

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2011

DIEGO FERNANDO DA SILVA

AVALIAÇÃO DO EFEITO AMBIENTAL NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
VISCOELÁSTICAS DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS DE TITÂNIO/FIBRA DE
CARBONO/RESINA EPÓXI

Trabalho de Graduação, do Curso de
Engenharia de Materiais da Faculdade
de Engenharia do Campus de
Guaratinguetá, Universidade Estadual
Paulista "Júlio de Mesquita Filho".

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho

Co-orientador: MSc. Eng. Cesar Augusto Damato

S586a	Silva, Diego Fernando da Avaliação do Efeito Ambiental nas Propriedades Mecânicas e Viscoelásticas de Compósitos Híbridos de Titânio/Fibra de Carbono/Resina Epóxi / Diego Fernando da Silva – Guaratinguetá : [s.n], 2011. 107 f. : il. Bibliografia: f. 100-107 Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011. Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho Coorientador: MSc. Eng. Cesar Augusto Damato 1. Materiais laminados 2. Materiais compostos I. Título CDU 621.771
-------	--



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

**AVALIAÇÃO DO EFEITO AMBIENTAL NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
VISCOELÁSTICAS DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS DE TITÂNIO/FIBRA DE
CARBONO/RESINA EPÓXI**

DIEGO FERNANDO DA SILVA

**ESTE PROJETO INTEGRADO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A CONCLUSÃO DO CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS.**

**APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO
DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO
Orientador/UNESP-FEG

Dra. LILIANA BURAKOWSKI NOHARA
UNESP-FEG

MSc. Eng. MARIA CÂNDIDA MAGALHÃES DE FARIA
UNESP-FEG

Dezembro de 2011

DADOS CURRICULARES**DIEGO FERNANDO DA SILVA**

NASCIMENTO	15.05.1986 – CAMPINAS / SP
FILIAÇÃO	Geraldo Ferreira da Silva Ilza Maria de Oliveira da Silva
2007/2011	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá UNESP-FEG

AGRADECIMENTOS

À UNESP - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá/FEG e aos professores do Departamento de Materiais e Tecnologia - DMT pelo aprendizado, pela paciência, pelo apoio técnico e acadêmico para minha formação e a realização deste trabalho de graduação.

Aos meus Orientadores Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho e MSc. Eng. César Augusto Damato pela dedicação, confiança, paciência e amizade, fatores fundamentais para a realização deste trabalho de pesquisa.

À AMR – Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) por disponibilizar parte de sua infraestrutura para a conclusão deste trabalho.

Meus sinceros agradecimentos aos queridos amigos, Maria Cândida Magalhães de Faria, Rogério Lago Mazur, Sílvia Sizuca Oishi, Manuel Francisco dos Santos Filho e Loic René Le Bourlegat pelo aprendizado e enorme ajuda com meu trabalho de pesquisa realizado durante a graduação, e pela valiosa amizade.

À FAPESP (Projeto-2005/54358-7) pelo financiamento deste estudo.

À Empresa Brasileira de Aeronáutica - EMBRAER, a qual disponibilizou o material utilizado neste estudo.

Aos meus pais Geraldo e Ilza, que me educaram, apoiaram e me incentivaram a estudar, ao meu irmão Denis por sempre me ajudar quando necessário e à Andreara pelo enorme carinho e companheirismo nesta fase da minha vida.

“Aprender é a única coisa de que a mente nunca se cansa, nunca tem medo e nunca se arrepende”.

Leonardo da Vinci

SILVA, D. F. Avaliação do efeito ambiental nas propriedades mecânicas e viscoelásticas de compósitos híbridos de Titânio/Fibra de Carbono/Resina Epóxi. Trabalho de Graduação – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista - "Júlio de Mesquita Filho", Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

Compósitos híbridos combinando placas metálicas e laminados poliméricos reforçados com fibras contínuas, denominados metal-fibra (CHMF), têm-se mostrado particularmente atrativos para aplicações aeroespaciais, devido principalmente, à sua elevada resistência mecânica e rigidez, associado à baixa massa específica. Esses laminados (CHMF) consistem em uma estrutura sanduíche constituída por lâminas de compósitos poliméricos e placas metálicas, empilhadas alternadamente. Essa configuração permite combinar o melhor desempenho mecânico dos compósitos poliméricos, reforçados com fibras longas, com a elevada tenacidade dos metais. Os efeitos ambientais devem ser sempre considerados nos projetos de componentes estruturais, pois estes materiais em uso são submetidos aos efeitos da umidade presente na atmosfera, às grandes variações cíclicas de temperatura, geralmente variando de 82 °C a -56°C, e a elevados esforços mecânicos. O presente trabalho tem como objetivo avaliar os efeitos de diferentes condicionamentos ambientais (imersão em água, câmara higrotérmica e choque térmico) sobre o comportamento mecânico e viscoelásticos de laminados híbridos de titânio/fibras de carbono/resina epóxi. Os corpos de prova do compósito metal-fibra foram preparados na EMBRAER a partir de placas de titânio e laminados de fibras de carbono/resina epóxi. Os efeitos dos condicionamentos estudados foram avaliados por ensaios de cisalhamento interlaminar - ILSS, tração, e vibração livre.

PALAVRAS-CHAVE: Laminados metal-fibra, tração, vibração livre, ILSS, efeito higrotérmico, choque térmico.

SILVA, D. F. **Environmental conditioning effects on the mechanical properties of hybrid composites of titanium/carbon fiber/epoxy**. Conclusion under graduation work (Under graduation in Engineering of Materials) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista - "Júlio de Mesquita Filho", Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

Hybrid composites combining metal plates and laminates with continuous fiber reinforced polymer, called fiber-metal (CHMF), have been particularly attractive for aerospace applications, due mainly to their high mechanical strength and stiffness associated with low density. These laminates (CHMF) consist of a sandwich structure consisting of layers of polymer composites and metal plates, stacked alternately. This setting allows you to combine the best mechanical performance of polymer composites reinforced with long fibers, to the high toughness of metals. Environmental effects should always be considered in the design of structural components, because these materials in applications are submitted to the effects of moisture in the atmosphere, the large cyclical variations of temperature around 82 ° C to -56 ° C, and high effort mechanical. The specimens of fiber-metal composite were prepared at EMBRAER with titanium plates and laminates of carbon fiber/epoxy resin. This study aims to evaluate the effect of different environmental conditions (water immersion, hygrothermal chamber and thermal shock) of laminate hybrid titanium/carbon fiber/epoxy resin. The effects of conditioning were evaluated by interlaminar shear tests - ILSS, tensile, and vibration free.

KEYWORDS: fiber-metal laminates, interlaminar shear tests - ILSS, tensile, and vibration free, environmental effects, thermal shock.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - 14 Bis.	16
Figura 2 - Boeing 247.	17
Figura 3 - Configuração de um FML.	18
Figura 4 - Airbus - A380.	20
Figura 5 - Fluxograma com o planejamento do trabalho.	23
Figura 6 - Boeing 787 e os materiais utilizados na construção de sua fuselagem.	25
Figura 7 - Falha do Boeing 737 da companhia Aloha Airlines em 1988.	29
Figura 8 - Comportamento do crescimento de trinca do GLARE 2 (2024-T3 e fibras unidirecionais 0/0), GLARE 3 (2024-T3 e fibras 0/90), ARALL 2 (2024-T3 e fibras unidirecionais 0/0) e 2024-T3 para um carregamento de fuselagem	32
Figura 9 - Compósito Híbrido metal-fibra.	33
Figura 10 - Classificação dos FMLs baseados nas camadas de metal.	34
Figura 11 - Processo Hand Lay-up.	44
Figura 12 - Representação esquemática de um saco de vácuo.	45
Figura 13 - Foto representativa de um sistema de saco de vácuo.	45
Figura 14 - Autoclave utilizada na obtenção dos laminados.	46
Figura 15 - Esquema do ensaio de cisalhamento interlaminar - ILSS.	49
Figura 16 - Possíveis modos de falhas por cisalhamento interlaminar - ILSS.	50

Figura 17 - Modos de falha em compósito polimérico reforçado com fibras unidirecionais submetido a uma carga de tensão longitudinal. (a) fratura frágil, (b) fratura com arrancamento de fibra e (c) fratura com descolamento e/ou fratura da matriz	51
Figura 18 - Esquema do ensaio de tração.	51
Figura 19 - Esquema ilustrativo do ensaio de Vibração Livre.	53
Figura 20 - Ilustração de um laminado metal-fibra.	56
Figura 21 - Ciclo de cura utilizado para o processamento do laminado metal-fibra de titânio....	57
Figura 22 - Microscópio NIKON, modelo Epiphote 200.	58
Figura 23 - Paquímetro utilizado para verificação da massa específica.	59
Figura 24 - Balança analítica utilizada para verificação da massa específica.	60
Figura 25 - Equipamento de Banho Termostatizado (a); Amostras condicionadas por imersão (b).	61
Figura 26 - Estufa à vácuo da Quimis, modelo Q819V2.	61
Figura 27 - Câmara higrotérmica da empresa Marconi, modelo MA 835/UR	64
Figura 28 - Amostras no condicionamento higrotérmico.	65
Figura 29 - Câmara de choque térmico da marca Envirotronics, modelo TSV.5-2-2-2-AC-X. ..	66
Figura 30 - Amostras no condicionamento de choque térmico.	67
Figura 31 - Máquina universal de ensaio Shimadzu modelo AG-X.	68
Figura 32 - Ensaio de cisalhamento interlaminar - ILSS.	68
Figura 33 - Máquina universal de ensaios mecânicos Instron modelo 8801.	69

Figura 34 - Ensaio de tração do laminado metal-fibra de titânio.	70
Figura 35 - Sistema utilizado na realização do ensaio de Vibração Livre.	71
Figura 36 - Microscopia óptica do laminado.....	72
Figura 37 - Microscopia óptica do laminado.....	73
Figura 38 - Curva de absorção de umidade no condicionamento por imersão em água do laminado Titânio-Carbono.....	77
Figura 39 - Curva de absorção de umidade no condicionamento higrotérmico.	79
Figura 40 - Comparação da absorção de umidade para os diferentes condicionamentos por imersão e higrotérmico.	80
Figura 41 (a - d) - Amostras após o ensaio de cisalhamento interlaminar - ILSS.	83
Figura 42 (a - d) - Estereomicroscopia após ensaio de cisalhamento interlaminar - ILSS.	84
Figura 43 - Amostras durante e após o ensaio de tração.	88
Figura 44 - Função frequência de resposta do laminado sem condicionamento e após os condicionamentos ambientais.	91
Figura 45 - Curvas de amortecimento do laminado sem condicionamento e após os condicionamentos ambientais.	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Vantagens dos laminados metal-fibra.	31
Tabela 2 - Laminados ARALL® disponíveis comercialmente.	35
Tabela 3 - Classes de GLARE® disponíveis comercialmente.	37
Tabela 4 - Especificação da chapa de titânio utilizada.	55
Tabela 5 - Especificação do prepreg utilizado.....	56
Tabela 6 - Resultados experimentais da massa específica do laminado Titânio-Carbono.	75
Tabela 7 - Comparação das massas específicas de diferentes laminados híbridos.....	75
Tabela 8 - Resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar – ILSS.	81
Tabela 9 - Comparação dos resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar.	82
Tabela 10 - Propriedades obtidas a partir do ensaio de tração.	86
Tabela 11 - Comparação das propriedades obtidas a partir do ensaio de tração.	86
Tabela 12 - Propriedades viscoelásticas do laminado Titânio-Carbono.....	95

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	16
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	16
1.2 OBJETIVOS	21
1.3 METODOLOGIA	22
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1 COMPÓSITOS ESTRUTURAIS	24
2.2 COMPÓSITOS HÍBRIDOS LAMINADOS METAL-FIBRA	29
2.3 PROCESSAMENTO	44
2.4 CONDICIONAMENTOS AMBIENTAIS	46
2.4.1 EFEITO HIGROTÉRMICO	47
2.4.2 CHOQUE TÉRMICO	47
2.5 ENSAIOS MECÂNICOS	48
2.5.1 ENSAIO DE CISALHAMENTO INTERLAMINAR – ILSS	49
2.5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO	50
2.6 ENSAIO VISCOELÁSTICO	52
2.6.1 ENSAIO DE VIBRAÇÃO LIVRE	52
3 MATERIAIS E MÉTODOS	54
3.1 MATERIAIS	54
3.2 METODOLOGIA	57
3.2.1 AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA	57
3.2.2 DETERMINAÇÃO DA MASSA ESPECÍFICA	59
3.2.3 CONDICIONAMENTO AMBIENTAL	60
3.2.4 ENSAIOS MECÂNICOS	67
3.2.5 ENSAIOS VISCOELÁSTICOS	70
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	72
4.1 AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA DO LAMINADO	72
4.2 MASSA ESPECÍFICA	74
4.3 AVALIAÇÃO DO CONDICIONAMENTO POR IMERSÃO EM ÁGUA	76
4.4 AVALIAÇÃO DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO	78

4.5	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CISALHAMENTO INTERLAMINAR – ILSS .	81
4.6	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	85
4.7	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE VIBRAÇÃO	89
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	96
5.1	CONCLUSÕES	96
5.2	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	98
5.3	PRODUÇÃO CIENTÍFICA GERADA.....	98
6	REFERÊNCIAS	100

1. INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A história da aviação remonta desde os tempos pré-históricos. Porém, as primeiras tentativas do homem em construir um avião que decolasse com meios próprios ocorreram a partir do século XIX. No ano de 1906, aconteceu o primeiro voo de um avião que foi considerado bem sucedido, o franco-brasileiro Alberto Santos Dummont realizou um voo público em Paris, com seu famoso 14-Bis, apresentado na Figura 1, fabricado a partir de madeira e tecido (STRATTA, 2006).



Figura 1 - 14 Bis (STRATTA, 2006).

Durante a primeira guerra mundial foi observado um significativo avanço tecnológico, principalmente na área aeronáutica. Desta forma, as estruturas dos aviões que inicialmente eram feitas de madeiras e tecidos passaram a ser fabricadas com ligas de alumínio. A primeira aeronave civil inteiramente metálica foi o Boeing 247, ilustrado na Figura 2 (AVIAÇÃO GERAL, 2010).



Figura 2 - Boeing 247 (AVIAÇÃO GERAL, 2010).

No final da Segunda Grande Guerra Mundial surgiram as primeiras aeronaves que utilizavam materiais compósitos, podendo ser apresentado como exemplo desta categoria o projeto do Focker 27. No entanto, somente em 1965, ocorreu a primeira aprovação e certificação pelo FAA (*Federal Aviation Administration*) de fabricação de estruturas de aeronaves civis e militares em materiais compósitos. A partir daí, durante a década de 70, deu-se início ao processo de obtenção de componentes em materiais compósitos para aplicação em estruturas aeronáuticas e espaciais (SILVA, 2006).

A grande aceitação desses novos materiais em aplicações aeroespaciais se deve à capacidade destes satisfazerem os requisitos de resistência mecânica e rigidez para componentes de grande responsabilidade estrutural, com peso inferior às estruturas equivalentes em metal (OFFRINGA, 1996; HULL, 1987; LIU, 1995; KIRK, 1988; EGERTON, 1988).

Com isso, os assuntos sobre materiais compósitos têm sido de interesse permanente de vários especialistas e cientistas durante as últimas décadas (SINMAZÇELIK, et al., 2011). Dentre os inúmeros trabalhos de inovação na área de materiais compósitos, surgiu uma linha de pesquisa designada como FML (Fibre metal laminates), na tentativa de associar as propriedades mecânicas dos metais às dos compósitos poliméricos, visando melhorar as propriedades de resistências à fadiga, à tração, à compressão, ao impacto e a

tolerância ao dano (KAWAI, 2001; KHAN, 2007; LANGDON, 1998; WYZGOSKI, 1995; KAWAI, 1998).

Os fatores redução de peso, resistência à corrosão, bem como isolamento térmico e resistência à chama dos FMLs também são correlacionados com os benefícios adicionais como redução de custo e melhoria na segurança em voo, que os tornam cada vez mais importantes para os projetistas e Engenheiros de Materiais (VLOT, 2000).

Em função destas características, em 1978 iniciou-se, na Universidade de Tecnologia de Delft (Holanda), estudos e ensaios envolvendo esta nova classe de materiais compósitos.

Os FML apresentam uma estrutura tipo sanduíche, como ilustrado na Figura 3, e consistem em alternar lâminas finas de metal com espessuras variando de 0,2 a 0,5 mm com impregnados de compósitos poliméricos com fibras de reforço contínua (*prepreg*), que podem ser laminados simetricamente sobre a placa de metal ou posicionado variando-se a orientação dos laminados em $\pm 45^\circ$ (VLOT, 2001; VEROLME, 1995; D'ALLESANDRO, 1994).

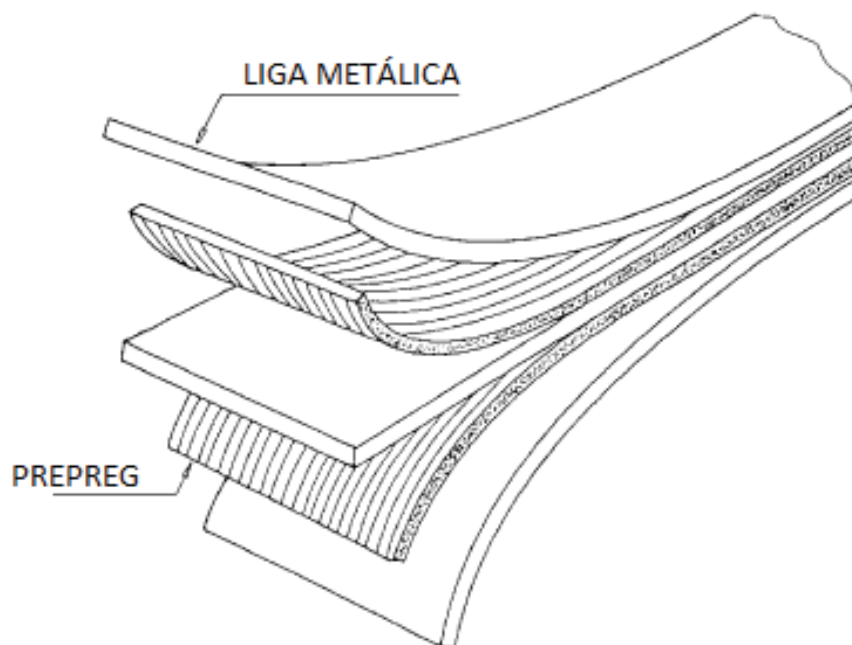


Figura 3 - Configuração de um FML (adaptado de RHYMER, JOHNSON, 2002).

O conceito usual do FML é aplicado para alumínio com aramida ou alumínio com fibra de vidro, ambos envoltos por resina epóxi, entretanto, este também pode ser aplicado a outros constituintes (ALDERLIESTEN, 2009), tais como:

- Fibra de Aramida/Resina Epóxi/Liga de Alumínio 2024-T3, denominada de ARALL®;
- Fibra de Vidro/Resina Epóxi/Liga de Alumínio 2024-T3, denominada de GLARE®;
- Fibra de Carbono/Resina Epóxi/Liga de Alumínio 2024-T3, nomeada de CARALL®.
- FML com Titânio;
- FML com Magnésio;

Os laminados metal-fibra oferecem melhorias significativas em relação aos atuais materiais disponíveis para estruturas de aeronaves (VLOT, 2000). Atualmente, inúmeras companhias tem interesse em substituir o tradicional alumínio pelos componentes de compósitos FML. Ambos os laminados ARALL® e GLARE® vêm sendo usados como materiais estruturais em aeronaves (SINMAZÇELIK, et al., 2011). O ARALL® foi desenvolvido para a fuselagem da parte inferior da asa da antiga aeronave Fokker 27 e a porta do compartimento de carga do Boeing C-17 (SINMAZÇELIK, et al., 2011; YEHIA, et al., 2003). O GLARE® foi introduzido com sucesso no Airbus A380 e está selecionado para o piso do compartimento de carga do Boeing 777 (SINMAZÇELIK, et al., 2011; BOTELHO, 2006).

A aeronave da Airbus, o jumbo A380, possui aproximadamente 400 m² de sua fuselagem produzida em GLARE® (Figura 4). A utilização desta classe de material proporcionou excelente desempenho mecânico associado a uma considerável redução de peso, resultando em uma maior economia de voo (DAMATO, 2010), pois tem-se um maior alcance da aeronave, um aumento do ciclo de vida dos motores, já que trabalham menos e, conseqüentemente, apresentam uma menor quantidade de emissão de poluentes.

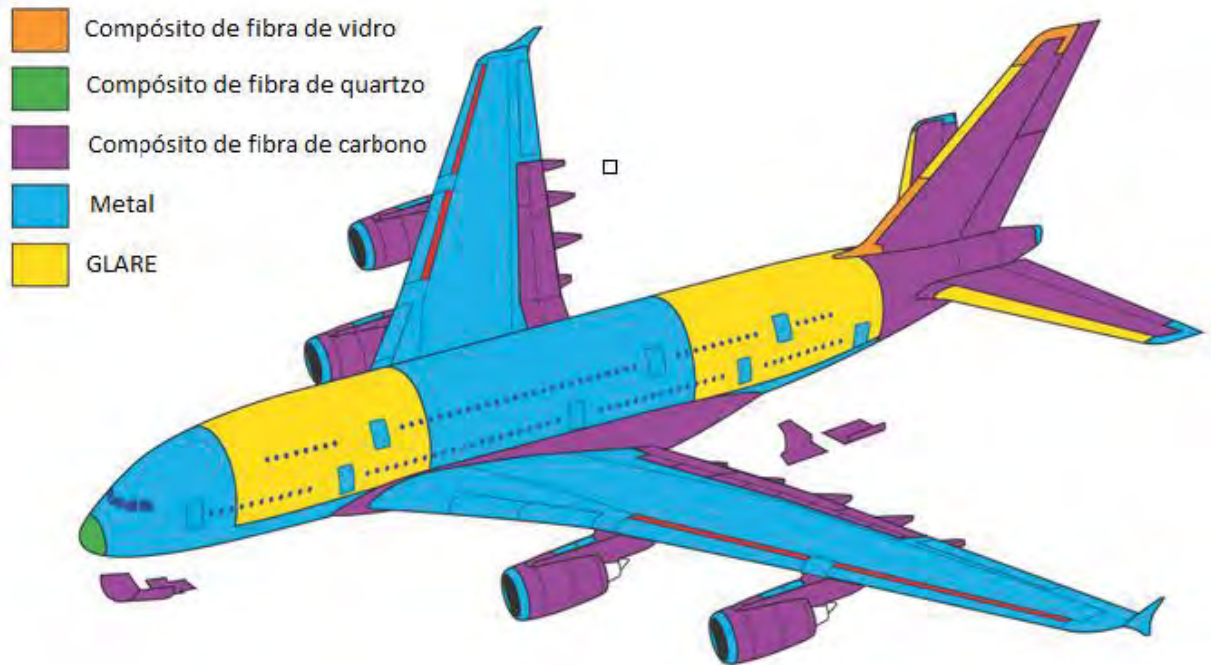


Figura 4 - Airbus - A380 (adaptado SINMAZÇELIK; AVCU; BORA; ÇOBAN; 2011).

Porém, além de características como redução de peso e tolerância ao dano, que foram os principais impulsionadores para desenvolver esta nova família de materiais (VLOT, 2000), em se tratando de aplicações aeronáuticas, torna-se também necessária à avaliação de resistência às intempéries por parte dos materiais a serem selecionados para aplicações em estruturas primárias (DAMATO, 2010). Os compósitos, quando submetidos às condições de serviço, são expostos a uma grande variedade de condições ambientais. Dentro deste contexto, os principais agentes atmosféricos causadores dos ataques ambientais são a temperatura, a umidade do ar, efeitos a radiação ultravioleta, ataque de partículas do espaço, exposição a substâncias químicas, exposição à água do mar e atmosfera salina, combustíveis, gases e fluidos hidráulicos (FARIA, 2008; DAMATO, 2010; BOUKHOULDA, ADDA-BEDIA, MADANI, 2006).

Os efeitos ambientais podem ser reversíveis ou irreversíveis. Porém, quando a exposição ocorre em ciclos prolongados, os efeitos produzidos geralmente são irreversíveis. A influência ambiental nesses casos pode gerar alterações destrutivas na

interface reforço/matriz polimérica e interface metal-compósito polimérico devido, principalmente, à degradação das prováveis interações físico-químicas existentes entre a resina e a fibra, e entre o compósito polimérico e o metal. Em consequência deste fato, ocorre o deslocamento da fibra e/ou do compósito polimérico, provocando a delaminação com a consequente redução mecânica do compósito (FARIA, 2008; DAMATO, 2010; CUNHA; COSTA; REZENDE, 2006).

O presente trabalho vem com o intuito de contribuir no domínio nacional do conhecimento dos efeitos ambientais sobre as propriedades mecânicas em estruturas aeronáuticas processadas em compósitos híbridos metal-fibra (CHMF). O desenvolvimento deste Trabalho de Graduação contou, principalmente, com as infraestruturas do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, Campus de Guaratinguetá e da Divisão de Materiais do IAE/DCTA.

1.2 OBJETIVOS

Este Trabalho de Graduação tem como objetivo auxiliar na nucleação da área de compósitos junto ao Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, a partir da avaliação dos efeitos de diferentes condicionamentos ambientais em compósitos híbridos metal-fibra de titânio/fibra de carbono/epóxi, quando submetidos a ambientes com elevado teor de umidade e temperatura e variações bruscas de temperatura e, posteriormente, investigar a influência destes condicionamentos sobre suas propriedades mecânicas e viscoelásticas, via ensaios de tração, cisalhamento interlaminar e ensaio de vibração livre.

1.3 METODOLOGIA

Este trabalho foi planejado de forma a ser executado de maneira sistemática, adotando as etapas relacionadas na Figura 5.

Além deste Capítulo de introdução, abordando alguns conceitos sobre os laminados metal-fibra e sua aplicação na indústria aeronáutica, o conteúdo deste trabalho está estruturado em outros 5 capítulos.

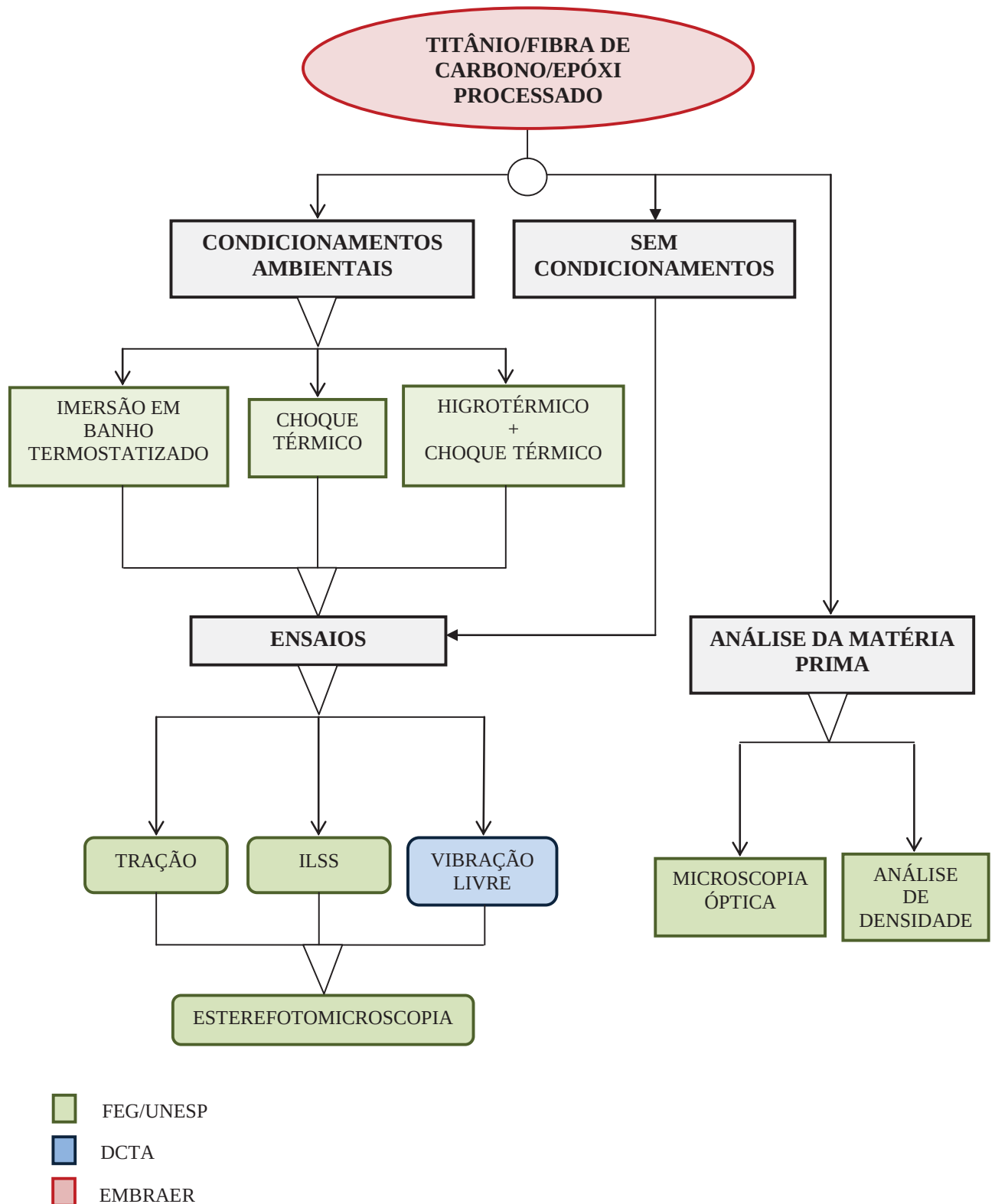
O Capítulo 2 aborda a Revisão Bibliográfica dos trabalhos disponíveis na literatura, mencionando esta nova classe de materiais híbridos, condições de processamento, os efeitos causados pela exposição dos materiais compósitos em ambientes úmidos e com variações cíclicas de temperatura, os ensaios mecânicos e viscoelástico utilizados.

No Capítulo 3, denominado Materiais e Métodos, encontram-se descritos os materiais utilizados neste trabalho, a maneira como foram processados pela Empresa Brasileira de Aeronáutica – EMBRAER, as metodologias e parâmetros adotados para a realização dos condicionamentos ambientais (condicionamento higrotérmico e o de choque térmico) e os parâmetros dos ensaios mecânicos e viscoelástico realizados para a caracterização das amostras de CHMFs.

No Capítulo 4 são apresentados e discutidos todos os resultados obtidos, com ênfase na avaliação da influência dos condicionamentos por imersão, higrotérmico e choque térmico nas propriedades mecânicas e viscoelásticas dos laminados de titânio/fibra de carbono/epóxi. São analisadas também as fraturas dos laminados, após os ensaios mecânicos, a partir das avaliações morfológicas.

O Capítulo 5 apresenta as principais conclusões obtidas durante o desenvolvimento deste Trabalho de Graduação de forma objetiva, assim como as sugestões para trabalhos futuros e as produções técnico-científicas geradas durante o período de graduação de Engenharia de Materiais da UNESP, Campus de Guaratinguetá.

Por fim, é apresentada todas as Referências Bibliográficas consultadas, de acordo com a norma ABNT NBR 6023 de 2002 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2002).



*Os ensaios nas amostras sem condicionamento foram realizados em conjunto com LE BOURLEGAT, 2010.

Figura 5 - Fluxograma com o planejamento do trabalho.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 COMPÓSITOS ESTRUTURAIS

Os materiais compósitos baseiam-se em uma ideia simples de se combinar e colocar em serviço dois ou mais materiais macro constituintes distintos que, se diferem em composição química e/ou física, com o objetivo de obter melhores propriedades específicas, diferentes daquelas que cada constituinte apresenta quando analisado individualmente, tendo uma interface reconhecível entre seus componentes. Cada um dos constituintes mantém suas propriedades físicas e químicas, no entanto, ocorre uma sinergia entre eles, e o material resultante dessa combinação apresenta propriedades superiores às dos constituintes individuais (HULL, 1987; REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011; CÂNDIDO, ALMEIDA, REZENDE, 2000).

Os compósitos avançados são definidos por materiais com elevados requisitos de aplicação. Grande parte do desenvolvimento da tecnologia dos compósitos poliméricos “avançados” tem como uma de suas finalidades formar um conjunto de materiais que combine elevadas resistência, rigidez e baixa massa específica. Entretanto, a definição avançado não reflete somente tais finalidades, podendo esta ser empregada para aplicações eletrônicas, térmicas, etc (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

Durante as últimas três décadas, houve uma enorme procura por materiais leves que podiam substituir a tradicional liga de alumínio, principalmente em estruturas aeroespaciais (REMMERS, BORST, 2001). O que tornou os compósitos particularmente atrativos como substituintes destas ligas metálicas foi a combinação de propriedades resultantes da união de reforços de fibras com polímeros.

Por isso, as indústrias aeronáutica e espacial são consideradas como as grandes impulsionadoras do desenvolvimento destes materiais, pois necessitam de componentes com baixa densidade e que atendam aos requisitos de elevada resistência mecânica em serviço. Assim, esse setor da indústria nucleou o surgimento dos compósitos a partir de plásticos reforçados com fibras de alta resistência, também denominados compósitos

estruturais (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011). Um exemplo desta aplicação pode ser encontrado na aeronave Airbus A 380, onde os compósitos abrangem 22% de sua massa total, sendo citado sua aplicação no centro da caixa de asa; no cone de cauda e nas caudas verticais e horizontais (KOLESNIKOV, HERBECK, FINK, 2007). Outro exemplo pode ser encontrado no Boeing 787, com 50% de sua massa em materiais compósitos (Figura 6), o que permitiu uma aeronave 20% mais leve e tão resistente quanto as da geração anterior, construídas basicamente em alumínio. Desta forma, é possível carregar mais peso e economizar combustível, além de permitir mudanças aerodinâmicas na aeronave.

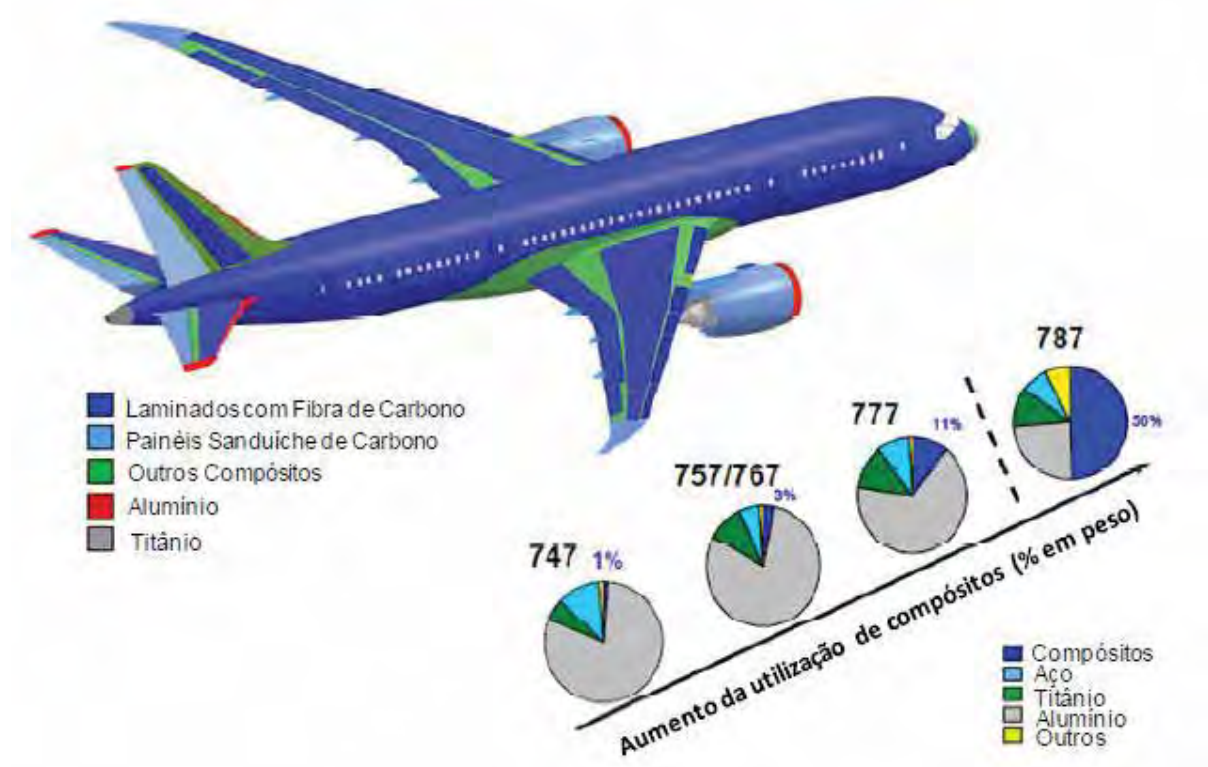


Figura 6 - Boeing 787 e os materiais utilizados na construção de sua fuselagem (DAMATO; 2010).

Os compósitos são considerados como materiais de engenharia heterogêneos e multifásicos, em que pelo menos um dos componentes fornece a resistência ao esforço. Por isso, este é denominado componente estrutural ou reforço, enquanto que o outro é o

meio de transferência do esforço, sendo chamado de componente matricial ou matriz. Nos compósitos poliméricos a fibra fornece reforço à matriz, enquanto que esta mantém o reforço unido, distribui a carga aplicada no material e protege a fibra de danos físicos e químicos. A matriz polimérica também é o fator dominante na resistência ao impacto, na tenacidade à fratura, na resistência à fluência ao longo do tempo e na temperatura de serviço do compósito (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

Estes materiais podem ser obtidos por diferentes técnicas de processamento, como por exemplo, a laminação manual, moldagem por compressão a quente, bobinagem, moldagem por transferência de resina e pultrusão, dentre outras técnicas (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

Em um compósito tradicional, o reforço fibroso é o principal constituinte e ocupa a maior fração em volume do material. Este componente é o responsável pela resistência ao carregamento e tem uma maior influência sobre as propriedades mecânicas do material final. O desempenho estrutural do reforço depende de sua disposição em uma ou mais direções, empilhado em uma sequência de camadas definida no projeto do laminado, a fim de se obter produtos com valores desejáveis de resistência (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

As fibras de carbono são muito utilizadas para reforçar matrizes poliméricas tanto termoplásticas quanto termorrígidas. A substituição do alumínio por compósitos estruturais a base de resinas/fibras de carbono permite uma redução de peso de 20% a 30%, além da diminuição de 25% do custo final de obtenção do material (LEE, 1991; REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

Dentre as várias propriedades úteis das fibras de carbono, pode-se destacar o seu baixo coeficiente de expansão térmica, boa resistência à fadiga, resistência química, resistência à corrosão e condutividade elétrica. Entretanto, sabe-se que as fibras de carbono, devido ao tipo de sua estrutura química normalmente apresentam baixa afinidade com determinadas matrizes poliméricas, dificultando a adesão fibra/matriz, que é um dos fatores determinantes para o sucesso da aplicação desses materiais (REZENDE; COSTA; BOTELHO; 2011).

Outro importante constituinte é a matriz polimérica. Este é um constituinte vital no desempenho de um compósito. A maioria das aplicações tem sido baseada em resinas termorrígidas, as quais tornam-se rígidas quando transformadas em peça final. As resinas termorrígidas são muito utilizadas na fabricação de compósitos estruturais de aplicações aeronáuticas, devido a sua boa resistência à maioria dos solventes orgânicos. Dentre as resinas mais utilizadas pode-se destacar as epóxi, fenólicas, bismaleimidas e poliimidas (LEE; 1991; REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011; CANEVAROLO, AGNELLI, PESSAN, 1991).

A maioria das resinas termorrígidas apresentam boas propriedades mecânicas, baixa absorção de umidade, baixa porcentagem de contração, fácil processamento, bom comportamento térmico, boa estabilidade dimensional, baixa contração na cura, excelente aderência aos materiais metálicos, boa resistência à abrasão, boa isolamento elétrica, e excelente resistência química a solventes orgânicos e a bases, além do fato de poderem se tornar autoextinguíveis. As desvantagens associadas aos sistemas epóxi, por exemplo, são o tempo de cura que pode ser longo, a necessidade de uma boa preparação dos moldes e do uso de um bom desmoldante, o fato da temperatura de operação ser limitada em determinadas aplicações e a baixa resistência química aos ácidos sulfúrico e nítrico, a cetonas e solventes clorados (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

Porém, o comportamento de um compósito não é explicado somente pelas propriedades específicas de seus componentes principais, o reforço e a matriz. A interface entre o reforço e a matriz também é importante, sendo esta muitas vezes considerada como sendo o terceiro componente de um compósito (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

No caso de compósitos poliméricos, uma boa adesão reforço-matriz é essencial para que ocorra a transferência de esforços no laminado, principalmente as tensões de cisalhamento, de modo a garantir boas propriedades fora do laminado (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

O principal desafio da tecnologia de processamento de materiais compósitos é a obtenção de uma adequada interface entre o reforço e a matriz em compósitos de

desempenho elevado. Uma vez que, um laminado em condições normais de serviço está sujeito a tensões cíclicas e a fatores ambientais, tais como umidade e temperatura que, quando combinados, influenciam na durabilidade do compósito. Nesse caso, as propriedades da interface reforço/matriz polimérica são determinantes para que se obtenha o melhor equilíbrio entre as propriedades mecânicas do material e um maior período de vida útil do compósito (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

Atualmente, grandes esforços em pesquisa são dirigidos à produção de laminados de alto desempenho estrutural e baixo custo. Como a delaminação interlaminar influencia fortemente no desempenho estrutural do compósito, a tolerância ao dano do laminado pode ser melhorada se o início e/ou crescimento da delaminação de borda livre puder ser preventivo ou retardado (REZENDE, et al., 2011).

Os principais fatores referentes ao material e à preparação do laminado, que influenciam a tolerância ao dano, afetando a delaminação de borda livre, são: a tenacidade da matriz polimérica, a resistência da interface fibra/resina, a orientação das fibras, a sequência de empilhamento das camadas e a espessura do laminado (LEE; 1991; REZENDE, et al, 2011; BOTELHO, et al., 2006).

Os compósitos poliméricos por satisfazerem os requisitos de resistência mecânica e rigidez dos componentes de grande responsabilidade estrutural, com peso inferior às estruturas equivalentes em metal são bastante usados no setor aeroespacial. Peças para fins civil e militar, tais como flape, leme, bordos, longarinas, carenagens, empenagens, naceles, aileron, tanques de combustível, profundores e cones de cauda, entre outros, que anteriormente eram fabricados em ligas de alumínio, titânio e aços especiais, atualmente são fabricadas, em sua grande maioria, em estruturas laminadas de materiais pré-impregnados de compósitos poliméricos avançados (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

2.2 COMPÓSITOS HÍBRIDOS LAMINADOS METAL-FIBRA

Para as companhias aéreas, o custo de manutenção tem um alto percentual (~20%) no custo de operação direto (DOC) da aeronave. Por isso, existe uma forte necessidade no descobrimento de materiais estruturais mais duráveis e mais tolerantes ao dano, para reduzir o custo de manutenção e o peso estrutural das aeronaves (VOGELESANG, VLOT, 2000).

Além disso, a partir das falhas estruturais em serviço de modernas aeronaves de transporte, desde sua introdução em 1950, gerou a necessidade dos engenheiros de materiais e projetistas buscarem melhorar a segurança em voo. A falha catastrófica de uma aeronave Boeing 737 da companhia Aloha Airlines em 1988, presumida ser de um problema proveniente da tolerância ao dano (Figura 7), reforçou a ideia de que tolerância ao dano não é simplesmente um problema estrutural de projeto, e sim que deve ser alcançada por uma combinação de seleção de materiais adequados (materiais com propriedades elevadas à fadiga e à corrosão, ligas resistentes ao impacto e processos de junções duráveis), manutenção qualificada e melhor entendimento do modo complexo de falha (VOGELESANG, VLOT, 2000).



Figura 7 - Falha do Boeing 737 da companhia Aloha Airlines em 1988 (VOGELESANG, VLOT, 2000).

Os laminados metal-fibra foram primeiramente desenvolvidos para áreas sujeitas à fadiga em modernas aeronaves civis, devido à ocorrência de alguns acidentes aeronáuticos, como o ocorrido com o De Havilland Comet, em 1953. A partir de ensaios de fadiga, foi observado que metais reforçados com compósitos poliméricos possuíam um crescimento de trinca de 10 - 100 vezes menor quando comparados a metais monolíticos. Esta observação, aliada ao fato de que as trincas são mais facilmente detectadas nos laminados metal-fibra em comparação aos compósitos poliméricos, fez dos compósitos híbridos excelentes candidatos para sua utilização em estruturas aeroespaciais (LE BOURLEGAT, 2009). No entanto, o laminado metal-fibra tornou-se capaz de oferecer vantagens adicionais tais como: tolerância ao dano; resistência ao impacto e resistência ao fogo (VOGELESANG, VLOT, 2000). Na Tabela 1 são apresentadas algumas das vantagens dos laminados metal-fibra.

Os testes de fadiga em laminados metal-fibra que apresentaram uma razão de crescimento de trinca de até 100 vezes menor que constituintes de alumínio monolítico (Figura 8) foram realizados pela Universidade de Delft em parceria com a indústria aeronáutica (VOGELESANG, VLOT, 2000).

Tabela 1 - Vantagens dos laminados metal-fibra em comparação aos compósitos poliméricos convencionais (SINMAZÇELIK, et al., 2011 adaptado).

Comportamento do material	1. Alta resistência à fadiga: devido aos diferentes componentes, a trinca ao se nuclear em uma determinada camada, se propaga até a interface e é bloqueada pela camada do outro material. Os FMLs têm excelentes características de fadiga. 2. Alta resistência mecânica: a combinação de ligas metálicas, as quais tem alta capacidade de carga e compósitos reforçados com fibras, os quais têm alta resistência mecânica e rigidez, permitem os FMLs serem materiais estruturais de alta resistência mecânica. 3. Alta tenacidade à fratura: baseado no comportamento de baixa razão de crescimento de trincas presentes nestes materiais, os FMLs podem ser uma opção muito atrativa para um amplo conjunto de aplicações estruturais. 4. Alta resistência ao impacto: ao contrário dos compósitos convencionais, o comportamento de tolerância aos danos dos FMLs é comparável a ligas de alumínio convencionais. Alguns tipos de danos e deformações plásticas são observados somente em elevados níveis de energia. A deformação de impacto atualmente é uma vantagem significativa dos FMLs, especialmente quando comparado aos compósitos, pois os danos visíveis aumentam significativamente a habilidade de inspeção e detecção de danos. Por isso, o uso de FMLs permite critérios e técnicas de reparos. 5. Alta capacidade de absorção de energia: os FMLs são capazes de absorver significantes níveis de energias através das fraturas nas fibras e fraturas de cisalhamento localizadas nas camadas metálicas.
Propriedades Físicas	1. Baixa densidade: os FMLs são materiais estruturais com peso reduzido quando comparado a outros materiais.
Durabilidade	1. Excelente resistência à umidade: a absorção de umidade em compósitos FML é baixa quando comparada a observada para os compósitos poliméricos, mesmo sob condições severas, devido a barreira das camadas metálicas externa. 2. Excelente resistência à corrosão: a alta resistência à corrosão dos compósitos de matriz polimérica garante uma excelente resistência à corrosão dos FMLs. 3. Baixa degradação do material: os FMLs tem excelente resistência à umidade e corrosão. Os resultados de degradações ambientais dos FMLs são significativamente mais baixo que de outras estruturas metálicas ou estruturas em compósitos convencionais.
Segurança	1. Resistência ao fogo: o alto ponto de fusão das fibras que constituem os FMLs previne a penetração do fogo para as camadas internas. Por isso, a resistência ao fogo dos FMLs é muito melhor que de ligas de alumínio monolítico, dependendo do ponto de fusão de suas fibras. Com sua boa resistência ao fogo, os FMLs asseguram tempo suficiente para evacuação dos passageiros da aeronave em segurança.
Redução de custo	1. Os FMLs oferecem substancial redução de peso em relação as atuais estruturas metálicas. 2. Devido a insensibilidade a fadiga dos FMLs, poucos reparos e longos períodos para manutenção são suficientes para os FMLs. Estas vantagens reduz o custo de manutenção dos FMLs.

Um importante tipo de dano para as estruturas das aeronaves é o dano gerado a partir de impactos. Estes são causados pelas seguintes fontes: detritos na pista, granizo, dano de manutenção (quedas de ferramentas), colisões entre carros de serviço ou de carga e a estrutura, colisões com pássaros, detritos no motor, estilhaços de pneu, dentre outros (VOGELESANG, VLOT, 2000). Ao contrário dos compósitos convencionais, o comportamento de tolerância ao dano do FML é comparável com as ligas de alumínio convencional. Alguns tipos de deformações plásticas e danos são observados somente em impactos com elevado nível de energia. Atualmente, a deformação de impacto é uma vantagem significativa do FML, especialmente quando comparado com os compósitos convencionais, pois esses danos visíveis no metal aumentam, significativamente a detecção e a inspeção (VOGELESANG, VLOT, 2000).

Com relação à resistência a chamas dos laminados metal-fibra, esta é muito melhor que a resistência das ligas de alumínio monolítico, pois estes laminados apresentam uma maior capacidade de resistência ao fogo por um maior período de tempo quando comparados aos compósitos poliméricos convencionais, consequentemente, estes materiais podem oferecer melhor segurança de voo e um maior tempo de escape dos passageiros em acidentes envolvendo fogo (VOGELESANG, VLOT, 2000).

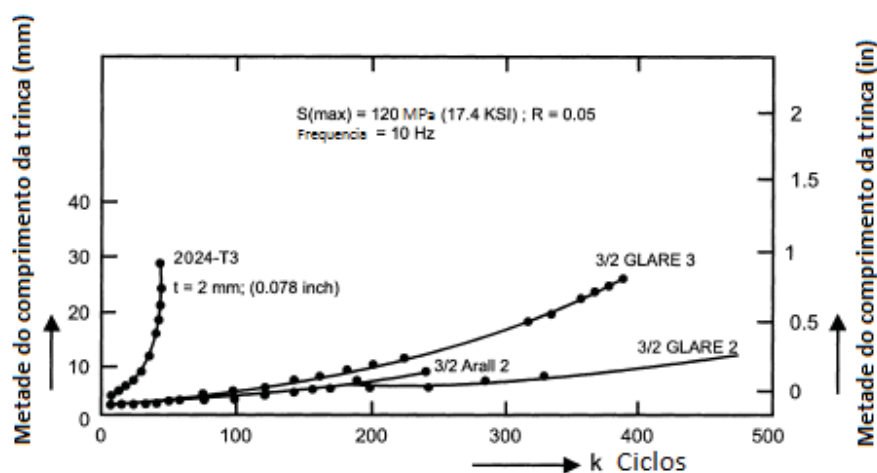


Figura 8 - Comportamento do crescimento de trinca do GLARE 2 (2024-T3 e fibras unidirecionais a 0/0), GLARE 3 (2024-T3 e fibras a 0/90), ARALL 2 (2024-T3 e fibras unidirecionais a 0/0) e 2024-T3 para um carregamento de fuselagem (adaptado VOGESANG, VLOT, 2000) .

Porém, uma desvantagem associada aos laminados metal-fibra com matriz termorrígida consiste no longo período destinado ao processo do ciclo de cura (CORTES, CANTWELL, 2006a). Este problema aumenta o tempo do ciclo de toda a produção e diminui a produtividade, consequentemente, aumenta o custo da mão de obra e o custo do produto final (SINMAZÇELIK, et al., 2011). Outra desvantagem encontra-se associada à baixa tenacidade à fratura interlaminar que este material usualmente apresenta (CORTES, CANTWELL, 2006a).

Essa importante geração de materiais compósitos consiste em empilhar camadas de compósitos poliméricos alternadamente com placas metálicas, formando uma estrutura sanduíche (Figura 9), onde as camadas externas serão compostas por chapas metálicas (DAMATO, 2010; BOTELHO, et al., 2006; GUOCAI, YANG, 2005; VOGELANG, VLOT 2000; MENSINK, 1994; HOMAN, 2006; BOTELHO, PARDINI, REZENDE, 2008; GUOCAI, TAN, YANG, 2007).

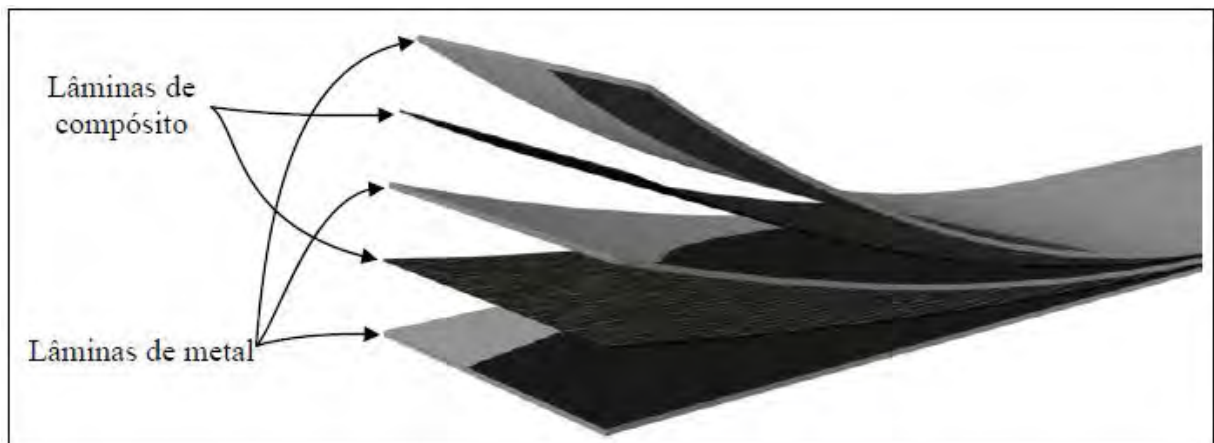


Figura 9 - Compósito Híbrido metal-fibra (LE BOURLEGAR, 2009).

Uma vez que, diversas configurações desses materiais são possíveis foi criada uma nomenclatura de acordo com a Equação 1, acrescida da espessura da chapa metálica.

$$m = n + 1, \quad \text{Equação 1}$$

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

Dessa forma, os compósitos híbridos metal-fibra (CHMFs) também podem ser denominados como “CHMF $m/n - e$ ”, onde “ e ” é a espessura de cada camada metálica (BOTELHO, et. al., 2006a). A Figura 10 apresenta a classificação dos FML baseados nas camadas de metal.



Figura 10 - Classificação dos FMLs baseados nas camadas de metal (adaptado SINMAZÇELIK, et al., 2011).

A Tabela 2 apresenta os diferentes tipos de laminados ARALL® comercializados.

Tabela 2 - Laminados ARALL® disponíveis comercialmente (SINMAZÇELIK, et al., 2011).

	Tipo de Metal	Espessura do metal (mm)	Espessura do prepreg (mm)	Direção das fibras (°)
ARALL 1	7075-T6	0,3	0,22	0/0
ARALL 2	2024-T3	0,3	0,22	0/0
ARALL 3	7475-T76	0,3	0,22	0/0
ARALL 4	2024-T8	0,3	0,22	0/0

Em 1984, uma patente sobre o CHMF de aramida foi depositada nos Estados Unidos da América e arquivada em 1993 (ALCOA, 1993), tendo como inventores do novo material: Schijve, Vogelesang e Marissen. Porém, o primeiro produto comercial desenvolvido foi em meados de 1982 sob a licença da ALCOA. A produção deste material ocorreu somente em 1984, e teve a sua apresentação oficial no mercado no Paris Air Show de 1985 (SILVA, 2006).

Os laminados ARALL® foram desenvolvidos a partir da utilização de fibras de aramida embebidas em um adesivo epóxi estrutural entre múltiplas camadas de folhas de liga de alumínio (SINMAZÇELIK, et al., 2011). As primeiras peças fabricadas em ARALL® na indústria aeronáutica foram os painéis de asas do Focke 50, onde foi comprovada uma redução de peso de 20%, em relação ao projeto original em alumínio (SILVA, 2006).

O ARALL® foi disponibilizado no mercado em 1987 e em 1988, a companhia francesa Aeroespatale apresentou seus estudos da aplicação do ARALL® na fuselagem do Airbus A320. Entretanto, o resultado foi catastrófico, pois o ARALL® mostrou-se não apropriado para o uso em fuselagens, pois os resultados dos ensaios mostraram que as fibras de aramida, quando solicitadas em um baixo estado de tensão de compressão, rompiam (SILVA, 2006).

A partir destes resultados, gerou-se a necessidade de desenvolver um novo laminado metal-fibra para aplicações aeronáuticas. Assim, nasceu o GLARE® desenvolvido em parceria com a Universidade de Delft, na Holanda. Em 14 de outubro de 1987, sua patente foi depositada pela Akzo, e somente em 1991, passou a ser comercializado pela união das

empresas Akzo (1/3) e Alcoa (2/3) (VLOT; GUNNINK; 2001; FREDELL; 1994; MALLICK; 1998).

Desde seu desenvolvimento, foi encontrado no GLARE® não somente um material com excelentes propriedades de fadiga, mas também outras interessantes propriedades de resistência ao impacto e ao cisalhamento residual, resistência ao fogo e resistência à corrosão, quando comparado com o alumínio monolítico, devido à estrutura sanduíche dos laminados metal-fibra intercalando chapas metálicas com placas de compósito polimérico (SILVA, 2006).

O desenvolvimento do GLARE® foi baseado principalmente na elevada carga de tensão de ruptura que as fibras de vidro poderiam suportar, para aplicações em revestimentos da fuselagem de aeronaves, sendo este o maior diferencial do GLARE® quando comparado ao ARALL® (DAMATO, 2010; SILVA, 2006).

O primeiro componente em GLARE® voou no avião Galaxy C5-A pela USAF em 1995, já a primeira aplicação no setor civil foi no compartimento de carga do Boeing B 777 e na caverna de pressão do Bombardier Learjet 125. Na aplicação de painéis de fuselagem, a Airbus tem liderado esse mercado e o projeto da aeronave Airbus A380 é um bom exemplo disso, sendo a primeira aeronave a utilizar o GLARE® numa superfície de estrutura primária, com aproximadamente 400m², permitindo uma redução de peso de 25%, com uma economia de US\$ 280,00/kg reduzido (SILVA, 2006).

Os laminados GLARE® são comercializados em seis diferentes padrões como apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 - Classes de GLARE® disponíveis comercialmente (SINMAZÇELIK, et al., 2011).

Classe	Sub Classe	Tipo de Metal	Espessura do Metal (mm)	Espessura do prepreg (mm)	Direção das fibras (°)
GLARE 1	-	7475-T761	0,3-0,4	0,266	0/0
GLARE 2	GLARE 2A	2024-T3	0,2-0,5	0,266	0/0
	GLARE 2B	2024-T3	0,2-0,5	0,266	90/90
GLARE 3	-	2024-T3	0,2-0,5	0,266	0/90
GLARE 4	GLARE 4A	2024-T3	0,2-0,5	0,266	0/90/0
	GLARE 4B	2024-T3	0,2-0,5	0,266	90/0/90
GLARE 5	-	2024-T3	0,2-0,5	0,266	0/90/90/0
GLARE 6	GLARE 6A	2024-T3	0,2-0,5	0,266	+45/-45
	GLARE 6B	2024-T3	0,2-0,5	0,266	-45/+45

O laminado da terceira geração desta nova classe de materiais de CHMFs é denominado CARALL®, sendo este desenvolvido com fibras de carbono, utilizando o mesmo tipo de processamento apresentado para os laminados ARALL® e GLARE®. A combinação de elevada resistência mecânica e rigidez, com boas propriedades de impacto dão a este laminado excelentes vantagens para aplicações aeroespaciais (DAMATO, 2010).

Entretanto, a produção do laminado CARALL® é limitada devido, principalmente, a problemas associados a corrosão galvânica, proveniente do contato entre as fibras de carbono e a liga de alumínio (SILVA, 2006).

Atualmente o ARALL®, o GLARE® e o CARALL® estão sendo considerados para uma ampla variedade de aplicações aeroespaciais, entretanto, em futuras aplicações aeroespaciais, provavelmente, irá requerer materiais capazes de suportar temperaturas mais elevadas durante longos períodos de tempo. Desta forma, os laminados híbridos para

uso em tais aplicações deverão ser baseados em matérias que ofereçam a capacidade de uso em altas temperaturas (CORTÉS, CANTWELL, 2004).

Os requisitos de materiais estruturais para aeronaves supersônicas, cuja velocidade estimada de cruzeiro é de 2,4 vezes a velocidade do som (Mach 2.4), demandam materiais que possam suportar operações de longa duração a temperaturas próximas a 165°C, e ainda operações de curto prazo a 190°C. Para uma vida útil de 25 anos, estima-se que os materiais que compõem externamente a aeronave seriam submetidos a aproximadamente 35.000 ciclos térmicos (LE BOURLEGAT, 2009).

Algumas propriedades do titânio fazem deste híbrido Titânio-Carbono uma alternativa mais atraente para aplicações supersônicas quando comparado ao GLARE® e ao CARALL®. O titânio 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, além da melhor razão entre propriedades mecânicas e peso (LE BOURLEGAT, 2009).

Estas peculiaridades fazem com que o titânio seja uma boa opção para atuar em conjunto com compósitos de fibra de carbono em aplicações supersônicas (LE BOURLEGAT, 2009).

Outra linha de estudo em laminados metal-fibra vem se baseando no uso de ligas de magnésio de baixo peso, devido às inúmeras vantagens que as ligas de magnésio oferecem sobre seus concorrentes, como baixa densidade, superior resistência à corrosão e melhor capacidade de blindagem eletromagnética (CORTÉS, CANTWELL, 2006). Outros motivos que também podem ser considerados para o uso de ligas de magnésio em FMLs com fibras de carbono é a questão da corrosão galvânica, devido ao contato carbono - alumínio. Além disso, estes laminados possuem grandes expectativas no que diz respeito a melhorias da resistência à fadiga. Porém, estudos preliminares apresentam a necessidade de maior investigação no entendimento do início das trinca de fadiga deste material (ALDERLIESTEN, RANS, BENEDICTUS, 2008).

Dentro desta nova classe de materiais, denominados CHMFs ou FMLs, existem em vários países inúmeros estudos em andamento variando seus três constituintes. Há

trabalhos com diferentes materiais metálicos, como liga de alumínio, titânio ou magnésio, com diferentes reforços do compósito polimérico, como fibra de aramida, fibra de vidro ou fibra de carbono e com diferentes matrizes poliméricas, termorrígidas ou termoplásticas.

Os laminados metal-fibra com matrizes termorrígidas sofrem algumas limitações, como longos ciclos de processos, baixa propriedade de tenacidade à fratura interlaminar, bem como dificuldades associadas ao seu reparo. Por este motivo, vários novos FMLs com matrizes termoplásticas têm sido produzidos e testados, na tentativa de superar muitos destes problemas. Os FMLs com matrizes termoplásticas oferecem inúmeras vantagens, como um tempo muito menor de processamento, facilidade na produção de formas complexas, resistência química melhorada, facilidade de reparos e superior propriedade de tenacidade de fratura interlaminar (CORTÉS, CANTWELL, 2006b). Além disso, alguns termoplásticos possuem alta temperatura de transição vítrea (T_g), necessária para aplicações em elevadas temperaturas.

O FML com titânio foi inicialmente projeto para aplicações críticas em fadiga, porém este material foi capaz de oferecer também alta durabilidade a temperaturas acima de 177°C , sendo adequado para aplicações em motor e estrutura supersônica (BURIANEK, SHIN, SPEARING, 2001). A Companhia Boeing refere-se a esta classe de materiais como TiGr (sigla para Titânio Grafite), e outros tem-se referido a estes como HTCL (Hybrid Titanium Composite Laminates) (JOHNSON, HAMMOND, 2008; BOURLEGAT, SILVA, et al., 2010).

Estudos indicam também que os laminados metal-fibra de titânio podem aumentar a resistência da união em regiões de juntas, aumentando a eficiência do tipo de junção, seja por parafuso ou por rebite (CAMANHO, et al., 2009, FINK, et al., 2009).

Os compósitos híbridos de titânio podem utilizar o metal titânio puro ou ligas de titânio, como Ti-6Al-4V (LONGDON, et al., 1998; LE BOURLEGAT, 2009). Neste trabalho, entretanto, serão abordadas propriedades apenas de compósito híbrido a partir de titânio puro grau 4 (CP4).

Quando comparados com ligas de titânio maciças, o compósito híbrido tem massa específica menor. Além disso, existe uma limitação dimensional de chapas de titânio, o que levaria a utilização de muitos prendedores e, em consequência, um aumento substancial de peso da aeronave. Os compósitos híbridos têm uma forma de junção entre placas (por sobreposição de camadas de placas adjacentes) que dispensam a utilização de prendedores (FINK, et al., 2009; CAMANHO, et al., 2008; LE BOURLEGAT, 2009). Ligas de titânio maciças possuem relativamente baixa resistência à fadiga e alta taxa de crescimento de trincas, não sendo a melhor alternativa para cumprir com requisitos de solicitação contínua da aeronave supersônica civil como em uma fuselagem.

Para a mesma função, compósitos de fibra de carbono isoladamente são suscetíveis a danos causados por raios e seriam, portanto, obrigados a possuírem uma camada protetora condutiva, acrescentando mais massa à aeronave (LE BOURLEGAT, 2009).

Atualmente, muitos veículos aeroespaciais supersônicos usam ligas de alumínio como material de fuselagem primária, entretanto, o uso destes materiais é impedido a elevadas temperaturas, devido à baixa resistência a fluência. Além disso, o uso de titânio aumenta a tolerância ao dano no laminado metal-fibra, fator muito importante, já que materiais para fuselagem também devem operar em ambientes hostis sobre uma variedade de regimes de funcionamento, mantendo a integridade estrutural para uma vida útil de 60.000 h (BURIANEK, SPEARING, 2001).

Os compósitos híbridos de titânio são também promissores para aplicações aeroespaciais em altas velocidades (ônibus espaciais, foguetes, aeronaves supersônicas), especificamente projetados para melhor resistência e tolerância aos danos a elevadas temperaturas (350°F, 177°C) (RHYMER, JOHNSON, 2002; NAKATANI, et al., 2011). O primeiro compósito híbrido metal-fibra resistente à elevada temperatura foi desenvolvido pelo Centro de Pesquisa de Langley – NASA, a fim de atender requisitos para alta velocidade e alta temperatura (177°C) em voo. Os resultados dos testes iniciais foram discutidos em parceria com o Instituto de Tecnologia da Geórgia - Atlanta. Este trabalho foi iniciado na década de 90 e mostrou-se extremamente promissor. Em seguida, extensos testes foram iniciados entre Edward Li da Companhia Boeing, W. S. Johnson do

Instituto de Tecnologia da Geórgia – Atlanta e a NASA, em 1996, com o intuito de avaliar a resistência à fadiga de laminados a base de titânio em elevadas temperaturas. Entretanto, os resultados dos ensaios apresentaram significativas quantidades de delaminações entre as camadas, como resultado do desenvolvimento de trinca por fadiga nas camadas de titânio, ou seja, quando uma trinca de fadiga formava-se no titânio, o dano evoluía rapidamente pela interface entre as camadas de titânio/compósito polimérico (JOHNSON, HAMMOND, 2008; RHYMER, JOHNSON, 2002; BURIANEK, SPEARING, 2001; BURIANEK, SPEARING, 2002).

Desta maneira, uma das maiores preocupações a respeito do laminado de titânio foi a durabilidade da união entre as camadas de compósito polimérico e as placas de titânio (BURIANEK, SPEARING, 2001).

Em 1999, outro projeto cooperativo entre a NASA e o Instituto de Tecnologia da Geórgia – Atlanta avaliou vários tratamentos superficiais em diferentes matrizes poliméricas para melhorar a colagem entre as camadas de titânio. A partir dos resultados obtidos por este projeto foi gerado um avançado laminado híbrido de titânio, sendo utilizada uma matriz polimérica a partir de uma combinação de PETI-5 poliimida, uma feniletina terminada com oligômero imida, um adesivo de poliimida termomecanicamente estável, e um tratamento de superfície alcalino-perborato no titânio (criando uma colagem similar ao tratamento Sol-Gel desenvolvido pela Boeing). As propriedades mecânicas deste laminado foram avaliadas pela literatura (JOHNSON, HAMMOND, 2008, RHYMER, JOHNSON, 2002; BURIANEK, SPEARING, 2001; BURIANEK, SPEARING, 2002).

Atualmente, os laminados híbridos de titânio estão sendo estudados em diversos países, como Holanda, U.S.A., Japão, Alemanha, Portugal, Inglaterra e Brasil. Nestes trabalhos, vem sendo realizada a avaliação de diferentes tratamentos térmicos no titânio, diferentes adesivos para colagem entre as camadas e diferentes matrizes termoplásticas (devido à possibilidade de sua utilização a maiores temperaturas de serviço), buscando melhorar o processo de fabricação destes laminados, avaliando os parâmetros de tolerância ao dano, como o crescimento de trinca por fadiga, as delaminações entre as

camadas, e estudando as diferentes influências do ambiente nas propriedades mecânicas destes laminados.

Em princípio para atender aos requisitos de aplicações aeroespaciais de alta temperatura, uma liga de titânio e compósitos baseados em uma matriz termoplástica, tal como poli(éter-imida) (PEI) ou poliiimida deveria satisfazer estes requisitos. Ambos os sistemas de materiais oferecem excelentes propriedades para altas temperaturas, fazendo destes polímeros grandes atrativos para FMLs de aplicações de voo supersônico.

Em 1999, foram investigados FMLs baseados em liga de titânio e compósito de fibra de carbono reforçado com poliiimida. Este estudo mostrou que as respostas mecânicas destes novos laminados híbridos foram fortemente dependentes das propriedades mecânicas do compósito polimérico. Edward Li da Boeing, W.S. Johnson e J. L. Miller do Instituto de Tecnologia da Geórgia – Atlanta, também investigaram FML baseados com poliiimida, e apresentaram que as propriedades em fadiga destes sistemas são superiores às exibidas por ligas de titânio monolítico (CORTÉS, CANTWELL, 2004).

Apesar do compósito de matriz poliiimida em FML apresentar resultados promissores, outro forte candidato para uso em tais laminados híbridos é o poli(éter-éter-cetona) (PEEK) reforçado com fibras de carbono, o qual oferece excelentes propriedades térmicas e de tenacidade. Um trabalho realizado pela Universidade de Liverpool, por P. Cortés e W. J. Cantwell gerou um FML de titânio-PEEK, mostrando que para a obtenção de uma boa interface deste laminado, as chapas de titânio deveriam ser submetidas a um tratamento de superfície, especificamente um processo de jateamento. Os resultados preliminares destes laminados apresentaram um alto grau de adesão entre o titânio e o compósito de matriz polimérica, sendo o desempenho em fadiga de tais estruturas superiores às oferecidas por ligas de titânio monolítico. (CORTÉS, CANTWELL, 2004).

As fuselagens das aeronaves estão sempre expostas às condições ambientais, como umidade atmosférica e temperaturas variando de 80°C à -60°C, principalmente, devido aos longos períodos expostos ao sol quente, climas áridos, climas polares e altas altitudes. A fim de garantir a segurança, os engenheiros de materiais devem ser capazes de avaliar a influência dessas condições no comportamento de tolerância ao dano nas estruturas das

aeronaves. Sem modelos previsíveis confiáveis para executar este tipo de análise, os engenheiros de materiais devem contar com caros testes experimentais para demonstrar a segurança de seus materiais e projetos (RANS, ALDERLIESTEN, BENEDICTUS, 2011).

Por isso, é de extrema importância a realização de experimentos para a avaliação da absorção de umidade da atmosfera, que ocorre tanto na estrutura do compósito polimérico, quanto na interface compósito/metál, afetando diretamente as propriedades mecânicas. Nos laminados metal-fibra acredita-se que os efeitos da umidade podem ser minimizados, com relação aos compósitos convencionais, uma vez que em ambientes severos o titânio protege o núcleo do compósito de matriz polimérica dos efeitos ambientais, tal como oxidação e entrada de umidade (BURIANEK, SPEARING, 2001).

O experimento de choque térmico avalia as propriedades físicas e mecânicas após variações de temperatura de envelope de voo. Em numerosos ciclos de choque térmico pode ocorrer uma fadiga térmica dos componentes do material, isto devido à heterogeneidade estrutural dos compósitos. Este processo de choque térmico pode gerar tensões internas que causam uma variedade de modalidades de dano, tais como, fratura na matriz polimérica, descolagem entre a fibra e a matriz e delaminação entre as camadas do compósito híbrido (DAMATO, 2010; REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

Com o aumento sistemático do uso estrutural de materiais compósitos, torna-se fundamental o conhecimento dos mecanismos de danos e como eles se comportam na estrutura do material. Neste caso, diferenças nas propriedades dos materiais sob condicionamento higrotérmico e sob variações bruscas de temperatura são identificadas e avaliadas principalmente por técnicas de micrografia, aliada aos resultados de ensaios mecânicos e viscoelástico (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

2.3 PROCESSAMENTO

Os laminados híbridos de titânio são geralmente processados utilizando-se *prepregs* de fibra de carbono/resina epóxi com uma espessura de 0,38mm e uma fração volumétrica em fibras de 55%. *Prepregs* são produtos intermediários pré-impregnados pronto para moldagem, podendo estes serem definidos como sendo uma mistura (ou composição) de fibras de reforço com um determinado polímero termorrígido ou termoplástico, em fração específica em massa (LE BOURLEGAT, 2009).

Neste processamento, primeiramente é realizado o Hand Lay up, um processo de alta precisão e delicadeza. Em um molde, com uma precisão milimétrica, são guiadas e empilhadas alternadamente as camadas do metal e de *prepregs*, como uma estrutura sanduíche, como apresentado na Figura 11.

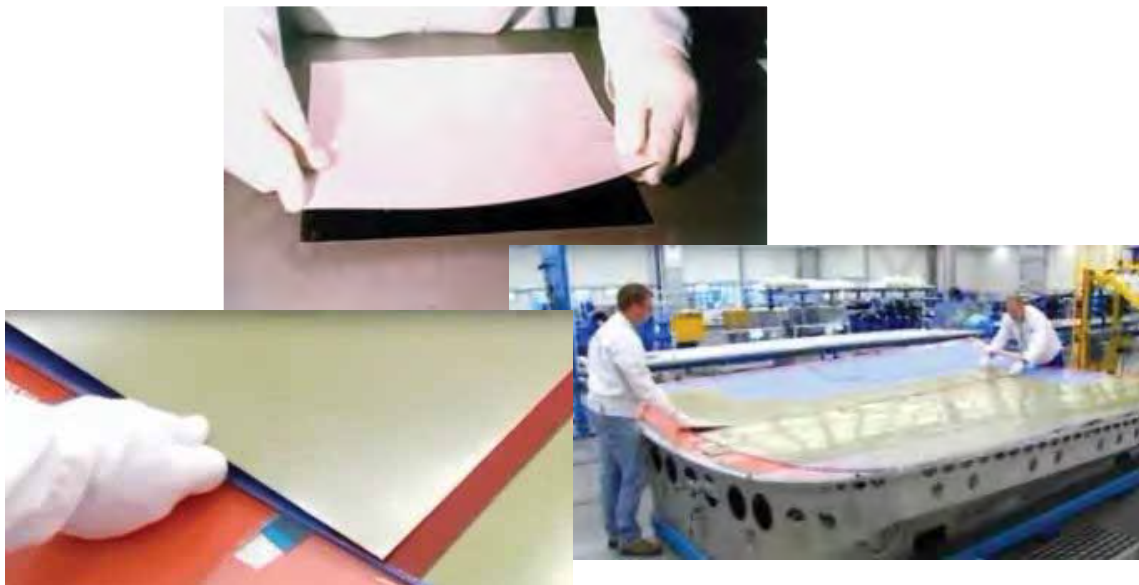


Figura 11 - Processo Hand Lay-up (adaptado DAMATO, 2010).

Após o processo lay up, é realizado um preparo antes da cura em autoclave. 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 é realizado para garantir a eliminação de voláteis e a compactação das lâminas do compósito durante a cura em autoclave, sendo este esquematizado na Figura 12 e representado pela Figura 13.

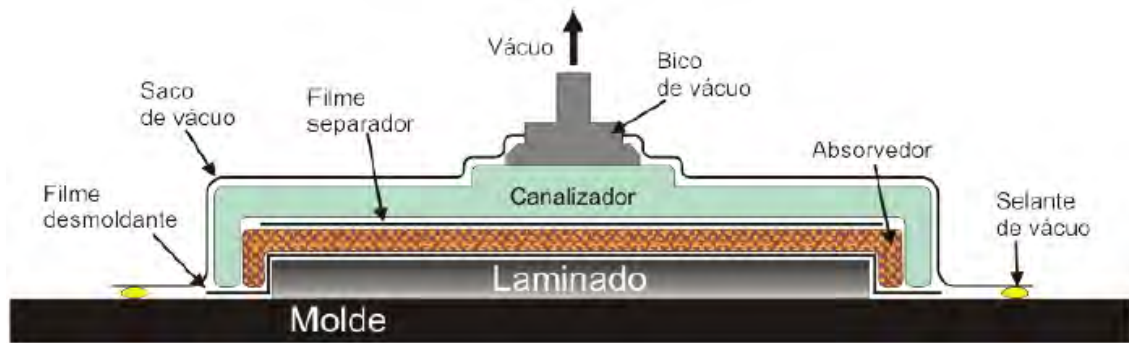


Figura 12 - Representação esquemática de um saco de vácuo (LE BOURLEGAT, 2009).



Figura 13 - Foto representativa de um sistema de saco de vácuo (adaptado DAMATO, 2010).

Após a realização deste processo, o laminado é colocado em uma autoclave como apresentado na Figura 14, com o intuito de promover a cura da resina sob altas pressão e

temperatura. Nesta etapa o material é curado utilizando-se um ciclo de cura pré-definido.



Figura 14 - Autoclave utilizada na obtenção dos laminados metal-fibra (adaptado DAMATO, 2010).

2.4 CONDICIONAMENTOS AMBIENTAIS

As estruturas laminadas fabricadas em compósitos, quando utilizadas em serviço, podem ser solicitadas por uma série de carregamentos mecânicos e, ao mesmo tempo, estarem expostas a severas condições ambientais. Alguns dos principais agentes atmosféricos causadores dos ataques ambientais são a temperatura e a umidade relativa do ar. As tensões mecânicas, por sua vez, são atribuídas aos esforços de tração, compressão, flexão e cisalhamento, os quais atuam no compósito. Esses agentes, que são de natureza estática ou cíclica, estão relacionados com impactos ou fadiga, podendo facilitar o surgimento de delaminações ou trincas interlaminares nos laminados (REZENDE, COSTA, BOTELHO, 2011).

2.4.1 EFEITO HIGROTÉRMICO

Os efeitos da umidade presente na atmosfera devem ser sempre considerados nos projetos de laminados estruturais. A umidade penetra na matriz polimérica pelo processo de difusão até que a concentração de equilíbrio seja atingida, sendo este mecanismo acentuado pelo aumento da temperatura (DAMATO, 2010).

Alguns estudos mostram que, de acordo com a segunda lei de Fick, esta difusão ocorre atendendo a equação abaixo (DAMATO, 2007):

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \nabla^2 \quad \text{Equação 2}$$

onde: dc/dt é a taxa de mudança de concentração e D é o coeficiente de difusão.

2.4.2 CHOQUE TÉRMICO

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 térmico existente entre a matriz, as fibras de reforço e o titânio (DAMATO, 2010).

Em condições de 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 preexistentes ou pela nucleação de novas trincas nas interfaces dos materiais constituintes (DAMATO, 2010).

Após o condicionamento por choque térmico, 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 (BOTELHO, PARDINI, REZENDE, 2005).

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 (BOTELHO, PARDINI, REZENDE, 2005).

Neste tipo de ensaio, geralmente os corpos de prova são submetidos a variações cíclicas de temperatura, entre -56°C a 82°C , 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, assim, maior segurança em voo.

2.5 ENSAIOS MECÂNICOS

As propriedades mecânicas dos materiais compósitos são regidas principalmente pela interface entre a fibra e a matriz. Comparado a isso, algumas propriedades dos FMLs são dirigidas principalmente pela interface entre a camada de metal e a camada de compósito. Portanto, esta colagem entre a lâmina de compósito e a camada metálica é a questão chave para o desempenho do laminado metal-fibra. Porém, a determinação desta colagem não é uma tarefa fácil, e vários métodos de testes têm sido propostos em literatura com este propósito, tais como o cisalhamento interlaminar e testes de fratura interlaminar (SINMAZÇELİK, et al., 2011).

2.5.1 ENSAIO DE CISALHAMENTO INTERLAMINAR – ILSS

Os ensaios de cisalhamento interlaminar são frequentemente usados devido à sua simplicidade na preparação dos corpos de prova e na facilidade de realização do ensaio. Neste ensaio, a parte superior da amostra sofre esforço por compressão, enquanto que sua superfície inferior está sujeita a esforços de tração (Figura 15). O plano central contém o eixo neutro e está submetido a tensão zero de flexão (SILVA, 2006), conforme norma ASTM-D 2344.

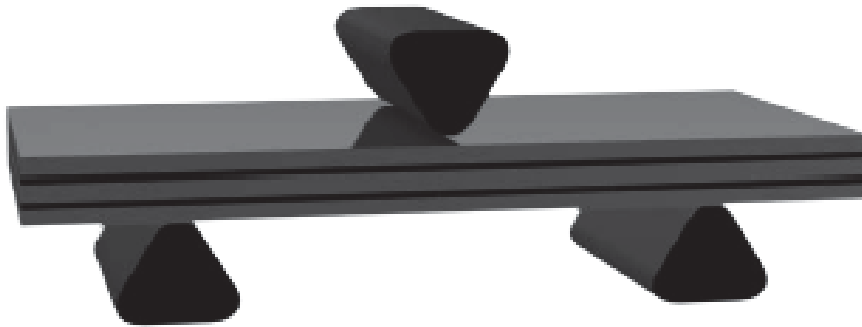


Figura 15 - Esquema do ensaio de cisalhamento interlaminar - ILSS (LE BOURLEGAT, 2009).

Segundo trabalhos disponíveis em literatura (LE BOURLEGAT, 2009; BOTELHO, REZENDE, 2002), o modo de falha resultante desse ensaio deve apresentar uma das notações ilustradas na Figura 16.

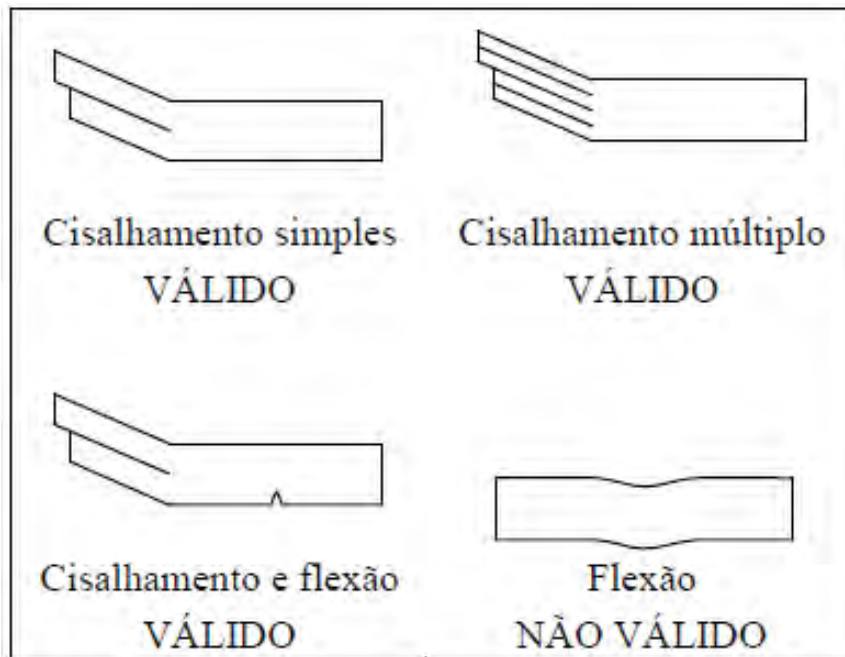


Figura 16 - Possíveis modos de falhas por cisalhamento interlaminar - ILSS (LE BOURLEGAT, 2009).

O cálculo da tensão máxima de cisalhamento é dado pela Equação 3:

$$F^{abs} = 0,75 \times \frac{P_m}{b \times h}, \quad \text{Equação 3}$$

onde, F^{abs} = tensão máxima, MPa; P_m = Carga aplicada, N; b = espessura, mm; h = largura, mm.

2.5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

A fratura de um componente em compósito é muito diferente da fratura de um componente metálico. Em relação ao metal, o material compósito apresenta diferenças de propagação de trincas pela matriz, quebra de fibras e delaminação, as quais, normalmente, se combinam e produzem a falha total do componente. A Figura 17 apresenta os principais modos de falha que podem ocorrer em compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas unidirecionais, submetidos a ensaio de tração (carga de tensão

longitudinal) (SILVA, 2006), conforme norma ASTM 2344-00. Na Figura 18 é ilustrado o ensaio de tração.

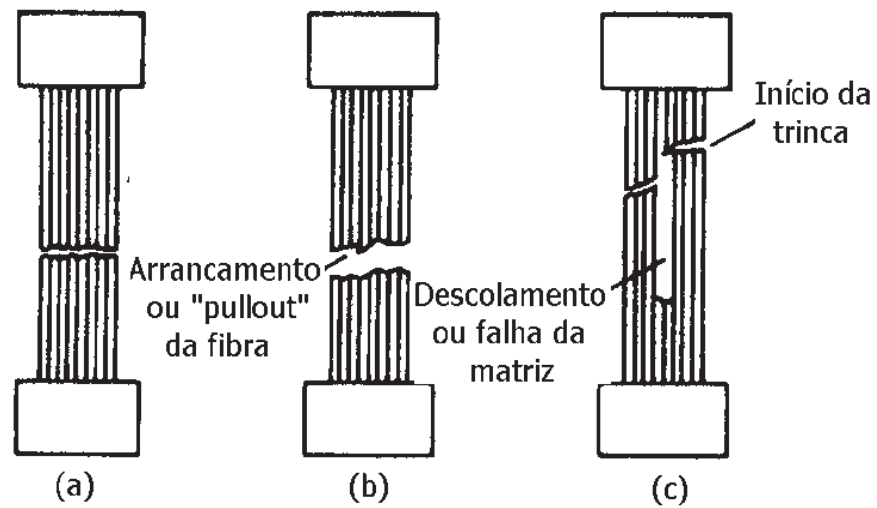


Figura 17 - Modos de falha em compósito polimérico reforçado com fibras unidirecionais submetidos a uma carga de tensão longitudinal: (a) fratura frágil; (b) fratura com arrancamento de fibra e (c) fratura com descolamento e/ou fratura da matriz (SILVA, 2006).

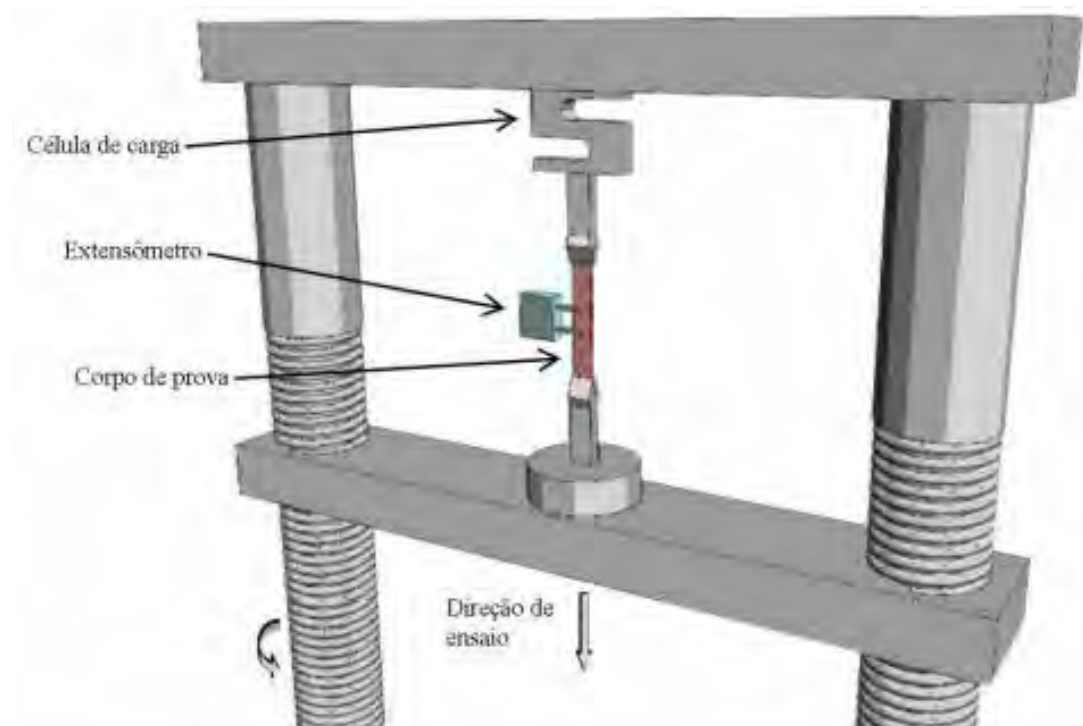


Figura 18 - Esquema do ensaio de tração (LE BOURLEGAT, 2009).

Neste caso, a resistência à tração pode ser calculada de acordo com a Equação 4:

$$\sigma = \frac{P}{A} = \frac{P}{a \times b} \quad \text{Equação 4}$$

onde: σ = resistência à tração, MPa; P = carga máxima, N; a = largura, mm; b = espessura, mm.

2.6 ENSAIO VISCOELÁSTICO

2.6.1 ENSAIO DE VIBRAÇÃO LIVRE

As propriedades viscoelásticas dos compósitos podem ser determinadas por testes mecânicos semi-estáticos ou dinâmicos. Os testes mecânicos estáticos são geralmente destrutivos enquanto alguns testes dinâmico-mecânicos oferecem a vantagem de não ser destrutivo. Um dos testes dinâmico-mecânico mais usado é o ensaio de vibração livre (Figura 19). O princípio deste ensaio consiste em medir o amortecimento da vibração de um material, geralmente sob a forma de uma placa retangular excitada por um mecanismo controlado (LE BOURLEGAT, 2009; DAMATO, 2010).

Este teste identifica os modos de vibração dos materiais e as propriedades viscoelásticas. As amplitudes da frequência são medidas por acelerômetros e comparadas às frequências intrínsecas calculadas por um método digital. Um procedimento iterativo, baseado no cálculo de sensibilidade da matriz das frequências de ressonância às variações na rigidez, torna possível correlacionar às frequências calculadas com as frequências experimentais e obter a rigidez real da placa (LE BOURGAT, 2009; DAMATO, 2010).

A partir deste ensaio são obtidos dois gráficos, os quais são utilizados para calcular o módulo de armazenamento (E') e o amortecimento de vibração ($\tan \delta$) da amostra. Do gráfico da função de frequência, obtêm-se a partir do primeiro pico a frequência natural (f) do material, fator este necessário para o cálculo do E' . Já com a curva de

amortecimento (Figura 19) utiliza-se as amplitudes de dois picos aleatórios e o número de ciclos entre eles para calcular-se o delta (Δ) ou ($\tan \delta$). A partir dos valores do amortecimento de vibração ($\tan \delta$) e o módulo de armazenamento (E') é possível obter o valor do módulo de perda (E''), pois $\tan \delta$ é a razão de E'' por E' .

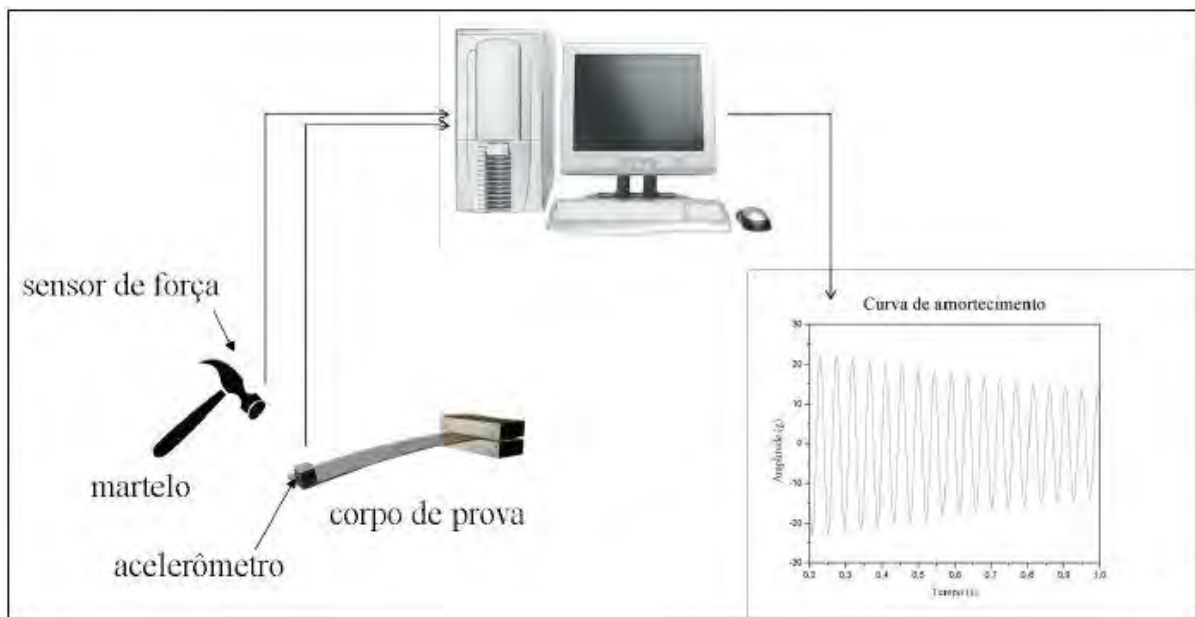


Figura 19 - Esquema ilustrativo do ensaio de Vibração Livre (LE BOURLEGAT, 2009).

O amortecimento da vibração livre de um material é dado pela Equação 5.

$$\Delta = \ln\left(\frac{\delta_1}{\delta_n}\right) = \frac{1}{n} \ln\left(\frac{\delta_1}{\delta_n}\right) \quad \text{Equação 5}$$

onde: n é o número de picos, δ_1 é a amplitude do primeiro pico (g) e δ_n é a amplitude do pico final analisado (g).

Em compósitos com fibras longas, essa equação fornece uma análise teórica do amortecimento interno e da rigidez dinâmica do material (LE BOURGAT, 2009; DAMATO, 2010).

O módulo de armazenamento (E') pode ser obtido pela Equação 6.

$$E' = \frac{4\pi^2 f^2}{3I} \cdot \left[M + \frac{33}{140} m \right] \cdot L^3 \cdot \left[1 + \frac{\Delta^2}{4\pi^2} \right] \quad \text{Equação 6}$$

onde: E' = módulo de armazenamento (GPa); f = frequência natural (Hz); I = momento de inércia (kg/m^2); M = massa do acelerômetro (kg); m = massa da amostra (kg) e L = comprimento da amostra (m).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Os compósitos híbridos metal-fibra de titânio/fibra de carbono/epóxi utilizados neste trabalho foram processados e fornecidos pela Empresa Brasileira de Aeronáutica - EMBRAER.

As chapas de titânio utilizadas para a fabricação deste laminado possuem 0,40 mm de espessura e sua composição é de titânio puro (grau 4, conforme ASTM B 265). A Tabela 4 apresenta as especificações da chapa de titânio utilizada.

Tabela 4 - Especificação da chapa de titânio utilizada (LE BOURLEGAT, 2009).

CHAPA DE TITÂNIO GRAU 4		
	PROPRIEDADE	VALOR
COMPOSIÇÃO QUÍMICA	Nitrogênio máximo (%)	0,050
	Carbono máximo (%)	0,080
	Hidrogênio máximo (%)	0,015
	Ferro máximo (%)	0,500
	Oxigênio máximo (%)	0,400
	Total máximo de resíduos (%)	0,400
	Titânio (%)	98,555
PROPRIEDADES MECÂNICAS E FÍSICAS	Resistência à tração (MPa)	550
	Tensão de escoamento (MPa)	483
	Tensão de escoamento, máx. (MPa)	655
	Deformação a 50 mm, min (%)	15
	Tensão de cisalhamento (MPa)	289,6
	Módulo de cisalhamento (GPa)	44,8
	Raio de dobra (T = espessura)	6T
	Massa específica (g/cm ³)	4,51

Para a fabricação dos laminados metal-fibra, as chapas de titânio sofreram um tratamento de limpeza superficial para remoção de qualquer impureza da superfície da peça. Na primeira etapa do tratamento utilizou-se um solvente orgânico para limpeza e remoção de óleos. Posteriormente, as chapas foram submetidas a uma solução alcalina por 10 minutos para desengraxamento seguido de lavagem por imersão em tanque de água. A última etapa de limpeza da superfície do titânio consistiu na imersão total das chapas em tambor contendo solução ácida por 3 minutos para desoxidação, em seguida foram lavadas novamente em outro tambor contendo água (LE BOURLEGAT, 2010). Parte do processo de limpeza da superfície do metal é confidencial, pois se trata de uma norma interna EMBRAER.

Após o tratamento de limpeza superficial, estas chapas foram empilhadas alternadamente com camadas de tecidos de fibra de carbono pré-impregnados (prepreg) com resina epóxi de aproximadamente 0,38 mm de espessura, com as fibras orientadas a 0/90° e uma fração volumétrica de 55% em fibra. A designação do prepreg utilizado é

F155/W3B282, fornecido pela HEXCEL Corporation. A Tabela 5 apresenta as especificações deste sistema pré-impregnado (LE BOURLEGAT, 2010).

Tabela 5 - Especificação do prepreg utilizado (LE BOURLEGAT, 2009).

PREPREG F155/W3B282	
PROPRIEDADE	VALOR
Construção do tecido	Plana
Contagem de fios/cm (urdume x trama)	12,5 x 12,5
Conteúdo de fibras por área nominal (g/cm ²)	194
Conteúdo de resina (% em peso)	40-44
Conteúdo de fibras (% em volume)	50
Espessura nominal por camada após cura (mm)	0,22
Temperatura de cura (°C)	121
Pressão de processamento (kPa)	586

Os laminados foram fabricados por meio do processo de laminação manual (*hand lay up*); as chapas metálicas foram dispostas de maneira a formar três camadas de metal intercaladas com duas camadas de compósito polimérico, conforme ilustra a Figura 20.

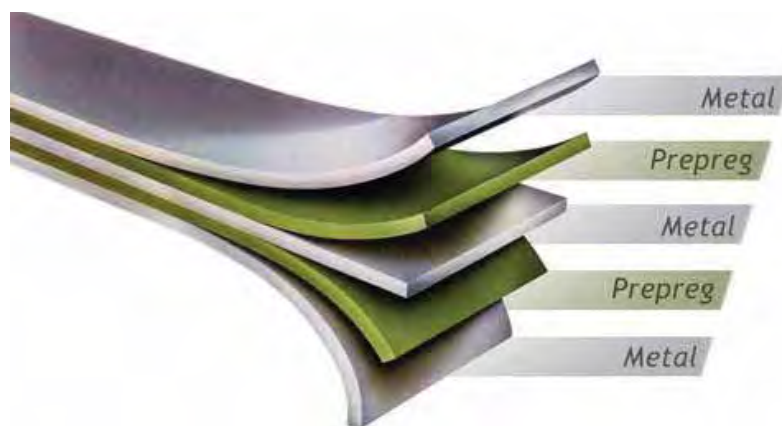


Figura 20 - Ilustração de um laminado metal-fibra.

O ciclo de cura completo foi programado para operar a 121°C com 78 kPa de pressão e vácuo de 0,083 MPa, com taxas de aquecimento e resfriamento de 2,5 °C/min. O processo de fabricação ocorreu na EMBRAER e este ciclo de cura foi obtido a partir de

trabalhos anteriores (LE BOURLEGAT, 2009; LE BOURLEGAT, SILVA, et al., 2011). A Figura 21 apresenta o gráfico do ciclo de cura utilizado no processamento do laminado estudado.

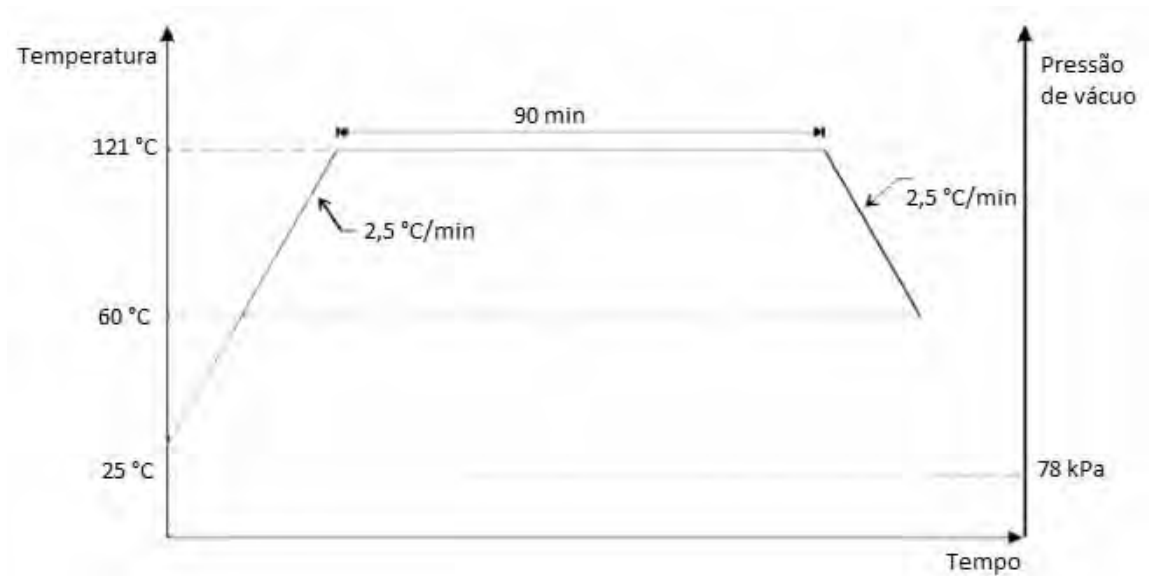


Figura 21 - Ciclo de cura utilizado para o processamento do laminado metal-fibra de titânio.

3.2 CARACTERIZAÇÃO

3.2.1 AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA

A análise por microscopia óptica foi realizada com a finalidade de se avaliar a qualidade do laminado processado, quanto à presença de bolsas de resina, bolhas de ar, poros, objetos estranhos, desalinhamento de fibras, rugas nas camadas, microtrincas e delaminações entre o metal-compósito polimérico e/ou as fibras/resina. Estes eventuais defeitos podem influenciar no desempenho mecânico do laminado, quando submetidos a esforços.

As amostras utilizadas para a análise por microscopia óptica foram seccionadas dos laminados de metal-fibra de titânio após processados, sendo essas embutidas a frio em

resina acrílica. Em seguida foi realizado o processo de lixamento, utilizando para esta finalidade uma lixadeira rotativa com sistema de água e lixas com cinco diferentes gramaturas (220, 320, 400, 600 e 1200 mesh). Após a etapa de lixamento, as amostras foram polidas em uma politriz, utilizando alumina de granulometria de 1 μm .

A análise foi realizada utilizando-se de um microscópio óptico NIKON, modelo Epiphote 200, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, Guaratinguetá, ilustrado na Figura 22. Este equipamento encontra-se acoplado a um microcomputador com um software de captação e registro de imagens.



Figura 22 - Microscópio NIKON, modelo Epiphote 200.

A partir das imagens capturadas foi possível avaliar e mensurar a espessura das camadas do laminado, além da qualidade da compactação e homogeneidade do compósito híbrido.

3.2.2 DETERMINAÇÃO DA MASSA ESPECÍFICA

A massa específica dos laminados titânio-carbono foi mensurada com o objetivo de confirmar a redução de peso proporcionada pela utilização dos CHMFs em estruturas de aeronaves, quando comparados à liga de alumínio 2024-T3 comumente utilizada.

A técnica utilizada para obtenção da massa específica consistiu na medição das dimensões de uma amostra do laminado a partir de um paquímetro digital, a fim de se determinar o volume de material (Figura 23).



Figura 23 - Paquímetro utilizado para verificação da massa específica.

Em seguida, a massa desta amostra foi determinada com a utilização de uma balança analítica Shimadzu AUX220, com precisão de 0,1 mg, ilustrada na Figura 24. Desta forma, a massa específica do laminado foi obtida a partir da razão entre a massa e o volume, ambos determinados experimentalmente.



Figura 24 - Balança analítica utilizada para verificação da massa específica.

3.2.3 CONDICIONAMENTO AMBIENTAL

3.2.3.1 CONDICIONAMENTO POR IMERSÃO EM ÁGUA

As amostras de titânio/fibras de carbono/epóxi foram condicionadas por imersão em água destilada a uma temperatura de 70°C, com o intuito de avaliar a influência severa da umidade nas propriedades mecânicas deste laminado. O equipamento de banho termostático utilizado neste trabalho foi da marca Tecnal, modelo TCM 58, ilustrado na Figura 25.



(a)



(b)

Figura 25 - Equipamento de Banho Termostatizado (a); amostras condicionadas por imersão (b).

Com a finalidade de se garantir a eliminação do teor de umidade inicialmente presente no material, antes do condicionamento por imersão, as amostras foram deixadas em uma estufa a vácuo da marca Quimis, modelo Q819V2 (Figura 26), pertencente ao Laboratório de Cerâmica do DMT/UNESP, por um período de 24 horas, a temperatura de 60°C.



Figura 26 - Estufa de vácuo da Quimis, modelo Q819V2.

Após esse período de secagem, três amostras de controle (acompanhamento) foram pesadas em uma balança analítica Shimadzu AUX220 (Figura 24). Em seguida, todas as amostras foram transferidas para o banho termostatzado e o condicionamento iniciado, como ilustrado na Figura 25.

A absorção de umidade das amostras foi monitorada em função do tempo, a partir de medições semanais da variação de massa das amostras de controle. Todas as amostras foram mantidas em condicionamento até que as de controle atingissem a condição de equilíbrio, ou seja, de saturação. Desta forma, as amostras permaneceram em imersão por um período de 8 semanas, até que não ocorresse mais a variação significativa de ganho de massa (ausência de absorção de umidade).

A partir dos dados obtidos de ganho de massa pode-se construir um gráfico representativo do ganho de massa médio em função da raiz quadrada do número de horas em imersão das amostras.

3.2.3.2 CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO

Os CHMFs foram submetidos ao condicionamento higrotérmico em câmara climática, de modo a avaliar a influência da umidade combinado com a variação cíclica de temperatura. Este condicionamento higrotérmico foi baseado na norma ASTM D 5229 M-04 para materiais compósitos a serem submetidos a ensaios mecânicos na condição úmida.

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).

As amostras foram expostas a temperatura de 80°C e teor de umidade relativa de 90%, pelo período médio de oito semanas, ou seja, 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 27), disponível no Laboratório de Condicionamento Ambiental do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT), da UNESP, Guaratinguetá. O equipamento de condicionamento utilizado foi ajustado com o intuito de 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 26), pertencente ao Laboratório de Cerâmica do DMT, por um período de vinte e quatro horas, a 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.



Figura 27 - Câmara higrotérmica da empresa Marconi, modelo MA 835/UR .

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 a câmara higrotérmica após a pesagem (Figura 28).

A partir dos dados obtidos de ganho de massa construiu-se um gráfico de ganho de massa 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.



Figura 28 - Amostras no condicionamento higrotérmico.

3.2.3.3 CONDICIONAMENTO DE CHOQUE TÉRMICO

No setor aeronáutico, as aeronaves são frequentemente expostas a variações bruscas de temperatura, geralmente entre -56 e 82°C . Os componentes aeronáuticos quando submetidos a vários ciclos de variação, 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 da marca Envirotronics, modelo TSV.5-2-2-2-AC-X, apresentada na Figura 29. 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.



Figura 29 - Câmara de choque térmico da marca Envirotronics, modelo TSV.5-2-2-2-AC-X.

Neste trabalho, os laminados foram primeiramente condicionados na zona fria a -50°C e, posteriormente, foram conduzidos a zona quente, programada a 80°C (Figura 30). O tempo de permanência em cada zona foi de 20 minutos, totalizando 40 minutos de ciclo e o número programado de ciclos foi de 1000. O tempo de permanência em cada zona foi baseado na diferença de leitura da temperatura entre a entrada e a saída do ar de refrigeração. O número de 1000 ciclos programado foi definido a partir de trabalhos disponíveis em literatura (DAMATO, 2010).



Figura 30 - Amostras no condicionamento de choque térmico.

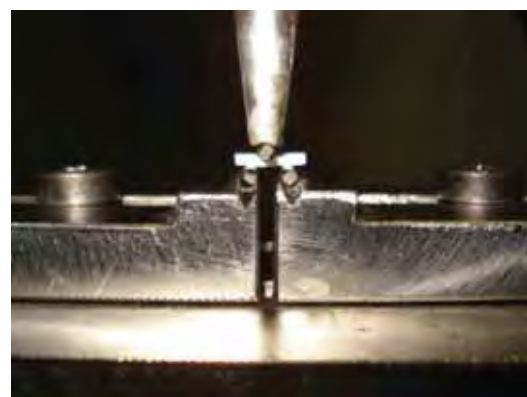
3.2.4 ENSAIOS MECÂNICOS

3.2.4.1 ENSAIO DE CISALHAMENTO INTERLAMINAR – ILSS

Os ensaios de cisalhamento interlaminar - ILSS foram feitos nas amostras condicionadas e não-condicionadas, de acordo com a norma ASTM 2344-00. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios mecânicos da Shimadzu, modelo AG-X, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DMT da FEG/UNESP (Figura 31), com uma célula de carga de 10 kN. A velocidade do ensaio foi de 1 mm/min, o tamanho do vão utilizado foi de 8,0 mm, respeitando a proporção vão:espessura de 4:1. Este ensaio encontra-se ilustrado na Figura 32. As dimensões dos cinco corpos de prova utilizados no ensaio foram de aproximadamente 12 mm x 6,0 mm x 2,0 mm (comprimento x largura x espessura), baseado na norma ASTM 2344-00. Para evitar-se delaminações das amostras durante o processo de corte das placas de Titânio-Carbono, a largura utilizada dos corpos de prova foi de 6,0 mm.



Figura 31 - Máquina universal de ensaio Shimadzu modelo AG-X.



(a) (b)
Figura 32 – (a – b): Ensaio de cisalhamento interlaminar - ILSS.

3.2.4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

As amostras de Titânio-Carbono foram submetidas a ensaios de resistência à tração utilizando-se uma máquina de ensaios universal Instron modelo 8801 (Figura 33).



Figura 33 - Máquina universal de ensaios mecânicos Instron modelo 8801.

Os corpos de prova foram ensaiados de acordo com a norma ASTM-D 3039, com o objetivo de se determinar a resistência à tração (Figura 34). Foram ensaiados corpos de

prova sem condicionamento, condicionados por choque térmico e higrotérmico combinado com choque térmico.

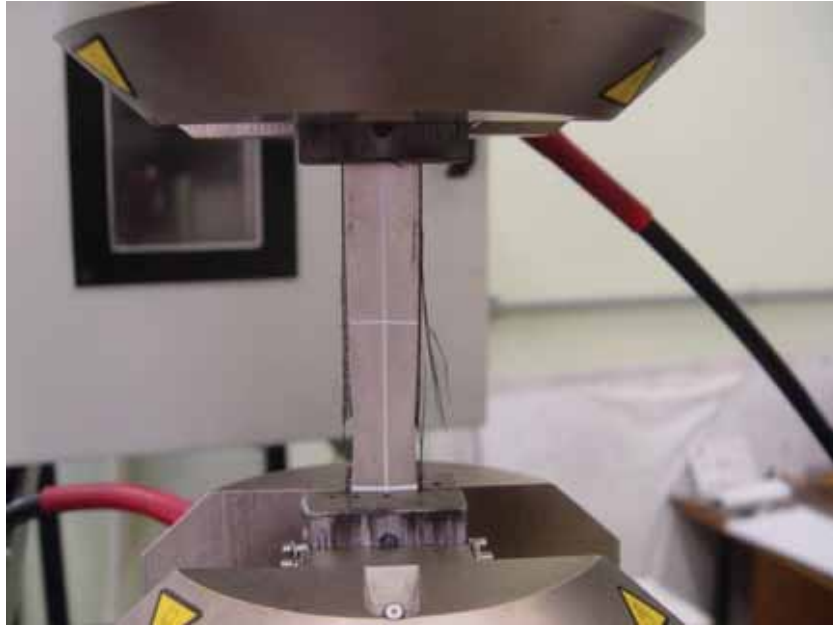


Figura 34 - Ensaio de tração do laminado metal-fibra de titânio.

3.2.5 ENSAIOS VISCOELÁSTICOS

3.2.5.1 ENSAIO DE VIBRAÇÃO LIVRE

Foram condicionados três corpos de prova do laminado Titânio-Carbono para o ensaio de vibração livre, dos quais um não sofreu efeito de condicionamento ambiental; o segundo sofreu efeito do condicionamento por choque térmico; e o terceiro do condicionamento higrotérmico associado com choque térmico.

O módulo de elasticidade do laminado titânio-carbono foi determinado por ensaio de vibração livre (Figura 35). O princípio de medição desse ensaio consistiu em gravar as vibrações livres de um *cantilever* prismático excitado por um impulso utilizando-se um martelo apropriado. Com auxílio de um sistema especial de aquisição de dados foi possível medir o decaimento da amplitude como função do tempo, bem como os modos

de vibração do material. Os dados adquiridos foram salvos por um programa apropriado. Os parâmetros do ensaio foram os seguintes: faixa de frequência de análise de 1000Hz; tempo de aquisição de 200ms e resolução de frequência de 5Hz. O decaimento da amplitude foi medido utilizando-se um acelerômetro de 0,2g. As dimensões dos corpos de prova e sua massa também foram medidas. Com esse procedimento obteve-se dois tipos de curvas: uma de amortecimento de vibração livre e uma da função da frequência de resposta do material (FRF).

Considerando um sistema linear de grau de liberdade 1, a função de frequência resposta é uma decomposição das frequências naturais da amostra, as quais correspondem a uma típica “impressão digital” dos modos de vibração. O número de picos de frequência de vibração (modos de vibração) e a forma da função de resposta são um resultado direto da rigidez do material. Dessa forma, pode-se avaliar o amortecimento do laminado, ou seja, o distanciamento entre o comportamento puramente elástico e o comportamento puramente viscoso.



Figura 35 - Sistema utilizado na realização do ensaio de vibração livre.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo apresenta e discute os resultados obtidos a partir das caracterizações mecânica e morfológica do laminado híbrido titânio/fibra de carbono/epóxi submetido a diferentes condicionamentos ambientais. Além disso, é apresentado e avaliado o valor de massa específica deste material.

4.1 AVALIAÇÃO MORFOLÓGICA DO LAMINADO

As análises morfológicas do laminado metal-fibra de titânio/fibra de carbono/epóxi foram realizadas pela técnica de microscopia óptica em amostras embutidas a frio em resina acrílica, antes dos condicionamentos ambientais e dos ensaios previstos. As imagens encontram-se apresentadas nas Figuras 36 e Figura 37.

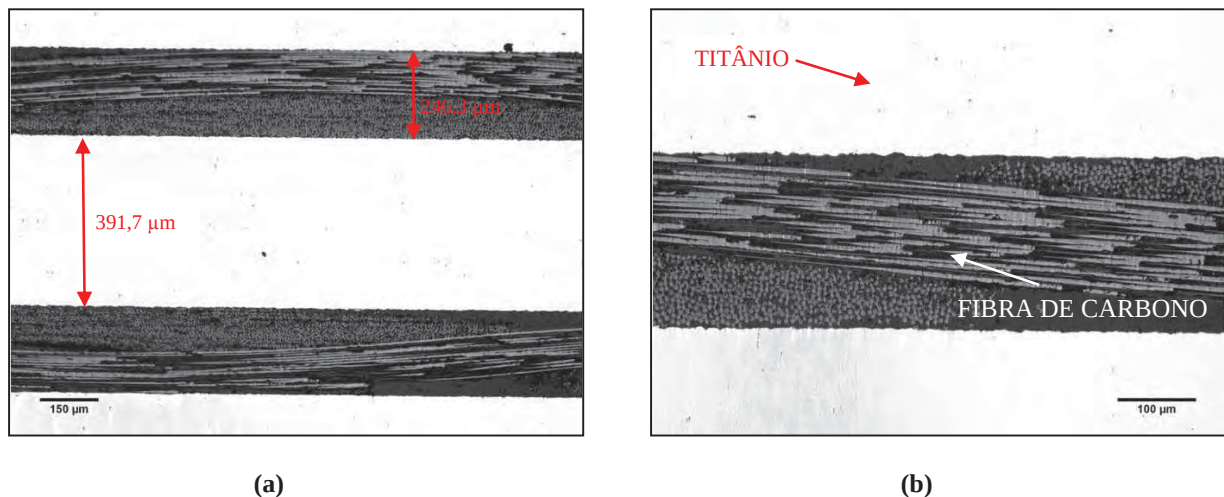


Figura 36 - Microscopia óptica do laminado: a) aumento de 50x; b) aumento de 100x.

A partir da Figura 36 podem ser observados os constituintes do compósito híbrido, o metal titânio (região clara) e o compósito polimérico de fibra de carbono/resina epóxi (região escura). Foram realizadas medições de espessura dos constituintes do laminado e

obtido as espessuras de 391,7 μm para a chapa de titânio e 246,3 μm para o compósito polimérico (fibra de carbono/epóxi).

A fração volumétrica de titânio encontrada a partir do cálculo do volume da amostra foi de aproximadamente 70,5% do compósito híbrido metal-fibra.

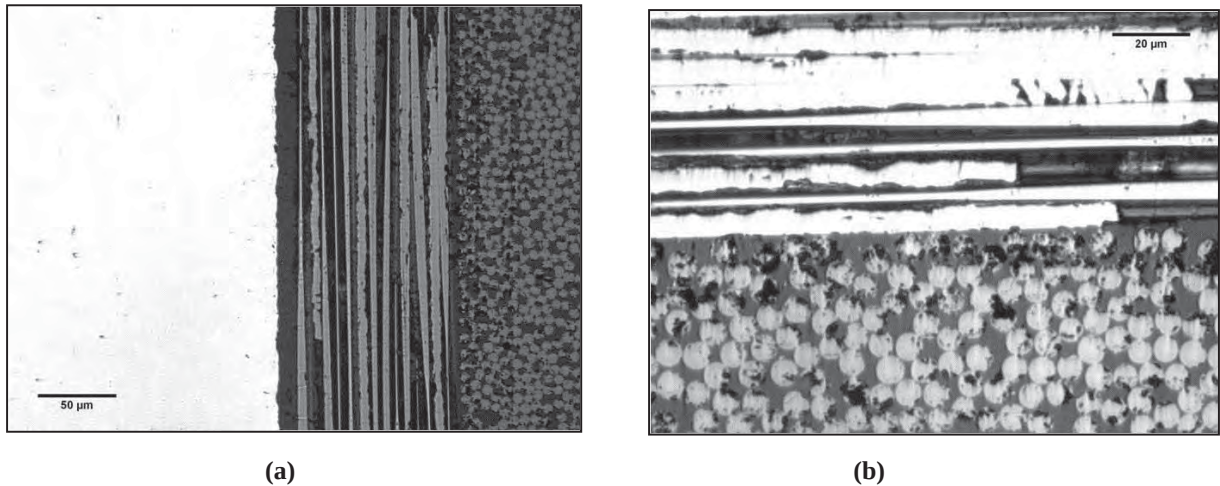


Figura 37 - Microscopia óptica do laminado: a) aumento de 200x; b) aumento de 500x.

A análise da Figura 37 mostra que o laminado apresenta-se bem consolidado, sem a presença de descontinuidade entre as interfaces fibra-metal, fator este diretamente relacionado ao desempenho mecânico do material.

Nota-se que as amostras não apresentam defeitos, como trincas, bolhas de ar e delaminações entre as interfaces do compósito polimérico. Observa-se que os vazios na resina polimérica (Figura 37 - b) podem ter ocorrido durante o processo de lixamento, provavelmente através das partículas arrancadas no lixamento do titânio. Desta forma, pode-se concluir que o laminado foi adequadamente compactado durante o processo de fabricação em autoclave. A partir da Figura 37, verifica-se também uma distribuição homogênea da matriz polimérica no reforço e ausência de imperfeições na interface fibra/matriz.

4.2 MASSA ESPECÍFICA

A necessidade da diminuição de peso em estruturas de aplicações aeroespaciais é considerada como uma das forças motrizes para o desenvolvimento de novos materiais. Para estas aplicações, buscam-se sempre materiais mais leves, porém com elevadas propriedades mecânicas. Esta relação de propriedades pode ser verificada ao se calcular a razão entre a propriedade mecânica desejada e a massa específica do material. Este indicador tem ação direta na etapa de seleção de materiais para utilização em peças de aplicação estrutural no desenvolvimento de uma aeronave (LE BOURLEGAT, 2009).

Os dados de propriedades de compósitos híbridos metal-fibra similares indicados neste trabalho são sempre comparados de forma adequada, baseados na mesma fração volumétrica de metal utilizado no laminado, uma vez que algumas propriedades mecânicas dos compósitos híbridos estão ligadas diretamente à fração em volume da camada metálica em relação à do compósito polimérico.

A Tabela 6 apresenta os resultados das medições para o cálculo da massa específica em corpos de prova do laminado titânio/fibra de carbono/epóxi a partir dos métodos descritos no capítulo Materiais e Métodos.

Tabela 6 - Resultados experimentais da massa específica do laminado titânio-carbono.

AMOSTRAS	MASSAS (g)	COMPRIMENTO (cm)	LARGURA (cm)	ESPESSURA (cm)
1	21,2266	14,910	2,272	0,174
2	21,2264	14,893	2,230	0,176
3	21,2262	14,920	2,259	0,184
4	21,2259	14,898	2,271	0,186
5	21,2260	14,888	2,234	0,174
6	21,2261	14,900	2,239	0,175
7	21,2258	14,896	2,270	0,179
8	21,2258	14,896	2,267	0,181
9	21,2256	14,894	2,205	0,177
10	21,2258	14,884	2,222	0,173
MÉDIA	21,2260 ±0,0003	14,897 ±0,010	2,247 ±0,024	0,177 ±0,004
VOLUME = (5,955 ±1,538) cm ³				
MASSA ESPECÍFICA	MÉTODO DA MEDIÇÃO DIMENSIONAL (3,56 ±0,92) g/cm ³			

A Tabela 7 apresenta os valores de massa específica, obtidos a partir de trabalhos disponíveis na literatura para laminados híbridos semelhantes (BRITO, 2007; HANDBOOK, 2003; LE BOURLEGAT, 2009), assim como o valor da massa específica obtido experimentalmente do laminado titânio-carbono.

Tabela 7 - Comparação das massas específicas de diferentes laminados híbridos.

MATERIAIS	MASSA ESPECÍFICA (g/cm ³)	REFERÊNCIA
Carbono/Epóxi	1,50	BRITO, 2007
Titânio	4,51	HANDBOOK, 2003
GLARE®	2,60	BRITO, 2007
CARALL®	2,51	BRITO, 2007
Ti/Carbono/Epóxi	3,56 ±0,96	-

A partir dos resultados da Tabela 7, observa-se que laminados processados com titânio apresentam maiores valores absolutos de massa específica quando comparados com os demais laminados metal-fibra disponíveis comercialmente, devido à utilização do metal titânio que apresenta uma elevada massa específica em comparação a ligas de alumínio aeronáutico.

Observa-se que este método utilizado para obtenção da massa específica do laminado não é o mais adequado, devido ao elevado desvio padrão calculado.

4.3 AVALIAÇÃO DO CONDICIONAMENTO POR IMERSÃO EM ÁGUA

Os efeitos da umidade devem ser cuidadosamente avaliados em projetos de estruturas a partir de materiais compósitos. O condicionamento por imersão em água é um caso extremamente severo, o qual é extrapolado a influência da umidade no material, uma vez que as aeronaves em operações reais não trabalham nestas condições.

O principal intuito deste condicionamento muito severo é avaliar sua influência nas propriedades mecânicas dos laminados de titânio-carbono e comparar a absorção de umidade deste condicionamento com a absorção do condicionamento em câmara higrotérmica.

A Figura 38 apresenta a curva de absorção de umidade das amostras que foram submetidas ao condicionamento por imersão em água destilada. No eixo das ordenadas estão plotadas as porcentagens de ganho de massa das amostras em função dos dias em exposição ao condicionamento por imersão. Como dito anteriormente, 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.

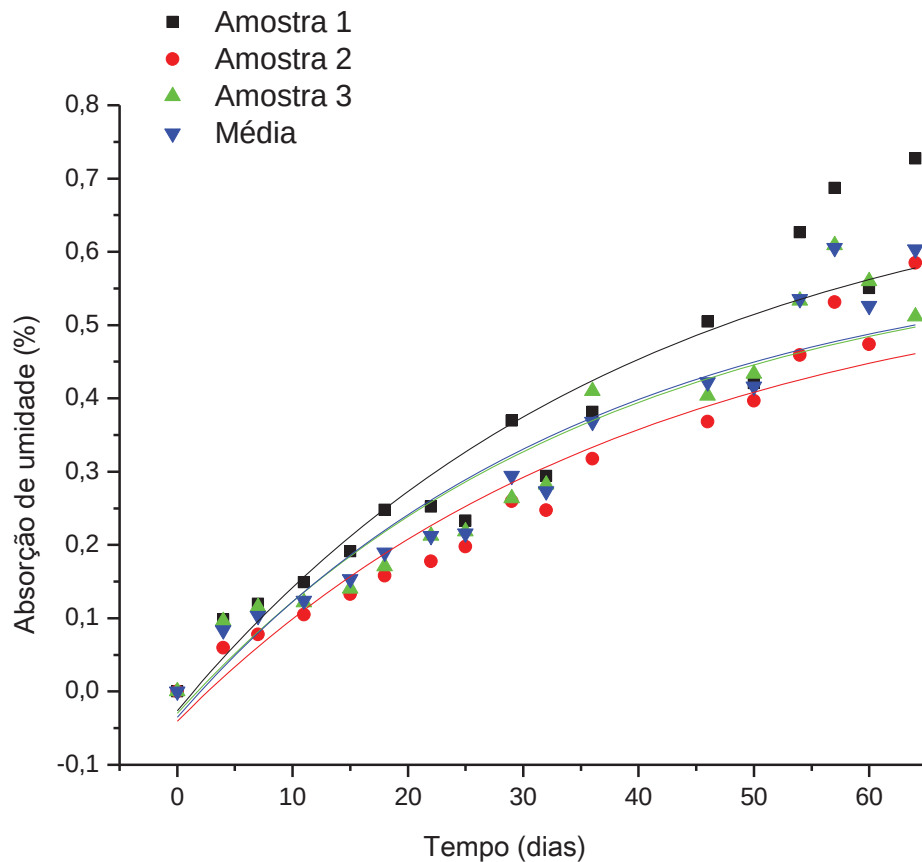


Figura 38 - Curva de absorção de umidade no condicionamento por imersão em água do laminado titânio-carbono.

Após o período de 60 dias exposição nota-se que há uma tendência à estabilização, ou seja, ao ponto de saturação de absorção de água da amostra. Observa-se que em 30 dias de condicionamento ocorre uma absorção de aproximadamente 0,3% de sua massa. A partir destes resultados, verifica-se que inicialmente ocorre uma rápida absorção de água e que a partir de um determinado período, aproximadamente 50 dias de exposição, a quantidade de água permanece praticamente a mesma. As pequenas oscilações de absorção de água são naturais, devido à complexidade do sistema, onde tem-se uma absorção de água entre as moléculas da resina, na interface fibra/resina e também na interface metal-compósito polimérico. Além disso, devido à elevada concentração de água no meio externo, tem-se um aumento destas oscilações.

Analisando a curva de absorção de água do laminado pode-se observar que após os 60 dias de condicionamento, o material absorve em média 0,5% de sua massa em água.

4.4 AVALIAÇÃO DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO

Os efeitos da umidade presente na atmosfera devem ser sempre considerados nos projetos de laminados estruturais. Como já mencionado, a umidade pode penetrar na matriz polimérica por meio do processo de difusão até que uma concentração de equilíbrio seja atingida. De acordo com trabalhos disponíveis 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 de 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 39 apresenta a curva de ganho de massa para o laminado híbrido titânio-carbono durante o período de 60 dias de exposição na câmara de condicionamento higrotérmico. Assim como evidenciado no condicionamento por imersão em água, durante o condicionamento higrotérmico, três amostras de controle foram periodicamente pesadas e as massas encontradas foram comparadas com as massas das mesmas não condicionadas.

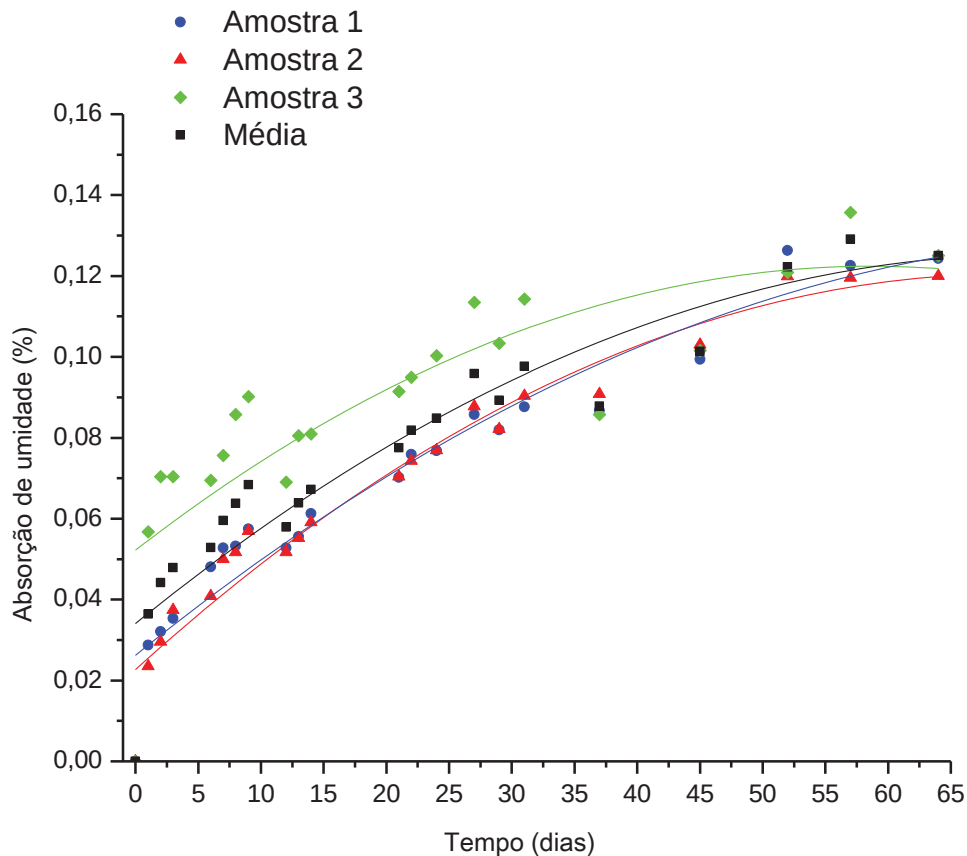


Figura 39 - Curva de absorção de umidade no condicionamento higrotérmico.

Analisando-se as curvas de absorção de umidade dos laminados de titânio/fibra de carbono/epóxi pode-se observar que após aproximadamente 60 dias de condicionamento, o material absorve em média 0,12% de umidade. A Figura 39 apresenta 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. Esta estabilização ocorreu após aproximadamente 1200 horas ou 50 dias de exposição ao condicionamento higrotérmico.

A partir dos resultados encontrados no condicionamento higrotérmico é também verificado que os valores de absorção de umidade apresentam-se baixo, quando comparados com os dados disponíveis em literatura para alguns sistemas tradicionais de resina epóxi 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 titânio, agindo como barreiras à difusão de umidade no material.

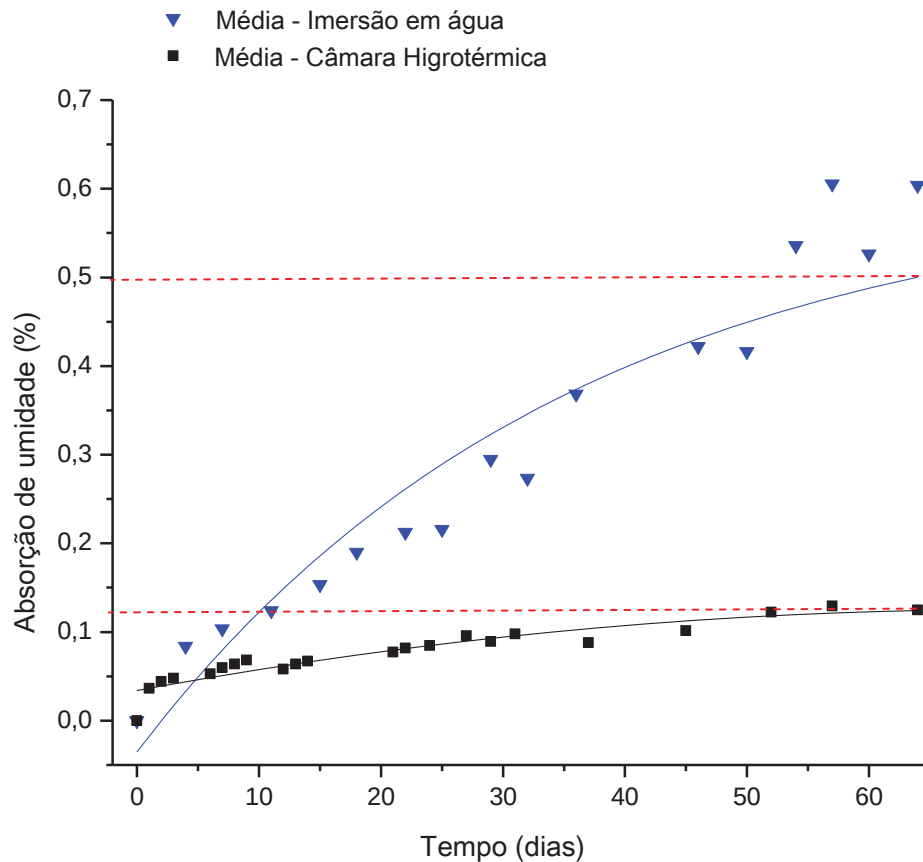


Figura 40 - Comparação da absorção de umidade para os diferentes condicionamentos por imersão em água e higrotérmico em câmara climática.

Verifica-se na Figura 40 que para o condicionamento higrotérmico a absorção de umidade ocorreu mais lentamente do que a absorção apresentada no condicionamento por imersão em água destilada. Nota-se que para o mesmo período de exposição (60 dias) à absorção de umidade no condicionamento higrotérmico em câmara climática (0,12%) foi muito inferior (aproximadamente 400% menor), em relação ao condicionamento por imersão em banho termostatzado (0,5%). Este comportamento ocorreu, provavelmente, devido à elevada concentração de água no meio externo, fator que aumenta a difusividade, conforme Equação 2 da difusividade, dificultando também a estabilização de absorção de água.

4.5 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CISALHAMENTO INTERLAMINAR – ILSS

Os efeitos do ambiente podem modificar consideravelmente as propriedades mecânicas dos compósitos poliméricos. Essa influência ocorre principalmente nas interfaces do material. No laminado metal-fibra, a adesão entre a fibra e a matriz do compósito polimérico, bem como a colagem entre o metal e o compósito pode ser afetada (DAMATO, 2010). Uma das formas mais utilizadas para se avaliar esta adesão em laminados estruturais é o ensaio de cisalhamento interlaminar (ILSS), padronizado pela norma ASTM D2344.

Neste trabalho, foram analisadas as resistências ao cisalhamento interlaminar do laminado híbrido de titânio/fibra de carbono/epóxi, em condição não climatizada, após o condicionamento por imersão em água, sob o efeito de choque térmico e após o condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico. Em todos os condicionamentos ambientais foram utilizados cinco corpos de prova. A Tabela 8 apresenta os resultados dos valores médios de resistência ao cisalhamento e deslocamento, com seus respectivos desvios padrão.

Tabela 8 - Resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar – ILSS.

CONDICIONAMENTO	DESLOCAMENTO	TENSÃO MÁXIMA
AMBIENTAL	(mm)	(MPa)
SEM CONDICIONAMENTO	0,747 ±0,151	56,01 ±9,98
IMERSÃO EM ÁGUA (30 DIAS)	3,063 ±0,372	48,15 ±3,18
CHOQUE TÉRMICO	0,412 ±0,124	65,83 ±7,88
HIGROTÉRMICO + CHOQUE TÉRMICO	0,545 ±0,165	56,25 ±0,43

A partir dos resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar do laminado sem condicionamento (Tabela 8) e dos valores apresentados na Tabela 9, pode ser observado

que a resistência ao cisalhamento para os laminados metal-fibra é inferior ao do compósito de fibra de carbono/epóxi. Isto significa que a força de adesão entre as camadas de compósito e as lâminas de metal é menor quando comparado às propriedades de interface do compósito de fibra de carbono/epóxi. Ao se comparar os resultados entre os laminados metal-fibra à base de alumínio (GLARE® e CARALL®), observam-se resultados bem semelhantes.

Tabela 9 - Comparação dos resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar.

PROPRIEDADE	TENSÃO MÁXIMA DE CISALHAMENTO (MPa)	REFERÊNCIA
Compósito FC/Epóxi	66,4 ±2,1	BOTELHO, et. al., 2007
GLARE®	40,9 ±4,2	BOTELHO, et. al., 2008
CARALL®	38,1 ±1,2	BOTELHO, et. al., 2007

Analizando os dados provenientes da Tabela 8, observa-se que o condicionamento por imersão em água destilada (30 dias) provocou uma diminuição de ~15% na resistência interfacial do laminado. Este comportamento pode ser explicado devido à elevada absorção de água proveniente deste condicionamento ambiental (0,3% em 30 dias), afetando as diferentes interfaces do laminado metal-fibra e ocorrendo uma possível plasticização da matriz polimérica. As amostras expostas por um período de 60 dias sofreram delaminações após o condicionamento, por isso não foram ensaiadas.

Os resultados absolutos de resistência ao cisalhamento interlaminar após o condicionamento por choque térmico apresentaram um aumento de aproximadamente 17%, porém, avaliando-se os desvios padrão apresentados, os valores obtidos são próximos ao não climatizado. Nota-se, ainda, que a resistência ao cisalhamento interlaminar após o condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico apresentou resultados semelhantes aos encontrados para o laminado não climatizado. Desta forma, conclui-se que a umidade absorvida pelas amostras no condicionamento higrotérmico pode ter sido eliminada no condicionamento de choque térmico, e que ao mesmo tempo,

os números de ciclos de choques térmicos não foram suficientes para criar tensões internas no laminado, influenciando nos resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar. A Figura 41 apresenta as amostras após o ensaio de cisalhamento interlaminar, sendo (a) sem condicionamento, (b) após condicionamento por imersão, (c) após choque térmico e (d) após condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico. Observa-se em (a) que as amostras não sofreram completa delaminação após o ensaio de cisalhamento; em (b) todas as amostras sofreram delaminações completas após o ensaio e em (c) e (d) nota-se que algumas amostras sofreram delaminações completas e outras não.



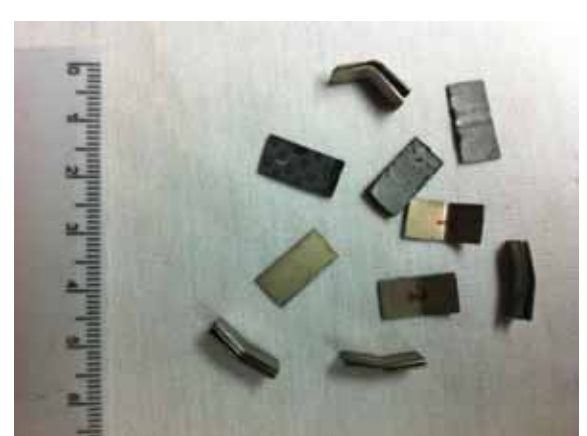
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 41- Amostras após o ensaio de cisalhamento interlaminar - ILSS: (a - b) Sem condicionamento; (c) Após choque térmico; (d) Após choque térmico + higrotérmico.

A Figura 42 apresenta as micrografias obtidas nas análises por estereomicroscopia do laminado metal-fibra de titânio/fibra de carbono/epóxi, para as amostras sem condicionamento, submetidas a choque térmico e as expostas ao condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico após o ensaio de cisalhamento interlaminar.

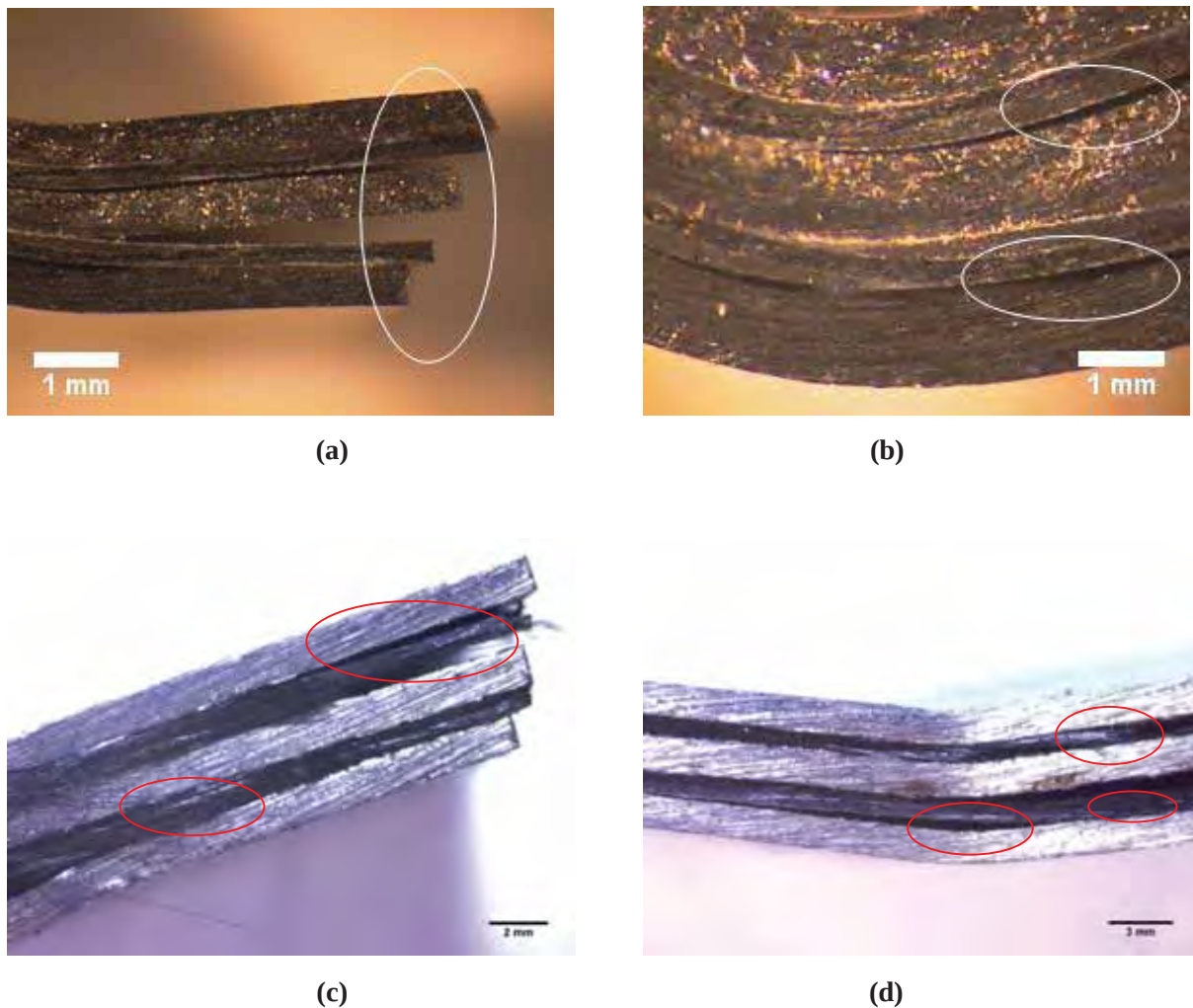


Figura 42 Estereomicroscopia após ensaio de cisalhamento interlaminar – ILSS: (a) Sem condicionamento; (b) Após imersão em água; (c) Após choque térmico; (d) Após choque térmico + higrotérmico.

A partir da análise fractográfica realizada nas amostras sem condicionamento, as submetidas ao choque térmico e as expostas ao condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico após o ensaio de cisalhamento interlaminar (Figura 42), conclui-se que os

modos de falha são semelhantes. É possível observar nas análises, fraturas interlaminares múltiplas nos laminados, apresentadas de forma mais intensa entre a interface compósito/metal. Os círculos nas imagens apresentam as regiões de delaminação ocorridas nas amostras após os ensaios de ILSS.

Observa-se que os resultados de resistência ao cisalhamento interlaminar foram válidos, pois induziram a delaminação na região média da secção transversal das amostras ensaiadas, desta forma, as falhas no laminado aconteceram puramente por cisalhamento, conforme verificado na Figura 16.

4.6 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração constituem a principal forma de avaliação das propriedades mecânicas dos compósitos estruturais, em ensaios de curta duração e com solicitações estáticas. A partir dos resultados obtidos nos ensaios de tração registrados por meio de curvas tensão-deformação, podem ser obtidas variáveis tais como: módulo de elasticidade em tração; tensão e deformação no ponto de escoamento; tensão máxima; tensão e deformação na ruptura (LE BOURLEGAT, 2010).

Foram analisadas as resistências à tração do laminado híbrido de titânio/fibra de carbono/epóxi, sem condicionamento, após o condicionamento por imersão em água, sob o efeito de choque térmico e após o condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico. A Tabela 10 apresenta os resultados dos valores médios de tensão na ruptura, módulo de elasticidade e deformação no escoamento, com seus respectivos desvios padrão.

Observou-se, a partir dos resultados provenientes dos ensaios de tração, que todas as amostras apresentaram um comportamento similar, sendo notada uma fratura frágil em todos os casos analisados. Foi verificado durante o ensaio de tração do laminado que ao atingir o valor máximo de tensão de ruptura, ocorreu uma redução abrupta de carga, ou seja, ocorreu uma fratura catastrófica característica de materiais frágeis. Este

comportamento deve-se à maior contribuição do reforço de carbono. Após este evento, as curvas mostram claramente que apenas o titânio passa a ser solicitado durante o ensaio.

Tabela 10 - Propriedades obtidas a partir do ensaio de tração.

CONDICIONAMENTO AMBIENTAL	TENSÃO DE RUPTURA (MPa)	MÓDULO DE ELASTICIDADE (GPa)	DEFORMAÇÃO NO ESCOAMENTO (%)	REFERÊNCIA
SEM	742 ±38	89,3 ±3,0	1,5 ±0,3	-
CONDICIONAMENTO IMERSÃO EM ÁGUA (30 DIAS)	572,81 ±45,95	81,39 ±3,64	2,4 ±0,2	-
CHOQUE TÉRMICO	620,09 ±111,90	80,71 ±11,67	2,52 ±0,25	-
CHOQUE TÉRMICO + HIGROTÉRMICO	584,71 ±20,29	81,58 ±3,19	2,46 ±0,20	-

A partir dos resultados do ensaio de tração do laminado sem condicionamento apresentados na Tabela 10 e na Tabela 11, podem ser observado que a tensão de ruptura do laminado de titânio é inferior ao do compósito de fibra de carbono/epóxi (~61%) e superior aos valores dos laminados metal-fibra GLARE® e CARALL® (~45%). Com relação ao módulo de elasticidade, o laminado de titânio apresenta módulo superior, aproximadamente 52%, quando comparado ao CARALL® e aproximadamente 61% quando comparado ao GLARE®.

Tabela 11 - Comparação das propriedades obtidas a partir do ensaio de tração.

MATERIAIS	TENSÃO DE RUPTURA (MPa)	MÓDULO DE ELASTICIDADE (GPa)	DEFORMAÇÃO NA RUPTURA (%)	REFERÊNCIA
Carbono/Epóxi	1160 ±37	67,2 ±4,0	1,74 ±0,06	BOTELHO, et. al., 2006
Titânio	550	106,80	15	HANDBOOK, 2003
GLARE®	380 ±23	55,3 ±2,0	1,9 ±0,1	BOTELHO, et. al., 2006
CARALL®	420 ±29	58,9 ±2,0	1,6 ±0,2	BOTELHO, et. al., 2006

Analisando a Tabela 10, observa-se que o condicionamento por imersão em água destilada (30 dias) provocou uma diminuição de ~23% na tensão de ruptura do laminado. O módulo de elasticidade também apresentou uma redução de ~10%, evidenciando uma diminuição na rigidez da matriz polimérica. Isso pode ser explicado devido a possível plasticização da matriz causada pela absorção de água no condicionamento, causando um inchaço na resina, e desta forma, aumentando a movimentação das cadeias poliméricas. As amostras expostas por um período de 60 dias sofreram delaminações no condicionamento, por isso não foram ensaiadas.

Nota-se que após os condicionamentos de choque térmico e higrotérmico seguido de choque térmico tanto a tensão de ruptura quanto o módulo de elasticidade sofrem redução. A tensão de ruptura sofre uma redução de aproximadamente 16% e o módulo de elasticidade de 10% após choque térmico. Com relação ao condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico a tensão de ruptura sofre uma redução de aproximadamente 21% e o módulo de elasticidade de aproximadamente 11%. Esse comportamento também pode ser atribuído a um possível processo de plasticização, seguido da redução na rigidez da matriz polimérica, devido ao aumento da movimentação das cadeias poliméricas, tornando-a mais suscetível à expansão térmica.

Além disso, em todos os condicionamentos, uma degradação na interface entre o metal e o compósito polimérico pode ter ocorrido, comprometendo a adesão entre seus constituintes. Este fato indica que além das chapas metálicas, uma boa interface entre as camadas do compósito, é essencial para garantir um desempenho mecânico desejável.

Na Figura 43 a-b são apresentadas ilustrações do ensaio de tração realizado no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, campus de Guaratinguetá. As imagens da Figura 43 c-d apresentam as amostras após o ensaio de tração. A partir destes resultados, observa-se que, em todas as amostras, ocorreram fraturas do compósito polimérico e delaminações completas entre o metal-compósito polimérico, além disso, algumas amostras sofreram fraturas nas lâminas de titânio.

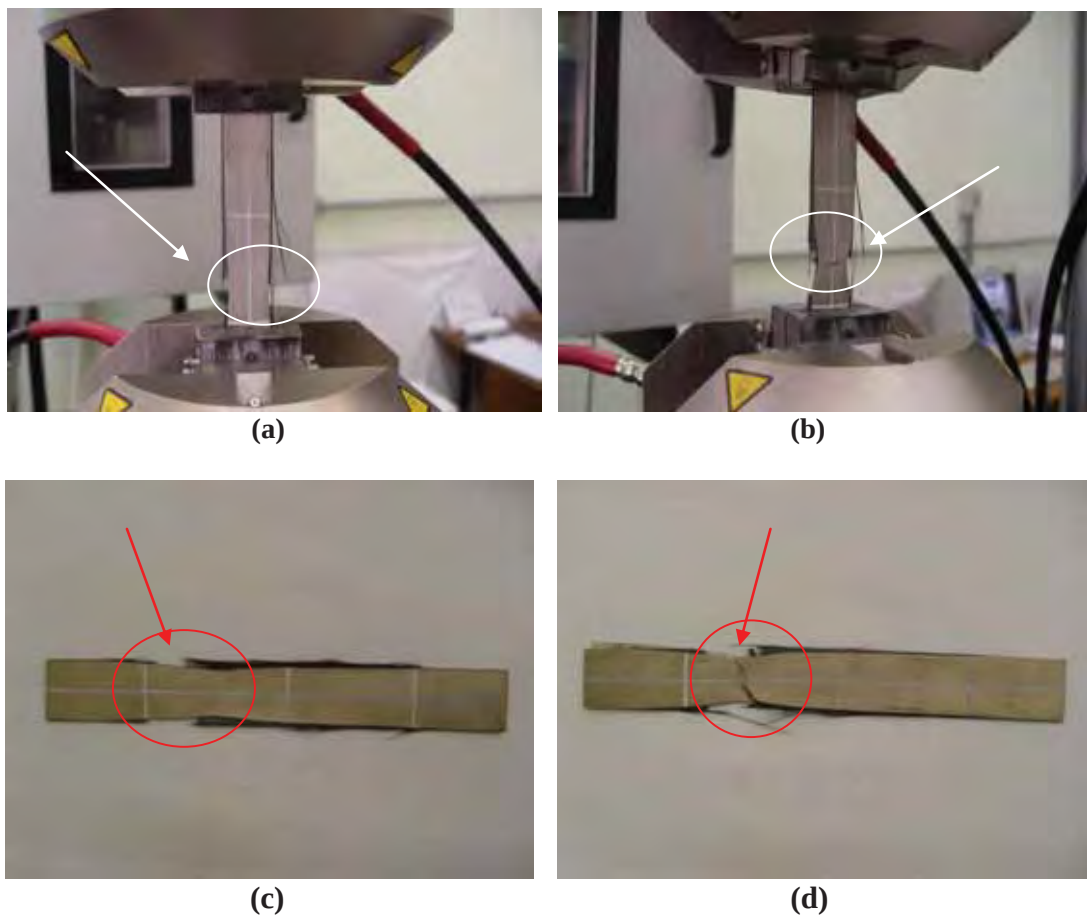
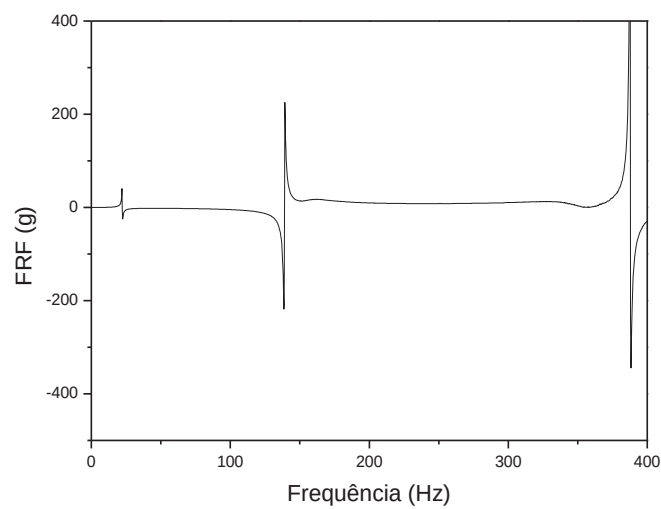


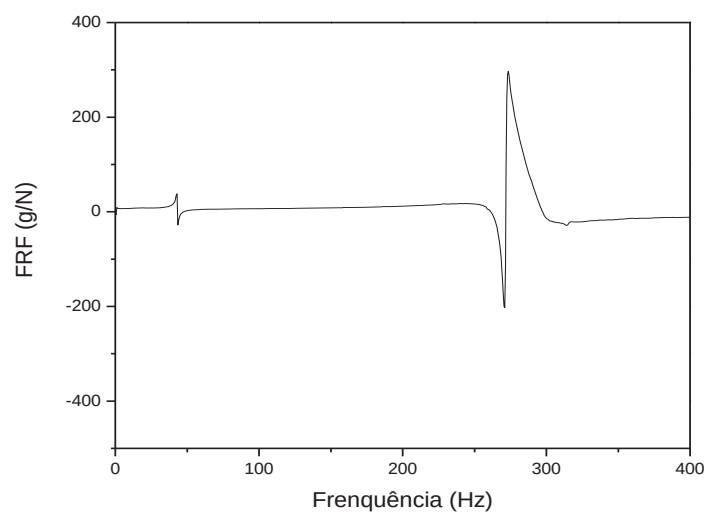
Figura 43 - Amostras durante e após o ensaio de tração: (a) Sem condicionamento; (b) Após imersão em água; (c) Após choque térmico; (d) Após choque térmico + higrotérmico.

4.7 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE VIBRAÇÃO

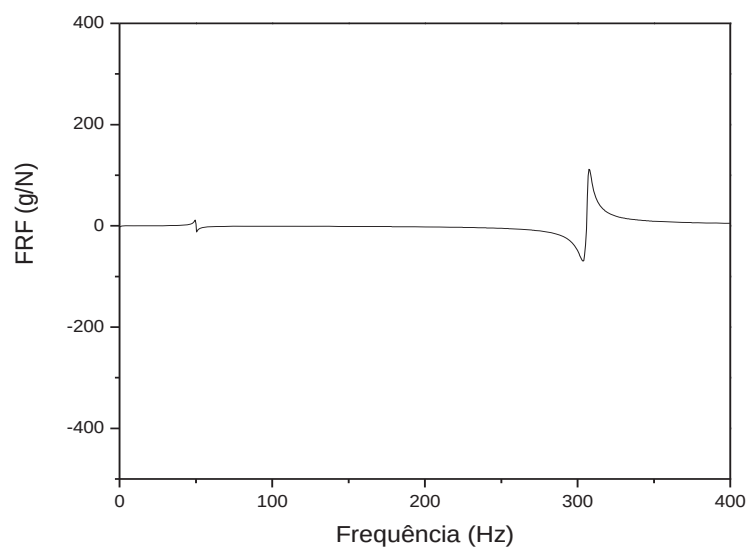
As Figura 44 apresentam os perfis das curvas de função de frequência de resposta do laminado de titânio/fibra de carbono/epóxi, sem condicionamento, após o condicionamento por imersão em água (30 e 60 dias), sob o efeito de choque térmico e após o condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico.



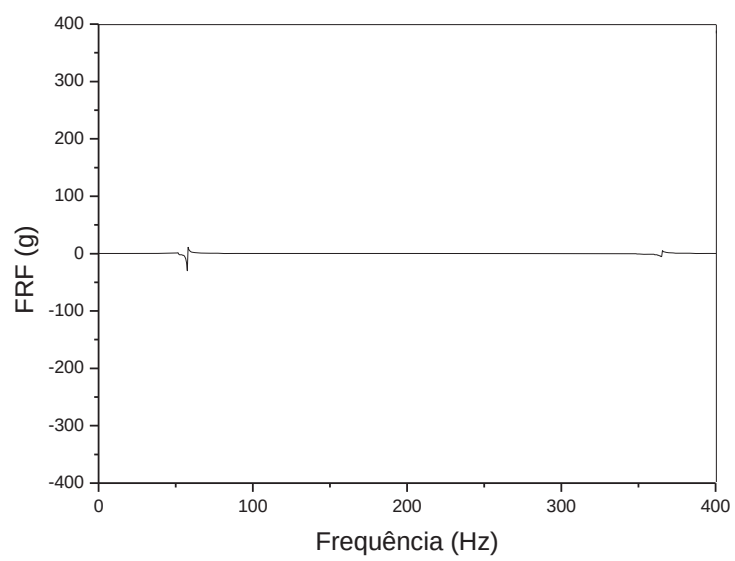
(a)



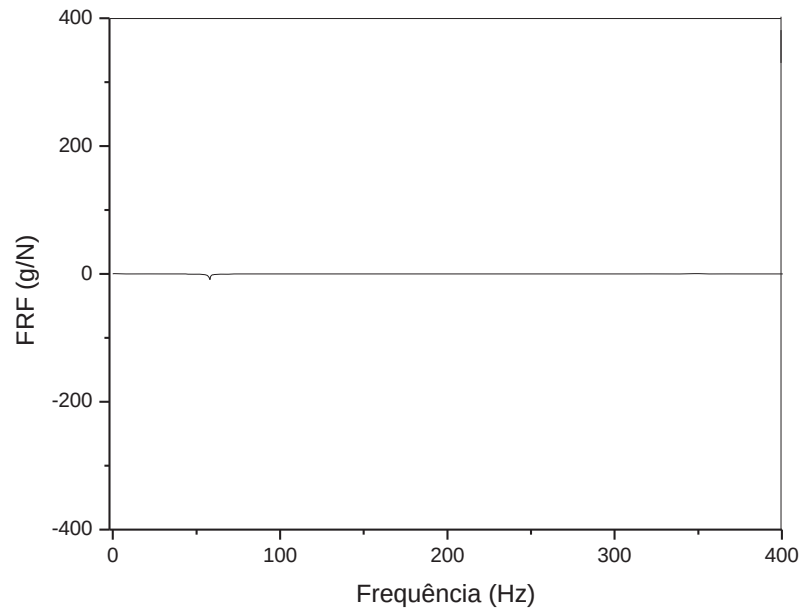
(b)



(c)



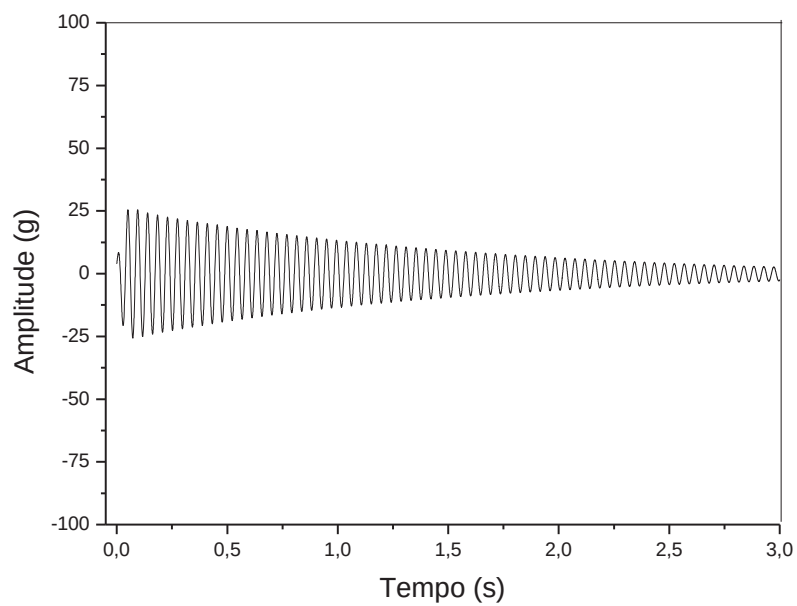
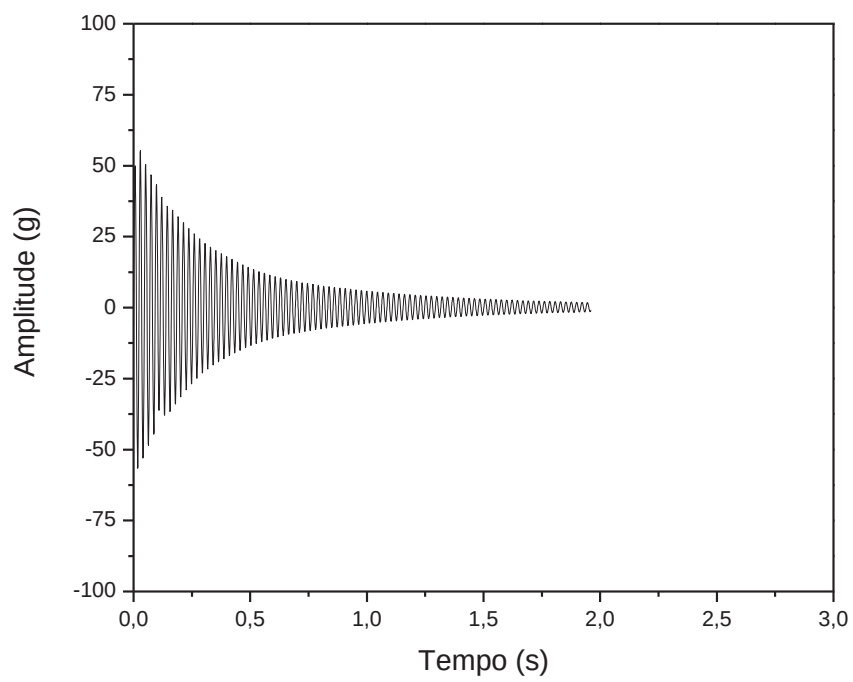
(d)

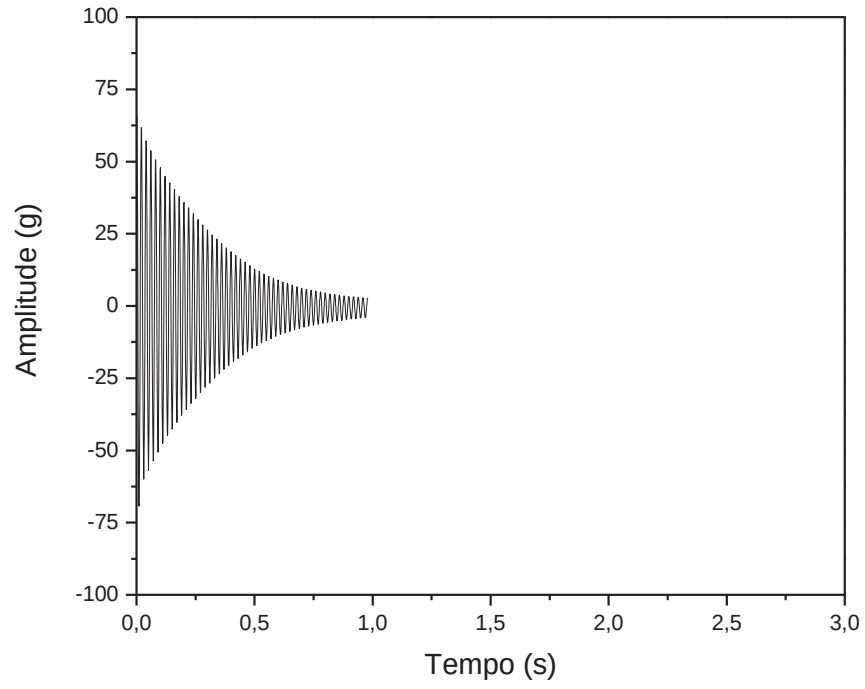


(e)

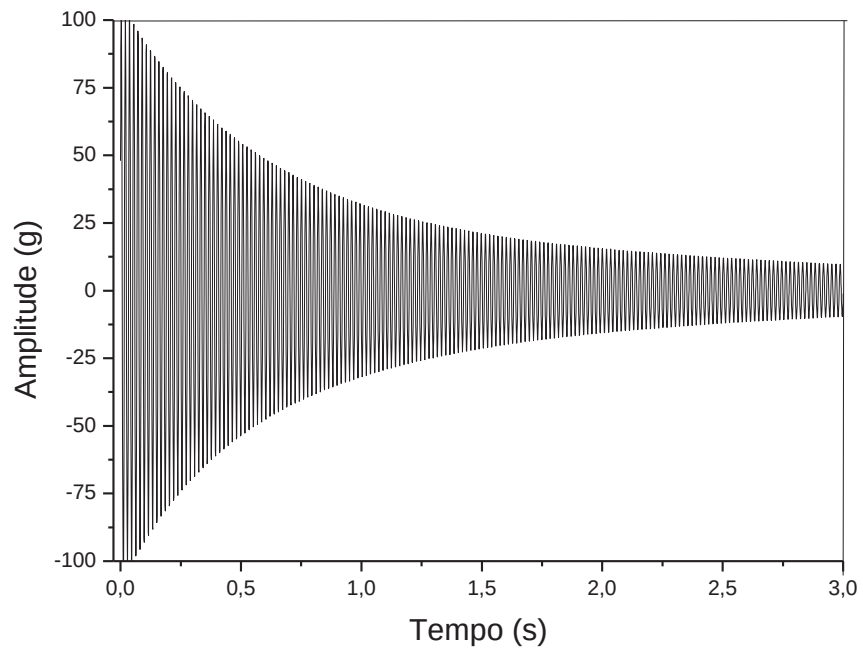
Figura 44 - Função frequência de resposta dos laminados sem condicionamento e após os condicionamentos ambientais: (a) Sem condicionamento; (b) Após imersão em água 30 dias; (c) Após imersão em água 60 dias (d) Após choque térmico; (e) Após choque térmico + higrotérmico.

As Figuras 45 apresentam os perfis das curvas de amortecimento de vibração livre dos laminados de titânio/fibra de carbono/epóxi, sem condicionamento, após o condicionamento por imersão em água (30 e 60 dias), sob o efeito de choque térmico e após o condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico.

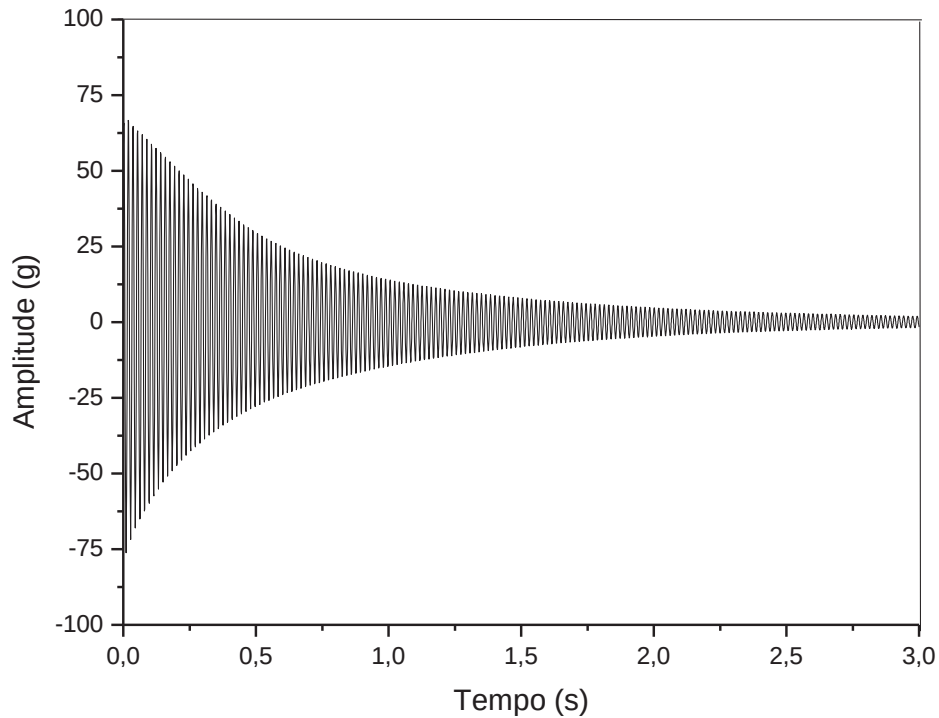
**(a)****(b)**



(c)



(d)



(e)

Figura 45 - Curvas de amortecimento do laminado sem condicionamento e após os condicionamentos ambientais: (a) Sem condicionamento; (b) Após imersão em água 30 dias; (c) Após imersão em água 60 dias (d) Após choque térmico; (e) Após choque térmico + higrotérmico.

A partir dos gráficos apresentados na Figura 44 obtêm-se os primeiros modos de vibração do laminado titânio-carbono (frequência natural). Dos gráficos provenientes da

Figura 45 obtêm-se as amplitudes de um determinado pico inicial e final, e os números de oscilações entre estes picos. Com esses dados, e a partir das Equações 5 e 6, calcula-se os módulos de armazenamento (E') e de perda (E'') dos compósitos. Esses valores, assim como o valor de $\tan \delta$ estão apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 - Propriedades viscoelásticas do laminado titânio-carbono.

CONDIÇÃO	E' (GPa)	E'(GPa) Tração	E'' (GPa)	tan δ
SEM CONDICIONAMENTO	89,3 $\pm$ 0,2	89,3 $\pm$ 3,0	0,80 $\pm$ 0,09	0,0096 $\pm$ 0,0011
IMERSÃO EM ÁGUA (30 dias)	88,9 $\pm$ 0,3	81,4 $\pm$ 3,6	1,80 $\pm$ 0,3	0,0204 $\pm$ 0,006
IMERSÃO EM ÁGUA (60 dias)	86,8 $\pm$ 0,1	-	2,00 $\pm$ 0,5	0,0225 $\pm$ 0,004
CHOQUE TÉRMICO	62,4 $\pm$ 0,1	80,7 $\pm$ 11,7	0,34 $\pm$ 0,11	0,0054 $\pm$ 0,0014
CHOQUE TÉRMICO + HIGROTÉRMICO	67,82 $\pm$ 0,01	81,6 $\pm$ 3,2	0,61 $\pm$ 0,01	0,0089 $\pm$ 0,0002

A partir da Tabela 12 pode-se observar que o módulo de elasticidade obtido pelo ensaio de vibração na amostra sem condicionamento está coerente com o valor obtido a partir do ensaio de tração, apresentando estes uma diferença de apenas 0,03%.

Os gráficos da

Figura 45 b – c apresentaram um aumento no amortecimento de vibração do laminado quando esse é submetido ao condicionamento por imersão em água. Observa-se, ainda, que quanto maior o período de exposição, maior o valor deste amortecimento. Esse resultado pode ser confirmado pelo aumento do valor de tan δ (~10%), que corresponde ao amortecimento interno e fricção do material (Tabela 12 – Imersão em água 30 e 60 dias). Sabe-se que quando a umidade penetra na matriz polimérica, pode causar uma plasticização da mesma, aumentando a mobilidade das cadeias poliméricas. Consequentemente, a presença de moléculas de água no interior da matriz causa uma diminuição do valor do módulo de elasticidade (E') e um aumento no módulo de perda (E''), acentuando a dissipação de energia vibratória do compósito.

Os gráficos provenientes da

Figura 45 apresentaram ocorrências de uma diminuição no amortecimento da vibração do laminado comparado com o material sem condicionamento, quando esse é submetido a choque térmico e higrotérmico seguido de choque térmico, portanto, um aumento do comportamento elástico do laminado híbrido. Esse resultado pode ser confirmado por uma diminuição no valor do tan δ , que corresponde ao amortecimento

interno e fricção do material. Nota-se que a diminuição do valor de $\tan \delta$ de $\sim 29\%$ para o choque térmico e de $\sim 7,5\%$ para o condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico, ocorre devido à diminuição do módulo de perda (E''), sendo este de aproximadamente 50% para o condicionamento de choque térmico e aproximadamente 24% para o condicionamento higrotérmico seguido de choque térmico. Observa-se, também, uma diminuição no valor do módulo de armazenamento (E'), sendo este em torno de 33% para ambos condicionamentos. Isso indica que os efeitos dos condicionamentos de choque térmico e higrotérmico seguido de choque térmico causaram variações na rigidez dos laminados híbridos, tornando-os menos rígidos.

Esse comportamento pode ser explicado por uma possível diminuição dos fatores de perda de energia do laminado, causando um menor decaimento exponencial entre as amplitudes máximas de pico. Este fato encontra-se associado a uma menor resposta viscoelástica de seus constituintes, principalmente da matriz polimérica. Além disso, nota-se que em uma variação de temperatura, entre -50°C e 80°C , por 1000 ciclos, não ocorre um início e crescimento de danos, como trincas, fatores que possam gerar amortecimento no compósito.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1 CONCLUSÕES

A partir das análises por microscopia óptica conclui-se que o processo de fabricação utilizado na obtenção dos laminados metal-fibra é adequado, pois as amostras não apresentaram bolhas de ar e/ou delaminações entre as interfaces, além de mostrar que as camadas do compósito polimérico estão bem compactadas e bem aderidas ao metal. Estas características são desejáveis por estarem diretamente relacionadas com melhores propriedades mecânicas e físicas do laminado.

Os resultados dos ensaios mecânicos, aliado ao ensaio de massa específica

apresentaram excelente resistência específica.

A partir do condicionamento por imersão em água, pode ser observado que o efeito da água no material causou uma diminuição na resistência mecânica do laminado metal-fibra. Este condicionamento ambiental foi excessivamente severo, o que causou alguns danos nas amostras como delaminações. A absorção de umidade por imersão em banho termostatizado foi muito superior (~400%) quando comparado com o condicionamento higrotérmico em câmara climática.

A partir dos ensaios de cisalhamento interlaminar ILSS, pode-se concluir que a presença de água com o condicionamento por imersão provocou uma diminuição de ~15% na resistência interfacial do laminado, uma vez que todas as amostras climatizadas sofreram completa delaminação a valores de carga mais baixos. Nota-se que a resistência ao cisalhamento interlaminar após o condicionamento de choque térmico e higrotérmico seguido de choque térmico é semelhante à resistência do laminado não climatizado. As amostras que sofreram choque térmico apresentaram elevado desvio padrão dentre os resultados, evidenciando uma heterogeneidade da placa do laminado processado.

Além disso, os valores encontrados de resistência ao cisalhamento para os laminados titânio-carbono foram próximos aos valores encontrados para os laminados tipo GLARE®, capacitando estes materiais para aplicações aeroespaciais.

Com relação aos resultados provenientes dos ensaios de tração, após todos os condicionamentos ambientais foi observado uma redução nos valores de tensão de ruptura e do módulo de elasticidade. Esse comportamento pode ser atribuído a um possível processo de plasticização, seguido da redução na rigidez da matriz polimérica. Além disso, pode ter ocorrido uma degradação na interface entre o metal e o compósito polimérico.

A partir dos ensaios de vibração livre pode-se concluir que o condicionamento por imersão causou uma redução no módulo de elasticidade do laminado titânio-carbono de 1% durante o período de exposição de 30 dias e redução de 2,8% no período de 60 dias. Além disso, houve um aumento no módulo de perda (E'') de 125% durante o período de exposição de 30 dias e de 150% no período de 60 dias, verificado a partir do aumento do

amortecimento de vibração livre do compósito. Nota-se, também, que houve um aumento no valor de $\tan \delta$, evidenciando algum defeito na interface dos laminados.

Já os condicionamentos por choque térmico e higrotérmico seguido de choque térmico causaram uma diminuição significativa nos valores do módulo de elasticidade (E') do laminado, alterando consequentemente a rigidez do laminado.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Até o presente momento, no Brasil, ainda não existe um aprofundamento em pesquisa sobre os compósitos híbridos metal-fibra com matriz termoplástica e com metais como titânio e magnésio. Muitos assuntos ainda necessitam ser explorados sobre esses materiais. Algumas ideias para trabalhos futuros são listadas a seguir:

- Condicionamento em câmara de névoa salina, simulando a exposição dos laminados em ambientes salinos a fim de se avaliar a influência desse condicionamento ambiental nas propriedades mecânicas dos laminados híbridos;
- Processamento e caracterização de compósitos híbridos metal-fibra utilizando-se matrizes termoplásticas;
- Processamento e caracterização de compósitos híbridos metal-fibra utilizando magnésio;

5.3 PRODUÇÃO CIENTÍFICA GERADA

Abaixo estão listados os trabalhos científicos gerados a partir das atividades desenvolvidas neste trabalho de síntese.

- Loic René Le Bourlegat, Cesar Augusto Damato, Diego Fernando da Silva, Edson Cocchieri Botelho, Luiz Claudio Pardini, PROCESSING AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF TITANIUM GRAPHITE HYBRID LAMINATES, **Journal of Reinforced Plastic and Composites**, vol. 29, p. 3392-3400, 2010.
- Diego Fernando da Silva, Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Mirabel Cerqueira Rezende, ESTUDO DAS PROPRIEDADES ELÁSTICAS DE LAMINADOS HÍBRIDOS DE TITÂNIO/FIBRA DE CARBONO/EPÓXI SUBMETIDOS A CICLOS TÉRMICOS, 18º CBECIMAT – **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais**, Campos do Jordão - SP, 2010.
- Cesar Augusto Damato, Diego Fernando da Silva, Edson Cocchieri Botelho, Loic René Le Bourlegat, Antônio C. Ancelotti Junior. EFEITO DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO NAS PROPRIEDADES ELÁSTICAS DE LAMINADOS HÍBRIDOS DE TITÂNIO/FIBRA DE CARBONO/EPÓXI, **17º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais**, Porto de Galinhas - PE, 2008.
- Diego Fernando da Silva, Cesar Augusto Damato, Edson Cocchieri Botelho, Loic Rene LeBourlegat, Antônio C. Ancelotti Junior, EFEITO DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO NA RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO INTERLAMINAR DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS DE TITÂNIO/FIBRA DE CARBONO/EPÓXI, **X Congresso Estudantil de Ciências e Engenharia de Materiais do MERCOSUL**, São Carlos, 2008. Apresentação Oral. Premiação em 1º lugar de melhor trabalho e apresentação.

6 REFERÊNCIAS

ALCOA. Aluminum Corporation of America (Parnassus, USA). Schijve, et al., 1984. Fiber/Metal Laminate. Patent number: 5.227.216, 13 Jul. 1993.

ALDERLIESTEN, R., On the development of hybrid material concepts for aircraft structures. **Recent Patents Eng**, 3, p. 25-38, 2009.

ALDERLIESTEN, R.C., RANS, C.D., BENEDICTUS, R., The applicability of magnesium based fibre metal laminates in aerospace structures, **Composites Science and Technology**, 68 (14), p. 2983-2993, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6023**: referências bibliográficas. Rio de Janeiro, 2002

AVIAÇÃO GERAL. Conheça o clássico Boeing 247. Avião Revue, 2010. Apresenta informações sobre o primeiro bimotor comercial totalmente metálico e com trem de pouso retrátil. Disponível em: < <http://aviaorevue.terra.com.br/index.asp?codc=1186#>>. Acesso em: 03 Nov. 2011.

BOTELHO, E. C., SILVA, R. A., PARDINI, L. C., REZENDE, M. C., A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures, **Mater Research**, vol. 9 (nº 3), p. 247-256, 2006.

BOTELHO, E. C., PARDINI, L.C., REZENDE, M.C. Hygrothermal effects on damping behavior of metal-glass fiber/epoxy hybrid composites, **Materials Science & Engineering**, vol. 339, p.190-198, 2005.

BOTELHO, E. C., REZENDE, M. C., Caracterização Mecânica de Compósitos de

Poliamida/Fibra de Carbono via Ensaios de Cisalhamento interlaminar e de Mecânica da fratura. **Polímeros**, v.12, p. 153-163, 2002.

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

BOTELHO, E. C.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. Evaluation of hygrothermal effects on the shear properties of CARALL composites. **Materials Science and Engineering: A**, v.452-453, p.292-301, 2007.

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**, vol. 9 (nº3), p. 21-29, 2008.

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.

BRITO JÚNIOR, C.A.R. **Caracterização dinâmico-mecânica de compósitos metal-fibra e compósitos fibra de carbono/resina epóxi para uso aeronáutico**. Tese (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos, 2007.

BURIANEK, D. A., SHIM, D. J., SPEARING, S. M. Durability of hybrid fiber metal composite laminates. **Proceedings of the Fourth International Conference on Durability Analysis of Composite Systems**, Rotterdam, p. 465-471, 2000.

BURIANEK, D. A., SPEARING, S. M. Delamination growth from face sheet seams in

cross-ply titanium/graphite hybrid laminates. **Composites Science and Technology**, 61, p. 261-269, 2001.

BURIANEK, D. A., SPEARING, S. M. Fatigue damage in titanium-graphite hybrid laminates. **Composites Science and Technology**, 62, p. 607–617, 2002.

CAMANHO, P. P., FINK, A., OBST, A., PIMENTA, S. Hybrid Titanium-CFRP laminates for high-performance bolted joints. **Composites: Part: A** 40, p. 1826-1837, 2009.

CÂNDIDO, G. M., ALMEIDA, S. F.; REZENDE, M. C. Processamento de laminados compósitos poliméricos avançados com bordas moldadas. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v.10 (1), p. 31, 2000.

CANEVAROLO, Jr. S. V., AGNELLI, J. A. M., PESSAN, L. A. **Tecnologia de Polímeros: Conceitos Fundamentais**. ABPol, São Paulo, SP, 1991.

CORTÉS, P., CANTWELL, W. J., The fracture properties of a fibre-metal laminate based on magnesium alloy. **Composites: Part B** 37, p. 163-170, 2006a.

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

CORTÉS, P.; CANTWELL, W. J. The tensile and fatigue properties carbon fiber-reinforced PEEK-titanium fiber-metal laminates, **Journal Reinforced Plastic and Composites**, vol. 23, nº 15, 2004.

CUNHA, J. P. A., COSTA, M. L., REZENDE, M. C. 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.

D'ALLESANDO et al., Evaluation of residual strength of Glare by experimental measurement of the J-integral, **Journal of Engineering Fracture Mechanics**, vol. 49, p. 727-740, 1994.

DAMATO, C. A. **Caracterização mecânica de compósitos híbridos laminados metal-fibra do tipo CARALL**. Trabalho de Graduação, Trabalho de Síntese em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” -UNESP, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2007.

DAMATO, C. A., **Efeito do Condicionamento Ambiental nas Propriedades de Cisalhamento e Viscoelásticas de Compósitos Híbridos Metal-Fibra**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais.) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá FEG/UNESP, Guaratinguetá-SP, 2010.

EGERTON, M. W., GRUBER, M. B. Thermoplastic Filament Winding Demonstrating Economics and Properties Via In-Situ Consolidation, **33rd International SAMPE Symposium**, p. 35-46, 1988.

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

FINK, A., CAMANHO, P. P., ANDRÉS, J. M., PFEIFFER, E., OBST, A. Hybrid CFRP /titanium bolted joints: Performance assessment and application to a payload adaptor. **Composite and Science and Technology** 70, p. 305-317, 2010.

FREDELL, R. S., **Damage tolerant repair techniques for pressurized aircraft fuselages**, dissertation Delft University of Technology, 1994.

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

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.

HANDBOOK, M. MIL-HDBK-5J: Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Struture. Works of the US Department of Defense, 2003.

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.

JOHNSON, W. S., HAMMOND, M. W. Crack growth behavior of internal titanium plies of a fiber metal laminate. **Composites: Part A** 39, p. 1705-1715, 2008.

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**, 32, p. 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.

KHAN, Z, AL.-SULAIMAN, FAROOQI, J. K. Fatigue Damage Characterization in Plain-Weave Carbon-Carbon Fabric Reinforced Plastic Composites, **Journal of Reinforced Plastics and Composites, International Journal of Impact Engineering**, 34, p. 1202–1222, 2007.

KIRK, G. E. The Composite Aeroengineer, Reinforced Composites, **3th - International Conference**, Universidad de Liverpool, Inglaterra, p. 1-2, 1988.

KOLESNIKOV, B., HERBECK, L., FINK, A. CFRC/titanium hybrid material for improving composite bolted joints. **Composite Structures**, p. 368-380, 2008.

LANGDON, G. S., LEMANSKIA, S. L., NURICKA, G. N., SIMMONSB, Failure characterization of blast-loaded fibre–metal laminate panels vol. 17, p. 1320, 1998.

LE BOURLEGAT, L. R., DAMATO, C. A., SILVA, D. F., BOTELHO, E. C., PARDINI, L. C. Processing and mechanical characterization of Titanium-graphite Hybrid laminates. **Journal of Reinforced Plastic and Composites**, 3392-3400, 2010.

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, S. M. **International encyclopedia of composites**, v. 3-4, VCH, New York, 1991.

LIU, K., PIGGOTT, M. R., Shear strength of polymers and fibre composites: 1. Thermoplastic and thermoset polymers, **Composites**, 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.

MALLICK, P. K., Fiber-reinforced composites: Materials, **Manufacturing and Design.**, New York: Marcel Dekker Inc., 1988.

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.

NAKATANI, H., KOSAKA T., OSAKA, K., SAWADA, Y. Damage characterization of titanium/GFRP hybrid laminates subjected to low-velocity impact. **Composites: Part A** 42, p. 772-781, 2011.

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

REMMERS, J. J. C., BORST, R. D. Delamination buckling of fibre-metal laminates. **Compos Sci Technol**, 61, p. 07-13, 2001.

REZENDE, M. C.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. **Compósitos Estruturais: tecnologia e prática.** São Paulo: Artliber Editora, 2011.

RHYMER D.W., JOHNSON, W.S. Fatigue damage mechanisms in advanced hybrid titanium composite laminates. **International Journal of Fatigue** 24, p. 995–1001, 2002.

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

SINMAZÇELİK, T., AVCU, E., BORA, M. O., ÇOBAN, O. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods, **Material and Design**, 32, p. 3671-3685, 2011.

STRATTA, M. L., Nas asas da polêmica: Irmãos Wright x Santos Dumont, 2006. Disponível em: < <http://www.santos-dumont.net/acheiusa/entrevista.htm>>. Acesso em: 10 Nov. 2011.

VEROLME, K., **The development of a design tool for fiber metal laminate compression panels**, PhD thesis. Delft University of Technology (NL), 1995.

VLOT, A.; GUNNINK, W., **Fibre Metal Laminates: an Introduction**, Kluwer Academic Publishers, the Netherlands, first edition, 2001.

VOGELESANG, L. B., VLOT, A., Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures, **Journal of Materials Processing Technology**, 103, p. 1-5, 2000.

WYZGOSKI, M. G., NOVAK, G. E., Fatigue Fracture of Long Fiber Reinforced Nylon 66, **Polymer Composites**, vol. 16, p. 38, 1995.

YAMAGUCHI, T., OKABE, T., YASHIRO, S. Fatigue simulation for titanium/CFRP hybrid laminates using cohesive elements. **Composite and Science and Technology** 69, p. 1968-1973, 2009.

YEHIA, A., BAHEI-EL-DIN, A., AMANY, G., BOTROUS, B., Analysis of progressive fiber debonding in elastic laminates. **Int J Solids Struct**, 40:70, p. 35-53, 2003.