoplástico PEEK (poli-éter-éter-cetona), com temperatura de fusão acima de 350°C, podendo ser também utilizados PI (poliimida), PEI (poli(éter-imida), PAI (poliamidaimida), PPS (poli(sulfeto de fenileno)) e BMI (bismaleimida) (LE BOURLEGAT, 2009; GATTI, 2009).

Aliando o conhecimento dos compósitos termoplásticos com a tecnologia dos compósitos metal-fibra, vem sendo observado um recente interesse por estruturas híbridas compostas por lâminas de metal empilhadas alternadamente com placas de compósitos termoplásticos. O grande intuito de se utilizar polímeros termoplásticos como matriz dos CHMFs encontra-se no fato de se ter um considerável aumento na tenacidade à fratura do laminado, combinado à elevada resistência ao impacto, quando comparado às matrizes termorrígidas convencionalmente utilizadas. Além disso, utilizando-se polímeros termoplásticos é possível obter uma redução considerável no tempo de processamento do laminado (LANGDON; CANTWELL; NURICKA, 2007; LANGDON et al, 2007; REYES; KANGA, 2007; CORTÉS; CANTWELL, 2006; ABDULLAH; CANTWELL, 2006; MOSSEA, et al, 2006).