

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

**DESENVOLVIMENTO DE LAMINADOS FIBRA METAL PELO PROCESSO DE
MOLDAGEM POR TRANSFERÊNCIA DE RESINA ASSISTIDO A VÁCUO PARA
USO AERONÁUTICO**

ALEX ALVES NUNES DE SANTANA

Itajubá, 12 Dezembro de 2014

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

ALEX ALVES NUNES DE SANTANA

**DESENVOLVIMENTO DE LAMINADOS FIBRA METAL PELO PROCESSO DE
MOLDAGEM POR TRANSFERÊNCIA DE RESINA ASSISTIDO A VÁCUO PARA
USO AERONÁUTICO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional.

Área de Concentração: Materiais Poliméricos e Compósitos

Orientador: Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Júnior.

Co-Orientador: Prof. MSc Loïc René Le Bourlegat.

**Dezembro de 2014
Itajubá**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

ALEX ALVES NUNES DE SANTANA

**DESENVOLVIMENTO DE LAMINADOS FIBRA METAL PELO PROCESSO DE
MOLDAGEM POR TRANSFERÊNCIA DE RESINA ASSISTIDO A VÁCUO PARA
USO AERONÁUTICO**

Dissertação aprovada por banca examinadora em
12 de dezembro de 2014, conferindo ao autor o
título de **Mestre em Engenharia de Materiais –
Mestrado Profissional.**

Banca Examinadora

Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Júnior	Orientador	UNIFEI
Prof. Dr. Gilbert Silva	Membro Interno	UNIFEI
Prof. Dr. Dilermando Nagle Travessa	Membro Externo	UNIFESP

Itajubá 2014

Dedicatória

À minha filha Manuela Silva de Santana, que nasceu durante minha dedicação a este projeto e me encheu de alegria e motivação, a minha esposa Gislaine que teve paciência, companheirismo e que me apoiou e com isso me ajudou a chegar até aqui.

A minha irmã Alessandra e minha mãe Josefa que sempre me incentivaram.

Dedico a vocês este trabalho de forma de agradecimento por todo apoio e ajuda.

Agradecimentos

Agradeço primeiramente a Deus por me conduzir até aqui.

Aos meus pais, principalmente a minha mãe Josefa, que sempre me apoiou e incentivou.

Aos meus irmãos, em especial minha irmã Alessandra, que sempre esteve do meu lado.

A minha companheira de vida Gislaine Mara Silva de Santana, pelo amor e incentivo de sempre.

A minha filha Manuela Silva de Santana, que é tudo para mim.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Junior, pela orientação, e pela oportunidade de participar no desenvolvimento deste projeto.

Ao Prof. MSc. Loïc René Le Bourlegat, pela amizade, ajuda e paciência em dar suporte aos trabalhos.

A colega Marina Martins Pinto pelo apoio ao longo do desenvolvimento deste projeto.

A todos os funcionários da UNIFEI e Helibras que contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

Muito obrigado!

Resumo

O presente trabalho aborda o desenvolvimento de um material laminado fibra metal (LFM), um material híbrido, a partir da combinação de lâminas de alumínio com tecido de fibra de vidro a seco obtido pelo processo de Moldagem por Transferência de Resina Assistida a Vácuo (VARTM). O uso do VARTM para obtenção de LFM pode ser vantajoso, pois pode reduzir os custos de fabricação desses materiais. Atualmente assuntos relacionados aos materiais híbridos vêm sendo cada dia mais discutidos devido às boas características de propriedades mecânicas que o material possui. Como característica predominante deste material, destaca-se a alta resistência à fadiga, além de serem mais leves do que estruturas metálicas, assim, são ideais para o uso em estruturas primárias de aeronaves. Neste trabalho, as lâminas de alumínio utilizadas para a fabricação do LFM foram submetidas a tratamentos superficiais de anodização ácida crômica, por conversão química (Alodine) e pintura por primer. Testes para avaliação da rugosidade e de molhabilidade foram feitos para verificar tratamento de superfície ideal para garantir a melhor adesão possível entre o alumínio e o composto fibra de vidro/epóxi. Para avaliação das propriedades mecânicas do LFM obtido foram realizados ensaios de resistência à tração, cisalhamento interlaminar, flexão em três pontos e fadiga sob carregamento de tração. Os resultados das propriedades mecânicas referentes aos LFM's com os diferentes tratamentos superficiais realizados são comparados entre si, bem como, com valores de propriedades de compósitos que utilizaram fibra de vidro pré-impregnada e curados em autoclave; como é o caso do GLARE. Entre os resultados dos LFM's ensaiados destacam-se aqueles obtidos no lote tratado com jato de areia e posterior tratamento de anodização crômica não selada, que comparando com os valores de outros LFM's que utilizam pré-impregnado e cura em autoclave, mostram-se bastante atrativos, com a vantagem de não ter o alto custo que o LFM que utiliza a fibra de vidro pré-impregnada possui, bem como não tem limitação de tamanho imposta pelo uso do autoclave.

Palavras chave: Laminado Fibra Metal, VARTM, Fibra de Vidro, Pré-Impregnado.

Abstract

This work discusses the development and processing of fiber metal laminate (FML), an hybrid material, made of combination of sheets of aluminum with dry fiberglass using the process Vacuum Assisted Resin Transfer Molding (VARTM). The use of the VARTM processing to obtain FML materials may reduce manufacturing costs. Current issues related to hybrid materials are being increasingly discussed due to good mechanical properties characteristics of the material. The predominant feature of this material is the high fatigue resistance, besides they are lighter than metal structures, which makes the material ideal for use in primary aircraft structures. The aluminum sheets used to manufacture the FML were subjected to surface treatments of chromic acid anodizing, chemical conversion (Alodine) and primer epoxy coating. Roughness and wettability testing were performed in order to verify which kind of surface treatment is the best one to assure the adhesion between the aluminum and the composite fiberglass/epoxy. In order to evaluate the mechanical properties, tensile strength, interlaminar shear strength, three point bending and fatigue under tensile loading tests were conducted. The results of the mechanical properties relating to LFM's with different surface treatments performed are compared between themselves and with other FML produced with prepreg fiberglass and the cure in autoclave, like GLARE. Among the results obtained the batch 7 (sandblasting plus not sealed chromic acid anodizing) showed goods results, even when compared with prepreg FML's cured in autoclave. It was observed that the results are comparable with the advantage of the cost, as well as, don't have size limitation imposed by the use of the autoclave.

Keywords: Fiber Metal Laminate, VARTM, Fiberglass, Prepreg

Lista de figuras

Figura 1: Composição do material híbrido – Glare.	2
Figura 2: Diagrama esquemático das ligas de alumínio e seu sistema de classificação.....	8
Figura 3: Diagrama de equilíbrio alumínio-cobre	9
Figura 4: Liga de alumínio empregado na indústria aeronáutica.	10
Figura 5: Estrutura da camada de óxido de alumínio não selada.	13
Figura 6: Representação das tensões interfaciais e ângulo de contato em uma superfície sólida	18
Figura 7: Grau de molhabilidade de uma superfície por um líquido por meio do ângulo de contato.	19
Figura 8: Fases de um material compósito	21
Figura 9: Classificação dos materiais compósitos	21
Figura 10: Classificação dos LFM's baseado na camada de metal.	28
Figura 11: Representação do material LFM (ARALL 2).	29
Figura 12: Ilustração do laminado CARALL.	32
Figura 13: Ilustração do laminado GLARE.....	33
Figura 14: Diagrama esquemático de um processo RTM tradicional	36
Figura 15: Diagrama Esquemático do processo VARTM.....	36
Figura 16: Curva típica tensão-deformação para LFM feito de alumínio 2024T3 e Fibra de vidro (S-glass) pré-impregnado.	38
Figura 17: Desenho esquemático do ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar em três pontos, conforme norma EN 2563:1997.....	39
Figura 18: Validade dos diversos modos de falha possíveis de acontecer em amostras ensaiadas por cisalhamento interlaminar (EN 2563:1997).....	40
Figura 19: Esquema de um ensaio de flexão em três pontos.....	40
Figura 20: Modos de falha intralaminares	42

Figura 21: Diferenças entre os ensaios de fadiga com controle de carga e com controle de deformação.	43
Figura 22: Curvas S-N típicas para compósitos unidirecionais e alumínio.....	44
Figura 23: Fluxo de tratamento superficial AAC	46
Figura 24: Ciclo a ser aplicado no processo de anodização AAC.....	47
Figura 25: Fluxo de tratamento superficial CCC.....	47
Figura 26: Fluxo de aplicação do primer epóxi.....	48
Figura 27: Fluxograma do desenvolvimento experimental	49
Figura 28: Rugosímetro utilizado para medição da rugosidade das superfícies	49
Figura 29: Goniômetro utilizado para medição dos ângulos de contato	50
Figura 30: Superfície de cada lote, após o tratamento superficial aplicado	52
Figura 31: Desenho esquemático do corpo de prova (vista lateral) elaborado pelo autor.....	53
Figura 32: Confecção da entrada de resina e da saída de ar.	53
Figura 33: Preparação do corpo de prova antes da infusão de resina.....	54
Figura 34: Montagem final da bolsa de vácuo e o processo de infusão de resina no corpo de prova.	54
Figura 35: Bomba de vácuo.....	55
Figura 36: Esquema de fabricação dos corpos de prova definido pelo autor e orientador.....	56
Figura 37: Foto da máquina de jato d'água vista frontal	57
Figura 38: Foto da máquina de jato d'água vista superior	57
Figura 39: Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração no compósito.....	59
Figura 40: Representação esquemática do corpo de prova submetida ao ensaio de tração.....	60
Figura 41: Representação do ensaio de resistência à tração.....	61
Figura 42: Ensaio de tração	61
Figura 43: Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio de cisalhamento interlaminar.....	62
Figura 44: Ensaio de cisalhamento	63

Figura 45: Representação do corpo de prova do ensaio de flexão	64
Figura 46: Ensaio de Flexão	64
Figura 47: Gotas de diiodometano na superfície de cada lote	67
Figura 48: Gotas de formamida na superfície de cada lote.	68
Figura 49: MEV das superfícies: Primer (a) e da Anodização (b) - aumento de 500 x	69
Figura 50: MEV das superfícies: Jato de Areia/ Alodine (c) e Jato de Areia/Anodização (d) - aumento de 500 x.....	70
Figura 52: Falta de resina do CdP 3, lote 7	71
Figura 53: Vista contrária do CdP 3 do lote 7	71
Figura 54: Valores médios de resistência à tração versus fator de adesividade	74
Figura 55: Curva característica do ensaio de tração realizado com os maiores valores referente a cada lote ensaiado.	75
Figura 56: Micrografia da seção transversal do LFM	76
Figura 57: Gráfico das médias referente à resistência ao cisalhamento	79
Figura 58: Curvas Características do Modo de Falha no ensaio de Cisalhamento a) Cisalhamento Simples, b) Cisalhamento Múltiplo, c) Deformação Plástica.....	80
Figura 59: Micrografia do CdP 2 – Lote 7, após ensaio de cisalhamento interlaminar	81
Figura 60: Tensão média e desvio padrão do ensaio de flexão	83
Figura 61: Curva característica do ensaio de flexão realizado com os maiores valores referente a cada lote ensaiado.	84
Figura 62: Gráfico S-N do LFM ensaiado e da liga de alumínio 2024-T3	85
Figura 63: Vida em Fadiga do Laminado Fibra de Vidro Metal.	87

Lista de tabelas

Tabela 1 - Composição química da liga de alumínio 2024.	10
Tabela 2 - Classificação da liga a ser protegida.	14
Tabela 3 - Espessura da camada protegida.	14
Tabela 4 - Principais resinas termorrígidas e sua utilização na indústria aeronáutica.	22
Tabela 5 - Propriedades de fibras de reforço para materiais compósitos.	23
Tabela 6 - Compósitos ARALL comercializados.	30
Tabela 7 - Parâmetros de fabricação do ARALL.	30
Tabela 8 - Diferentes tipos de GLARE e suas características predominantes.	34
Tabela 9 - Vantagens e desvantagens entre ARALL e GLARE.	34
Tabela 10 - Materiais utilizados no experimento.	45
Tabela 11 - Materiais auxiliares utilizados na fabricação dos CdP's.	46
Tabela 12 - Tipo do material a ser tratado.	47
Tabela 13 - Composição Química da liga 2024-T3 Clad (ASNA 3012).	51
Tabela 14 - Configuração das lâminas de alumínio para a fabricação do material híbrido.	51
Tabela 15 - Proporção de mistura do Araldite e Aradur (Huntsman).	55
Tabela 16 - Tempo de Infusão nos lotes LFM.	56
Tabela 17 - Matriz referente ao ensaio de fadiga do Alumínio 2024-T3 (ASNA 3012).	58
Tabela 18 - Matriz de número de corpos de prova versus ensaio realizado.	65
Tabela 19 - Matriz de ensaio de Fadiga.	66
Tabela 20 - Matriz referente ao ensaio de fadiga do LFM.	66
Tabela 21 - Valores de referência para os materiais Diiodometano e Formamida.	67
Tabela 22 - Resultado do ensaio de molhabilidade e rugosidade nos tratamentos superficiais utilizados no experimento.	68
Tabela 23 - Massas obtidas antes e após a queima do compósito.	70

Tabela 24 - Comparação dos resultados do ensaio de tração.	72
Tabela 25 - Tabela de cálculo do Fator de Adesividade.....	73
Tabela 26 - Comparação dos resultados do ensaio de cisalhamento interlaminar	77
Tabela 27 - Resultado do ensaio de flexão de três pontos.....	82
Tabela 28 - Relação entre os tratamentos superficiais e os resultados do ensaio de flexão	82
Tabela 29 - Resultado do ensaio de Fadiga do LFM - Lote 3	84
Tabela 30 - Resultado do ensaio de Fadiga da liga de alumínio 2024-T3 (ASNA 3012).....	85

Lista de abreviaturas e siglas

AAC	Anodização Ácida Crômica
AKZO	Fusão da <i>Koninklijke Zout Organon</i> com a AKU (<i>Algemene Kunstzijke Unie</i>)
Al	Alumínio
ALCOA	Aluminum Company of America
ARALL	Aramid Reinforced Aluminium Alloy Laminates
atm	atmosfera
CARALL	Carbon fibre Reinforced Aluminium Laminates
CCC	Chromate Conversion Coatings
CdP	Corpo de Prova
Cu	Cobre
EASA	European Aviation Safety Agency
FAA	Federal Aviation Administration
FAR	Federal Airworthiness Regulations
FML	Fibre Metal Laminates
Hz	hertz
GLARE	Glass Reinforced
JAR	Joint Airworthiness Requirements
LFM	Laminado Fibra-Metal
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
NASA	National Aeronautics and Space Administration
nm	nanometro
PREPREG	Pré-impregnado

RTM	Resin Transfer Molding
VARTM	Vacuum Assisted Resin Transfer Molding
ρ	Massa específica
E	Módulo de Young
σ	Tensão em tração
τ	Tensão em cisalhamento
cm	centímetro
g	grama
GPa	Giga Pascal
MPa	Mega Pascal
°C	graus Célsius
°F	graus Fahrenheit

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
1.1	Considerações Iniciais	1
1.2	Motivação e objetivo	3
1.3	Estrutura do trabalho utilizada.....	5
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1	Alumínio.....	6
2.1.1	História do alumínio.	6
2.1.2	Desenvolvimento do alumínio para a aplicação aeronáutica.....	6
2.1.3	Alumínio e seus tratamentos térmicos.....	7
2.2	Anodização	11
2.2.1	Tipos de anodização	13
2.2.2	Anodização Ácida Crômica.....	13
2.3	Conversão Química	14
2.3.1	Tipos de conversão química	14
2.3.2	Conversão química em ligas de alumínio.....	15
2.4	Primer	16
2.5	Molhabilidade da Superfície.....	17
2.6	Compósitos.....	19
2.6.1	Material compósito e suas características.....	19
2.6.2	Matriz	21
2.6.3	Tipos de reforços	23
2.6.4	Fibras pré-impregnado.....	25
2.6.5	Fibras pós-impregnadas (tecido seco)	26
2.7	Desenvolvimento do material híbrido	26
2.7.1	Histórico dos compósitos híbridos Laminado Fibra Metal (LFM)	26
2.7.2	Compósito híbrido alumínio/aramida/epóxi (ARALL).....	29
2.7.3	Compósito híbrido alumínio/fibra de carbono/epóxi (CARALL).....	31
2.7.4	Compósito híbrido alumínio/fibra de vidro/epóxi (GLARE).....	32
2.7.5	Processamentos de compósito híbridos via processo VARTM.....	35
2.8	Desempenho mecânico dos compósitos híbridos	37
2.8.1	Ensaio de tração	38
2.8.2	Ensaio de cisalhamento Interlaminar	39

2.8.3	Ensaio de flexão.....	40
2.8.4	Ensaio de fadiga.....	41
3	MATERIAIS E METÓDOS.....	45
3.1	Materiais.....	45
3.2	Tratamentos Superficiais de AAC, CCC e Primer.....	46
3.2.1	Tratamento superficial de AAC.....	46
3.2.2	Tratamento superficial de CCC.....	47
3.2.3	Aplicação do Primer.....	48
3.3	Metodologia Experimental.....	49
3.3.1	Medição da rugosidade.....	49
3.3.2	Ensaio de molhabilidade.....	50
3.3.3	Fabricação do material híbrido.....	51
3.4	Caracterização do alumínio e do compósito fibra/resina.....	58
3.4.1	Ensaio de resistência à tração do alumínio.....	58
3.4.2	Ensaio de fadiga do alumínio.....	58
3.4.3	Ensaio de tração do compósito fibra/resina.....	58
3.4.4	Análise da proporção fibra/resina nas camadas de compósito.....	59
3.5	Caracterização mecânica do LFM.....	60
3.5.1	Ensaio de tração.....	60
3.5.2	Ensaio de Cisalhamento Interlaminar.....	62
3.5.3	Ensaio de Flexão.....	63
3.5.4	Ensaio de Fadiga.....	65
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	67
4.1	Caracterização da superfície.....	67
4.1.1	Ângulo de contato e energia de superfície.....	67
4.1.2	Proporção Fibra/Resina nas camadas de Compósitos.....	70
4.2	Ensaio Mecânicos.....	71
4.2.1	Resultado dos ensaios mecânicos de tração.....	71
4.2.2	Resultado dos ensaios de cisalhamento interlaminar.....	77
4.2.3	Resultado dos ensaios de flexão.....	81
4.2.4	Resultado dos ensaios de fadiga.....	84
5	CONCLUSSÕES.....	89
6	SUGESTÕES DE TRABALHO FUTUROS.....	90
7	REFERÊNCIAS.....	91

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

A indústria aeronáutica mundial vem a cada dia se preocupando mais com a segurança de seus passageiros e tripulação, bem como no desenvolvimento de novos materiais que possam garantir melhores propriedades mecânicas e ao mesmo tempo redução de custos a médio e longo prazo. Com isso, não só o desenvolvimento de novos materiais compósitos como o desenvolvimento de novas ligas de alumínio (ex: alumínio lítio), estão sendo estudadas, bem como soluções envolvendo a combinação dos dois tipos de materiais.

Neste cenário, o desenvolvimento e aplicação de materiais compósitos na indústria aeronáutica, vêm crescendo a cada ano e o setor que vem impulsionando este tipo de crescimento é o militar (BOTELHO, 2002).

Materiais compósitos também conhecidos como materiais conjugados ou materiais compostos são materiais projetados de modo a conjugar características desejáveis de dois ou mais materiais (PADILHA, 2000). De acordo com este princípio de ação combinada, melhores combinações de propriedades são melhores amoldadas pela combinação de dois ou mais distintos materiais (CALLISTER, 2002).

A substituição do alumínio por compósitos estruturais à base de resinas tem potencial de redução de peso de 20 a 30%, além de 25% na redução do custo final de obtenção (BOTELHO, 2002).

Apesar das vantagens que os materiais compósitos possuem em relação ao alumínio, uma outra linha de estudo vem a cada dia sendo desenvolvido com o objetivo de combinar em um único material as características do compósito polimérico com as do metal, os chamados *Fibre Metal Laminates (FML)* ou Laminado Fibra Metal (LFM). Sua configuração genérica é ilustrada pela Figura 1, sendo constituído por camadas intercaladas de metal e de compósito fibra/resina epóxi na forma de uma estrutura sanduiche.

Algumas das principais características destes materiais híbridos são as excelentes propriedades mecânicas que possuem, como: resistência à tração, resistência à fratura, resistência à corrosão e fadiga, comparadas à liga de alumínio. Estas características juntamente com a diminuição do peso, conforme descrito por Botelho (2002), torna este material atrativo para empresas que querem ser mais competitivas em um mercado restrito.

Neste contexto, em 1978 a Universidade de Delft na Holanda iniciou estudos para o desenvolvimento de novos materiais compósitos, mais conhecidos por sua estrutura sanduíche que consiste na combinação de ligas de alumínio de pequena espessura, variando entre 0,2 a 0,5 mm, com materiais compósitos pré-impregnados (pregreg), obtendo assim o material conhecido como laminados híbridos Fibra/Metal. O laminado híbrido fibra/metal é constituído por uma fina camada colada de alumínio e fibra/epóxi (VLOT, 2001).

As pesquisas realizadas na universidade de Delft resultaram, em 1980, no primeiro material composto por fibras de aramida com camadas de alumínio de 0,3 ou 0,4 mm de espessura, conhecido como ARALL (Aramid Reinforced Aluminium Alloy Laminates). Este material será melhor abordado no capítulo 2 deste trabalho.

Durante o desenvolvimento do avião comercial A320 da Airbus, estudos franceses mostraram certos desapontamentos estruturais na aplicação do ARALL na fuselagem deste modelo de avião, como por exemplo: baixa resistência à flexão e com isto sua aplicação só foi permitida na porta de carga que possuía dimensões de 5,6 a 9,7 metros. Outro ponto desfavorável à sua utilização foi devido sua complexidade de fabricação (VLOT, 2001 e VERMEEREN, 2003).

Em virtude das desvantagens identificadas no ARALL, em 1987, foi desenvolvido o GLARE (Glass and Aluminium Reinforced), conforme pode ser observado na Figura 1, que através de uma sociedade entre a empresa química holandesa AKZO e a empresa de alumínio americana ALCOA (*Aluminum Company of America*) conseguiram em 1991, produzir e comercializar este produto.

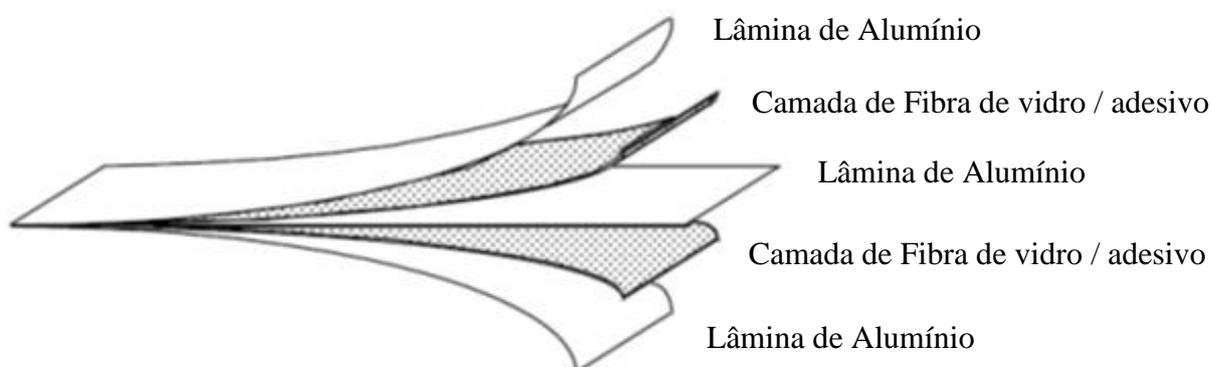


Figura 1: Composição do material híbrido – Glare - adaptado (BEUMLER, 2004).

Uma de suas vantagens é que a fibra de vidro utilizada no GLARE apresenta melhor resistência à compressão comparada ao ARALL. Outras vantagens do GLARE é que este tipo de LFM é considerado um bom inibidor de corrosão através de suas camadas constituintes, sem contar que a liga de alumínio 2024-T3, utilizada na fabricação do GLARE, tem boa resistência à corrosão, bem como, a tolerância ao dano (impacto) é melhor em comparação ao alumínio e a materiais compósitos (KRISHNAKUMAR, 1994 e VERMEEREN, 2003).

Uma das desvantagens que o material GLARE possui é a utilização de um compósito pré-impregnado e a necessidade de processar o material em um autoclave, que torna o processo de fabricação caro e com restrições dimensionais (BAUMERT, 2011).

Conforme Vlot (2001), o processo de fabricação do GLARE consiste basicamente em:

- A escolha adequada da matéria prima: liga metálica e o prepreg;
- A realização de um tratamento superficial de anodização crômica ou sulfúrica, para melhorar o processo de adesão da resina no material metálico;
- A montagem de uma bolsa de vácuo com posterior cura em autoclave.

No entanto, devido ao alto custo do pré-impregnado e a cura em autoclave, com limitações dimensionais, a NASA *Langley Research Center*, desenvolveu um material similar, que é fabricado pelo processo VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding). VARTM tem a vantagem de ser mais econômico para fabricar e não é dimensionalmente limitado pelo tamanho do autoclave. No entanto, em contraste com o GLARE, as lâminas de metal utilizadas no VARTM, desenvolvido pela NASA, precisam ser perfuradas a fim de que a resina se infiltre mais facilmente (BAUMERT, 2011).

1.2 Motivação e objetivo

Apesar da indústria aeronáutica de asa fixa já possuir peças fabricadas com LFM, e muitos esforços em pesquisa terem sido feitos na aplicação destes materiais, não foram evidenciados aplicações deste “novo” material na indústria aeronáutica de asa rotativa, e se tratando de um material que envolve tecnologia, o domínio deste processamento se torna conhecimento para a universidade e a empresa.

Dentre os fatores que motivaram esse projeto, destacam-se:

- a) Baixo custo do processo produtivo: os LFM atuais estão sendo confeccionados em autoclave, processos de alto custo. O presente trabalho propõe a obtenção do LFM pelo processo VARTM, cujo processo produtivo é de menor custo.
- b) Os Laminados processados pelo método VARTM podem apresentar qualidade similar aos produzidos em autoclave, porém sem restrições dimensionais e a um custo inferior.

Outro ponto que despertou interesse para o presente trabalho foi o fato de que as publicações existentes não detalham o processamento dos LFM via VARTM, tampouco os comparam com os LFM mais tradicionais.

Tradicionalmente a indústria aeronáutica pode ser classificada como “difusora do progresso técnico” (BERNARDES, 2000), e se considerarmos que a cada dia que passa a indústria aeronáutica de asa fixa ou rotativa está cada vez mais preocupada no desenvolvimento de novas tecnologias, as empresas detentoras de tecnologia de vanguarda terão um diferencial a mais para tornar seus produtos mais competitivos e aceitos no mercado.

Dentro do exposto anteriormente, este trabalho tem como objetivo projetar, desenvolver e processar LFM para aplicações aeronáuticas, através do processo de moldagem por transferência de resina assistida por vácuo (VARTM). O material desenvolvido segue o conceito clássico dos LFM apresentado na Figura 1, a combinação de fibras em matriz polimérica com lâminas de alumínio devidamente preparadas para garantir a adesão entre os materiais envolvidos. Será estudado o comportamento do material, através da caracterização mecânica dos ensaios de resistência à tração, cisalhamento interlaminar, flexão em três pontos e fadiga sob carregamento de tração, bem como, o efeito dos diferentes tipos de tratamento superficiais nos resultados destes ensaios.

1.3 Estrutura do trabalho utilizada

Além deste capítulo 1 (Introdução), o trabalho está estruturado em mais seis capítulos.

No capítulo 2, Revisão bibliográfica, é apresentada uma revisão sobre os materiais utilizados, os tratamentos superficiais empregados, bem como, os processos de obtenção do LFM e os ensaios utilizados para a caracterização mecânica.

No capítulo 3, Materiais e Métodos, é apresentada de forma detalhada os materiais utilizados nos ensaios e a metodologia utilizada na pesquisa.

No capítulo 4, são abordados os resultados e as discussões referentes aos dados obtidos após os ensaios.

No capítulo 5, encontram-se as considerações finais, referente à síntese de todos os ensaios e resultados obtidos versus a literatura utilizada.

No capítulo 6, são apresentadas algumas sugestões para trabalhos futuros com o objetivo de complementar a análise e/ou desenvolver novas rotas de processamento além das utilizadas neste trabalho.

No capítulo 7, trata-se das referências bibliográficas consultadas e utilizadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Alumínio

2.1.1 História do alumínio.

Há mais de oito mil anos, os Persas fabricaram potes e recipientes de argila que continham óxido de alumínio (Al_2O_3). Trinta séculos mais tarde, os povos antigos do Egito e Babilônia utilizavam argilas com alumina para a fabricação de cosméticos, medicamentos e corantes de tecidos. Após milhares de anos, por volta de 1809, o químico inglês Humphrey Davy foi o mentor da primeira obtenção do que mais se aproximava do alumínio, através da fundição do ferro na presença de alumina. Em 1821, o francês P. Berthier descobre no sul da França, na região de Lês Baux, um minério avermelhado que contém 52% de óxido de alumínio, ou seja, a descoberta da bauxita. Logo após esta descoberta, em 1825 o físico dinamarquês Hans Christian Oersted conseguiu isolar, através da utilização do cloreto de alumínio, o alumínio na forma que é conhecido atualmente (ABAL, 2014).

Nos anos de 1854 e 1855, Henry Saint-Claire Deville, conseguiu a obtenção do alumínio por processo químico, por meio da redução eletrolítica da alumina dissolvida em banho fundido de criolita, processo este criado pelo norte americano Charles Martin Hall e pelo francês Paul Louis Toussaint Héroult. Este processo ficou conhecido como Hall-Héroult, e foi a base para o estabelecimento da indústria do alumínio (ABAL, 2014).

O alumínio é o metal mais abundante na crosta terrestre do nosso planeta. Da bauxita é retirada a alumina que, por meio do processo de redução, é transformada em alumínio, sua produção é através de reações químicas. Com o desenvolvimento das diversas ligas de alumínio, possibilitou-se a obtenção de boas propriedades mecânicas que, aliadas ao baixo peso específico, fez com que este se tornasse um dos materiais mais aplicados na indústria aeronáutica.

2.1.2 Desenvolvimento do alumínio para a aplicação aeronáutica

O avião é um produto seriado, fabricado (economicamente) em escala reduzida: com baixas cadências de produção e em pequenos lotes (DAGNINO, 1993).

Os materiais sempre desempenharam um importante papel na elaboração de conceitos relacionados com o projeto e montagem de aviões. Antes da 1ª Guerra Mundial as estruturas

eram compostas basicamente de madeira, que apresentavam problemas relacionados à anisotropia, absorção de umidade e instabilidade dimensional. A partir do desenvolvimento de um processo economicamente viável para a produção do alumínio iniciou-se o ciclo de domínio dos metais, principalmente das ligas de alumínio (BARROSO, 2004).

A indústria aeronáutica, ao longo dos anos, tem investido muito em Pesquisa e Desenvolvimento (P&D), devido à grande evolução dos materiais e aos grandes esforços que são exigidos destes materiais, sem contar a segurança dos passageiros. Devido a esta demanda, a indústria de obtenção e fornecimento de alumínio teve que investir e acompanhar as novas necessidades do mercado, o que resultou em ligas com melhores propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão.

As ligas de alumínio mais utilizadas pelo mercado aeronáutico são as tratáveis termicamente, devido à sua baixa massa específica e à alta resistência mecânica. A utilização de materiais de alta resistência mecânica tem aumentado consideravelmente, com o objetivo de reduzir o peso total dos componentes. Nas estruturas aeronáuticas, como revestimentos superior e inferior das asas, fuselagem, piso, longarinas, trem-de-pouso, etc.; aproximadamente 80% em peso são construídas com ligas de alumínio de alta resistência, em particular as ligas dos grupos 2XXX e 7XXX. A grande variedade de ligas comerciais de alumínio e de tratamentos térmicos fornece combinações específicas de resistência mecânica, tenacidade à fratura, resistência à fadiga, resistência à corrosão e conformabilidade. Estas características, aliadas às elevadas relações resistência / peso específico, fazem com que as ligas de alumínio sejam umas das melhores escolhas para diversas aplicações de engenharia principalmente na indústria aeronáutica. As ligas ternárias Al-Cu-Mg da série 2XXX, por exemplo, foram desenvolvidas em grande escala para uso estrutural (BEST, 1986 e SANDERS, 1985).

2.1.3 Alumínio e seus tratamentos térmicos

A indústria de alumínio oferece uma série de opções para o mercado, tendo em vista a sua aplicação e as características que se buscam. Abaixo estão relacionadas às nomenclaturas utilizadas, bem como os principais elementos constituintes das ligas de alumínio.

A classificação do alumínio e suas ligas é feita segundo a especificação internacional (ASM Metals Handbook volume 2, 1990). É constituída de quatro dígitos, sendo que o primeiro define o grupo da liga e indica seu principal elemento. O segundo dígito indica se a liga é a original (quando zero) ou se foi modificada (quando de 1 a 9).

O sistema de designação de alumínio segue as seguintes definições:

1xxx.x: Composições de alumínio não ligado.

2xxx.x: As ligas de alumínio contendo cobre como elemento de liga principal.

3xxx.x: As ligas de alumínio-silício que contém magnésio e/ou cobre.

4xxx.x: As ligas de alumínio-silício binários

5xxx.x: As ligas de alumínio contendo magnésio como o elemento de liga principal

6xxx.x: Liga de alumínio onde tem o magnésio e o silício como elemento de liga principal.

7xxx.x: As ligas de alumínio contendo zinco como elemento de liga principal, geralmente contendo também adições de cobre, magnésio, cromo, manganês ou combinações destes elementos.

8xxx.x: Ligas de alumínio contendo estanho como elemento de liga principal.

9xxx.x: Atualmente não utilizada.

A

Figura 2 descreve de forma esquemática as ligas e os tratamentos térmicos existentes.

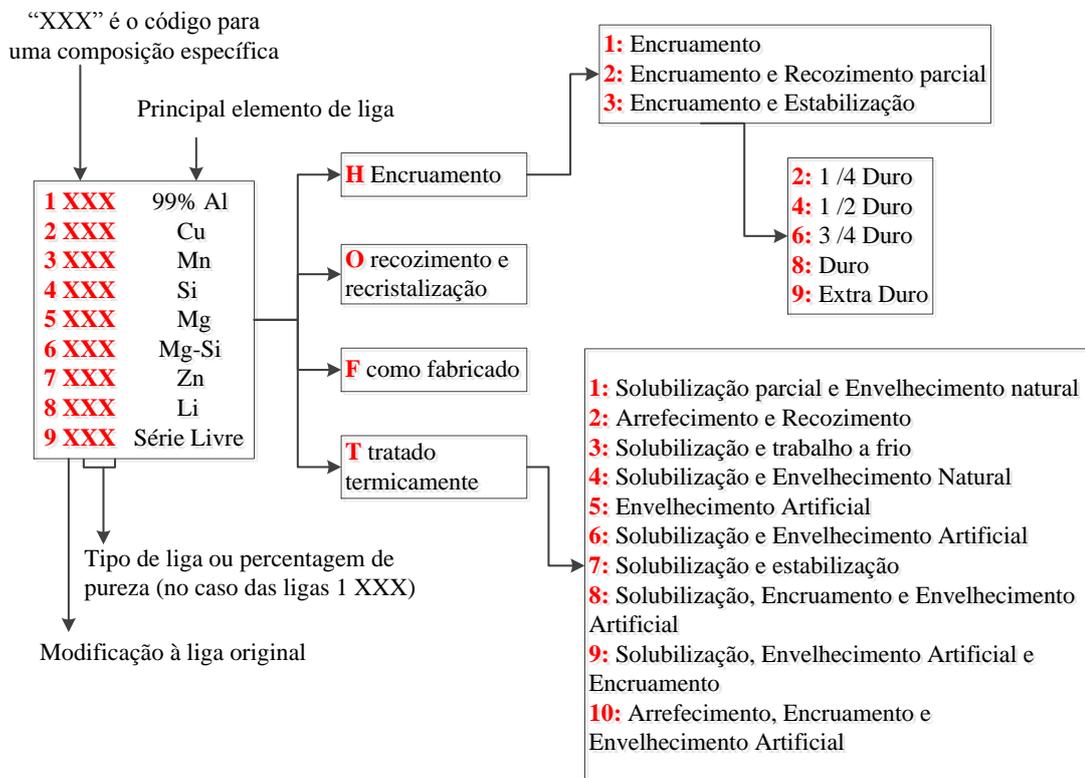


Figura 2: Diagrama esquemático das ligas de alumínio e seu sistema de classificação (AIRES, L.M.N., 2007).

Podemos classificar as ligas como não tratáveis termicamente e as tratáveis termicamente. As Ligas não tratáveis termicamente são aquelas nas quais se obtém o aumento das propriedades mecânicas por deformação plástica a frio, devido ao encruamento do material; são as ligas das séries 1XXX, 3XXX, 5XXX e 8XXX. Ligas tratáveis termicamente são ligas onde se obtém o aumento significativo das propriedades mecânicas através de precipitação de partículas de segunda fase, que atuam como barreiras à movimentação de discordâncias aumentando a resistência da liga. Nelas o endurecimento é obtido através de tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento; são as ligas das séries 2XXX, 4XXX, 6XXX e 7XXX (OTOMAR, 2010).

O tratamento térmico de solubilização seguido de endurecimento por precipitação é amplamente utilizado visando atingir uma resistência mecânica suficiente para que o mesmo não falhe durante sua utilização (ASM Metals Handbook, 2004).

Um grande diferencial das ligas de alumínio tratável termicamente é a possibilidade de baixar a resistência mecânica para processar (conformar), e depois aumentá-las de novo na hora de colocar em serviço.

Neste processo a liga é aquecida a uma temperatura superior à linha ente α e $\alpha + \text{CuAl}_2$, como pode ser identificado na Figura 3, e em seguida resfriada rapidamente em água.

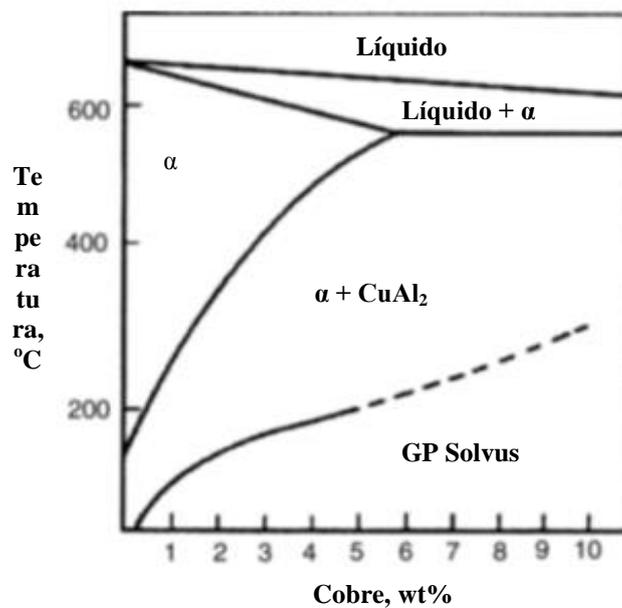


Figura 3: Diagrama de equilíbrio alumínio-cobre - adaptado (ASM Metals Handbook, 2004)

Teoricamente qualquer temperatura inferior à temperatura de solubilização pode ser utilizada para promover o envelhecimento ou precipitação. Entretanto, existem condições específicas de temperatura e tempo que promovem uma precipitação extremamente fina e homogênea no interior dos grãos da matriz, condição esta que maximiza a resistência mecânica.

A Figura 4 apresenta uma evolução da resistência das ligas aeronáuticas mais importantes e seus respectivos tratamentos térmicos, associados aos projetos que as lançaram no mercado.

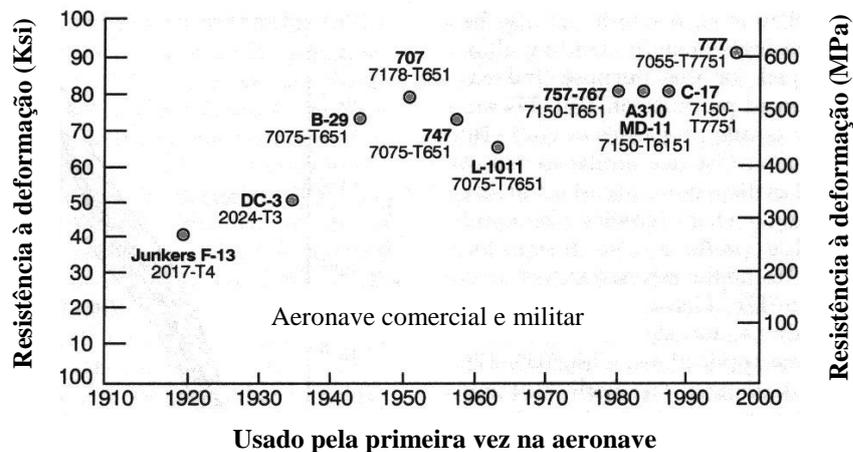


Figura 4: Liga de alumínio empregado na indústria aeronáutica - adaptado (LUKASAK e HART, 1991).

A liga Al – Série 2XXX (AA 2024)

O cobre é o elemento de liga principal da série 2XXX, que apresenta ainda o magnésio como elemento secundário. Estas ligas requerem um tratamento térmico específico para obter propriedades mecânicas otimizadas. As ligas tratadas termicamente possuem propriedades mecânicas semelhantes às de aço de baixo carbono, em alguns casos o processo de envelhecimento é utilizado para aumentar as propriedades mecânicas, sua composição está descrita na Tabela 1 (ASM Metals Handbook volume 2, 1990).

Tabela 1 - Composição química da liga de alumínio 2024 (ASM Metals Handbook volume 2, 1990).

Composição Nominal da liga 2024								
2024	Si (máx)	Fe (máx)	Cu	Mn	Mg	Cr (máx)	Zn (máx)	Ti (máx)
	0,5	0,5	3,8 - 4,9	0,3 - 0,9	1,2 - 1,8	0,1	0,2	0,15

As ligas da série 2XXX possuem resistência à corrosão inferior à maioria das outras ligas de alumínio, e sob certas condições podem estar sujeitas a corrosão intergranular. Portanto, quando na forma de folha (laminado), geralmente são revestidas com alumínio de elevada pureza, também conhecido como alumínio *Clad* ou com uma liga de magnésio-silício da série 6XXX, a qual fornece uma proteção galvânica para o material de base e aumenta a resistência à corrosão (ASM Metals Handbook volume 2, 1990).

As ligas da série 2XXX são normalmente empregadas em peças e estruturas que requerem uma boa relação entre resistência e peso. São utilizadas normalmente para a fabricação de rodas de caminhões e aeronaves, peças de suspensão, fuselagem e asas de aeronaves, bem como, em peças estruturais que requerem resistência a temperaturas de até 150 °C (ASM Metals Handbook volume 2, 1990).

2.2 Anodização

A anodização é a transformação da superfície do alumínio e suas ligas em uma camada anódica, composta de óxido de alumínio. O processo deriva do fato de que o alumínio a ser revestido torna-se o anodo em uma célula eletrolítica (STEVENSON, 1994).

O processo de anodização oferece aos materiais diversas características importantes que podem ser aplicados nas diversas áreas, na área aeronáutica podemos citar:

- Aumento da resistência à corrosão: A impermeabilidade, obtida no tratamento superficial de anodização, na camada anódica de alumínio, possui um alto grau de resistência à corrosão, ao meio ambiente e a água do mar. A camada anódica no metal base serve como uma barreira aos agentes corrosivos (BRACE e SHEASBY, 1979 e HECKER, 1992).
- Aumento da resistência à abrasão: Toda camada produzida pelo processo de anodização, independente da solução de eletrólito, formam um óxido de alumínio, desta forma mantendo uma camada mais dura que o substrato (BRACE e SHEASBY, 1979).
- Aumento da adesão de pintura: A camada anódica oferece uma superfície quimicamente ativa para os sistemas de pintura (BRACE e SHEASBY, 1979).
- Melhoria na junção por adesão: Uma camada anodizada por ácido fosfórico ou crômico melhora significativamente a resistência à adesão e sua durabilidade (BRACE e SHEASBY, 1979).

- Melhora no isolamento elétrico: O óxido de alumínio é um dielétrico, caso exista uma falha na camada anódica sua voltagem irá variar, dependendo do material e a espessura desta camada (HECKER, 1992).

Materiais de baixa massa específica, resistentes à corrosão e à fadiga são de grande interesse para o mercado aeronáutico. Das ligas metálicas, as de alumínio são as que mais se aproximam das características mencionadas acima. A massa específica e a resistência são características que fazem parte de uma determinada liga, porém a durabilidade muitas vezes é em virtude de um tratamento superficial, tratamento este definido levando em consideração a liga e o ambiente (THOMPOSON, 1999).

A corrosão em suas diversas formas e o desgaste são problemas que podem levar à degradação do alumínio. Por esta razão, uma variedade de tratamentos superficiais pode ser aplicada a fim de preservar sua integridade, maximizando a vida do componente pela diminuição da necessidade de manutenção e reparo (THOMPOSON, 1999).

Os tratamentos disponíveis, isoladamente ou em combinação, abrangem quase todos os processos de modificação de superfícies que foram desenvolvidos ao longo dos anos, desde os tratamentos superficiais até a pintura (WERNICK E PINNER, 1986).

A escolha adequada de um tratamento superficial para ligas de alumínio a serem empregadas em LFM é importante para garantir uma boa aderência mecânica entre a resina epóxi e a superfície do alumínio. Pesquisas têm sido realizadas nesta área, com o objetivo de melhorar a proteção superficial de ligas de alumínio, o método mais comum hoje é a anodização ácida crômica (AAC). Este tratamento superficial proporciona a formação de interface com boa aderência entre o compósito e o metal (ALMEIDA, 2008).

Para aplicações no mercado aeronáutico, o tratamento de superfície de anodização é favorecido por razões de custo, simplicidade, desempenho do revestimento e versatilidade. As superfícies revestidas pelo processo de anodização possuem uma proteção contra corrosão e desgaste, e ao mesmo tempo proporcionam camadas com certo tipo de porosidade que é ideal para o processo de colagem e pintura (THOMPOSON, 1999).

A superfície tratada pelo processo de anodização pode ter uma variação entre alguns micrometros (μm), dependendo do tipo de sua aplicação. A camada anodizada consiste basicamente em uma camada fina (não porosa), continua ao longo de sua superfície com uma espessura de cerca de 10 a 50 nm. Após esta superfície contínua, será formada uma superfície porosa no formato de “favo de mel”, conforme observado na Figura 5. As células que

correspondem à alumina anódica, crescem perpendicularmente à superfície do material tratado (THOMPOSON, 1999).

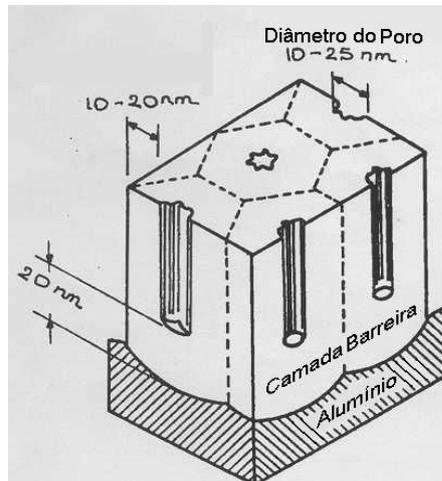


Figura 5: Estrutura da camada de óxido de alumínio não selada (GONZALEZ, 1999).

A camada anodizada formada pelo processo AAC, pode apresentar imperfeições que afetam significativamente a proteção da superfície. Estes defeitos afetam negativamente a morfologia e integridade da camada, principalmente devido à formação de grandes espaços vazios. Outro ponto a considerar é que o processo de anodização pode não ser viável economicamente devido à geração eletroquímica de volumes significativos de oxigênio nas regiões ricas em cobre, como pode acontecer nas ligas de alumínio da série 2000 (THOMPOSON, 1999).

2.2.1 Tipos de anodização

Os eletrólitos mais utilizados para obtenção de uma camada porosa de óxidos são soluções aquosas, de ácido sulfúrico, ácido fosfórico, ácido crômico e ácido oxálico. Destes, o ácido crômico chama mais atenção em virtude das propriedades de óxidos obtidos, a camada de alumina desenvolvida em ácido crômico possui menos contaminação dos ânions em comparação com as outras soluções (PARKHUTIK, 1990).

2.2.2 Anodização Ácida Crômica

Anodização ácida crômica - Cr_2O_3 (AAC) foi desenvolvida em 1923 e patenteada por Bengough e Stuart. Em 1927, foi criada a anodização ácida sulfúrica (JUHL, 2010).

A anodização ácida crômica é a mais utilizada na proteção de estruturas críticas e nos mais diversos tipos de junções, possui uma excelente resistência à corrosão em relação à

espessura de proteção. A camada de óxido é mais leve do que as criadas por outros processos (JUHL, 2010).

Conforme especificação militar MIL-A-8625F *Anodic Coatings for Aluminum and Aluminum Alloys*, dois processos são previstos, o tipo I e tipo IB, no qual o primeiro possui uma cobertura convencional produzida por uma voltagem de cerca de 40 volts, enquanto o segundo tipo utiliza cerca de 20 a 22 volts (JUHL, 2010).

Para efeito deste trabalho, a classificação da liga a ser tratada, bem como a espessura prevista no tratamento, será feita conforme representado nas Tabelas 2 e 3.

Tabela 2 - Classificação da liga a ser protegida.

Classificação da liga a ser protegida	
Categoria I	: Liga que não contém cobre ou com no máximo de 1% de cobre
Categoria II	: Liga que contém mais que 1% de cobre.
Categoria II é subdividido em 2 categoria de acordo com a condição de metalurgia da liga	
Categoria II A	: Liga na condição (T3, T351 ou T352)
Categoria II B	: Liga na condição (T6, T651 ou T652)

Tabela 3 - Espessura da camada protegida.

Camada obtida após o processo de anodização crômica	
Categoria do Material	Mínima espessura (μm)
I	5
II A	3
II B	2

2.3 Conversão Química

O tratamento superficial de conversão química, bastante utilizado na indústria aeronáutica, consiste na formação de um revestimento a partir da imersão em uma solução de cromato ou *chromate conversion coatings (CCC)*. Na indústria aeronáutica, esta solução é mais conhecida como Alodine, nome este referente à marca registrada pela empresa Henkel. Este processo é geralmente feito por imersão, porém algumas vezes também pode ser feito através de pulverização ou por métodos eletrolíticos nos seguintes metais: Alumínio, cádmio, cobre, magnésio, prata e zinco (EPPENSTEINER e JENKINS, 2001).

2.3.1 Tipos de conversão química

De acordo com Eppensteiner e Jenkins (2001), o revestimento de conversão de cromato pode ser aplicado em diversos metais por tratamento químico ou eletroquímico, em

soluções ácidas contendo cromo hexavalente Cr^{6+} ou por outros compostos. Esta conversão transforma a superfície do metal em uma camada superficial de composto de cromo. O processo de conversão química proporciona aos materiais algumas características importantes que permitem sua aplicação em diversas áreas. Na indústria aeronáutica as características mais importantes são:

- Resistência a Corrosão: Pode fornecer excelente resistência à corrosão, dependendo da liga. A proteção se dá devido ao efeito do cromato hexavalente que possui uma camada resistente ao desgaste em contato com a umidade, exposição a ambientes marinhos ou outros meios que causariam corrosão no metal desprotegido.
- Adesão: O material, após o processo de conversão de cromato, desenvolve uma camada superficial que propicia excelente adesão a tintas, vernizes e adesivos.
- Dureza: O material após passar pelo processo de conversão de cromato, possui boa resistência ao desgaste, em comparação com outros revestimentos. Além disso, a camada formada é muito aderente ao metal e estável em operações que envolvam conformação a frio.

2.3.2 Conversão química em ligas de alumínio

O processo de conversão de cromato tem sido amplamente aplicado como pré-tratamento superficial para ligas de alumínio, mais precisamente aquelas utilizadas no setor aeronáutico, como por exemplo, a liga 2024 Clad. Alguns dos fatores que podem afetar o desempenho do revestimento são: a composição da liga, o tratamento térmico e o processo de fabricação da peça tratada (KETCHAM e BROWN, 1976).

A camada de óxido de alumínio que aparece naturalmente na superfície do metal, em presença de elementos de liga, não é suficiente para criar uma camada superficial eficaz na resistência à corrosão. Desta forma, a utilização de um processo de conversão química se faz necessário para criar um revestimento que suporte tal necessidade. O processo de conversão de cromato é o mais empregado, entre os de conversão química, e o que possui melhores propriedades de resistência à corrosão, conforme requisitos estabelecidos nas especificações militares MIL-C-81706 (CAMPESTRINI et al., 2001).

O revestimento formado pelo processo de conversão de cromato fornece algumas vantagens, como por exemplo: boa aderência da tinta, baixo custo de processo, processo de aplicação simples e a capacidade de resistir às operações de conformação plástica da peça.

Além disso, é um processo que vem sendo utilizado por mais de 40 anos (FRIBERG et al., 1986).

Conforme especificação militar MIL-DTL-81706B *Chemical Conversion Coatings (CCC) on Aluminum and Aluminum Alloys*, pode-se classificar este processo através de Tipos e Classes.

Em relação aos tipos e classes, temos:

Tipo I – Composição que contém cromo hexavalente.

Tipo II – Composição que não contém cromo hexavalente.

Classe 1A – Máxima proteção contra corrosão, para itens pintados ou não.

Classe 3 – Proteção contra corrosão onde baixa resistência elétrica é solicitada.

Em linhas gerais o tratamento classificado como classe 1A, tem como objetivo a formação de uma camada de revestimento para prevenção de corrosão e com boas características de adesão da pintura em ligas de alumínio. Os de classe 3 tem como característica a formação de revestimento para prevenção de corrosão para aplicações elétricas e eletrônicas, onde são necessários contatos com baixa resistência elétricas.

2.4 Primer

A indústria aeronáutica tem grande interesse nos revestimentos utilizados para pintar ou retocar suas aeronaves. Cada aeronave possui várias camadas de revestimento para proporcionar melhor aderência e proteção contra o meio ambiente e corrosão. Um sistema metálico típico de revestimento é composto por três camadas. A primeira consiste numa camada de conversão do substrato metálico e tem como característica uma espessura muito fina entre (10 – 60 nm), tem como função fornecer uma proteção contra corrosão e melhorar a adesão entre o substrato e o primer, que é a segunda camada de proteção do sistema de revestimento. O primer tem papel similar ao da primeira camada, porém é composta por uma matriz de resina orgânica pigmentada, sua formulação consiste basicamente em pigmentos a base de cromato e não cromato misturado em uma resina epóxi, cuja espessura de aplicação varia de 5 a 200 μm de espessura. O primer é a principal camada de proteção contra corrosão, (TWITE e BIERWAGEN, 1998).

A terceira camada de revestimento consiste da pintura final da aeronave, feito normalmente com tintas e vernizes à base de poliuretano.

Um dos documentos que pode ser utilizado ao processo de aplicação de primer é a norma militar MIL-PRF-23377 “*Primer Coatings: Epoxy, High-Solids*”. Esta especificação classifica o processo através de Tipos e Classes. Em relação aos tipos e classes, temos:

Tipo I – Pigmentação padrão.

Tipo II – Baixo pigmentos refletores de infravermelho.

Classe C1 – Inibidores de corrosão a base de cromato de bário.

Classe C2 – Inibidores de corrosão a base de cromato de estrôncio, em conformidade com a norma ASTM-D1649.

Classe N – Inibidores de corrosão a base de não cromato.

A composição do primer é baseada na combinação de dois componentes:

Componente A – Componente composto de resina epóxi e solvente.

Componente B – Composta por agente de cura contendo poliamida ou resina de amina e solvente.

O componente B é utilizado como agente de cura do componente A. Quando os componentes são misturados na proporção definida pelo fabricante, os requisitos de proteção definidos na especificação são atendidos.

2.5 Molhabilidade da Superfície

Molhabilidade de uma superfície esta diretamente relacionada ao ângulo de contato entre o agente molhante e a superfície do material testado. Quanto maior for à limpeza na superfície do material, maior será a capacidade que a superfície tem para absorver o adesivo. Para que a superfície do metal seja considerada totalmente limpa, o ângulo de contato teórico entre a gota e o material deve ser 0° (SILVA, 2006).

O ensaio de molhabilidade consiste em colocar uma gota de um líquido, água ou mesmo solventes orgânicos, na superfície do material. O objetivo é verificar a interação entre as duas superfícies, analisando se a gota do líquido se espalha inteiramente sobre a superfície do sólido ou se permanece na forma de gota, conforme podemos observar na Figura 6.

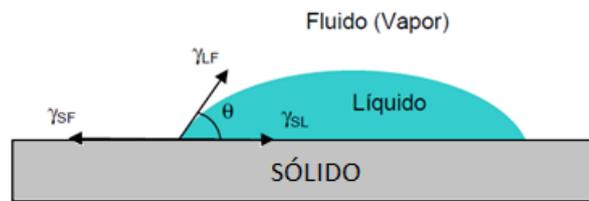


Figura 6: Representação das tensões interfaciais e ângulo de contato em uma superfície sólida (YASUMURA, 2012).

Analisando a Figura 6, conclui-se que o ângulo de contato (θ) é a medida da molhabilidade da superfície sólida por um líquido, equação (2.1).

$$\gamma_{SF} = \gamma_{SL} + \gamma_{LF} \times \cos \theta \quad (2.1)$$

Onde:

θ = Ângulo de Contato [$^{\circ}$];

γ_{SF} = Tensão interfacial entre o sólido e o fluido [mN/m];

γ_{LF} = Tensão interfacial entre o líquido e o fluido [mN/m];

γ_{SL} = Tensão interfacial entre o sólido e o líquido [mN/m];

A importância do parâmetro de molhabilidade deve-se ao fato de seu impacto direto no processo de adesão (SILVA, 2006). Além da energia de superfície, a rugosidade é uma propriedade importante no que diz respeito aos fenômenos superficiais, pois possibilita o aumento da área superficial, afeta o coeficiente de atrito e proporciona a retenção mecânica de outras substâncias, promovendo uma maior ancoragem (COUTINHO, 2007).

A Figura 7, demonstra os níveis de classificação de um processo de molhabilidade.

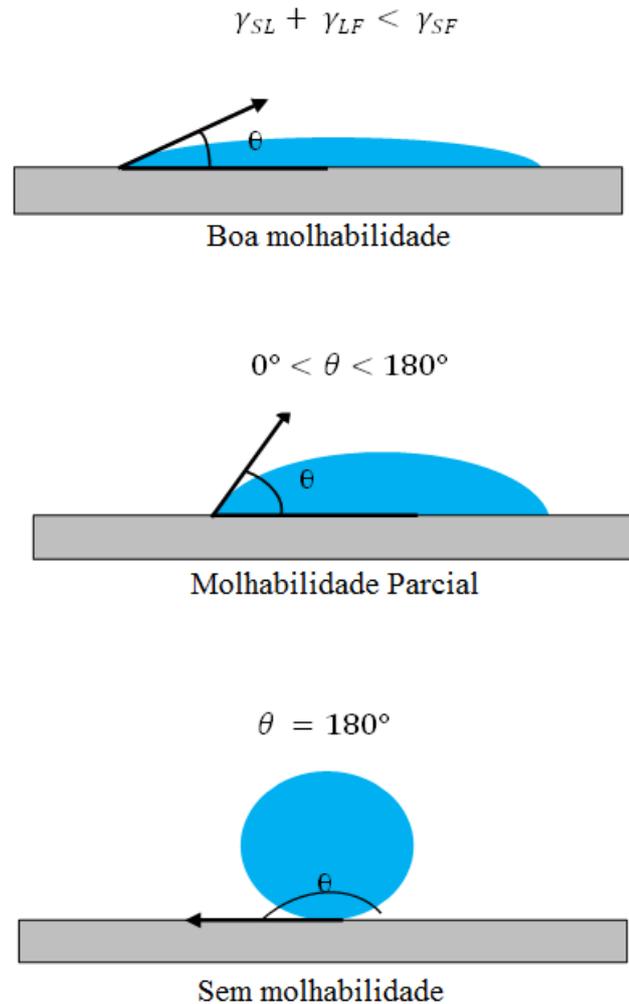


Figura 7: Grau de molhabilidade de uma superfície por um líquido por meio do ângulo de contato (SILVA, 2006).

2.6 Compósitos

2.6.1 Material compósito e suas características

Com a busca incessante de novos materiais que possam conciliar propriedades mecânicas interessantes, resistência à corrosão e de baixa massa específica, o material compósito acaba obtendo destaque em relação ao material metálico, quando é considerado o setor aeronáutico.

A utilização dos materiais compósitos na indústria aeronáutica foi feita de forma lenta, especialmente na construção de aeronaves para aplicação comercial, em virtude da preocupação com a segurança para a realização do voo. Desta forma, o conhecimento das características e propriedades dos materiais, bem como, o conhecimento e entendimento de

seus mecanismos de falha passam a ser de fundamental importância para sua consideração durante o desenvolvimento de novos projetos de aeronaves (VLOT, 2001).

De acordo com Padilha (2000), materiais compósitos são concebidos de maneira a combinar as características importantes de dois ou mais materiais, exemplo disso é o compósito de fibra de vidro em matriz polimérica, neste caso a fibra de vidro proporciona a resistência mecânica, enquanto a matriz polimérica é responsável por fornecer ao compósito a flexibilidade.

Os materiais compósitos também são conhecidos como materiais conjugados ou compostos. A matriz pode ser polimérica, metálica ou cerâmica, o mesmo vale para o reforço, que pode estar na forma de dispersão de partículas, fibras, bastonetes, lâminas ou plaquetas (PADILHA, 2000).

Nos materiais compósitos, as fases matriz e reforço não se dissolvem entre si, resultando num material heterogêneo. Entretanto cada fase individual age em conjunto, resultando num comportamento global onde se destaca a sinergia entre as fases. As propriedades mecânicas obtidas no material compósito são superiores às propriedades individuais de cada material utilizado na sua obtenção (HANDBOOK FAA-H-8083-31, 2012).

Outra definição para os materiais compósitos é que pode ser considerado como sendo um material multifásico que demonstra uma significativa proporção de propriedades de todas as fases, de maneira que pode ser obtida uma melhor combinação de propriedades dependendo dos elementos constituintes (CALLISTER, 2002).

A maioria dos materiais compósitos é formada de duas fases, conforme observado na Figura 8. Uma das fases é a matriz, que é contínua e circunda a outra fase, também conhecida como fase dispersa ou de reforço. As propriedades dos compósitos são função das propriedades das fases que compõem o material, da proporção relativa e da geometria da fase dispersa, ou seja, a forma, o tamanho, distribuição e orientação das partículas (CALLISTER, 2002).

Muitos compósitos foram estudados e desenvolvidos para melhorar combinações de características mecânicas, tais como: rigidez, tenacidade e resistência mecânica, tanto na temperatura ambiente quanto em alta temperatura (CALLISTER, 2002).

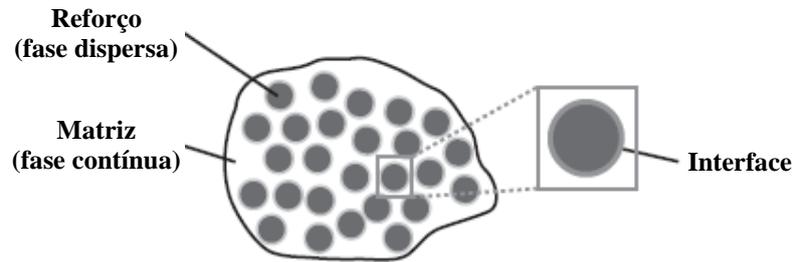


Figura 8: Fases de um material compósito (DANIEL e ISHAI, 2006)

Conforme Callister (2002), podemos classificar os materiais compósitos de acordo com a Figura 9.

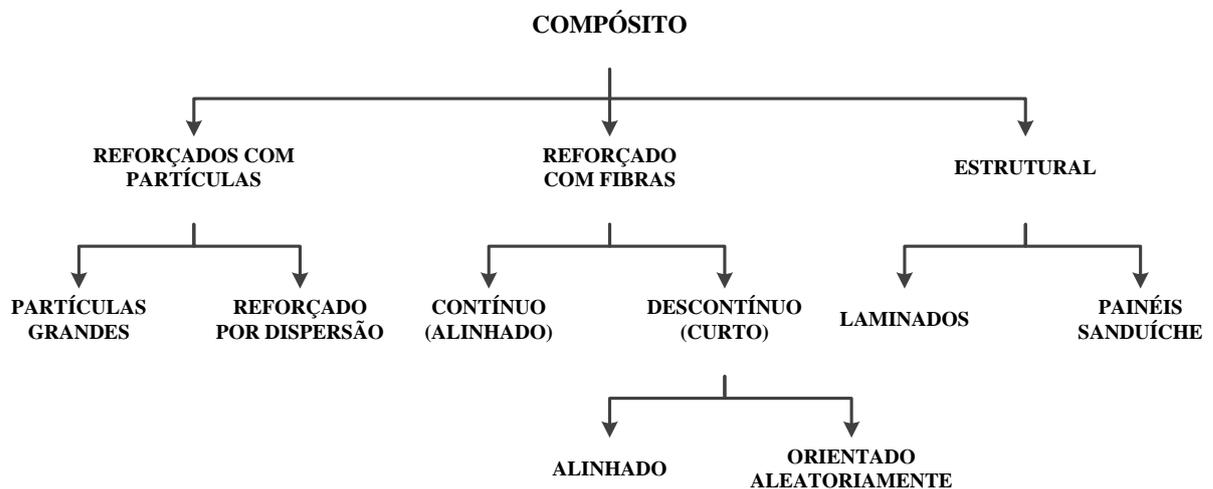


Figura 9: Classificação dos materiais compósitos (CALLISTER, 2002)

2.6.2 Matriz

A fase matriz tem como objetivo ligar a fase reforço entre si e atuar como meio na qual as tensões aplicadas sejam distribuídas a fase reforço. O material utilizado para fase matriz é normalmente dúctil, conseqüentemente o módulo de elasticidade da fase reforço é maior. Outra função da fase matriz é proteger a fase reforço contra danos superficiais provocados por abrasão mecânica ou reações químicas do ambiente. Caso esta proteção não seja eficaz, podem ocorrer trincas na fase reforço e com isso, o material pode falhar com baixos níveis de tração. A fase matriz se diferencia da fase reforço, devido sua maciez e plasticidade, a qual previne a propagação de trincas frágeis de fibra para fibra, evitando assim possíveis falhas catastróficas. As forças de ligação adesiva entre a matriz e fibra devem ser

grandes com o objetivo de minimizar o descolamento das fibras, pois o limite de resistência à ruptura dependerá desta ligação (CALLISTER, 2002).

Normalmente metais e polímeros são utilizados como matrizes devido à característica de ductilidade existente nestes materiais, e desejáveis para o material compósito. Os metais utilizados incluem o alumínio e cobre, enquanto no caso dos polímeros incluem-se os termoplásticos e termorrígidos (CALLISTER, 2002).

A utilização de polímeros termoplásticos reforçados com fibras vem crescendo no mercado aeroespacial, em virtude de possuir características que reduzem a fadiga do material, elevada resistência ao fogo, baixa absorção de umidade, boa resistência a trabalho em temperaturas elevadas, e ao mesmo tempo possui propriedades mecânicas semelhantes ou superiores às obtidas pelos compósitos termorrígidos. No mercado aeronáutico sua utilização é promissora na fabricação de fuselagens, podendo ter uma redução de cerca de 25% em seu peso se comparado com peças de estruturas metálicas (MIRABEL e BOTELHO, 2000).

Os termoplásticos podem ainda ser fundidos e solidificados várias vezes.

As resinas termorrígidas são as mais utilizadas na fabricação de compósitos estruturais, devido a sua estrutura composta por moléculas quimicamente unidas através de ligações cruzadas, resultando em uma rede tridimensional rígida. Isto proporciona ao material elevada resistência mecânica (MAZALI, 2003; LEVY-NETO e PARDINI, 2006).

As resinas termorrígidas geralmente são líquidas e após a cura tornam-se infusíveis.

Na indústria aeronáutica, podemos destacar as principais resinas termorrígidas, conforme descritas na Tabela 4.

Tabela 4 - Principais resinas termorrígidas e sua utilização na indústria aeronáutica (NIU, 1988).

RESINAS TERMORRÍGIDAS					
Propriedades	Poliéster	Epóxi	Fenólica	Bismaleimida	Poliamida
Processamento	Fácil	Fácil	Difícil	Fácil	Difícil
Propriedades Mecânicas	Ruim	Excelente	Ruim	Bom	Bom
Resistência ao Calor	180°F	200°F	350°F	350°F	500-600°F
Resistência à Delaminação	Ruim	Bom	Ruim	Ruim	Bom
Aplicação	Usada em Estruturas Secundárias e interiores, principalmente com fibras de vidro.	Usada principalmente em estruturas primárias. Muito utilizada com fibra de carbono	Usada em interiores devido à sua resistência à chama, principalmente com fibra de vidro.	Alternativo à resina epóxi, porém com baixa resistência à delaminação.	Usada especialmente em aplicações de alta temperatura

2.6.3 Tipos de reforços

Como visto na Figura 9, existem tipos diferentes de reforços que são utilizados na fabricação de materiais compósitos: reforços de partícula, de fibra e estrutural. A escolha do tipo de reforço, combinado com a matriz a ser utilizada, não pode ser feita de forma aleatória, pois esta combinação dependerá do tipo de propriedade e característica que se pretende obter com o material.

No que diz respeito à resistência mecânica, os reforços de fibra são os mais empregados na fabricação de materiais compósitos, devido a seu tamanho, o seu efeito macroestrutural e o efeito geométrico (BURZELLI, 2006).

Em virtude das fibras serem as mais utilizadas quando pensamos em resistência mecânica, podemos observar na Tabela 5 as principais fibras de reforços utilizadas para a fabricação de material compósito.

Tabela 5 - Propriedades de fibras de reforço para materiais compósitos (MATTHEUS e RAWLINGS, 1994).

FIBRA	MASSA ESPECÍFICA ρ (g/cm³)	MÓDULO DE YOUNG E_f (GPa)	RESISTÊNCIA À TRAÇÃO σ_f (MPa)
Fibra de vidro (tipo E)	2,54	70	2200
Aramida (Kevlar 49)	1,45	130	2900
SiC (Nicalon)	2,60	250	2200
Alumina	3,90	380	1400
Boro	2,65	420	3500
Polietileno com alto peso molecular	0,97	172	2964
Carbono	1,86	380	2700

Quanto aos tipos de fibras descritas na Tabela 5, serão descritas algumas características das fibras mais usuais no setor aeronáutico: Fibra de Vidro, Aramida (Kevlar), Boro e Carbono (HANDBOOK FAA-H-8083-31, 2012).

Fibra de Vidro:

Compósitos que empregam fibras de vidro são bastante utilizados em estruturas de importância secundária de aeronaves de asas fixa (avião), tais como; Carenagens, portas e asas. A fibra de vidro também tem um papel importante na aplicação de aeronaves de asas rotativas (helicópteros). Vários tipos de fibras de vidro são usadas na indústria aeronáutica, o “Electrical Glass”, conhecido comercialmente como E-glass é indicado para aplicações elétricas, possui uma alta resistência na passagem de corrente elétrica e é constituído a partir

do vidro borossilicato, material resistente ao calor. S-glass e S2-glass são identificados como fibra de vidro estrutural, na qual possui mais resistência que o E-glass. O S-glass é fabricado a partir dos materiais magnésio-alumina-silicato. As principais vantagens da fibra de vidro são: possuir menor custo em comparação com outros reforços fibrosos, resistência à corrosão galvânica e química e excelentes propriedades elétricas. A fibra de vidro tem aparência branca e é fabricado em tecido seco ou pré-impregnado com resina.

Aramida (Kevlar):

A fibra de Aramida ou Poliaramida, mais conhecida como Kevlar, é uma marca registrada da fabricante DuPont. As fibras de Aramida são leves e resistentes, existindo dois tipos aplicados na indústria aeronáutica, a Kevlar 49 e a 29. A primeira possui alta rigidez e a segunda baixa rigidez. Uma das vantagens da fibra de aramida é a alta resistência ao impacto, desta forma sua aplicação é direcionada em áreas com maior probabilidade de danos durante o serviço. A principal desvantagem é que a fibra de aramida é frágil em compressão. Além disso, as peças fabricadas com este material devem ser protegidas do ambiente em virtude da absorção de água que chega a ser até oito por cento do seu peso. Outra desvantagem é que este material torna difícil as operações de furação e corte de peças.

A fibra de aramida é usada normalmente como proteção balística na aviação militar, tem tonalidade amarela e pode ser fabricada na forma de tecido seco ou pré-impregnado com resina. As fibras de aramida são dimensionadas pelo peso e não por números de fibras como é o caso das fibras de vidro e carbono.

Carbono:

As fibras de carbono são cerca de 3 a 10 vezes mais rígidas e fortes em comparação a fibra de vidro, são utilizadas em aplicações estruturais em aeronaves, como por exemplo, nas vigas de piso, estabilizadores, fuselagem primária e na estrutura da asa. Tem como principais vantagens sua alta resistência à tração e corrosão. Como desvantagens, menor condutividade elétrica do que o alumínio, desta forma proteções contra descargas atmosféricas são necessárias para aplicações sujeitas à queda de raios, alto custo e quando utilizada com elementos de fixação de metal e estruturas pode causar corrosão galvânica.

A fibra de carbono tem aparência cinza ou preta e pode ser fabricada na forma de tecido seco ou pré-impregnado com resina.

Boro:

As fibras de boro são materiais rígidos, tem uma elevada resistência à tração e compressão. Possuem diâmetros relativamente largos, são pouco flexíveis e estão disponíveis apenas na forma de tecido pré-impregnado.

As fibras de boro são normalmente empregadas no reparo de painéis de alumínio com trincas, devido à sua expansão térmica ser próxima a do alumínio, além do baixo risco de corrosão galvânica entre eles. Algumas das desvantagens da fibra de boro é que possui difícil utilização em painéis de superfície arredondada, além de ser um material muito caro. Sua aplicação concentra-se no segmento de aviação militar.

2.6.4 Fibras pré-impregnado

Componentes estruturais, que anteriormente eram fabricados em metais, como o alumínio, titânio e aços especiais, estão cada dia mais sendo fabricadas com a utilização de materiais pré-impregnados (RASHKOVAN, 1997).

O material pré-impregnado, mais conhecido como “prepreg”, é o termo utilizado na indústria para descrever os reforços com fibras impregnadas com resina polimérica parcialmente curada. O material é disposto de forma de tecido que é utilizado para moldagem da peça sem adição de resina (CALLISTER, 2002).

Em temperatura ambiente a matriz termorrígida sofre reações de cura e desta forma o material pré-impregnado necessita ser armazenado em temperatura menor ou igual a 0°C. Em virtude destas reações, deve ser feito o controle de tempo que o material está em uso a temperatura ambiente. Caso este controle seja respeitado e o material seja corretamente manipulado, a vida útil pode chegar em média a seis meses ou mais. A fabricação do material pré-impregnado pode ser feita utilizando resinas termoplásticas como também termorrígidas, os principais reforços utilizados são: a fibra de vidro, aramida e a fibra de carbono (CALLISTER, 2002).

Os materiais pré-impregnados podem ser encontrados na forma de fitas unidirecionais, tecidos, fio contínuo e material picado. O “prepreg” é curado em temperaturas elevadas, na faixa de 121°C ou 177°C. Neste processo podem ser utilizados autoclave, forno ou um cobertor térmico (HANDBOOK FAA-H-8083-31, 2012).

2.6.5 Fibras pós-impregnadas (tecido seco)

As fibras de tecido seco, como por exemplo, as de vidro, aramida e carbono, são empregadas normalmente para reparo de aeronaves. Neste caso o tecido seco é impregnado por resina antes do início do reparo. A grande vantagem da utilização do tecido seco é que tanto o tecido como a resina podem ser armazenados por um longo tempo na temperatura ambiente (HANDBOOK FAA-H-8083-31, 2012).

Os compósitos fabricados com tecido seco podem ser curados tanto em alta temperatura, para acelerar o processo e aumentar a resistência, como em temperatura ambiente. Algumas das desvantagens de se utilizar tecido seco são as dificuldades de posicionamento durante o processo de laminação, e as propriedades mecânicas relativamente menores, em comparação ao uso de fibras pré-impregnadas.

2.7 Desenvolvimento do material híbrido

2.7.1 Histórico dos compósitos híbridos Laminado Fibra Metal (LFM)

Com o desenvolvimento da Mecânica da Fratura nos últimos anos um novo conceito de projeto que incorpora a tolerância ao dano foi introduzido no projeto aeronáutico. Esta nova filosofia foi oficialmente introduzida pela força aérea americana em 1974. Quatro anos mais tarde, a autoridade de aviação civil americana “Federal Aviation Administration (FAA)”, publicou uma nova regulamentação conhecida como “Federal Airworthiness Regulations (FAR)” parte 25.571, contendo regras para a avaliação e certificação de estruturas de aeronaves na categoria de transporte levando em consideração os aspectos referentes à tolerância ao dano e fadiga. A autoridade da aviação civil europeia “European Aviation Safety Agency (EASA)”, também adotou esta nova filosofia de projeto e publicou o “Joint Airworthiness Requirements (JAR)” parte 25.571 (ASUNDI e CHOI, 1997).

No que diz respeito ao projeto de uma aeronave, o peso de sua estrutura tem significativo efeito no desempenho de voo, na capacidade de transporte e no consumo de combustível, ou seja, o peso estrutural tem significativa importância. A razão da carga máxima transportada dividida pelo peso máximo de decolagem é a medida para identificar a eficiência da aeronave, a qual obviamente melhora com a diminuição do peso de sua estrutura. Com o objetivo de encontrar uma forma de tornar a estrutura da aeronave mais leve, projetos relacionados aos esforços de sua estrutura tiveram que ser adotados, e conseqüentemente, materiais com alta resistência passaram a ser necessários (ASUNDI e CHOI, 1997).

O projeto de uma estrutura de aeronave moderna demanda tipos de materiais diferenciados. Um dos mais importantes aspectos em um projeto de fuselagem é considerar o aparecimento de uma trinca resultante da fadiga, dentro de um intervalo de inspeção, antes de alcançar um comprimento considerado crítico que possa causar uma falha catastrófica. O período considerado como modo de falha seguro (“fail-safe”) corresponde ao intervalo entre inspeções. A periodicidade entre as inspeções é definida em função da taxa de redução da resistência residual (“residual strength”), da taxa de propagação da trinca e do critério definido do modo de falha seguro, são os fatores que limitam a resistência residual para o limite de carga estabelecido pela autoridade civil. Isto significa que a trinca que se inicia após uma inspeção não pode se tornar crítica. A resistência residual não deve diminuir abaixo da carga definida em projeto como modo de falha seguro, antes da próxima inspeção na qual a trinca deve ser detectada. De qualquer modo, uma estrutura que contém características de tolerância ao dano por longo período é mais eficiente do que aquelas que dependem de um programa de inspeção. Infelizmente acidentes catastróficos ainda ocorrem em serviço e é muito difícil identificar a principal causa destas falhas (ASUNDI e CHOI, 1997).

Abaixo estão descritas as três principais soluções possíveis para este problema:

- 1- Períodos de inspeção curtos, os quais implicam em uma menor utilização da aeronave.
- 2- Redução do cálculo de tensão permitido, resultando em uma construção mais “pesada”.
- 3- Desenvolvimento de novos materiais que possam ser empregados nas aeronaves, com uma melhor resistência a fadiga e com menor massa específica.

Neste contexto fica claro que a última opção se torna mais atrativa, levando em consideração a segurança e os aspectos econômicos. O objetivo principal de um bom projeto de fadiga usando novos materiais considerados aeronáuticos é obter um intervalo de modo de falha seguro igual ao tempo de vida da aeronave. O consumo de combustível e o custo de manutenção são dois aspectos decisivos e com isso esforços têm sido feitos para o desenvolvimento de novos materiais para obter uma economia de peso combinada com uma diminuição em tarefas de manutenção (ASUNDI e CHOI, 1997).

Nas últimas três décadas, o que mais se buscou foi a diminuição do peso das peças aeronáuticas, ou seja, o desenvolvimento e aplicação de novos materiais que pudessem ser substituídos pelos materiais normalmente empregados (liga de alumínio) em estruturas de aeronaves (REMMERS e BORST, 2001).

Os LFM's consistem em finas camadas de lâminas de alumínio de alta resistência coladas de forma alternada por camadas de fibras reforçadas por adesivo epóxi. Esta combinação resulta em um material que combina as melhores características do material compósito e do metal, sem compartilhar as desvantagens individuais. O LFM proporciona um alívio de peso se comparado com a mesma aplicação onde é utilizado somente material metálico. Outra característica importante é que com a aplicação do LFM a quantidade de material necessária para fabricar uma determinada peça ou conjunto pode diminuir drasticamente levando em consideração a mesma comparação feita anteriormente. Isto pode proporcionar um ganho nos custos referentes à mão-de-obra, que pode compensar o alto custo do material. Estas características, em conjunto com a resistência a fadiga e tolerância ao dano que o material possui a corrosão e a resistência à propagação de chamas, faz do LFM uma excelente opção para substituição de materiais para estruturas de aeronaves (VOGELESANG et al, 1986).

Por esta razão vários esforços foram feitos no desenvolvimento de materiais e como consequência diversos tipos de LFM's foram criados e que hoje são empregados. Na Figura 10 é possível entendermos como os LFM's estão definidos e agrupados.

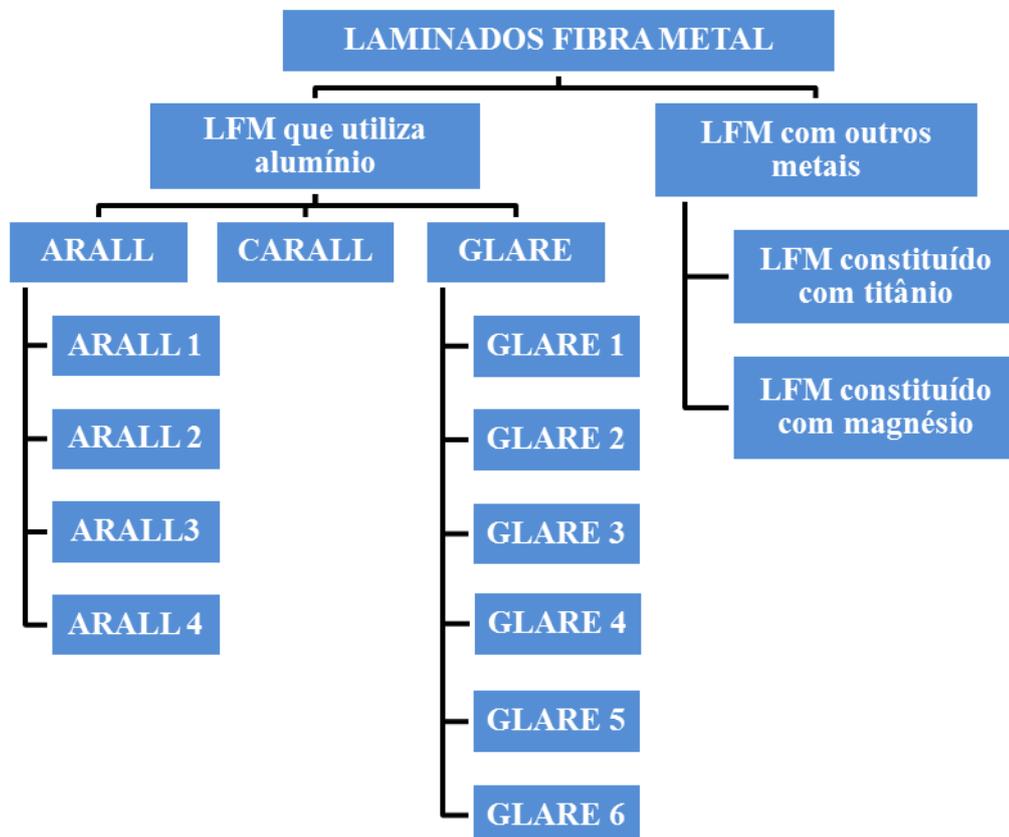


Figura 10: Classificação dos LFM's baseado na camada de metal - adaptado (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

O início do desenvolvimento dos LFM's se concretizou através da parceria entre a universidade - *Technische Universiteit Delft* e a empresa ALCOA, em 1980. O primeiro material formado por fibra metal compósito era constituído por lâminas de alumínio e camadas de fibra de aramida, mas conhecida como *Aramid Reinforced Aluminium Laminate* (ARALL) (VOGELESANG e VLOT, 2000).

2.7.2 Compósito híbrido alumínio/aramida/epóxi (ARALL)

O ARALL é constituído por fibras de aramida umedecidas por um adesivo epóxi estrutural, inseridas entre camadas de alumínio de espessura fina, conforme podemos observar na Figura 11. Esta estrutura permite combinar a alta resistência do metal (camadas de alumínio) com a força das fibras (camada de aramida), formando assim um novo material compósito com um conjunto único de propriedades (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

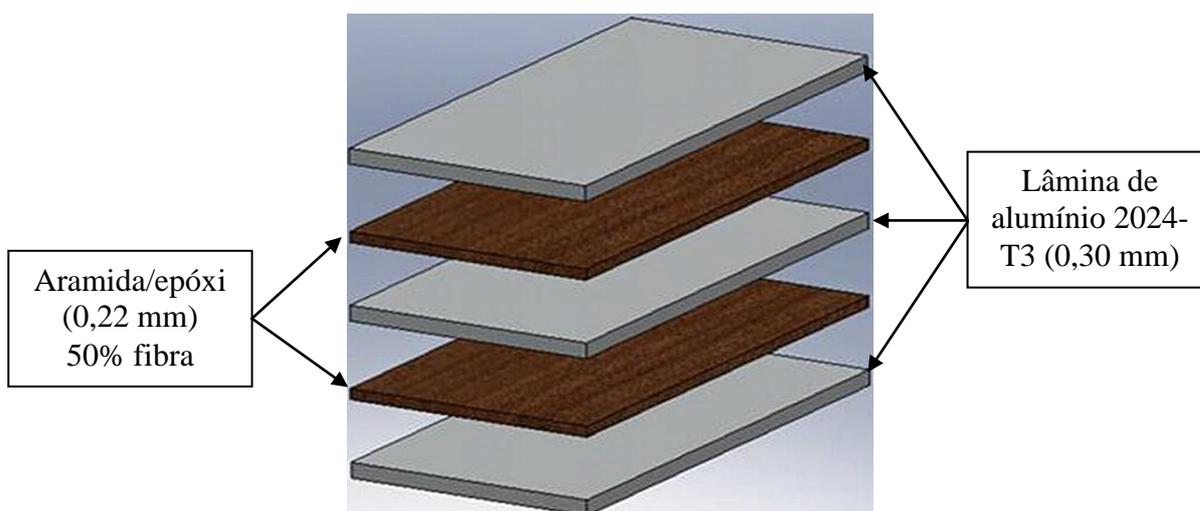


Figura 11: Representação do material LFM (ARALL 2) - adaptado (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

Os compósitos ARALL oferecem muitas vantagens, como por exemplo, alta resistência, excelentes propriedades relacionadas à fadiga e ductilidade, proporcionando assim facilidade e rapidez na conformação (LEE, 1996; VILLANUEVA et al, 2004; BOTELHO et al, 2006).

Para um projeto estrutural ideal, é preciso desenvolver novos materiais, nos quais seja possível combinar a alta resistência, baixa massa específica e um alto módulo de elasticidade, objetivando assim melhorias na resistência, corrosão e propriedades de fadiga. Materiais compósitos reforçados por fibra atingem quase que na totalidade estas demandas, exceto para a propriedade de resistência a fratura (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

Em 1984 duas patentes foram aceitas para uma produção piloto de quatro diferentes tipos de ARALL pela companhia ALCOA. A Tabela 6 sintetiza os diferentes tipos existentes de ARALL.

Tabela 6 - Compósitos ARALL comercializados (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011)

	Tipo do Metal	Espessura do Metal (mm)	Camada da Fibra (mm)	Direção da Fibra (°)	Características Predominantes
ARALL 1	7075-T6	0,3	0,22	0/0	Fadiga e resistência
ARALL 2	2024-T3	0,3	0,22	0/0	Fadiga e formabilidade
ARALL 3	7475-T76	0,3	0,22	0/0	Fadiga, resistência e exfoliação
ARALL 4	2024-T8	0,3	0,22	0/0	Fadiga e resistência à temperatura elevada

Todos os quatro tipos de ARALL utilizam um sistema de adesivos termofixos impregnados, na razão de peso de 50:50 de fibras de ARALL unidirecionais e resina. As fibras são orientadas paralelamente a direção de laminação da folha de alumínio. O ARALL é produzido sob um controle de qualidade severo. O laminado de alumínio é tratado superficialmente pelo processo de anodização, seguindo os requisitos definidos pela indústria aeroespacial. Referente ao tratamento superficial empregado, tanto a anodização em ácido fosfórico, como a anodização em ácido crômico são utilizadas. A Tabela 7 sintetiza os diferentes parâmetros utilizados na fabricação do ARALL (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

Tabela 7 - Parâmetros de fabricação do ARALL (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011)

	Tipo do Metal	Resina Utilizada	Temperatura de cura	Alongamento	Característica
ARALL 1	7075-T6	AF-163-2	120°C	0,4% alongamento permanente	Resistência superior à fadiga Elevada resistência
ARALL 2	2024-T3	AF-163-2	120°C	Com ou sem 0,4% de alongamento	Excelente resistência à fadiga Aumento da conformabilidade Tolerância ao dano
ARALL 3	7475-T76	AF-163-2	120°C	0,4% alongamento permanente	Resistência superior à fadiga Espessura controlada
ARALL 4	2024-T8	AF-191	175°C	Com ou sem 0,4% de alongamento	Excelente resistência à fadiga Elevada resistência à temperatura

Todo o desenvolvimento do ARALL foi pensando na aplicação do painel da asa do Fokker 27, bem como na porta de carga do Boing C-17. Com o avanço no desenvolvimento de diferentes tipos de ARALL, foi possível ampliar o campo de aplicação deste material. O ARALL já foi usado na fuselagem e na estrutura da asa em aplicações aeronáutica/aeroespacial e também em material balístico para aplicação militar (VLOT et al., 2001; ALDERLIESTEN, 2009; SINMAZÇELIK, et al., 2011).

De acordo com Vermeeren (1992), além das vantagens já descritas, é possível identificar algumas desvantagens:

- 1- A interface fibra / adesivo tem baixa resistência. Desta forma, não é possível produzir um ARALL com volume de fibra na fração acima de 50% com aceitável resistência ao descascamento e uma satisfatória propriedade de corte interlaminar.
- 2- Fissuras nas camadas das fibras ocorrem sob algumas cargas de fadiga na condição ($R=0$), embora mesmo com esta característica, seu desempenho ainda é considerado melhor que a liga de Al 2024.
- 3- O caráter anisotrópico do ARALL com fibras unidirecionais proíbem a aplicação em painel de fuselagem, onde esforços biaxiais ocorrem.
- 4- A fibra de ARALL tem uma resistência ao entalhe relativamente baixa, se comparada com a liga de alumínio monolítico.

2.7.3 Compósito híbrido alumínio/fibra de carbono/epóxi (CARALL)

O CARALL (*Carbon fibre Reinforced Aluminium Laminate*) foi desenvolvido como uma melhoria do laminado ARALL, consiste no uso de fibra de carbono pré-impregnado ao invés da aramida, intercaladas por lâminas de alumínio, conforme pode ser observado na Figura 12. O CARALL possui um maior módulo, porém uma menor resistência ao impacto em relação ao ARALL, referente à resistência a fadiga seu melhor desempenho se dá com valores de maiores ciclos (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

O CARALL é fabricado de forma semelhante aos laminados fibra-metal ARALL e o GLARE. Antes da cura, as superfícies de alumínio são tratadas de forma a adquirir uma ideal adesão entre o próprio alumínio e a resina epóxi. Sua cura se dá normalmente por uma prensagem a quente. A combinação de alta rigidez e resistência ao impacto proporciona ao CARALL uma grande vantagem para aplicações espaciais (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

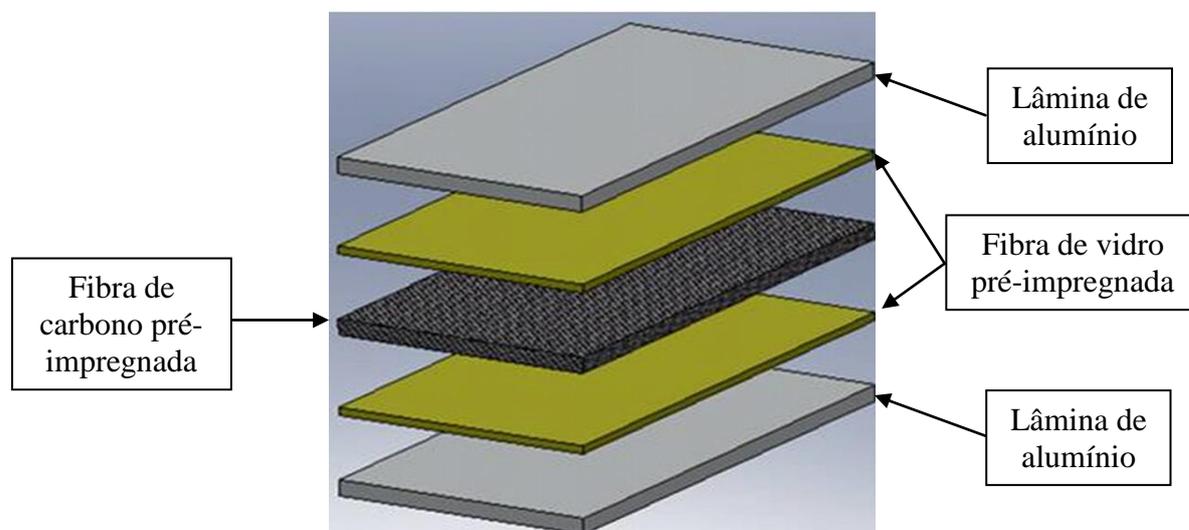


Figura 12: Ilustração do laminado CARALL - adaptado (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

Na Figura 12, ilustra o CARALL com a aplicação de fibra de vidro. A fibra de vidro tem a função de prevenir a corrosão galvânica entre a fibra de carbono e a lâmina de alumínio. Entretanto, esta configuração resulta na redução de propriedades mecânicas quando comparado ao CARALL sem as camadas de fibra de vidro. (VLOT, 2001).

2.7.4 Compósito híbrido alumínio/fibra de vidro/epóxi (GLARE)

Buscando a melhoria do ARALL como uma opção para a diminuição do peso das aeronaves, houve entre os anos 1990 e 1991 o desenvolvimento e o início da comercialização do GLARE numa parceria entre a Universidade Técnica de Delft, AKZO e ALCOA (VLOT et al., 2001; SINMAZÇELIK, T. et al., 2011).

De acordo com Asundi e Choi (1997), o laminado GLARE foi desenvolvido para obter um material com alta resistência ao crescimento de trinca por fadiga sem que ocorresse falha nas fibras, e uma melhor resistência ao entalhe através de fibras posicionadas de forma biaxial. Como resultado, o GLARE pode ser utilizado na estrutura de aeronaves, de forma a diminuir o peso, melhorar a segurança, aumentar a resistência a fadiga, além de apresentar maior facilidade de reparo, excelente tolerância ao dano e um ciclo de produção mais simplificado.

O GLARE é constituído feito de camadas de alumínio de 0,3 a 0,5mm de espessura, reforçadas por camadas de tecidos de fibras de vidro entre 0,25 a 0,5mm de espessura, pré-impregnados por resina epóxi (SINKE, 2003). A Tabela 8 detalha os diferentes tipos do LFM GLARE.

A característica principal do laminado GLARE pode ser traduzida em redução do peso quando aplicado em estruturas das aeronaves, combinado com a economia na produção e manutenção. Pesquisas tem demonstrado que o laminado GLARE pode ser usinado em muitas formas em comparação com a tradicional liga de alumínio (ASUNDI e CHOI, 1997).

Uma possível desvantagem do GLARE é a baixa dureza se comparado com a liga de alumínio monolítica e o ARALL, bem como o alto preço do material que é também um obstáculo para substituir definitivamente a liga de alumínio. O laminado GLARE possui o metro quadrado praticamente dez vezes mais caro do que o Al 2024-T3 (ASUNDI e CHOI, 1997).

GLARE faz parte da família LFM, é constituído por alternadas camadas unidirecional de fibra de vidro pré-impregnada, inseridas entre camadas de alumínio de espessura fina, conforme podemos observar na Figura 13.

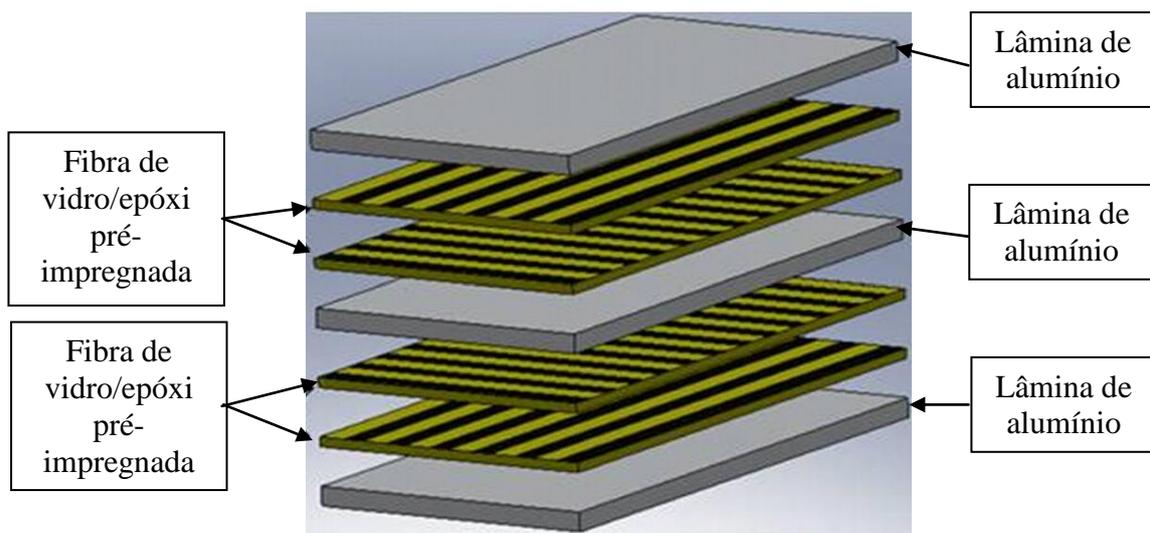


Figura 13: Ilustração do laminado GLARE - adaptado (SINMAZÇELIK, T. et al, 2011).

A maior diferença do GLARE em comparação ao ARALL é que o GLARE é constituído por fibras de vidro enquanto o ARALL por fibras de aramida, esta diferença proporciona ao GLARE propriedades superiores. Na Tabela 9, é possível verificar algumas das vantagens e desvantagens entre os dois LFM's.

Tabela 8 - Diferentes tipos de GLARE e suas características predominantes - adaptado (VLOT, 2001)

Grade	Tipo	Espessura do Metal (mm) e liga	Orientação * da camada de fibra/epóxi **	Características Predominantes
GLARE 1	-	0,3-0,4 7475-T761	0/0	Fadiga, tração e escoamento
GLARE 2	2A	0,2-0,5 2024-T3	0/0	Fadiga e tração
	2B	0,2-0,5 2024-T3	90/90	Fadiga e tração
GLARE 3	-	0,2-0,5 2024-T3	0/90	Fadiga e impacto
GLARE 4	4A	0,2-0,5 2024-T3	0/90/0	Fadiga e tração na direção 0°
	4B	0,2-0,5 2024-T3	90/0/90	Fadiga e tração na direção 90°
GLARE 5	-	0,2-0,5 2024-T3	0/90/90/0	Impacto
GLARE 6	6A	0,2-0,5 2024-T3	+45/-45	Cisalhamento
	6B	0,2-0,5 2024-T3	-45/+45	Cisalhamento

* A direção de laminação do alumínio é igual para todos os compósitos e definida como 0°. A direção transversal à laminação é 90°.

** O número de orientação nesta coluna é igual ao número de prepreços (espessura nominal 0,127 mm) em cada camada.

Tabela 9 - Vantagens e desvantagens entre ARALL e GLARE (MOUSSAVI-TORSHIZI et al, 2010; SINMAZÇELIK, T. et al, 2011)

Fibras	Vantagens	Desvantagens	LFM
Aramida	Excelente dureza	Material de difícil conformação, flambagem, cargas de compressão e tensão transversal	ARALL
	Excelente resistência à fadiga em tensão e flexão	Absorve a Umidade.	
	Alto modulo de Young	Não formam ligações com outros materiais compósitos	
Fibra de Vidro	Baixo peso		GLARE
	Alta resistência à tração	Peso elevado	
	Alta resistência à falha	Baixa rigidez	
	Não absorve umidade		

O GLARE tem como característica a maior adesão entre seus materiais constituintes, ou seja, da camada de alumínio e com a fibra de vidro, se comparada ao ARALL. Além disso, as fibras de vidro possuem uma maior resistência à compressão. O GLARE ainda apresenta maior resistência à tensão e compressão, melhor comportamento ao impacto e melhor resistência residual. Como o GLARE tem uma melhor adesão entre a fibra de vidro e a resina,

isso faz com que este material possa ser desenvolvido para suportar tensões biaxiais onde em algumas construções esta característica do material seja importante, desta forma faz com que estas características que o GLARE possui o tornam um material com uma vasta gama de aplicação (ASUNDI e CHOI, 1997).

Atualmente, o material compósito GLARE é comercializado em seis diferentes tipos, conforme demonstrado na Tabela 8. Eles são todos baseados em fibras de vidro unidirecionais incorporados com resina adesiva epóxi, resultando em material chamado pré-impregnado com um volume de fibra na fração de 60%. O processo de fabricação do compósito pré-impregnado, consiste em diferentes orientações da fibra de vidro entre as camadas de alumínio, resultando assim nos diferentes tipos de GLARE. Os compósitos GLARE 1, GLARE 2, GLARE 4 e GLARE 5, possuem as camadas fibra/resina empilhadas simetricamente. No caso do compósito GLARE 3 tem as camadas de fibra cruzadas e empilhadas mais próxima das camadas externas de alumínio, em relação ao sentido de laminação do alumínio. O compósito GLARE 6, suas camadas são empilhadas a +45 e -45 (BOTELHO, 2006).

O GLARE é produzido com uma tecnologia de colagem padrão, com um ciclo de cura de 120°C em autoclave. Isto resulta num sistema de tensão residual ao longo da espessura do material, com uma pequena tensão de tração nas camadas de alumínio e de compressão nas fibras, o que não é bom para o comportamento de fadiga. Esta desvantagem do material pode ser resolvida com uma operação de alongamento após o ciclo de cura que pode reverter o sistema de tensão residual, portanto a tensão de tração ocorre nas fibras e de compressão nas camadas de alumínio. Entretanto, esta operação de alongamento causa um custo extra de produção e torna o processo impraticável para painéis de grandes larguras (SINMAZÇELIK et al., 2011).

Devido sua combinação de propriedades, o compósito GLARE pode ser utilizado em uma variedade de aplicações, porém tem sido utilizada praticamente no setor aeroespacial.

2.7.5 Processamentos de compósito híbridos via processo VARTM

Em virtude dos altos custos envolvidos na produção do GLARE, a NASA Langley Research Center desenvolveu um material similar, utilizando tecidos secos no processo VARTM. O processo VARTM tem a vantagem de ser mais econômico durante o processo de fabricação do material híbrido, bem como, não possui limitações dimensionais devido ao fato de não utilizar autoclave em seu processo (BAUMERT, 2011).

O VARTM foi desenvolvido como uma variável do processo “*Resin Transfer Molding* (RTM)”, para reduzir os custos e as limitações de projeto associados com os meios necessários de fabricação. Uma das principais diferenças entre o processo VARTM em comparação com o RTM é que a metade superior do molde é substituída por um saco de vácuo. Isto elimina a necessidade de fazer um molde metálico (SONG, 2003). A Figura 14 mostra o esquema do processo RTM, enquanto a Figura 15 mostra o esquema do processo VARTM.

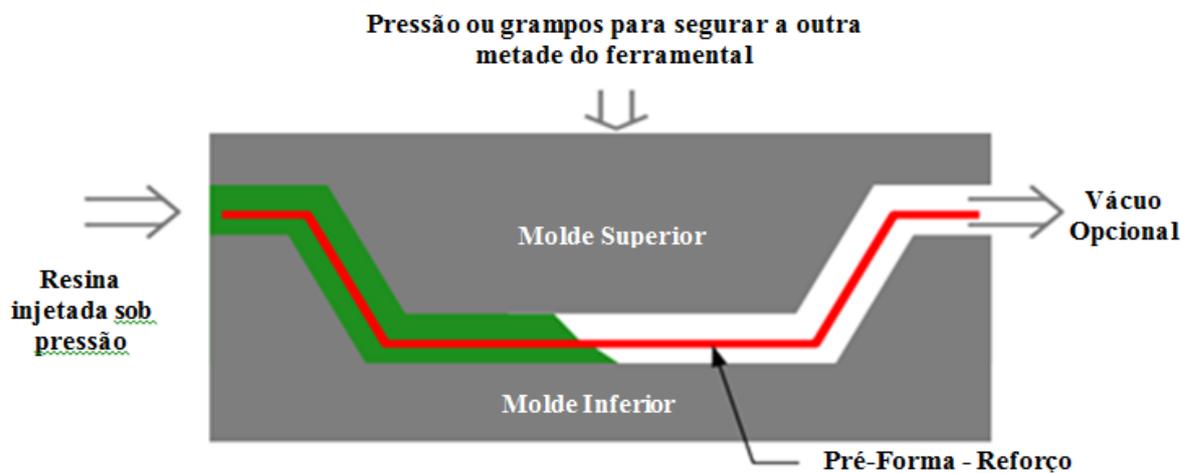


Figura 14: Diagrama esquemático de um processo RTM tradicional – adaptado (Song, 2003)

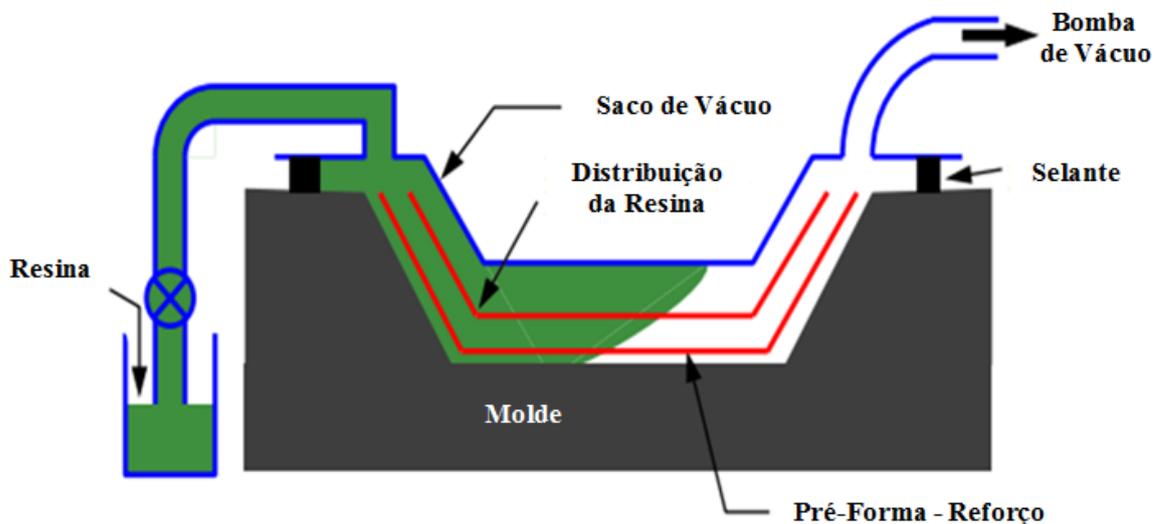


Figura 15: Diagrama Esquemático do processo VARTM – adaptado (Song, 2003)

Conforme Song (2003), o funcionamento do processo VARTM, consiste basicamente nas seguintes etapas:

- 1- A bomba de vácuo é ligada para que o ar existente dentro da bolsa possa ser eliminado.
- 2- Após o sistema ser estabilizado e todo o ar da bolsa ter sido eliminado, o fluxo de resina é iniciado com uma pressão de 1 atm, com o objetivo de impregnar o material e compactar o pré-molde na fração de volume desejada.
- 3- O vácuo é mantido por um determinado tempo até que toda fibra tenha sido impregnada pela resina utilizada.
- 4- A peça é curada em temperatura ambiente ou em uma estufa, conforme a necessidade.

O processo VARTM, como dito anteriormente, oferece várias vantagens, como por exemplo: menor custo de ferramental e menor tempo de start-up, devido a não necessidade da parte superior do molde. Esta flexibilidade proporciona a fabricação de peças sem limitações dimensionais. Como todo processo algumas desvantagens também são observadas. É um processo relativamente complexo para obtenção de um bom desempenho, bem como atingir espessuras homogêneas com a utilização de saco de vácuo é mais difícil (SONG, 2003).

Os principais fatores que determinam a qualidade das peças fabricadas pelos processos RTM / VARTM são o grau de impregnação da fibra e o comportamento térmico do processo. Uma baixa impregnação causa formação de vazios na peça fabricada afetando assim as propriedades mecânicas. O comportamento térmico durante o processo influencia a tensão residual final e o empenamento do produto (YOUNG, 2013).

2.8 Desempenho mecânico dos compósitos híbridos

Apesar de ser um material mais caro que o alumínio, o material híbrido se destaca pelo seu desempenho mecânico superior. Para se obter um máximo desempenho mecânico nos LFM, alguns fatores são importantes: a escolha do material, o ambiente de processamento, característica dos ferramentais, processo de laminação e as técnicas de inspeção e de caracterização mecânica. Referente às técnicas de inspeção, alguns ensaios são definidos para verificar a qualidade do material fabricado. Neste contexto se destacam os ensaios de resistência à tração, compressão, cisalhamento interlaminar e fadiga, impacto e vibração (SILVA, 2006).

De todos os ensaios mencionados, destacam-se aqueles feito pela Boeing referente à fuselagem do 747, correspondente a uma frota de 71 aeronaves em serviço e com vida útil de

cerca de 29.500 horas, classifica os três principais danos em estrutura que ocorreram nessas aeronaves (VOGELESANG e VLOT, 2000).

- Fratura por fadiga: 396 reparos (57,6%).
- Corrosão: 202 reparos (29,4%).
- Danos por impacto: 90 reparos (13%).

2.8.1 Ensaios de tração

O ensaio de tração é uma das principais formas de avaliação das propriedades mecânicas dos compósitos estruturais. Trata-se de ensaios de curta duração, com solicitações estáticas; cujos resultados são registrados na forma de curvas tensão-deformação, das quais se obtém: módulo de elasticidade em tração, tensão e deformação no ponto de escoamento, tensão máxima, tensão e deformação na ruptura e etc. (BOTELHO, 2002).

A Figura 16 apresenta uma curva tensão-deformação típica de um material híbrido (LFM), onde a combinação do tipo de alumínio e o tipo da fibra caracterizam a curva tensão-deformação do laminado. A combinação do alumínio 2024-T3 e a fibra de vidro (S-glass) proporcionam uma segunda curva após a da obtida pelo material metálico. A segunda curva é caracterizada em virtude das propriedades da fibra. A ruptura final ocorre quando a tensão de falha da fibra é alcançada (BEUMLER, 2004).

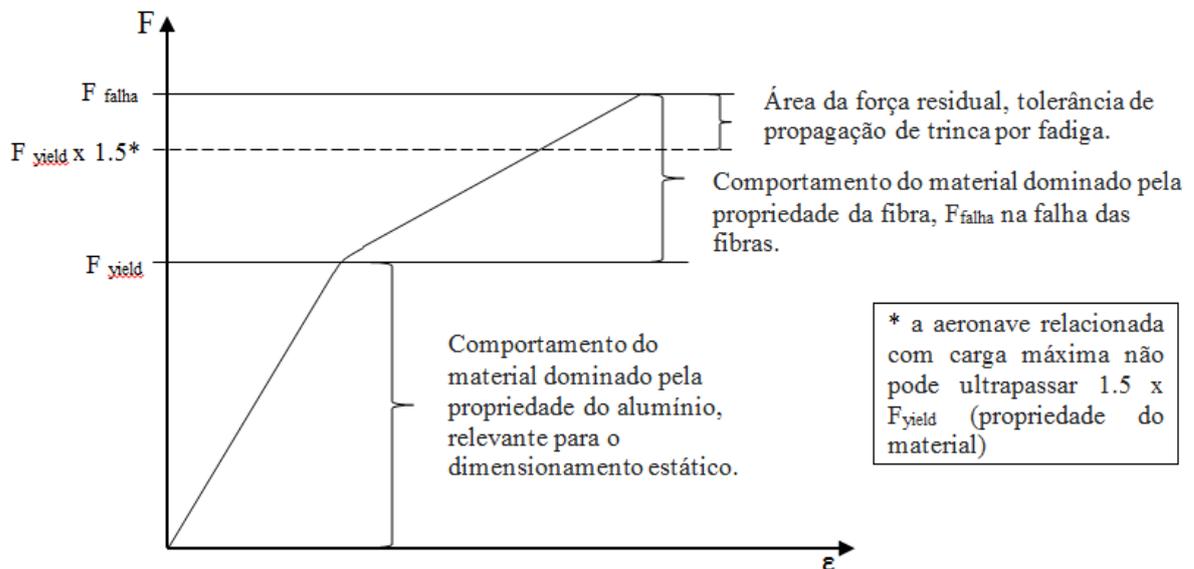


Figura 16: Curva típica tensão-deformação para LFM feito de alumínio 2024T3 e Fibra de vidro (S-glass) pré-impregnado - adaptado (BEUMLER, 2004).

2.8.2 Ensaio de cisalhamento Interlaminar

Com o desenvolvimento e a aplicação crescente do uso de materiais híbridos (fibra-metal), pesquisas são necessárias para que possamos entender cada vez melhor o comportamento do material.

Quando os materiais compósitos começaram a ganhar espaço em aplicações estruturais nas aeronaves, foi possível evidenciar que a fratura interlaminar seria um fator limitante e com isso se tornaria um dos principais modos de falha que determinariam a vida do componente. Desta forma, a análise da resistência ao cisalhamento interlaminar em materiais compósitos é de fundamental importância e deverá ser levada em consideração nos projetos de estruturas que utilizem este material (SILVA, 2006).

Considerando que os materiais híbridos (fibra-metal), são compósitos formados por metal e fibra, é de grande importância entender e conhecer o comportamento deste material quando submetidos a forças cisalhantes.

Contudo a determinação da propriedade de cisalhamento interlaminar é uma tarefa difícil, devido a sua natureza anisotrópica dos compósitos e de sua resposta não linear quando submetidos a esforços (SILVA, 2006 e LE BOURLEGAT, 2009).

O ensaio de cisalhamento interlaminar, referenciado neste estudo, segue os requisitos da norma BS EN 2563:1997, conhecido como ensaio de cisalhamento em três pontos. O ensaio é realizado aplicando uma carga, no cilindro superior, conforme podemos observar na Figura 17.

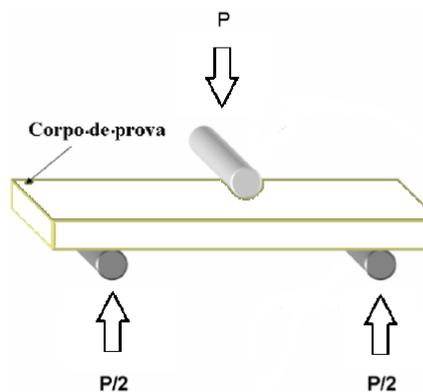


Figura 17: Desenho esquemático do ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar em três pontos, conforme norma EN 2563:1997.

De acordo com a norma EN 2563:1997, a Figura 18 mostra os diversos modos de falhas que podem ocorrer durante a realização dos testes.

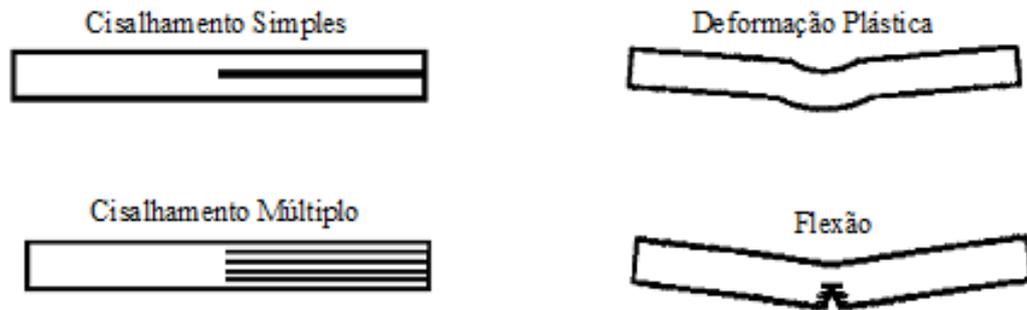


Figura 18: Validade dos diversos modos de falha possíveis de acontecer em amostras ensaiadas por cisalhamento interlaminar (EN 2563:1997)

2.8.3 Ensaio de flexão

Os ensaios de flexão são normalmente utilizados para determinar a resistência à flexão, o módulo de elasticidade à flexão (rigidez) e a deflexão máxima dos corpos de prova. No ensaio de flexão, a parte superior do material ensaiado sofre esforços de compressão, enquanto a parte inferior do material fica sujeita aos esforços de tração. Os ensaios de flexão em três pontos são utilizados em diversas pesquisas com o objetivo de testar e comparar o desempenho de materiais compósitos poliméricos reforçados com fibras de vidro, carbono e aramida, entre outros (NOGUEIRA, 2004).

A Figura 19 ilustra esquematicamente o ensaio de flexão em 3 pontos nos moldes em que foi utilizado no presente trabalho.

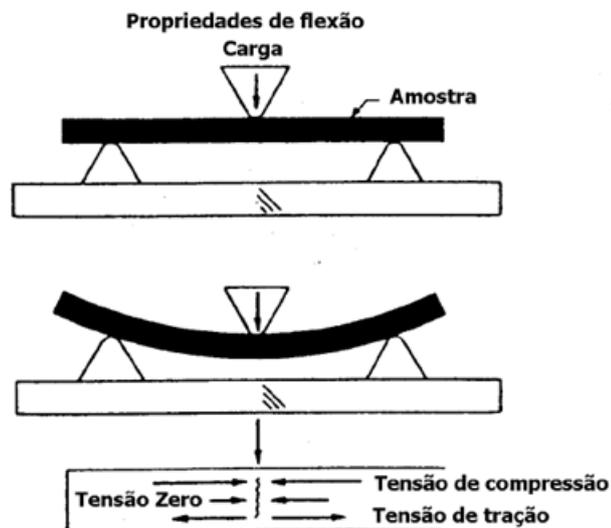


Figura 19: Esquema de um ensaio de flexão em três pontos (NOGUEIRA, 2004).

2.8.4 Ensaios de fadiga

Fadiga é um modo de falha que pode ocorrer quando um determinado material é submetido a um carregamento cíclico, por um período no qual ocorre um processo gradual e acumulativo do dano, ou seja, pelo aparecimento de micro trincas em condições de carregamento inferiores ao seu limite de escoamento. Normalmente, as trincas de fadiga são nucleadas a partir de defeitos superficiais do material que atuam como concentradores de tensão, como por exemplo: riscos, mudanças bruscas de seção, rugosidade superficial, inclusões e contornos de grãos fragilizados (CARVALHO, 1999).

Nos metais, o defeito por fadiga é causado pelo crescimento de uma trinca em sua estrutura, que se forma e se propaga ao longo de uma banda de escorregamento na superfície livre do metal. A desaceleração da trinca acontece quando esta encontra barreiras micro estruturais, tais como: inclusões não metálicas, partículas de segunda fase duras e contornos de grãos, onde a trinca pode, por algum tempo, permanecer estacionada dependendo da tensão aplicada (HANDBOOK COMMITTEE v.19, 1996).

Portanto, a resistência à fadiga dos metais pode ser definida como a resistência que o metal pode oferecer à nucleação e propagação de trincas (CARVALHO, 1999).

Nos casos dos compósitos poliméricos, os mecanismos de falhas são muito complexos se submetidos em carga de fadiga estática, em virtude de sua característica anisotrópica de resistência e rigidez. As falhas ocasionadas por fadiga são normalmente acompanhadas por danos extensivos que se multiplicam no volume da amostra, ao contrário dos materiais isotrópicos e frágeis, nos quais ocorre a formação localizada de trinca predominante simples (HANDBOOK COMMITTEE v.19, 1996).

Em virtude da anisotropia inerente ao material compósito, destaca-se a dificuldade de previsão do comportamento mecânico, devido aos diversos modos de falha existentes. A Figura 20 mostra os principais mecanismos de falhas associados a estes materiais. O mecanismo 1, conhecido como *pull-out*, retrata o arrancamento da fibra, o mecanismo 2 consiste no fenômeno de *fiber-bridging*, o mecanismo 3 descreve o modo de falha conhecido como *debonding*, ou seja, uma fraca interação reforço-matriz, o mecanismo 4 mostra a fratura da fibra e por fim o mecanismo 5, retrata a danificação da fase contínua (matriz polimérica) (ANDERSON, 1995)

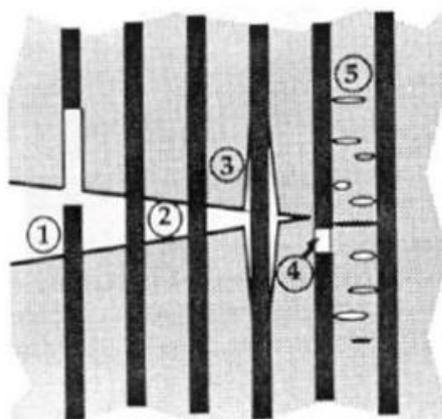


Figura 20: Modos de falha intralaminares (Anderson, 1995)

Além dos mecanismos intralaminares, como aqueles demonstrados na Figura 20, também existem os mecanismos interlaminares, onde os modos de falha são por delaminação. Nesses modos a camada adjacente se separa devido à elevada intensidade de tensões ortogonais ao plano da lâmina (ANDERSON, 1995).

Os materiais híbridos são relativamente novos na aplicação aeroespacial e tem como principal característica impedir e bloquear o crescimento de trincas por fadiga. No alumínio monolítico, uma trinca de fadiga cresce até a falha total do painel, enquanto no laminado híbrido (fibra-metal), a trinca se forma e propaga apenas na lâmina metálica (SILVA, 2006).

Durante o desenvolvimento das trincas, as fibras permanecem intactas em virtude de sua elevada resistência e tenacidade. Conforme a trinca cresce, as fibras passam a suportar uma maior fração do aumento da carga, devido ao efeito de ponte no compósito, e consequentemente diminuem a intensidade da tensão na ponta da trinca, inibindo seu crescimento (SILVA, 2006).

Em virtude da característica que o material compósito possui, é possível demonstrar através dos ensaios de fadiga mudanças de comportamento por meio de dois tipos de ensaios: ensaio de fadiga por controle de deformação e por controle de carga. Em ambos os ensaios as curvas de tensão / carga ou deformação em função do número de ciclos em fadiga ou de histerese é obtido (HODGKINSON, 2000).

No ensaio de fadiga com controle da deformação, os limites máximos e mínimos de deformação são mantidos a um valor constante. Com o crescimento dos danos e a redução da rigidez do material, é aplicada uma carga de menor intensidade ao corpo de prova para que os limites mínimos e máximos de deformação permaneçam mantidos ao longo do ensaio. No entanto o método mais utilizado em ensaio de fadiga é o de controle de carga, devido à

facilidade de obtenção de dados. Neste método, os valores mínimos e máximos da carga aplicada ao corpo de prova são mantidos constantes ao longo da ciclagem. Durante o ensaio de fadiga os valores mínimos e máximos de deformação variam em função do desenvolvimento e acúmulo de danos e também pela redução de rigidez do corpo de prova (REIFSNIDER, 1991). A Figura 21 apresenta esquematicamente as principais diferenças entre os dois métodos de ensaio de fadiga, por controle de carga e por controle de deformação para diferentes situações.

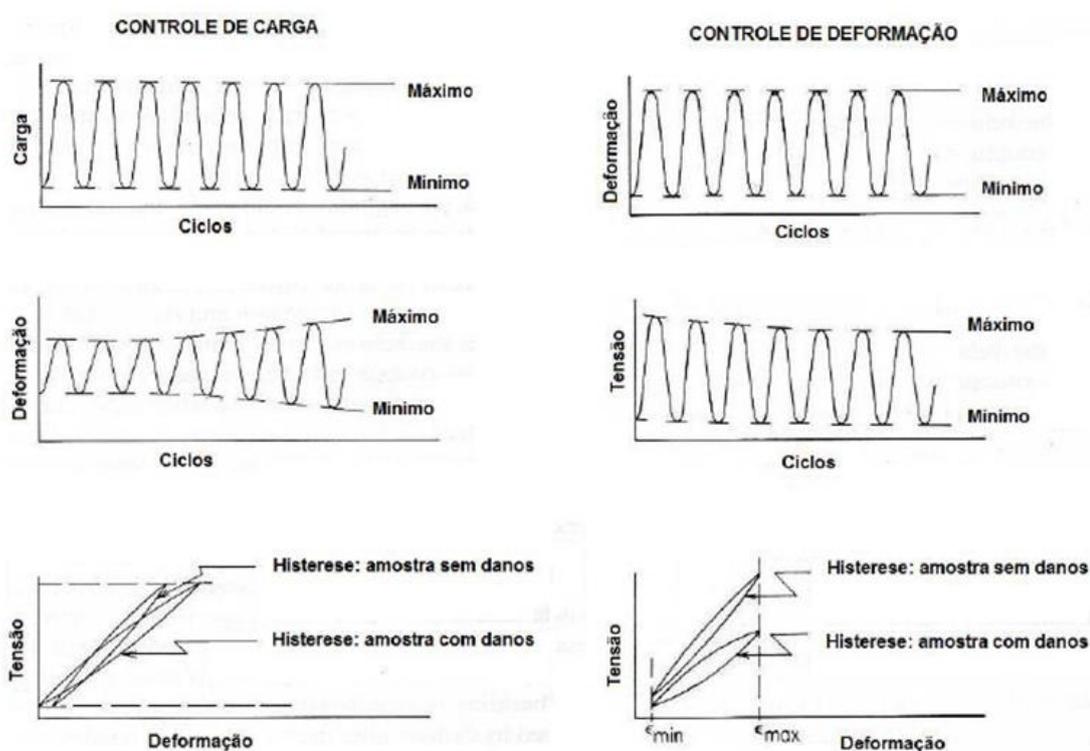


Figura 21: Diferenças entre os ensaios de fadiga com controle de carga e com controle de deformação – adaptado (REIFSNIDER, 1991).

As curvas S-N do comportamento de resistência à fadiga de um material em controle de carga são expressos basicamente pela relação entre a tensão máxima de fadiga ($S_{\text{máx}}$) contra os números de ciclos (N) necessários para ocorrer à falha do material. Os valores (S) e (N) são relacionado em um gráfico, de forma que seja possível desenhar uma curva do tipo S-N. Para o levantamento da curva são necessários no mínimo quatro níveis de tensões. A duração do ensaio se dá até a fratura do corpo de prova ou quando o número de ciclos for igual a 10^6 , sem necessariamente o material fraturar (HANDBOOK COMMITTEE v.19, 1996).

Outro parâmetro importante para o estabelecimento de curvas S-N é a razão de tensão (R), que corresponde à razão entre a tensão mínima e a tensão máxima. Além disso, as curvas S-N podem sofrer alterações em função da frequência de ensaio adotada, portanto, a frequência de ensaio deve ser compatível com o tipo de material ou estrutura a ser testada. A Figura 22 mostra comparativamente curvas de fadiga (S-N) típicas para compósitos unidirecionais e alumínio (CHUNG, 1994).

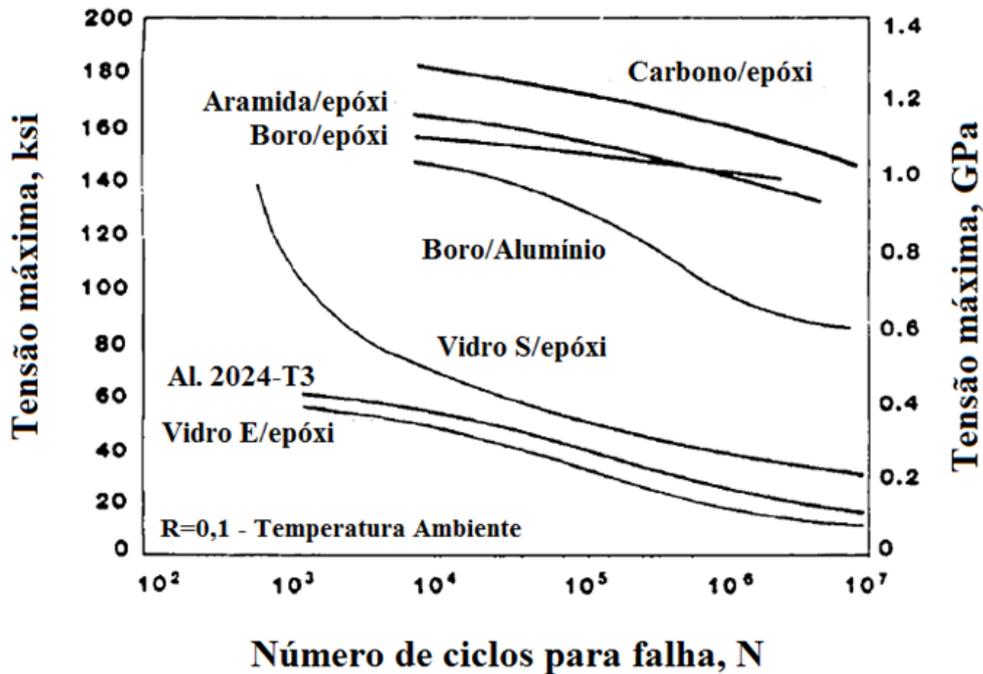


Figura 22: Curvas S-N típicas para compósitos unidirecionais e alumínio - adaptado (CHUNG, 1994).

As curvas S-N podem ser representadas por equações lineares ou não lineares devidamente ajustadas aos resultados experimentais. As equações mais utilizadas referem-se ao modelo log-log equação (2.2) e ao modelo log-linear equação (2.3):

$$\sigma_{\max} = A \cdot N^B, \quad (2.2)$$

$$\sigma_{\max} = C + D \cdot \log N, \quad (2.3)$$

Onde os termos A, B na equação (2.2), C e D na equação (2.3) são constantes determinadas experimentalmente, N é o número de ciclos para falha e σ_{\max} é a tensão máxima do ensaio. As equações também podem ser normalizadas em relação à tensão estática média, bastando dividir a tensão máxima de fadiga pela tensão estática média. Embora os ensaios para obtenção das curvas S-N envolvam amplitude de tensão constante, nas situações práticas os carregamentos ou tensões irregulares são mais comuns.

3 MATERIAIS E METÓDOS

3.1 Materiais

Os materiais utilizados neste experimento para a fabricação dos corpos de prova (material híbrido) foram processados a partir de tecidos de fibra de vidro e resina epóxi fornecida pela Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI) e placas de alumínio 2024-T3 Clad, fornecida pela empresa Helicópteros do Brasil (HELIBRAS). Estes materiais são de uso e aplicação no setor aeronáutico. A Tabela 10 descreve as principais características da fibra de vidro, da resina epóxi e da chapa de alumínio utilizado na fabricação do material híbrido, conforme informação do fabricante.

Tabela 10 - Materiais utilizados no experimento

	Propriedades	Valores	Unidades
Mistura da resina Araldite LY 5052 e Aradur 5052	Viscosidade Inicial a 25 °C	600 - 700	(mPas)
	Ciclo de Cura a 25 °C	8 - 16	h
	Temp. transição vítrea TMA (TG) – 7 dias a 25 °C	62 - 66	°C
	Resistência à tração (7 dias temp. ambiente)	49 - 71	(N/mm ²)
Fibra de vidro <i>Plain Weave</i> Huntsman - WR 240	Composição	100% vidro	%
	Peso	240	g/m ²
	Massa específica	2,54	g/cm ³
	Espessura	0,22	mm
	Carga de ruptura de urdume	60	Kgf/cm
	Carga de ruptura da trama	60	Kgf/cm
Alumínio 2024 T3 Clad (ASNA 3012 - 8565)	Escoamento	≥ 305	MPa
	Resistência	≥ 415	MPa
	Alongamento	≥ 15	%
	Dureza	100	HB
	Módulo de elasticidade	65 ± 1,6	GPa

Além dos materiais descritos na Tabela 10, também foram utilizados os materiais mencionados na Tabela 11.

Tabela 11 - Materiais auxiliares utilizados na fabricação dos CdP's.

Materiais auxiliares
- Tela plástica condutora de resina MAP® Iflux-E100312100 (fluxo de mídia).
- Filme para vácuo MAP® Flexnyl MLA SF.
- Manta de Aquecimento Higher® Higherflex.
- Massa de Vedação – GS213
- Mangueiras tipo espiral.

3.2 Tratamentos Superficiais de AAC, CCC e Primer

Após o corte das chapas nas dimensões 200 x 200 mm, em virtude da limitação operacional, as chapas de alumínio foram rebarbadas e submetidas aos tratamentos superficiais de AAC, CCC e posterior aplicação de camada protetiva de Primer.

3.2.1 Tratamento superficial de AAC

As etapas que foram utilizadas no tratamento superficial de AAC estão descritas, conforme mostrado na Figura 23.

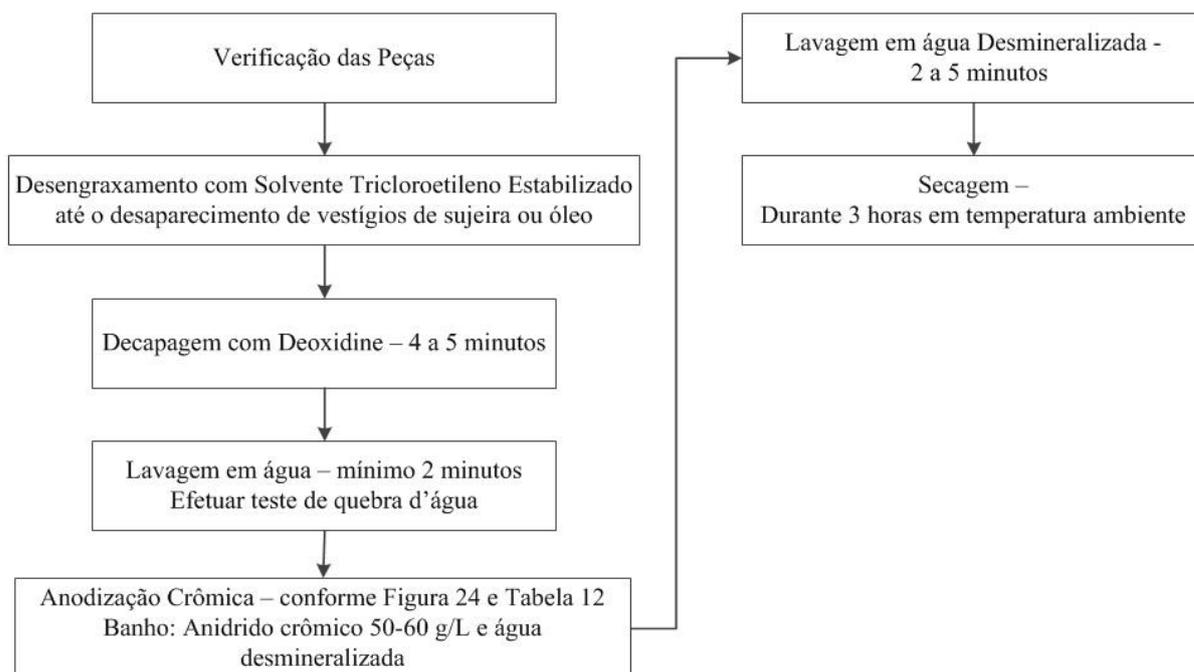


Figura 23: Fluxo de tratamento superficial AAC

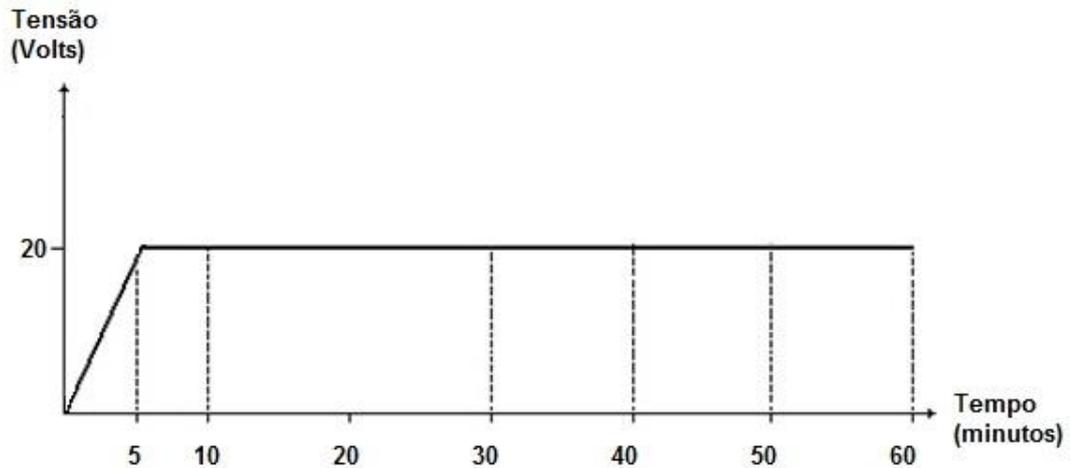


Figura 24: Ciclo a ser aplicado no processo de anodização AAC (elaborado pelo autor)

Tabela 12 - Tipo do material a ser tratado

MATERIAL	LIGA	EQUIVALENTE (AFNOR)
ALUMÍNIO	2024 CLAD	AU4G1 A5

3.2.2 Tratamento superficial de CCC

As etapas que foram utilizadas no tratamento superficial de CCC estão descritas, conforme mostrado na Figura 25.

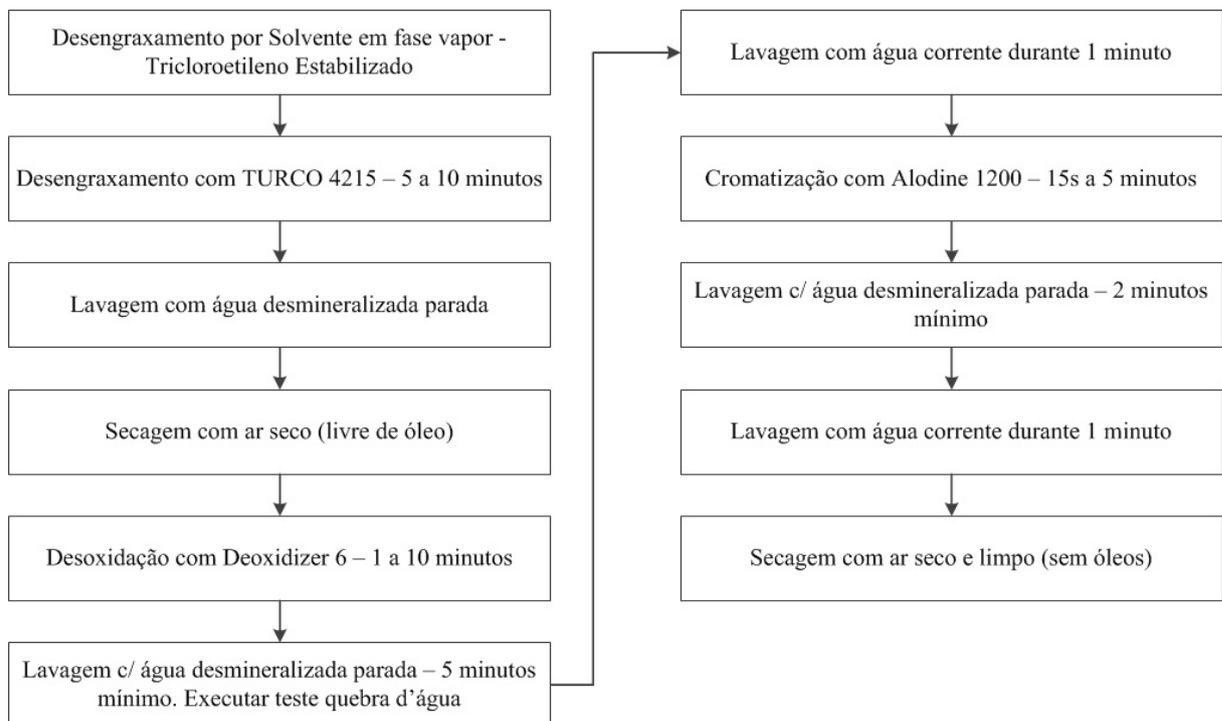


Figura 25: Fluxo de tratamento superficial CCC

3.2.3 Aplicação do Primer

O processo utilizado para a aplicação do primer epóxi está descrito nas etapas abaixo:

1ª Etapa: Realizado a preparação da superfície (desengraxamento) com hexano.

2ª Etapa: Realizado a preparação do primer, conforme proporção definida abaixo.

Resina Base - 1 parte em volume

Catalisador - 1 parte em volume

A viscosidade esperada, após a mistura do componente A e B é de $16s \pm 1s$, usando como padrão o copo Ford nº 4 na temperatura de $20^{\circ}C$ e umidade relativa entre 30-80%.

A secagem do primer, após aplicação nas lâminas de alumínio, foi feita a temperatura ambiente. Na Figura 26 é possível verificar de forma esquemática o fluxo utilizado na aplicação do primer.

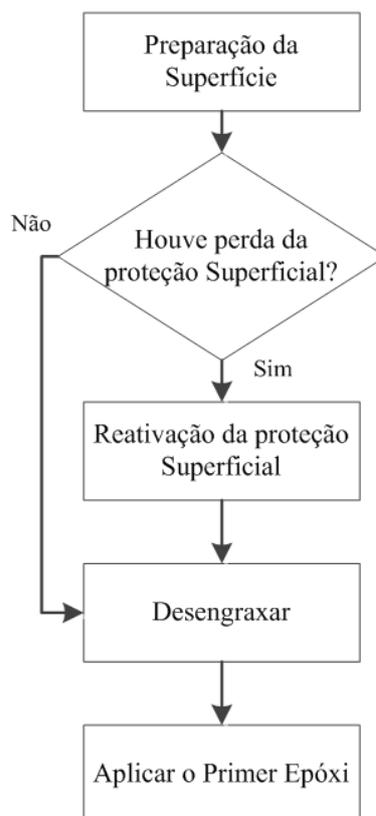


Figura 26: Fluxo de aplicação do primer epóxi (elaborado pelo autor)

3.3 Metodologia Experimental

As etapas referentes ao desenvolvimento experimental deste trabalho estão descritas na Figura 27.

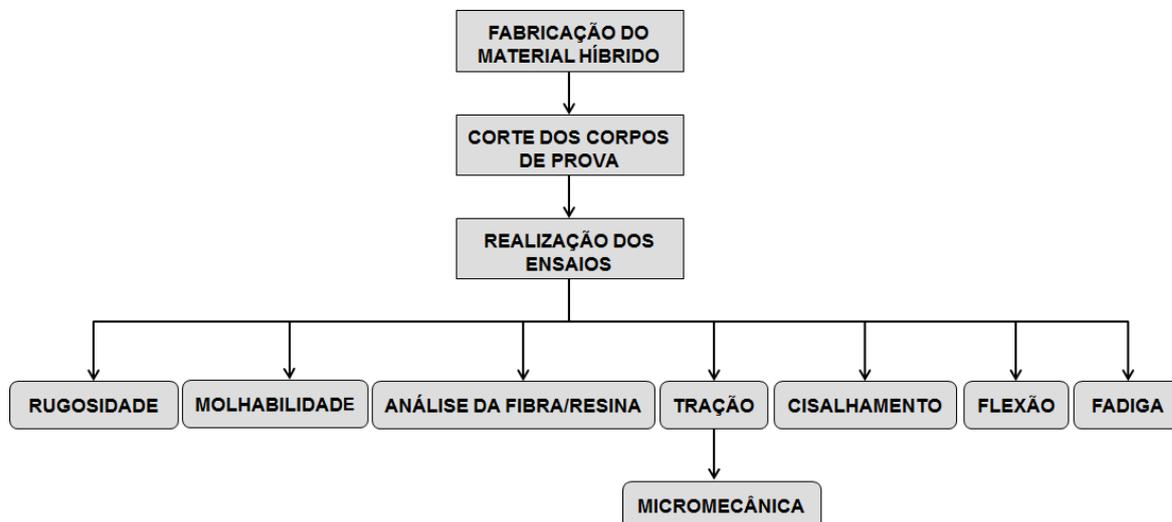


Figura 27: Fluxograma do desenvolvimento experimental

Cada etapa do desenvolvimento experimental será detalhada nos itens subsequentes.

3.3.1 Medição da rugosidade

Para a realização da medição da rugosidade, das superfícies tratadas, foi utilizado o rugosímetro da marca Mitutoyo, modelo Surftest-III, representado pela Figura 28. Os ensaios foram realizados a velocidade de 6 mm/s com *cut-off* de 0,8 mm.



Figura 28: Rugosímetro utilizado para medição da rugosidade das superfícies (cortesia Helibras)

3.3.2 Ensaio de molhabilidade

Existem diversos modelos para o cálculo da energia de superfície que utilizam o parâmetro do ângulo de contato, porém suas vantagens e desvantagens não estão claras. O modelo adotado neste estudo é o de Owen-Wendt-Rabel-Kaelble (OWRK), que assume que existe um componente polar e um componente apolar de energia de superfície, sendo que a soma dos dois componentes é a energia de superfície total. Este modelo pode ser representado pela equação (3.1) (YASUMURA, 2012).

$$\gamma_L(1 + \cos\theta) = 2(\gamma_S^d\gamma_L^d)^{1/2} + 2(\gamma_S^p\gamma_L^p)^{1/2} \quad (3.1)$$

Onde:

γ_L = Tensão superficial total do líquido [mN/m];

γ_L^d = Tensão superficial dispersiva do líquido [mN/m];

γ_L^p = Tensão superficial polar do líquido [mN/m];

γ_S^d = Energia superficial dispersiva (apolar) do sólido [mJ/m²];

γ_S^p = Energia superficial polar do sólido [mJ/m²];

A energia superficial da lâmina de alumínio submetido aos tratamentos superficiais de AAC e CCC, bem como da superfície protegida por Primer, foi obtida por meio do ensaio de molhabilidade, com a medição do ângulos de contato. Desta forma, amostras das superfícies tratadas, caracterizadas pelos lotes 2, 4, 6 e 7, foram posicionadas no suporte de um Goniômetro da marca KRUSS, modelo FM40Mk2, representado pela Figura 29.

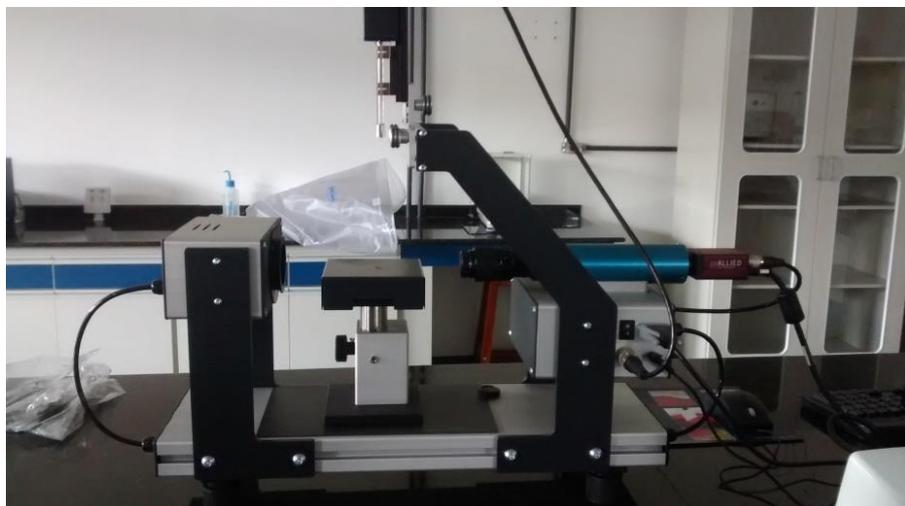


Figura 29: Goniômetro utilizado para medição dos ângulos de contato (cortesia UNIFEI).

Para a medição do ângulo de contato utilizou-se dois líquidos, o Diiodometano (dispersivo ou apolar) e a Formamida (polar). Foram realizadas três medições do ângulo de contato entre cada líquido e a superfície, por meio do molhamento de gotas de 10µl. Os valores obtidos do ângulo de contato foram utilizados na equação (3.1), para a determinação da energia de superfície de cada tratamento realizado nas lâminas de alumínio.

3.3.3 Fabricação do material híbrido

Para a fabricação do material híbrido foram utilizadas 21 lâminas de alumínio 2024-T3 Clad, cuja composição está descrita na Tabela 13. Estas lâminas apresentam dimensões 200 x 200 mm e espessura de 0,8 mm, sendo que para cada conjunto de corpo-de-prova, três lâminas foram utilizadas. As superfícies destas lâminas foram preparadas e tratadas pelos processos especiais e aplicação de primer (P05), conforme descrita na Tabela 14. O aspecto da superfície de cada lote, após tratamento superficial é mostrado na Figura 30.

Tabela 13 - Composição Química da liga 2024-T3 Clad (ASNA 3012)

Composição Química em %	Elementos									Outros	
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Cada	Total
		mín.	-	-	3,8	0,3	1,2	-	-	-	-
Máx.	0,5	0,5	4,9	0,9	1,8	0,1	0,25	0,15	0,05	0,15	

Tabela 14 - Configuração das lâminas de alumínio para a fabricação do material híbrido

CORPOS DE PROVA					
Quantidade	Material	Preparação antes do tratamento	Tratamento Superficial	Primer	Lote
03	Alumínio 2024-T3 Clad	Desengraxamento	Anodização crômica não selada	P05	1
				P05	2
				-	3
				-	4
				-	5
03	Alumínio 2024-T3 Clad	Desengraxamento	Alodine*	-	6
03	Alumínio 2024-T3 Clad	Desengraxamento	Anodização crômica não selada*	-	7

*Antes do desengraxamento e do tratamento superficial foi aplicado jato de areia na superfície.

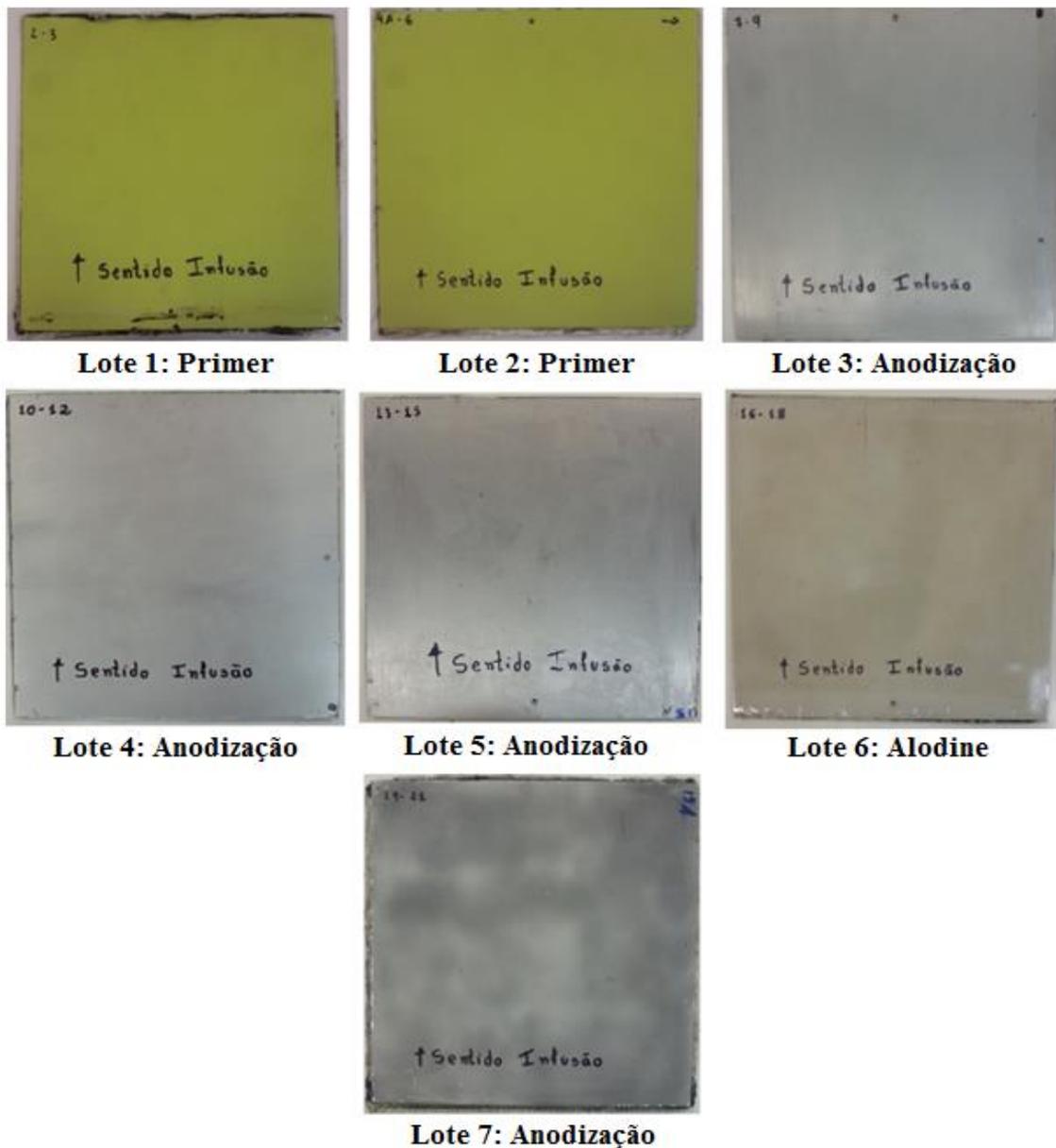


Figura 30: Superfície de cada lote, após o tratamento superficial aplicado

Em virtude da quantidade disponível e o tratamento superficial das lâminas de alumínio, foi definido a fabricação de sete lotes, dos quais foram retirados os corpos de prova para a realização dos ensaios mecânicos.

As bolsas de vácuo utilizadas para infusão da resina foram preparadas em uma bancada de alumínio. Cada corpo de prova foi confeccionado com três lâminas de Alumínio 2024-T3 Clad, intercaladas com duas camadas do tecido de fibra de vidro, uma a 0° e outra a 90° , como mostra a Figura 31.

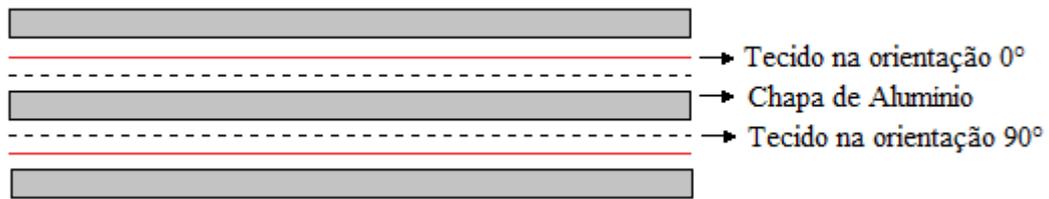


Figura 31: Desenho esquemático do corpo de prova (vista lateral) elaborado pelo autor.

Para a confecção do mecanismo para a entrada de resina e saída de ar, foi utilizado filme plástico de aproximadamente 208 x 80 mm. O selante foi colado em todas as bordas do filme, na parte interna colocou-se a tela plástica e um espiral preso ao filme com o selante, como mostra a Figura 32.



Figura 32: Confecção da entrada de resina e da saída de ar.

Essa montagem foi fixada em duas laterais do laminado, destinadas para a entrada de resina e a outra para a entrada da bomba de vácuo. Após esta fixação o selante foi colocado nas duas outras laterais, como é possível observar na Figura 33, com objetivo de eliminar vazamento do ar e desta forma não sendo mais necessária a utilização da bolsa de vácuo em todo material, como é normalmente previsto no processo VARTM.

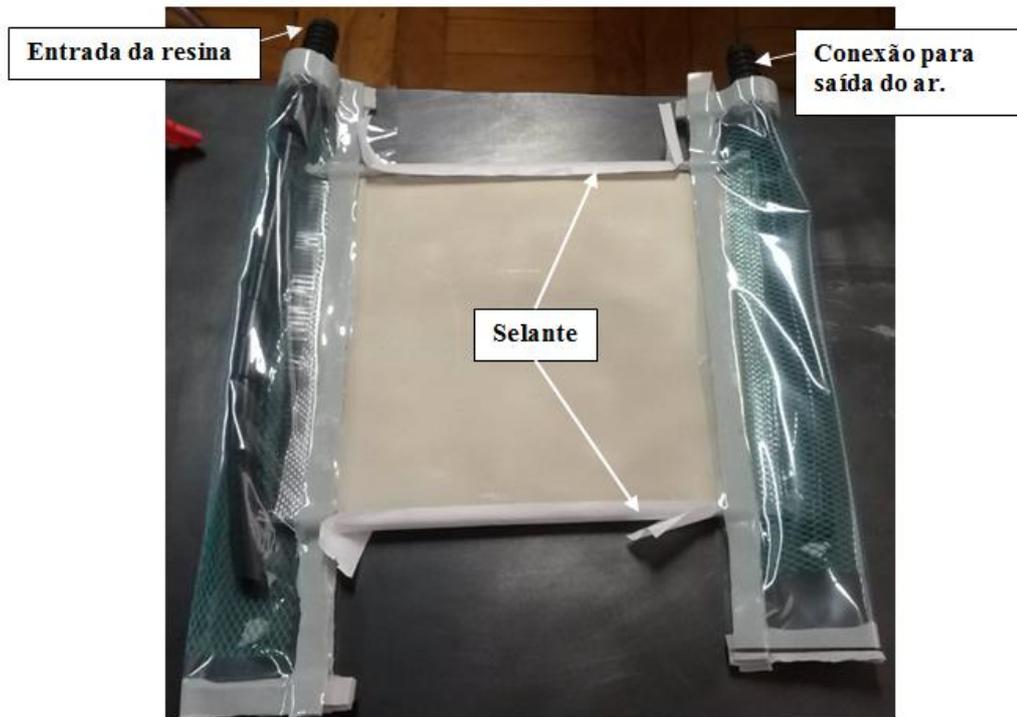


Figura 33: Preparação do corpo de prova antes da infusão de resina.

Após toda a preparação foi realizado teste para verificar se o vácuo existente permaneceria constante. Após 10 minutos com o circuito fechado, a pressão de 25 pol Hg não poderia diminuir. Após o teste e a validação do vácuo, foi inserida resina no LFM, conforme demonstrado na Figura 34.



Figura 34: Montagem final da bolsa de vácuo e o processo de infusão de resina no corpo de prova.

A preparação da resina foi realizada através da mistura de 71g de resina ARALDITE LY 5052 (Parte A) e 27g de resina ARADUR 5052 (Parte B), conforme definição de proporção fornecida pelo fabricante, ver Tabela 15.

Tabela 15 - Proporção de mistura do Araldite e Aradur (Huntsman)

Componentes	Partes em peso (g)	Partes em volume (ml)
Araldite LY 5052	100	100
Aradur 5052	38	47

As resinas (componentes), listadas na Tabela 15 foram misturadas manualmente em um béquer de plástico durante cinco minutos, com o auxílio de uma haste de madeira. Após a mistura, o béquer foi colocado em um recipiente conectado a uma bomba de vácuo, conforme Figura 35, com uma pressão de 25 pol Hg, durante dez minutos para ocorrer a desgaseificação da mistura, com o objetivo de eliminar as “bolhas” de ar inerentes ao processo de mistura manual. Após isso foi medido a viscosidade da mistura na qual obteve um valor médio de 650 mPas.



Figura 35: Bomba de vácuo.

O processo de infusão foi iniciado após a preparação da bolsa de vácuo e a mistura da resina. A mistura foi inserida no corpo de prova com a ajuda de um funil. A velocidade de infusão foi controlada pela abertura de uma válvula que determinava a vazão da resina, já que o vácuo foi mantido a uma pressão de 25 pol Hg e constante em todo o experimento. Na

Tabela 16 está registrado o tempo gasto no processo de infusão para cada lote de LFM. Para efeito de registro, o tempo de início foi considerado na abertura da válvula e o tempo de término o momento que a resina ultrapassou toda a placa.

Tabela 16 - Tempo de Infusão nos lotes LFM

Lotes de LFM	Tempo de Infusão
1	-
2	20 minutos
3	30 minutos
4	40 minutos
5	20 minutos
6	28 minutos
7	25 minutos

Após o escoamento da resina no corpo de prova, foi utilizada uma manta térmica à 80°C que foi colocada em cima dos lotes durante 4 horas para garantir a cura da resina. Para o lote 01 a resina teve sua cura antes de ultrapassar toda placa e desta forma o tempo de infusão foi desconsiderado. Para melhor entendimento a Figura 36 demonstra de forma esquemática o processo de fabricação dos lotes ensaiados.

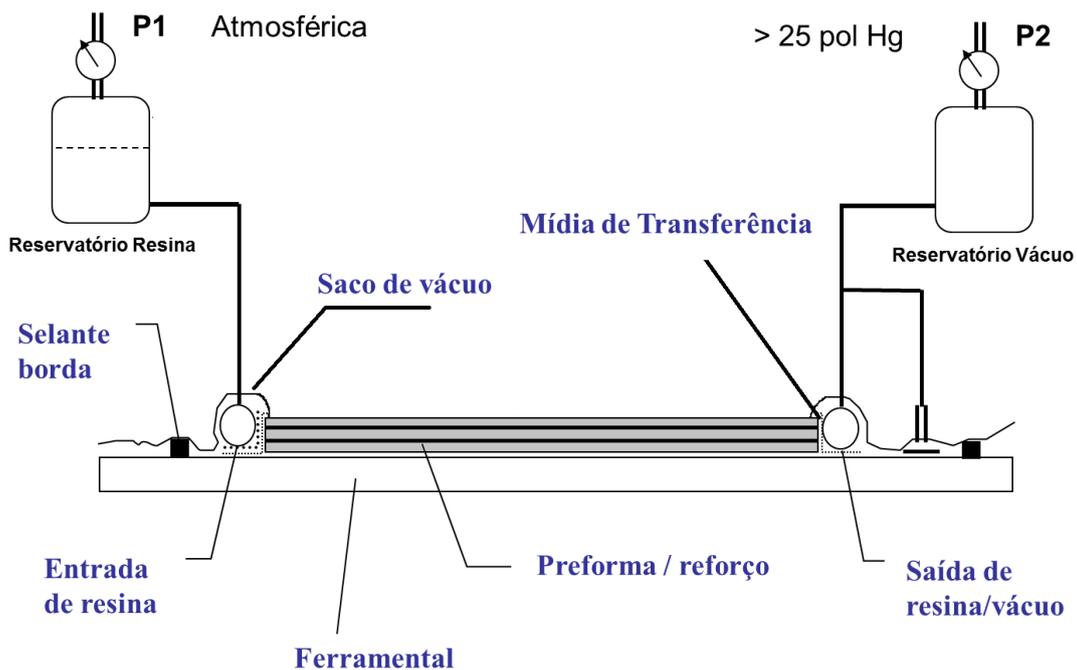


Figura 36: Esquema de fabricação dos corpos de prova definido pelo autor e orientador

Após os corpos de prova (lotes) terem sido fabricados pelo processo de VARTM, os mesmos foram cortados nas dimensões de 200 x 20 mm, para isto foi utilizado a máquina de jato d'água Waterjet PRIME 1830, demonstrada pelas Figuras 37 e 38.



Figura 37: Foto da máquina de jato d'água vista frontal



Figura 38: Foto da máquina de jato d'água vista superior

3.4 Caracterização do alumínio e do compósito fibra/resina

3.4.1 Ensaio de resistência à tração do alumínio

Realizou-se ensaios de tração segundo a norma ASTM E8/E8M - 11 (2012) - *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, para determinação da resistência mecânica e o módulo de elasticidade das lâminas de Alumínio 2024-T3 Clad. Foram utilizados neste ensaio três corpos de prova e os resultados aplicados no cálculo da micromecânica, conforme definido na equação (4.2).

3.4.2 Ensaio de fadiga do alumínio

Para a realização dos ensaios de fadiga foram utilizados doze corpos de prova da lâmina de alumínio 2024-T3 Clad, sem nenhum tratamento superficial realizado. Os parâmetros de razão de carga e frequência, utilizados no ensaio, estão descritos na Tabela 17. A duração do ensaio foi limitada a 1.000.000 de ciclos.

Tabela 17 - Matriz referente ao ensaio de fadiga do Alumínio 2024-T3 (ASNA 3012)

Parâmetros do ensaio de fadiga					
Quantidade de CdP	Tensão máx. Estática	% da T.máx.	Tensão (MPa)	Razão da Tensão	Frequência (Hz)
3	440	33	147	0,1	12
3		40	176		
3		50	220		
3		70	308		

3.4.3 Ensaio de tração do compósito fibra/resina

Para a determinação das propriedades do compósito, foram destacadas camadas do composto fibra/resina do LFM. Realizaram-se os ensaios de resistência à tração do composto conforme a norma ASTM D 3039 (2008) – *Standard Test Methods for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. O ensaio foi conduzido em uma máquina da marca Emic DL2000A a uma velocidade de 2mm/min. O esquema do corpo de prova está mostrado na Figura 39.

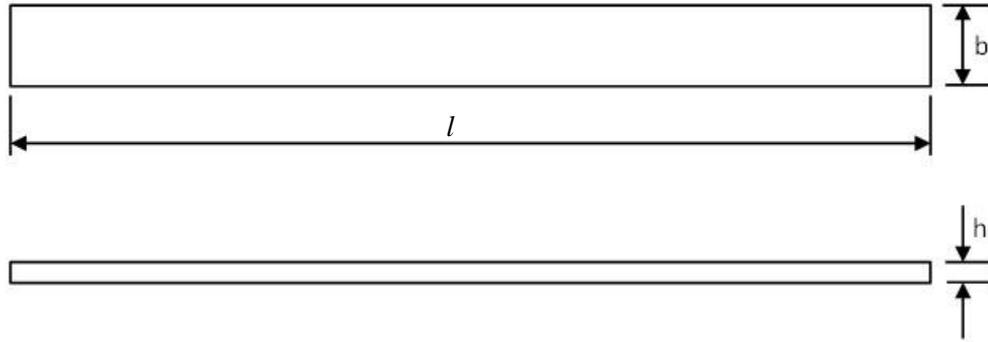


Figura 39: Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração no compósito.

Foram utilizados neste ensaio três corpos de prova, nas dimensões de 200 x 20 x 0,4 mm (comprimento (l), largura (b) e espessura (h)) em média. Os resultados foram aplicados no cálculo da micromecânica, conforme definido na equação (4.2).

3.4.4 Análise da proporção fibra/resina nas camadas de compósito

O ensaio para a medição das proporções da fibra e resina do compósito foi realizado conforme a norma ASTM D3171-11 (1999) - *Standard Test Methods for Constituent Content of Composite Materials*. Foi utilizada amostra do lote 05, delaminando as duas camadas internas no LFM. Cada camada foi pesada e submetida a queima a 500°C durante 3 horas. Após combustão da resina, as fibras foram pesadas novamente. Os cálculos referentes à fração volumétrica de fibra (V_R), resina (V_M) e vazios (V_V), foram realizados de acordo com as equações (3.2), (3.3) e (3.4).

$$V_R = \frac{M_f}{M_i} \times 100 \times \frac{\rho_C}{\rho_R} \quad (3.2)$$

$$V_M = \frac{M_i - M_f}{M_i} \times 100 \times \frac{\rho_C}{\rho_M} \quad (3.3)$$

$$V_V = 100 - (V_R + V_M) \quad (3.4)$$

Onde:

M_i = Massa inicial da amostra [g];

M_f = Massa final, após combustão da resina [g];

ρ_C = Massa específica do compósito [g/cm³];

ρ_R = Massa específica do reforço [g/cm³];

ρ_M = Massa específica da matriz [g/cm³];

O valor de massa específica do reforço foi extraído da especificação do fabricante, e o valor de massa específica do compósito foi obtido experimentalmente de acordo com a norma ASTM D792-08 (2008) - *Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement*.

3.5 Caracterização mecânica do LFM

3.5.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração realizados de acordo com a norma ASTM D 3039 (2008) - *Standard Test Methods for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. Foram feitos 21 corpos de prova, nas dimensões de 200 x 20 x 3,2 mm (comprimento (L), largura (b) e espessura (h)) em média, preparados conforme as dimensões sugeridas pela norma, ver Figura 40. No ensaio foi utilizada a máquina Emic DL2000A, a velocidade de ensaio de 2 mm/min e o extensômetro dinâmico da série 2620 para medida do alongamento. A representação do ensaio esta representada na Figura 41.

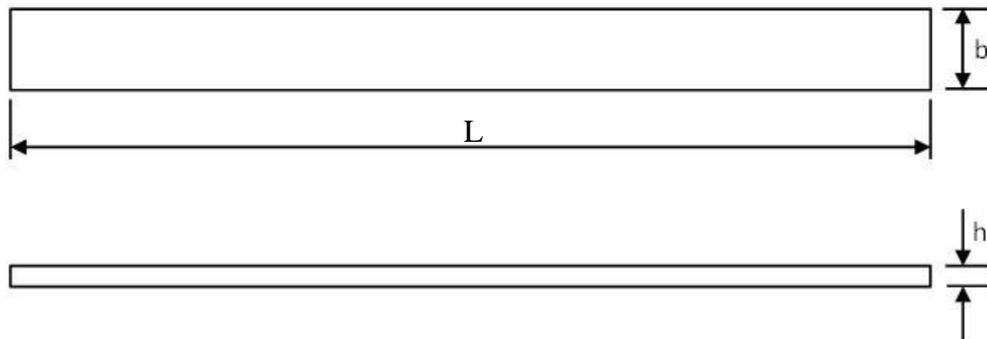


Figura 40: Representação esquemática do corpo de prova submetida ao ensaio de tração

O limite de resistência à tração (σ_t) é calculado conforme equação (3.5).

$$\sigma_t = \frac{F}{b \times h} \quad (3.5)$$

Onde:

σ_t = Tensão máxima suportada [MPa];

F = Força máxima suportada antes da ruptura [N];

b = Largura [mm];

h = Espessura [mm];

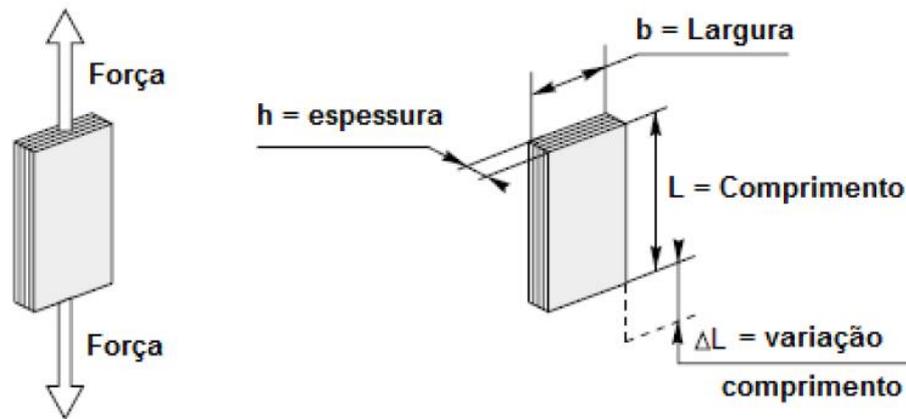


Figura 41: Representação do ensaio de resistência à tração (ANCELOTTI, 2011).

Já o módulo de elasticidade axial (E_1) é calculado através da Equação (3.6).

$$E_1 = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (3.6)$$

Onde:

E_1 = Módulo de Elasticidade Axial, [GPa];

$\Delta\sigma$ = Variação da tensão, [MPa];

$\Delta\varepsilon$ = Variação da deformação, [geralmente 0,002].

A Figura 42 mostra o ensaio efetivamente sendo realizado neste estudo.

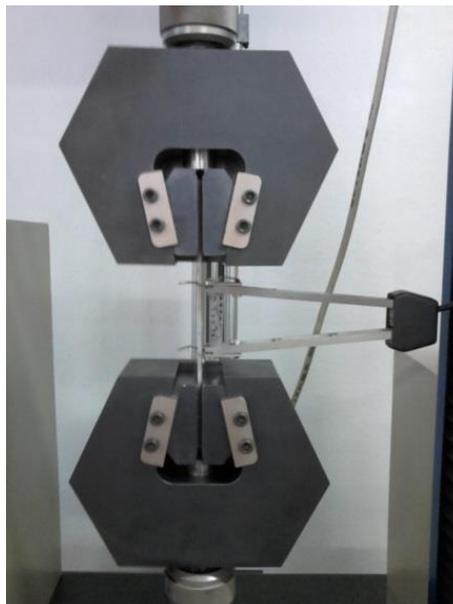


Figura 42: Ensaio de tração

3.5.2 Ensaios de Cisalhamento Interlaminar

Este ensaio tem por objetivo analisar a resistência à delaminação das fibras coladas nos laminados fibra-metal. Os ensaios de cisalhamento interlaminar foram realizados conforme os procedimentos descritos da norma EN 2563:1997 – *Carbon fibre reinforced plastics – Unidirectional laminates – Determination of the apparent interlaminar shear strength*, utilizando a máquina Emic DL2000A e velocidade de ensaio de $1 \pm 0,1$ mm/min. Foram utilizados nestes ensaios 28 corpos de provas, nas dimensões de 10 x 20 x 3,2 mm (largura (c), comprimento (b) e espessura (h)) em média, conforme pode ser visto na Figura 43. O diâmetro dos roletes, bem como, a distância entre eles, foi definida conforme a norma EN 2563:1997.

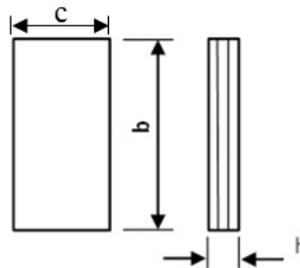


Figura 43: Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio de cisalhamento interlaminar.

O cálculo utilizado para determinar a resistência de cisalhamento interlaminar obedece à equação (3.7).

$$\tau = \frac{3 \times P_R}{4 \times b \times h} \quad (3.7)$$

Onde:

τ = Resistência ao cisalhamento interlaminar, [MPa];

P_R = Carga máxima no momento da primeira falha, [N];

b = Largura da amostra, [mm];

h = Espessura da amostra, [mm];

A Figura 44 mostra o ensaio de cisalhamento interlaminar em três pontos.

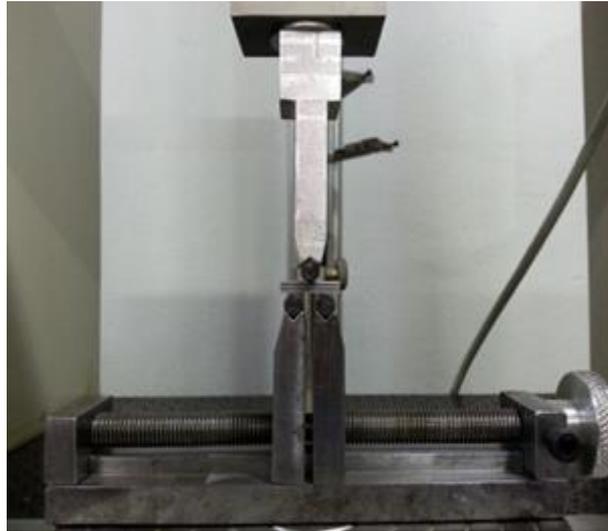


Figura 44: Ensaio de cisalhamento

3.5.3 Ensaio de Flexão

Os ensaios de resistência à flexão de três pontos foram realizados com o auxílio do equipamento Emic DL2000 e velocidade de ensaio de 1,408 mm/min, conforme procedimento descrito na norma ASTM D790-10 *Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials*. Foram feitos 18 corpos de prova, nas dimensões de 100 x 20 x 3,2 mm (comprimento (*c*), largura (*b*) e espessura (*d*)) em média, a visualização esquemática do corpo de prova conforme Figura 45. O diâmetro dos roletes utilizados foi de 5 mm, a velocidade do ensaio de 1,408 mm/min e a distância entre apoios de 53,6 mm.

O cálculo utilizado para determinar a tensão máxima suportada pelo corpo de prova (σ_f) é calculado de acordo com a Equação (3.8).

$$\sigma_f = \frac{3 \times P \times L}{2 \times b \times d^2} \quad (3.8)$$

Onde:

σ_f = Tensão máxima suportada, [MPa];

P = Força máxima suportada durante o ensaio, [N];

L = Distância entre os apoios, [mm];

b = Largura da seção transversal do corpo de prova, [mm];

d = Espessura da seção transversal do corpo de prova, [mm].

Na Figura 45 têm-se uma representação das dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio.

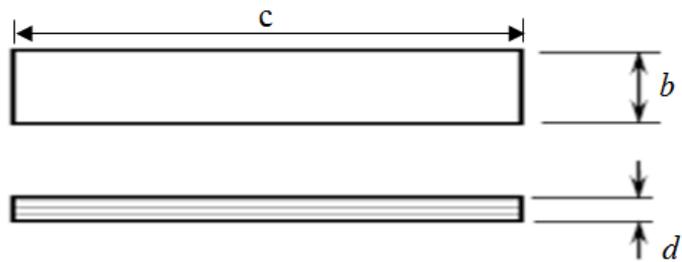


Figura 45: Representação do corpo de prova do ensaio de flexão

Já o módulo de elasticidade (E_2) é calculado através da Equação (3.9).

$$E_2 = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (3.9)$$

Onde:

E_2 = Módulo de Elasticidade, [GPa];

$\Delta\sigma$ = Variação da tensão, [MPa];

$\Delta\varepsilon$ = Variação da deformação.

A Figura 46, mostra com detalhes o ensaio de flexão em três pontos.

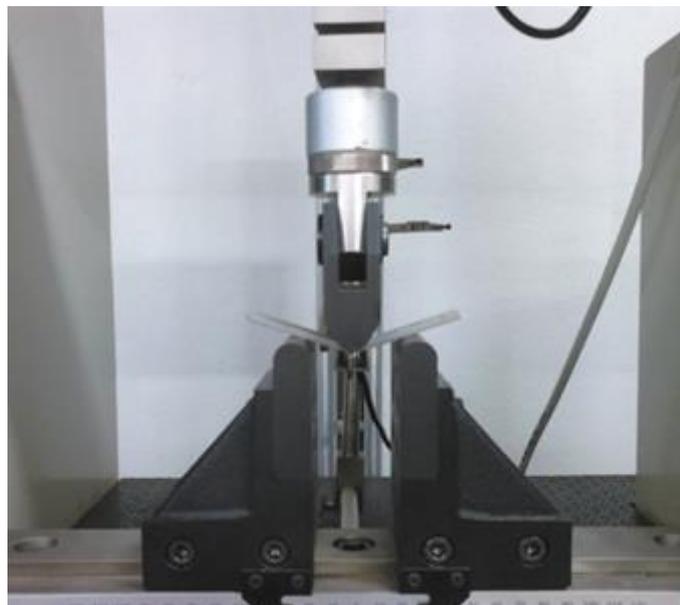


Figura 46: Ensaio de Flexão

A Tabela 18 relaciona a quantidade de corpos de prova ensaiados em tração, cisalhamento e flexão.

Tabela 18 - Matriz de número de corpos de prova versus ensaio realizado

NÚMEROS DE CORPOS DE PROVA							
ENSAIOS	Lote 1	Lote 2	Lote 3	Lote 4	Lote 5	Lote 6	Lote 7
Tração (ASTM D 3039)	3	3	3	3	3*	3*	3
Cisalhamento (EN 2563:1997)	4	4	4	4	4*	4	4
Flexão (ASTM D 790-10)	3	3	-	3	3*	3	3

Dados:

- Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente ($20 \pm 2^\circ\text{C}$).
- * Houve delaminação em um corpo de prova durante o processo de corte.
- Não foram fabricados, para o ensaio de flexão, corpos de prova do lote 3.

3.5.4 Ensaio de Fadiga

Os ensaios de resistência à fadiga foram realizados em uma máquina *Axial-Torsion Fatigue Testing Systems*, modelo 8874. Os corpos de prova utilizados neste ensaio foram preparados conforme é definido na norma ASTM D3039 (2008) e mostrado na Figura 40. O ensaio foi realizado por controle de carga, a escolha deste ensaio foi em virtude da facilidade de realização e obtenção dos dados em comparação ao ensaio de controle de deformação. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente ($20 \pm 2^\circ\text{C}$).

Conforme Ancelotti Jr (2011), os principais parâmetros utilizados para o ensaio de fadiga, são:

- Razão de tensão (R)
- Frequência de ensaio (f)
- Número de ciclos (N)

Os parâmetros utilizados foram definidos em virtude da criticidade que se desejou no ensaio.

Com o objetivo de manter o ensaio de fadiga crítico sem que fosse alterada a condição de carregamento, adotou-se razão de tensão $R = 0,1$. Conforme Hahn (1997), quanto menor for a razão de tensão, mais crítica será considerado o ensaio e conseqüentemente danos mais severos nos compósitos são esperados.

De acordo com Ancelotti Jr (2011), a adoção de uma frequência excessiva no ensaio pode levar ao aquecimento externo no material e conseqüentemente alterar suas propriedades mecânicas. Porém, caso a frequência utilizada seja baixa, o tempo de ensaio aumenta e pode se tornar inviável. Após alguns testes chegou-se à conclusão que temperaturas acima de 60°C seriam suficientes para influenciar o comportamento em fadiga do material. Desta forma foi utilizado a frequência de 12Hz.

Para determinar o limite de deformação é necessário definir o número de ciclos que o material deve suportar a deformação aplicada sem apresentar ruptura (Ancelotti Jr, 2011).

O número de ciclos projetado para uma aeronave comercial é de aproximadamente 60.000 ciclos de voo (FAA – Federal Register, 2010), porém, as estruturas aeronáuticas em material compósito são projetadas para suportar duas vidas em fadiga, ou seja, 120.000 ciclos (Ancelotti Jr, 2011). A Tabela 19, mostra o número de CdP's testados no ensaio de fadiga.

Tabela 19 - Matriz de ensaio de Fadiga

ENSAIO DE FADIGA	
LFM - LOTE 3	Alumínio 2024 T3
9 CdP's	12 CdP's

Os 9 CdP's de LFM foram ensaiados com diferentes tensões de forma que fosse possível definir a curva S-N. A definição das tensões utilizadas no ensaio estão definidas na Tabela 20.

Tabela 20 - Matriz referente ao ensaio de fadiga do LFM

Parâmetros do ensaio de fadiga				
Quantidade de CdP	% da T.máx.	Tensão (MPa)	Razão da Tensão	Frequência (Hz)
3	33	126	0,1	12
2	40	152		
3	50	190		
1	70	266		

Para efeito comparativo, foram utilizados os resultados obtidos no ensaio de fadiga do alumínio, conforme parâmetros demonstrados na Tabela 17.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização da superfície

4.1.1 Ângulo de contato e energia de superfície

Para realização do cálculo da energia superficial, descrito na equação (3.1), foram utilizados os valores dos ângulos de contato obtidos através das Figuras 47 e 48, bem como os valores da tensão total, do componente dispersivo (apolar) e polar, descritos na Tabela 21.

A Tabela 22 demonstra os resultados referentes aos valores de energia superficial polar e apolar, medida de rugosidade e energia superficial total obtida nos diversos tratamentos superficiais aplicados na confecção dos lotes utilizados neste estudo.

Tabela 21 - Valores de referência para os materiais Diiodometano e Formamida (KALIN et POLAJNAR, 2014)

	Tensão da superfície Total γ (mN/m)	Componente Dispersivo γ^d (mN/m)	Componente Polar γ^p (mN/m)
Água	72,8	21,8	51,0
Formamida	58,0	39,0	19,0
Diiodometano	50,8	50,8	0

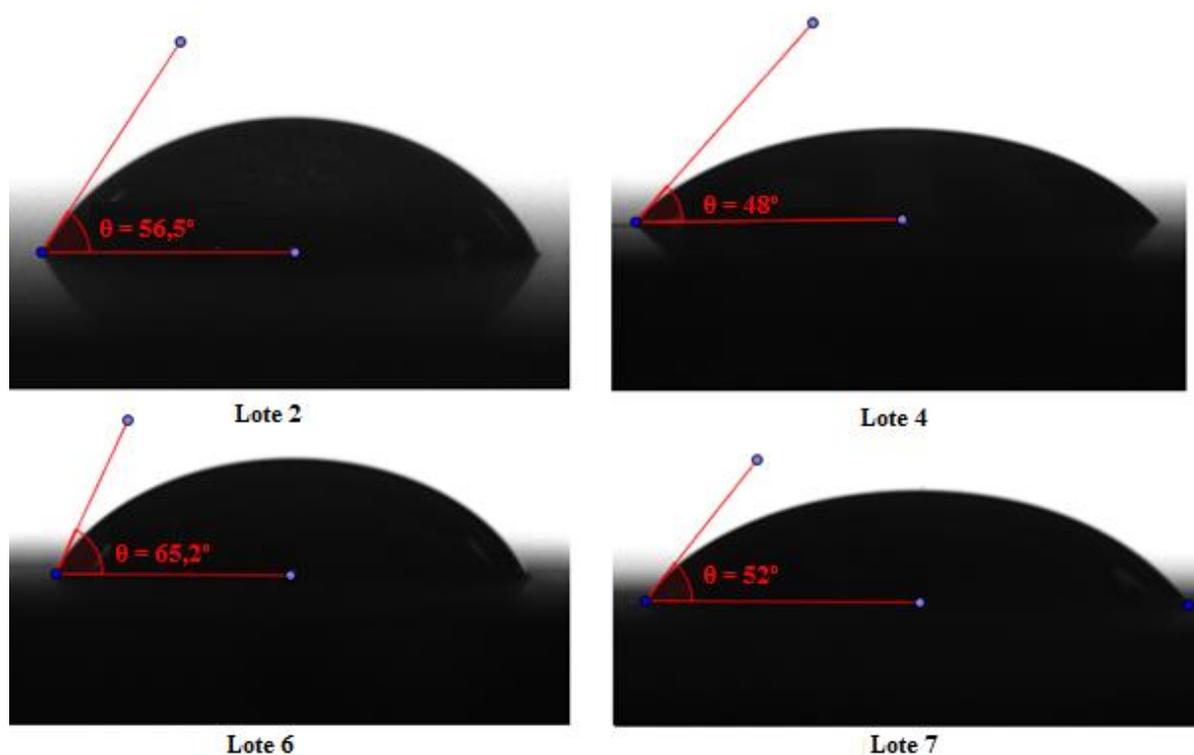


Figura 47: Gotas de diiodometano na superfície de cada lote

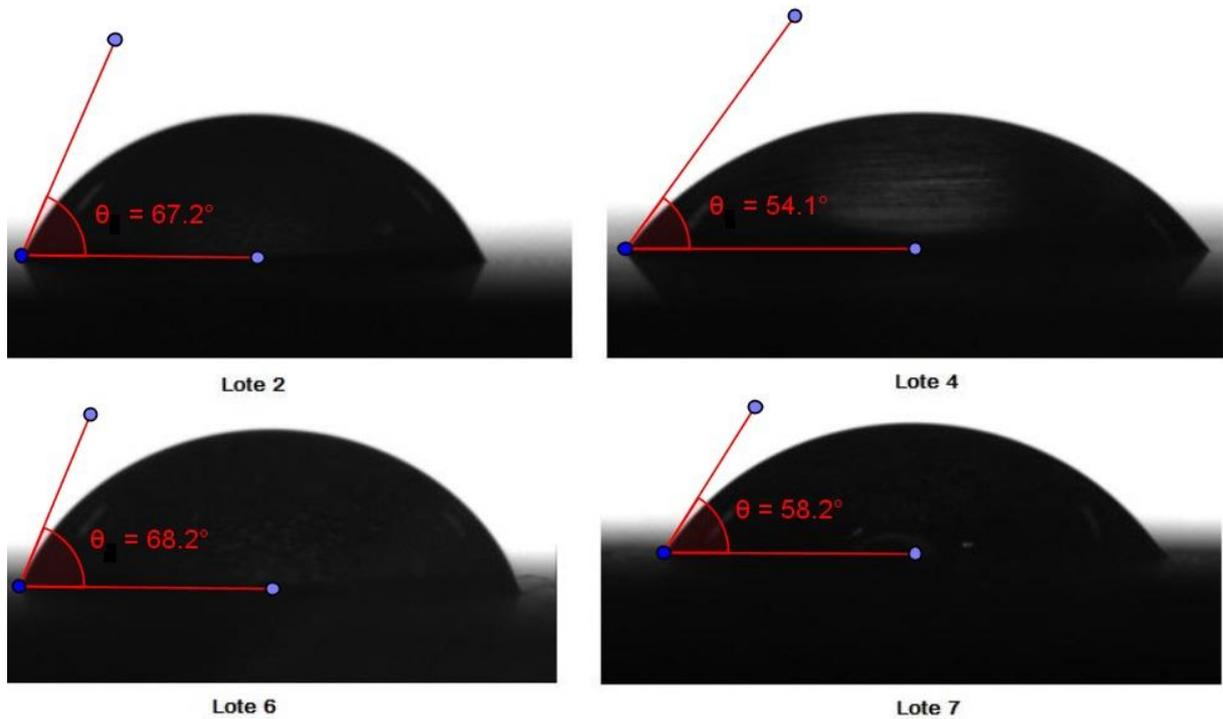


Figura 48: Gotas de formamida na superfície de cada lote.

Tabela 22 - Resultado do ensaio de molhabilidade e rugosidade nos tratamentos superficiais utilizados no experimento.

Lote	Superfície	Energia de Superfície		Rugosidade ($R_a = \mu\text{m}$)	Energia Superficial Total (mJ/m^2)
		Polar (mJ/m^2)	Apolar (mJ/m^2)		
2	Primer	1,62	30,58	$5,45 \pm 0,15$	32,2
4	Anodização	4,13	35,38	$5,36 \pm 0,14$	39,51
6	Jato de Areia e Alodine	3,52	25,59	$6,76 \pm 0,95$	29,11
7	Jato de Areia e Anodização	3,65	33,15	$6,58 \pm 1,05$	36,8

Os lotes testados representam o universo de tratamentos de superfície utilizados no presente trabalho, dispensando a redundância de ensaios nos lotes 1, 3 e 5. Através da Tabela 22 verifica-se que, a superfície tratada com anodização crômica não selada possui a maior energia de superfície ($39,51 \text{ mJ/m}^2$), enquanto a maior rugosidade foi observada na camada onde foi executado tratamento de jato de areia e com posterior aplicação de Alodine (atingindo rugosidade $R_a = 6,76 \mu\text{m}$). Através deste resultado, observa-se que o processo de anodização oferece resultados de energia superficial maiores comparados aos processos de tratamento de superfície de conversão química (Alodine) e de pintura promotora de adesão (Primer). Isto se deve à maior contribuição da modificação química de superfície nas forças dispersivas (de caráter apolar), principalmente na anodização crômica não selada, em

comparação às forças polares. Estas últimas com pouca variação entre os diferentes tratamentos.

A medida de rugosidade mostra a característica física da superfície. Os tratamentos realizados influenciam tanto no valor médio da rugosidade, quanto na dispersão de dados. Para melhor visualização do aspecto físico resultante de cada tratamento, foram feitas imagens através de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), apresentadas nas Figuras 49 e 50. Mediante análise destas imagens e dos resultados de rugosidade representados na Tabela 22, observa-se que os tratamentos sem aplicação de jato de areia (todos os lotes, com exceção aos 6 e 7) ofereceram à superfície do metal uma rugosidade mais homogênea e com menor média de amplitude (valores de R_a). Já nos previamente tratados com jato de areia (lotes 6 e 7), ficou evidente a modificação micro-topográfica da superfície do material, impactando em valores de rugosidades média maiores comparativamente a processos sem jateamento de areia.

A combinação de valores elevados de rugosidade e de energia de superfície total propicia o aumento de propriedades mecânicas, nas quais a característica de aderência desempenha um papel preponderante, como é o caso da resistência ao cisalhamento interlaminar.

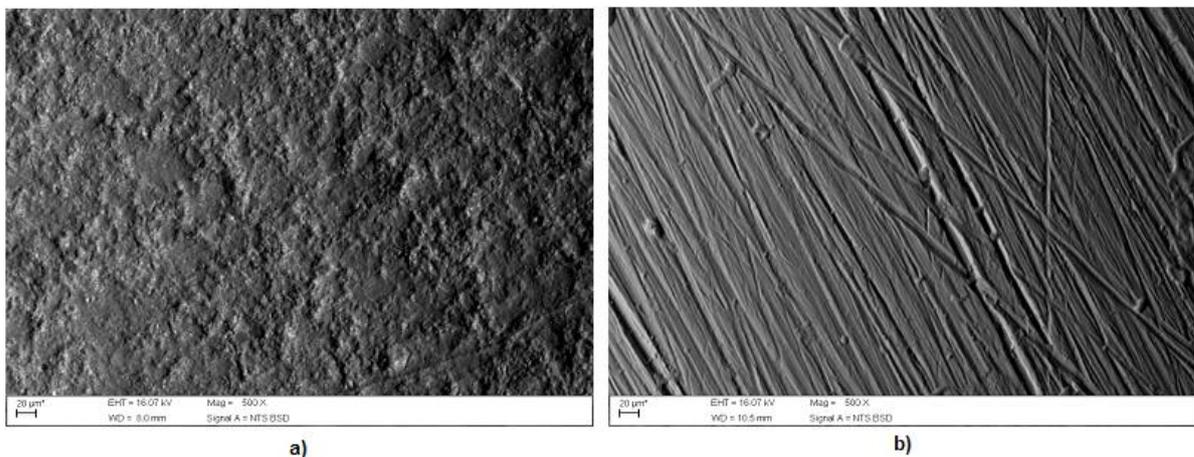


Figura 49: MEV das superfícies: Primer (a) e da Anodização (b) - aumento de 500 x

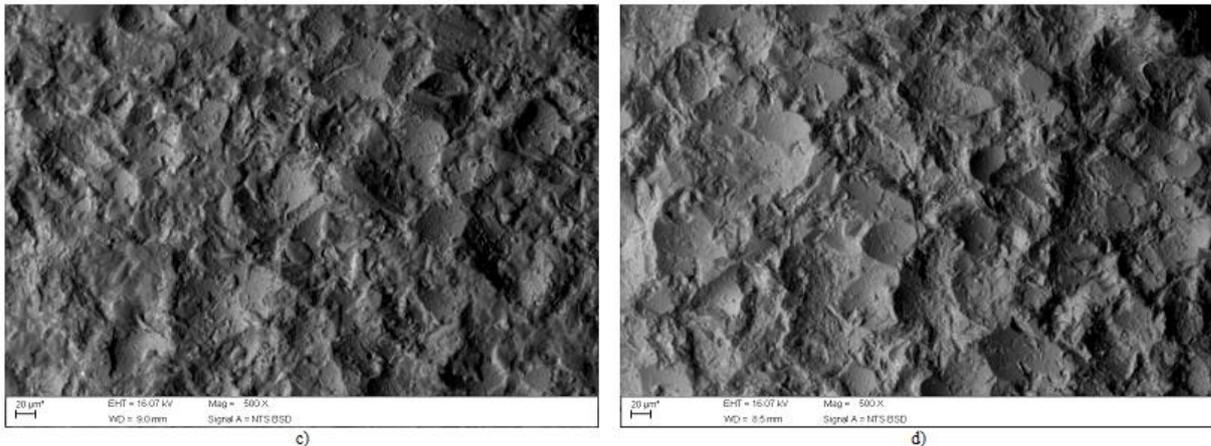


Figura 50: MEV das superfícies: Jato de Areia/ Alodine (c) e Jato de Areia/ Anodização (d) - aumento de 500 x

4.1.2 Proporção Fibra/Resina nas camadas de Compósitos

A Tabela 23, relaciona os valores de massas obtidas antes (M_i) e após (M_f) a combustão da resina, bem como a massa específica e as frações volumétricas de fibra (V_R), resina (V_M) e vazios (V_V) obtidas.

Tabela 23 - Massas obtidas antes e após a queima do compósito.

Cadinho	M_i (g)	M_f (g)	V_R (%)	V_M (%)	V_V (%)	Massa específica (g/cm ³)
1	0,3767	0,2572	48,82	50,1	1,27	1,8163
2	0,4461	0,3004	48,08	51,5	0,42	1,8135
Média	-	-	48,45 ± 0,52	50,80 ± 0,99	0,845 ± 0,60	1,849 ± 0,002

De acordo com a Tabela 23, verifica-se que a fração volumétrica de vazios presentes no compósito ensaiado ($0,845 \pm 0,60$) % é inferior a 2%, valor normalmente aceitável para aplicações rigorosas de qualidade e desempenho para os materiais compósitos (STRONG, 1989 e ANCELOTTI, 2011). Com relação à fração volumétrica da fibra de vidro, observa-se que o resultado atingido foi abaixo dos 55%, o qual é normalmente atingido pelos materiais processados em autoclave (ANCELOTTI, 2011).

Apesar do valor obtido da fração volumétrica da fibra, não é esperado impacto significativo nos resultados mecânicos do LFM, pois o volume de alumínio do LFM contribui para um bom desempenho do material.

4.2 Ensaios Mecânicos

4.2.1 Resultado dos ensaios mecânicos de tração

A Tabela 24 apresenta os resultados de ensaio de tração obtidos para os diferentes lotes de LFM produzidos pelo processo VARTM, bem como os valores para o alumínio 2024-T3, fibra de vidro/epóxi e o GLARE, este último obtido na literatura.

As Figuras 51 e 52 mostram o modo de ruptura de um dos corpos de prova do lote 7 ensaiado em tração. Pode-se observar que a falha ocorreu na mesma região na qual a resina não foi completamente absorvida pela fibra e desta forma, o valor de tensão de ruptura obtido para este corpo de prova foi desconsiderado.

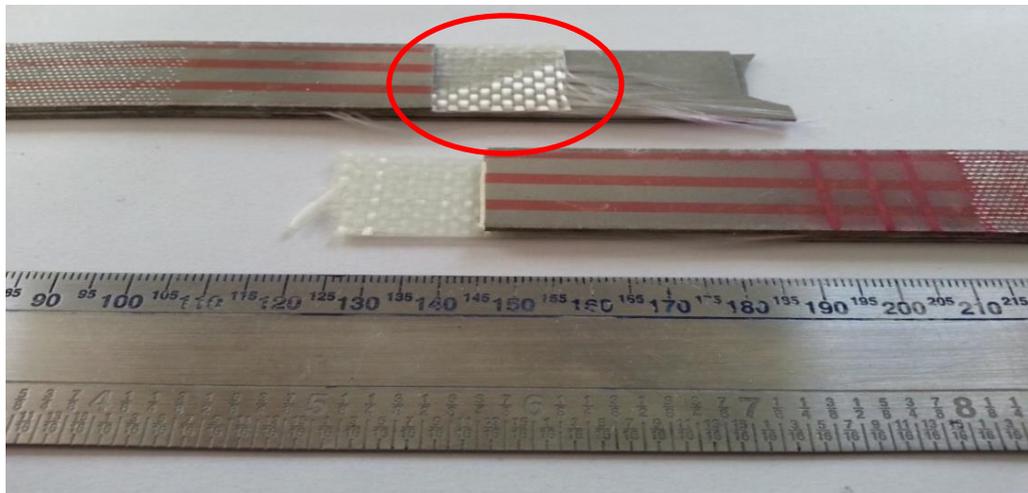


Figura 51: Falta de resina do CdP 3, lote 7

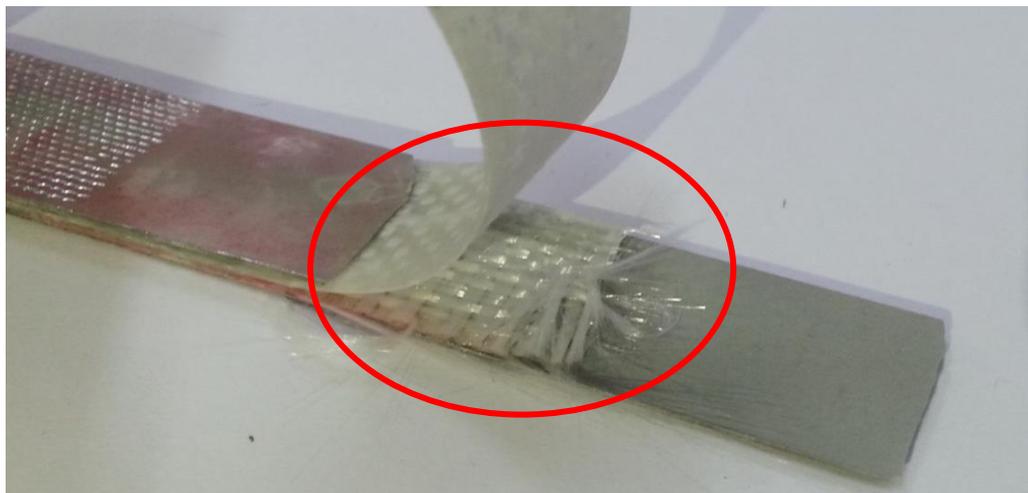


Figura 52: Vista contrária do CdP 3 do lote 7

Tabela 24 - Comparação dos resultados do ensaio de tração.

Comparação dos resultados do ensaio tração				
	Tensão de Ruptura σ (MPa)	Módulo de Elasticidade E (GPa)	Fração volumétrica do Metal (%)	Referência
Alumínio 2024 T3 (ASNA)	430 \pm 1	77,87 \pm 2	100	-
Fibra de vidro/epóxi	310 \pm 9	18,8 \pm 1	0	
GLARE	380 \pm 23	55,3 \pm 2	72	BOTELHO et al., 2006
LFM - Lote 1	387 \pm 4	60,6 \pm 1	76,4	-
LFM - Lote 2	384 \pm 5			
LFM - Lote 3	384 \pm 8			
LFM - Lote 4	371 \pm 14			
LFM - Lote 5	350 \pm 19			
LFM - Lote 6	365 \pm 5			
LFM - Lote 7	423 \pm 1			
LFM - Micromecânica	402,3			

Pode-se observar que o valor de módulo de elasticidade referente ao LFM ensaiado é 8,75% superior ao módulo nominal observado no material GLARE. Esta diferença pode ser explicada pela maior fração volumétrica de alumínio nos LFM em comparação com o GLARE produzido no processo autoclave.

Os resultados de módulo de elasticidade em tração não apresentaram diferenças significativas entre os tratamentos superficiais realizados, com uma variação de apenas 1 GPa. Entretanto, o resultado de tensão máxima em ruptura apresentou uma correlação com os diferentes tipos de tratamento de superfície realizados na lâmina de alumínio. A Figura 53 apresenta os valores de forma gráfica de tensão média de ruptura apenas para os valores de LFM para cada um dos tratamentos de superfície realizados. A mesma figura apresenta também os dados que serão chamados neste trabalho como fator de adesividade composto pelos componentes de rugosidade e energia superficial total, conforme equação (4.1). Os parâmetros dos componentes de coeficiente de rugosidade e de coeficiente de energia superficial total, da equação (4.1), foram definidos inicialmente por método iterativo, com objetivo de encontrar uma melhor correlação entre os dados.

$$F_{Ads} = R_a C_{rug} + \gamma_S C_{est} \quad (4.1)$$

Onde:

F_{Ads} = Fator de Adesividade [adimensional];

R_a = Rugosidade média [μm]

γ_S = Energia superficial do sólido total [mJ/m^2];

C_{rug} = Coeficiente de rugosidade [μm^{-1}];

$C_{est} = N(1 - C_{rug})$ = Coeficiente de energia superficial total [m^2/mJ]

Nota-se uma relação direta entre os valores de resistência máxima de tração e o fator de adesividade para um coeficiente de 12,242 (adimensional) de energia superficial, referente aos lotes tratados superficialmente com anodização, jato de areia/conversão química e jato de areia/ anodização. Esta correlação é fortemente validada pelo coeficiente de Pearson igual a 1 entre os dados de tratamentos mencionados, este coeficiente demonstra o grau de correlação entre duas variáveis estudadas. Os dados, conforme Tabela 25, indicam uma dependência mais intensa da rugosidade nos efeitos de adesão que impactam a resistência a tração do LFM em comparação com o componente de adesividade relacionado à energia superficial. Para os lotes tratados com primer, esta dependência não foi observada. Uma melhor compreensão da causa pode ser identificada através de novos estudos a serem realizados.

Tabela 25 - Tabela de cálculo do Fator de Adesividade

	Tensão de Ruptura σ (MPa)	Energia Superficial γ_S (mJ/m^2)	Rugosidade R_a (μm)	Fator de Adesividade ($12,24 \gamma_S + 87,76 R_a$)
Primer	$385,5 \pm 2$	32,2	5,45	8,725
Anodização	$368,3 \pm 17$	39,51	5,36	9,541
Jato de Areia com Alodine	365 ± 5	29,11	6,76	9,496
Jato de Areia com Anodização	423 ± 1	36,8	6,58	10,280

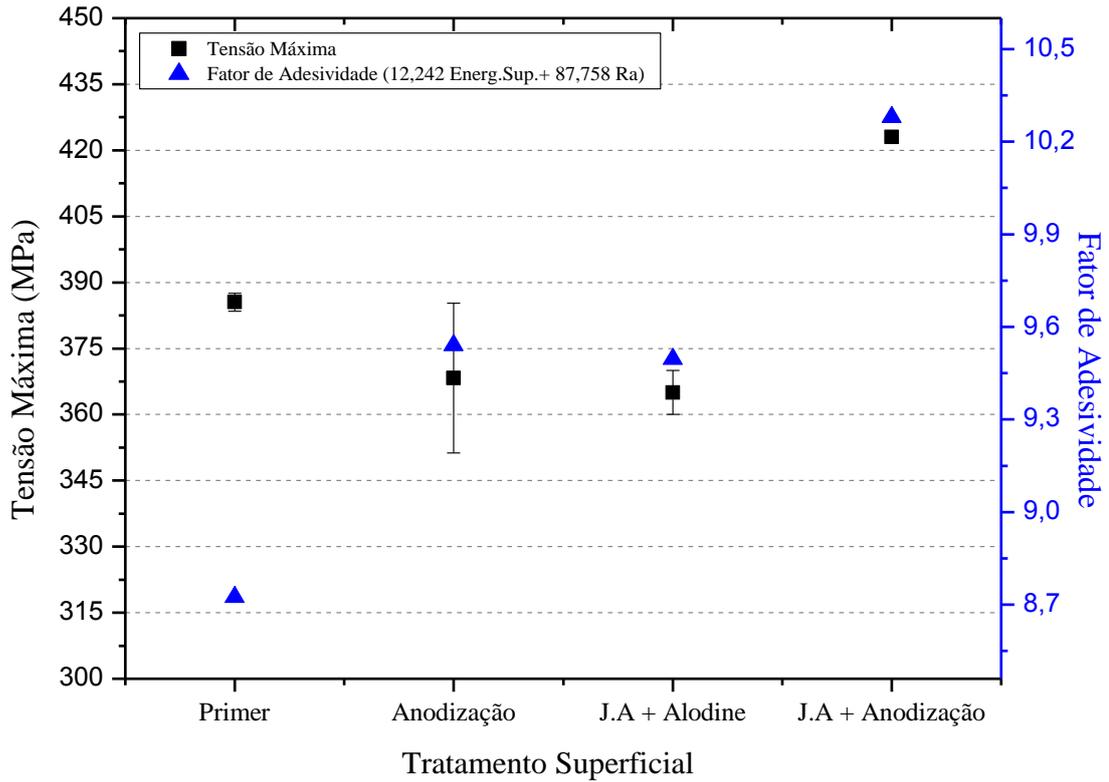


Figura 53: Valores médios de resistência à tração versus fator de adesividade

A Figura 54 mostra o comportamento dos lotes ensaiados, onde fica demonstrado que os materiais tiveram comportamentos similares. O lote 7 apresentou um resultado mais elevado para o valor de tensão de ruptura. Este acréscimo de propriedade pode estar relacionado à combinação dos maiores valores de rugosidade e energia de superfície, promovidos pelo tratamento de jato de areia e seguido de anodização crômica não selada.

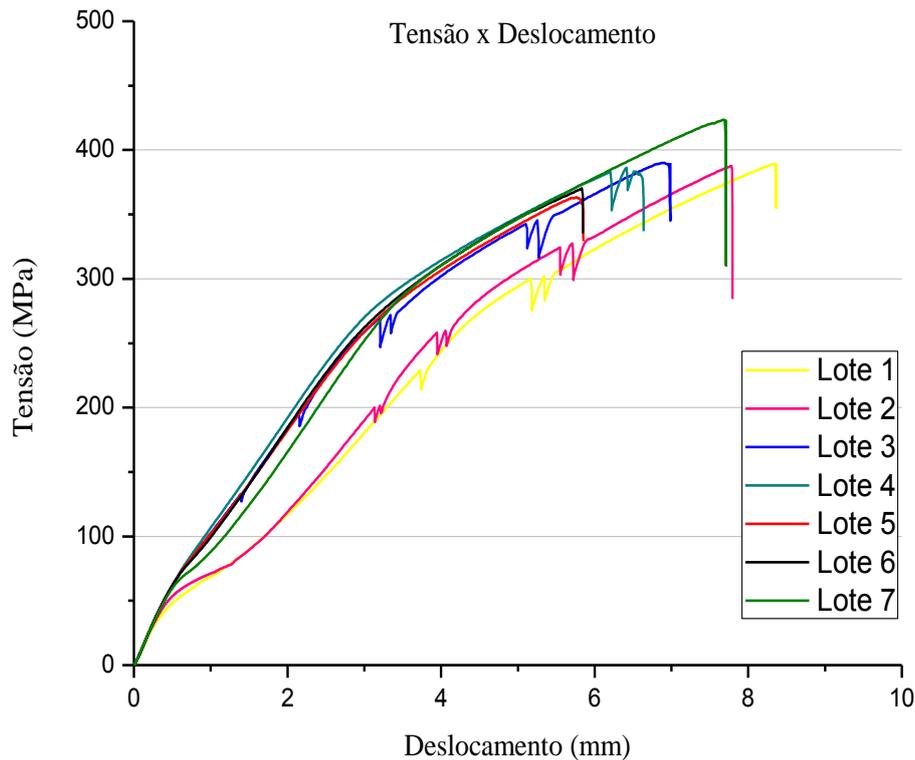


Figura 54: Curva característica do ensaio de tração realizado com os maiores valores referente a cada lote ensaiado.

Ainda a partir da análise da Figura 54, observa-se que o lote 7 não apresenta indício de delaminação das fibras, evento este caracterizado pela ausência de serrilhado ao longo da curva, demonstrando uma maior adesão entre as lâminas de metal e as camadas de compósito. Este comportamento corrobora com a correlação obtida entre a resistência de tração e os valores de rugosidade e energia de superfície, apresentado na Figura 53.

Outra análise pode ser realizada através da abordagem micromecânica. A regra da mistura vem sendo aplicada para prever o comportamento das propriedades mecânicas dos LFM's, propriedades estas como a de tensão máxima de ruptura e módulo de elasticidade em tração. Uma aproximação possível é descrita através da equação (4.2) (LE BOURLEGAT, 2009).

$$P_{Hi} = P_{Al} \times V_{Al} + P_C \times V_C \quad (4.2)$$

Onde:

P_{Hi} = Propriedade do material híbrido;

P_{Al} = Propriedade do Alumínio;

V_{Al} = Fração Volumétrica do Alumínio;

P_C = Propriedade do composto;

V_C = Fração Volumétrica do Composto;

A regra da mistura utilizada neste trabalho tem como objetivo fazer uma comparação dos valores de resistência à tração e o módulo de elasticidade em tração, usando assim a equação (4.2). Os valores obtidos com a regra da mistura estão apresentados na Tabela 24.

A fração volumétrica do alumínio foi obtida através do uso da microscopia óptica. A Figura 55 apresenta uma micrografia típica da seção transversal do LFM. Observa-se que a imagem ficou um pouco prejudicada nas extremidades em virtude do ângulo de corte causada pelo processo de corte por jato d'água.

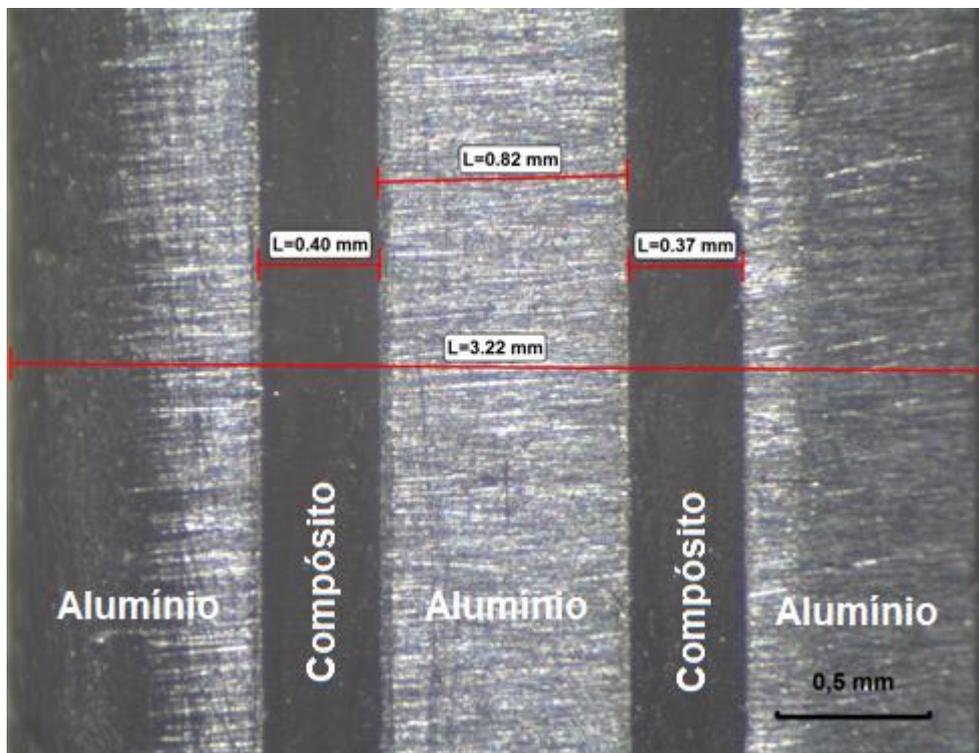


Figura 55: Micrografia da seção transversal do LFM

Os valores calculados pela regra da mistura mostram-se similares com os valores obtidos pelo ensaio de tração. O valor do módulo em tração, calculado pela regra da mistura, apresentou uma diferença apenas 5,2% maior que a média dos valores obtidos através do ensaio de tração.

Com relação aos valores de tensão máxima de ruptura, destaca-se o lote 7 que apresentou o maior valor, com uma diferença 4,9% superior quando comparado com o calculado pela regra da mistura. Esta diferença observada pode estar relacionada com o efeito de adesão que não está sendo considerado na modelagem micromecânica utilizada. Entretanto, a modelagem demonstra-se útil para prever propriedades mecânicas de materiais LFM, que é economicamente benéfica em estágios preliminares em projetos de aeronaves em desenvolvimento (WU, 1994).

4.2.2 Resultado dos ensaios de cisalhamento interlaminar

A Tabela 26 mostra os resultados obtidos nos ensaios de resistência ao cisalhamento interlaminar, o tratamento superficial e o modo de falha identificado nos LFM's ensaiados, bem como faz uma comparação do resultado obtido com a literatura.

Tabela 26 - Comparação dos resultados do ensaio de cisalhamento interlaminar

Comparação dos resultados do ensaio de cisalhamento interlaminar				
	Tratamento Superficial	Resistência ao Cisalhamento τ (MPa)	Modo de Falha	Referência
Fibra de vidro/epóxi	-	69,3 \pm 1,1	-	BOTELHO et al., 2008
LFVM / CAA	Anodização crômica	88,6 \pm 2,3	-	SILVA, 2006
Lote 1	Primer	46,26 \pm 5,40	Cisalhamento Simples	-
Lote 2				-
Lote 3	Anodização crômica não selada	72,5 \pm 2,19	Cisalhamento Múltiplo	-
Lote 4				-
Lote 5				-
Lote 6	Jato de areia e Alodine	70,97 \pm 2,97	Cisalhamento Múltiplo	-
Lote 7	Jato de areia e Anodização crômica não selada	83,99 \pm 2,77	Deformação Plástica	-

Pode-se observar que o valor médio de tensão de cisalhamento obtido para os lotes 1 e 2, demonstrou desempenho inferior se comparado com os demais lotes. Isto demonstra que a adesão do compósito fibra de vidro/epóxi com a superfície do metal tratada com o primer é menor, quando comparado com os outros tratamentos superficiais analisados neste estudo.

Analisando os valores médios dos lotes 3, 4 e 5, todos tratados com anodização crômica não selada, e o lote 6 tratado superficialmente com jato de areia e posterior conversão química (Alodine), observa-se que possuem comportamento semelhante ao do compósito de fibra de vidro / epóxi. Isto significa que a força de adesão entre a lâmina de metal e o compósito ensaiado possui interação de interface similar quando comparado com o compósito de fibra de vidro/epóxi. Quando comparados ao LFVM/CAA (Laminado Fibra de Vidro Metal e superfície tratada com Anodização Ácida Crômica), os lotes 3, 4 e 5 apresentam valores inferiores. O comportamento demonstra a influência dos diferentes processos de impregnação utilizados entre os materiais. A diferença entre os valores também pode estar relacionado às diferentes espessuras do metal utilizado para confecção dos corpos de prova, o que leva a estados de tensões distintos.

Entretanto, para o lote 7, o modo de falha observado durante o ensaio foi de deformação plástica, ou seja, não houve falha por cisalhamento. Desta forma, o resultado obtido não pode ser utilizado para comparação direta entre materiais ou lotes diferentes (EN 2563:1997). Pode-se, porém, afirmar que a resistência ao cisalhamento para este lote é superior ao valor de 83,99 MPa. Este valor, se comparado com a resistência ao cisalhamento do compósito de fibra de vidro/epóxi, apresenta um resultado 17,5% superior. Tal comportamento demonstra que as propriedades de rugosidade e energia de superfície resultantes dos processos de jateamento e tratamento de anodização crômica não selada favorecem a adesão do compósito com a lâmina de metal de forma mais intensa, quando comparado com a interação entre camadas de compósitos.

Para o ensaio de cisalhamento entre os diferentes lotes, observa-se que o fator de adesividade tem uma relação direta no resultado de tensão de cisalhamento obtido. Este comportamento pode ser observado na correlação apresentada pela Figura 56. Assim como no resultado de resistência a tração, o coeficiente de energia superficial da equação (4.1) foi otimizado para garantir o máximo coeficiente de Pearson entre os dados, obtendo-se o valor de 12,243 para um coeficiente de Pearson igual a 0,999994. Para o processo que envolveu jato de areia e posterior anodização, observa-se que o fator de adesividade mostra-se graficamente acima do valor de resistência ao cisalhamento. Tal discrepância mostra-se coerente, uma vez

que o dado referente à resistência ao cisalhamento representa um valor relacionado ao seu modo de falha (deformação plástica) e não ao real valor de resistência ao cisalhamento. Conforme já mencionado, espera-se para este lote que a resistência ao cisalhamento atinja valores superiores ao apresentado. Desta forma, esta relação comprova a forte contribuição da rugosidade em detrimento da energia superficial no efeito de aderência do metal com o compósito, conforme já demonstrado pelos resultados de resistência à tração.

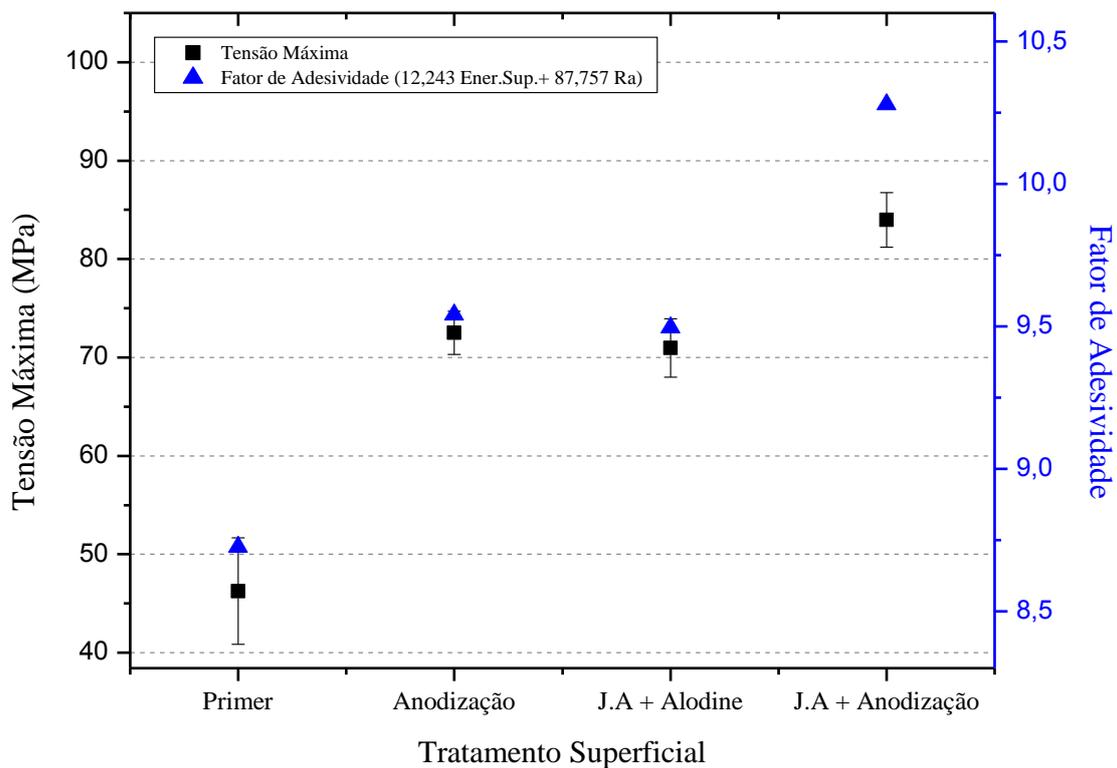


Figura 56: Gráfico das médias referente à resistência ao cisalhamento

Conforme já mencionado, a Tabela 26 descreve os modos de falhas predominantes em para cada lote ensaiado. É evidente que o modo de falha por cisalhamento múltiplo foi o mais comum. A Figura 57 relata o comportamento gráfico dos modos de falha, bem como o aspecto do corpo de prova, evidenciando em vermelho as falhas identificadas após o término do ensaio.

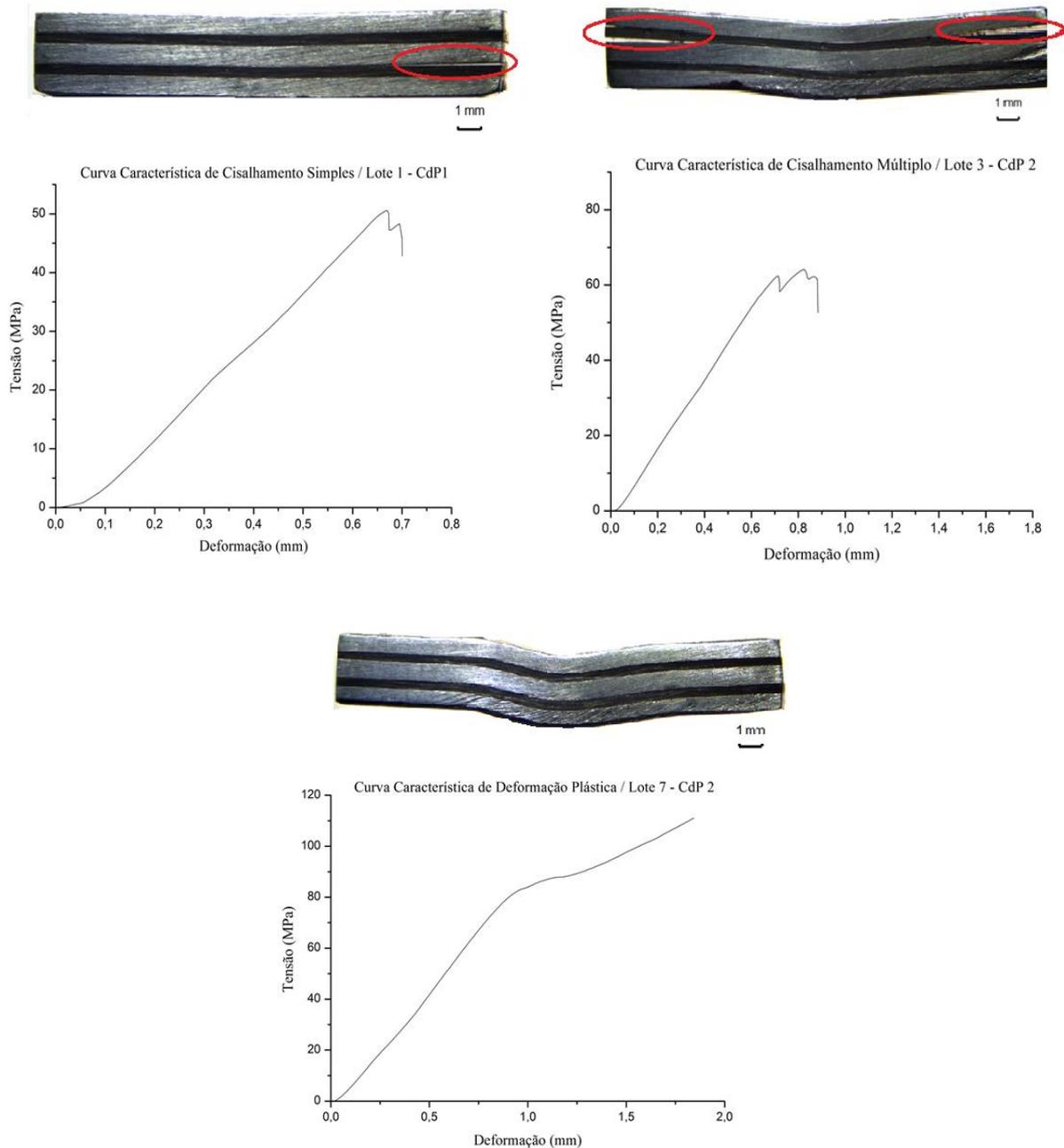


Figura 57: Curvas Características do Modo de Falha no ensaio de Cisalhamento
a) Cisalhamento Simples, b) Cisalhamento Múltiplo, c) Deformação Plástica

A Figura 58 apresenta uma micrografia obtida por microscopia ótica referente ao corpo de prova número 2 do lote 7, após ensaio de cisalhamento interlaminar. A linha tracejada evidencia o comportamento típico de cisalhamento interlaminar ocorrido no corpo de prova ao término do ensaio. Apesar do modo de falha referente a este lote ter sido caracterizado como de deformação plástica, o corpo de prova demonstra ter sofrido esforços cisalhantes, porém não atingindo a falha por cisalhamento.

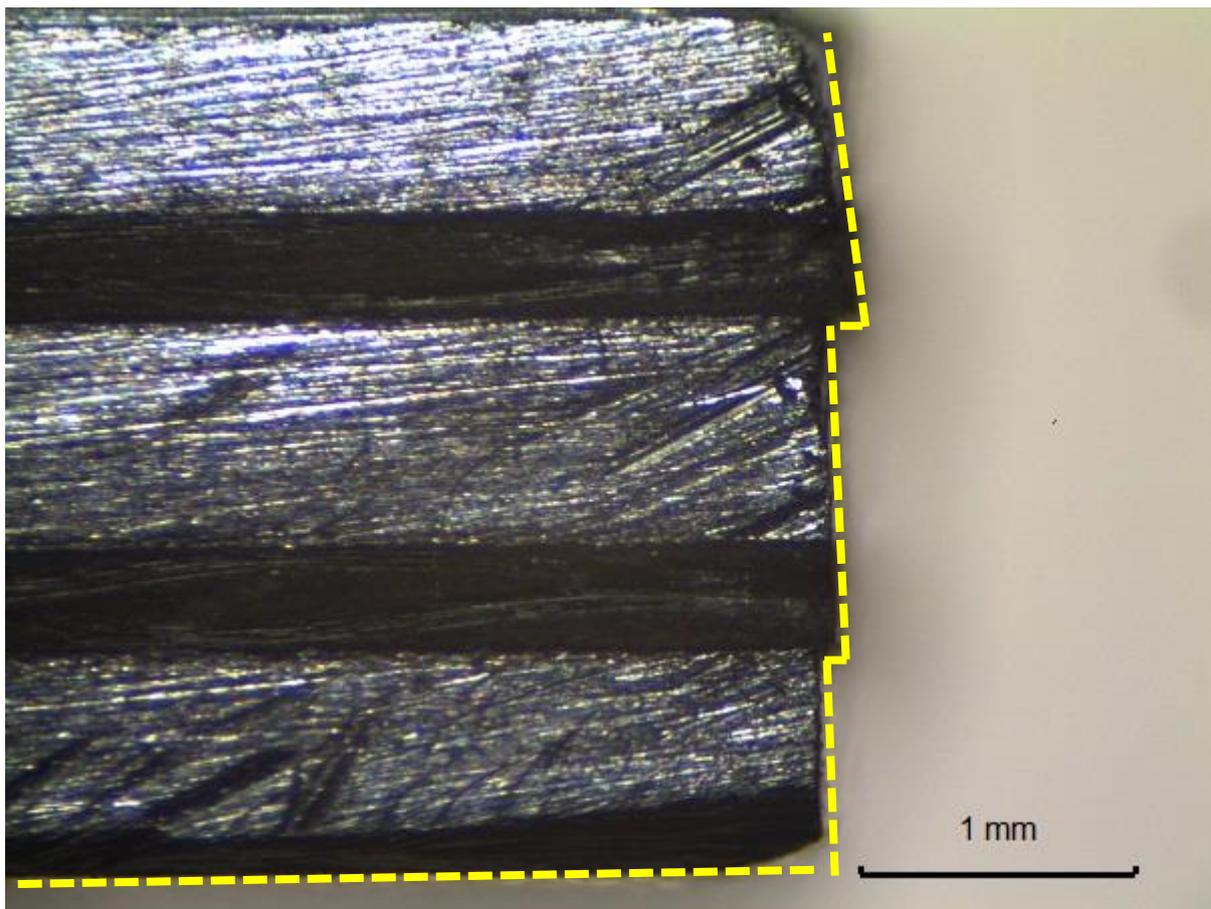


Figura 58: Micrografia do CdP 2 – Lote 7, após ensaio de cisalhamento interlaminar

4.2.3 Resultado dos ensaios de flexão

Os resultados de resistência à flexão e módulo de elasticidade à flexão dos LFM's ensaiados estão apresentados na Tabela 27. O gráfico referente à média da tensão máxima, bem como, o desvio padrão encontrado é mostrado na Figura 59.

Observa-se que os valores de resistência a flexão dos CdP's oriundos dos lotes 1 e 2, tiveram um comportamento similar, o que já era esperado uma vez que estes lotes possuem características de fabricação e tratamento idênticos. O lote 3 não foi utilizado no ensaio de flexão devido a quantidade disponível de corpos de prova e pelo fato deste lote ser disponibilizado para a realização do ensaio de fadiga. Os lotes 4 e 5, apesar de possuírem o mesmo tratamento superficial de anodização crômica não selada, obtiveram maior variabilidade no resultado de resistência à flexão, se comparado com os lotes que foram tratados superficialmente com o primer. Esta variabilidade pode estar associada a delaminações que podem ter ocorrido no momento da confecção dos corpos de prova, bem como a variações inerentes ao processo de fabricação.

O lote 6 tratado por conversão química (Alodine) teve resultado similar ao lote 4 (tratado com Anodização crômica não selada), este mesmo comportamento foi observado no ensaio de tração, conforme mostrado na Tabela 24.

O lote 7, conforme pode ser observado na Tabela 27 e Figura 59, teve o maior valor de resistência a flexão entre os lotes ensaiados. Este desempenho pode ser atribuído à aderência obtida entre o composto fibra de vidro/epóxi e a lâmina do metal. O lote 7 manteve o mesmo comportamento observado nos resultados dos ensaios de resistência a tração e cisalhamento interlaminar, em relação aos outros lotes ensaiados.

Tabela 27 - Resultado do ensaio de flexão de três pontos

Comparação dos resultados do ensaio de flexão de 3 pontos		
	Resistência a Flexão σ_f (MPa)	Módulo de Elasticidade E_f (GPa)
LFM - Lote 1	553,89 ± 48,2	57,25 ± 1,86
LFM - Lote 2	571,49 ± 16,87	60,3 ± 1,09
LFM - Lote 4	382,93 ± 5,41	36,18 ± 5,45
LFM - Lote 5	252,97 ± 30,46	49,35 ± 0,45
LFM - Lote 6	419,90 ± 45,22	57,74 ± 0,79
LFM - Lote 7	757,31 ± 17,09	58,41 ± 0,63

Analisando os tratamentos superficiais aplicados com os resultados de resistência à flexão, descritos na Tabela 28, observa-se que os lotes tratados com anodização crômica não selada obtiveram o menor valor de resistência à flexão e módulo de elasticidade se comparado com os demais tratamentos utilizados no experimento. Entretanto, quando a superfície é tratada também com jateamento de areia e posterior anodização crômica não selada, o comportamento do material melhora. Esta melhora pode estar associada à aderência obtida no material, já evidenciada na Tabela 22 e validada através dos resultados de resistência à tração e cisalhamento interlaminar anteriormente discutidos.

Tabela 28 - Relação entre os tratamentos superficiais e os resultados do ensaio de flexão

Material	Tratamento Superficial utilizado	Resistência a Flexão σ_f (MPa)	Módulo de Elasticidade E_f (GPa)
Lote 1 Lote 2	Primer	562,69 ± 12,45	58,78 ± 2,16
Lote 4 Lote 5	Anodização crômica não selada	294,56 ± 58,8	42,76 ± 9,31
Lote 6	Jato de areia e Alodine	419,90 ± 45,22	57,74 ± 0,79
Lote 7	Jato de areia e Anodização crômica não selada	757,31 ± 17,09	58,41 ± 0,63

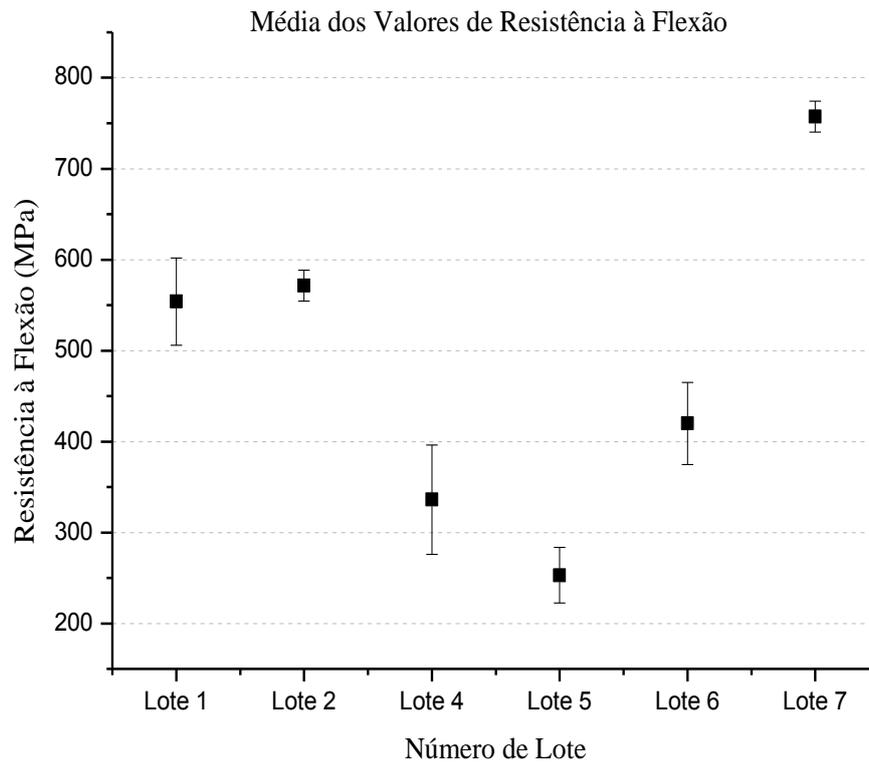


Figura 59: Tensão média e desvio padrão do ensaio de flexão

Analisando o módulo de elasticidade entre os lotes, pode-se observar na Figura 60, que até aproximadamente 0,005 mm/mm de deformação, todos os lotes tiveram inclinação da curva de forma análoga. Os valores de módulo mantiveram baixa variabilidade, com exceção dos lotes tratados com anodização crômica não selada, que obtiveram um valor inferior de 26,79% se comparado com o lote tratado por jato de areia e posterior anodização crômica não selada.

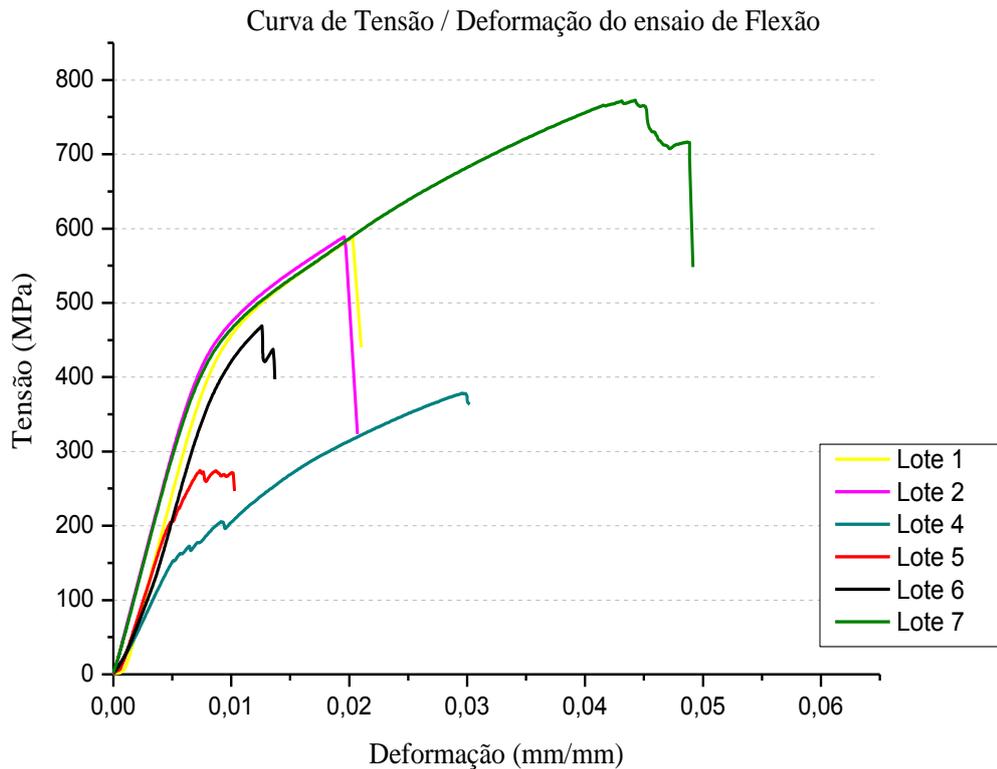


Figura 60: Curva característica do ensaio de flexão realizado com os maiores valores referente a cada lote ensaiado.

4.2.4 Resultado dos ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga para determinação da curva S-N foram realizados para o lote 3 do LFM fabricado assim como para a liga de alumínio 2024-T3, com o objetivo de realizar uma comparação entre os dois materiais e valor encontrado na literatura. A Tabela 29 representa o resultado obtido para o LFM ensaiado e a Tabela 30, o resultado referente ao ensaio realizado na liga de alumínio 2024-T3.

Tabela 29 - Resultado do ensaio de Fadiga do LFM - Lote 3

CdP	Tensão máx. Estática (MPa)	% da T.máx. estática	Tensão máx. (MPa)	Razão de carga	Frequência (Hz)	Nº ciclos	Falhou
1		33	126			1.000.000	Não
2		50	190			75.567	Sim
3		40	152			291.979	Sim
4		33	126			1.000.000	Não
5	380	50	190	0,1	12	112.511	Sim
6		40	152			174.311	Sim
7		33	126			317.898	Sim
8		50	190			72.333	Sim
9		70	266			9.032	Sim

Tabela 30 - Resultado do ensaio de Fadiga da liga de alumínio 2024-T3 (ASNA 3012)

CdP	Tensão máx. Estática	% da T.máx.	Tensão (MPa)	Razão de carga	Frequência (Hz)	N° ciclos	Falhou
1		33	147			1.000.000	Não
2		70	308			42.320	Sim
3		50	220			173.221	Sim
4		40	176			441.863	Sim
5		33	147			1.000.000	Não
6	440	70	308	0,1	12	44.023	Sim
7		50	220			195.756	Sim
8		40	176			368.930	Sim
9		33	147			1.000.000	Não
10		70	308			43.279	Sim
11		50	220			166.132	Sim
12		40	176			164.569	Sim

A Figura 61 mostra os resultados e tendência de comportamentos dos materiais LFM e liga de alumínio 2024-T3, definindo desta forma as equações das respectivas curvas S-N. Os resultados são apresentados na forma de tensão máxima (MPa) e números de ciclos para falha (N), este último em escala logarítmica.

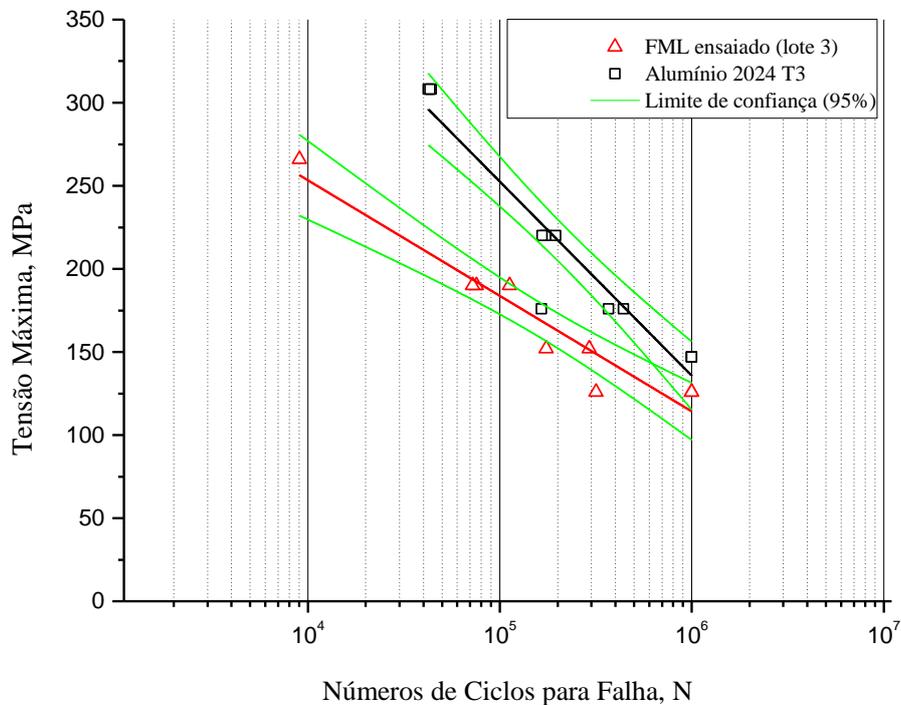


Figura 61: Gráfico S-N do LFM ensaiado e da liga de alumínio 2024-T3

Pode-se observar no gráfico representado pela Figura 61 que a liga de alumínio 2024-T3, quando comparado com o LFM, apresenta resultados superiores para o comportamento de resistência sob fadiga, usando como referencia os 120.000 ciclos, correspondente a duas vidas em fadiga consideradas para o projeto estrutural de uma aeronave (ANCELOTTI, 2011). Isso pode ser explicado pelo fato do primeiro não ter o tratamento superficial de anodização, uma vez que este, de acordo com Stevenson (1994) reduz a vida em fadiga do material.

Ainda de acordo com as curvas demonstrados na Figura 61, foi possível determinar experimentalmente as equações de tensão máxima equivalente, conforme demonstrado nas equações (4.3) para o LFM ensaiado e (4.4) para o alumínio 2024-T3.

$$\sigma_{\text{máx}} = 531,5 - 30,2 \times \ln(N) \quad (4.3)$$

$$\sigma_{\text{máx}} = 836,6 - 50,7 \times \ln(N) \quad (4.4)$$

Considerando os 120.000 ciclos, nas equações (4.3) e (4.4), obtêm-se que a tensão máxima suportada antes da falha é de 178,3 MPa para o LFM ensaiado e de 243,6 MPa para o alumínio 2024-T3.

Outro ponto que se observa na Figura 61 é que acima de 1.000.000 de ciclos e com tensões baixas, as curvas tendem a se cruzar e o LFM tende a um melhor comportamento de resistência à fadiga.

A Figura 62 apresenta a curva característica de um laminado fibra de vidro metal, no qual foi utilizada fibra *Eight Harness Satin* (8HS) pré-impregnada e tratamento superficial de anodização crômica na superfície do alumínio 2024-T3, este LFVM - CAA está representada pela cor preta do gráfico (SILVA, 2006).

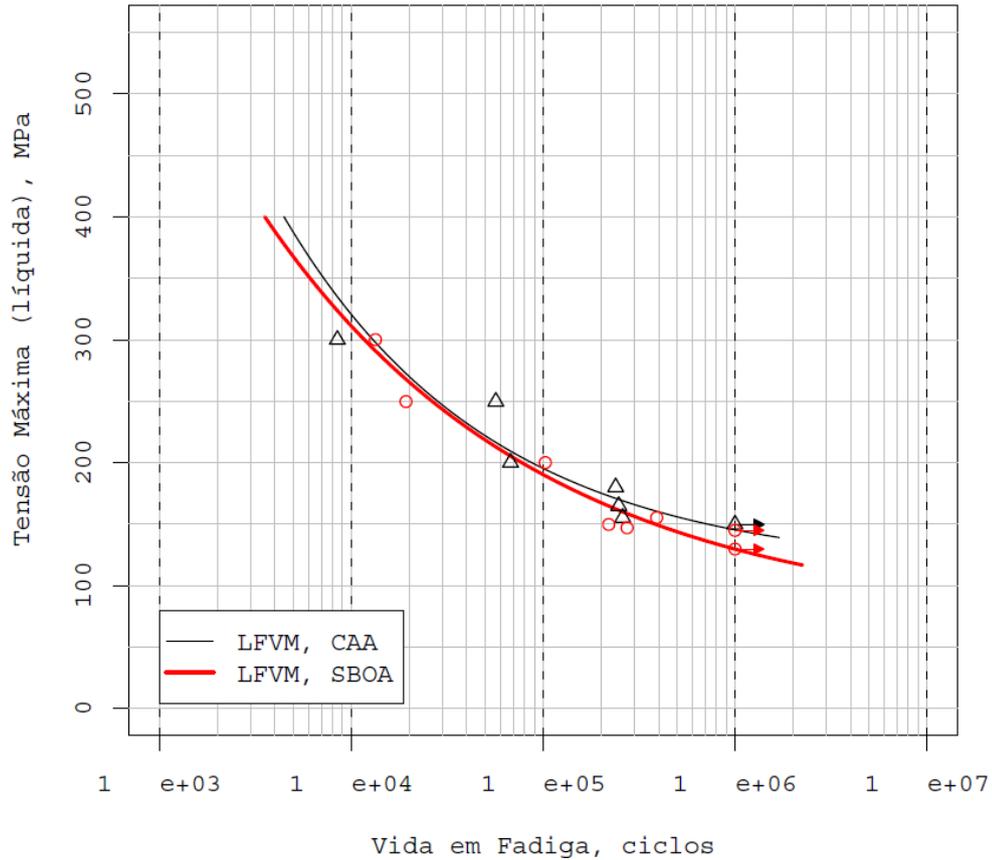


Figura 62: Vida em Fadiga do Laminado Fibra de Vidro Metal (SILVA, 2006).

Analisando graficamente a Figura 62 e considerando 200.000 ciclos é esperado que ocorra falha no material com uma tensão de aproximadamente 175 MPa, enquanto para o material LFM produzido neste trabalho, utilizando a equação (4.3) é esperado que, com o mesmo número de ciclos, ocorra a falha do material com tensão de aproximadamente 162,9 MPa. Pode-se concluir, nesta condição, que o material LFVM- CAA é 6,9 % mais resistente à fadiga do que o LFM produzido neste trabalho. Isto pode estar relacionado a alguns fatores, como por exemplo, à espessura da lâmina do metal utilizado (ROEBROEKS, 1994). Outras características que devem ser consideradas são: o tipo de construção de tecido da fibra de vidro (trama e urdume) utilizado para a fabricação dos corpos de prova e a fração volumétrica de fibra no composto. O tipo de construção de tecido de fibra de vidro utilizada e referenciada na literatura foi 8HS a qual possui características de resistência melhores que a Plain Weave; esta com maior número de entrelaçamentos do urdume e da trama por unidade de área. Isto conseqüentemente pode reduzir a resistência e rigidez do compósito (LEVY-NETO e PARDINI, 2006). Outro fator a se considerar é o processo aplicado, pois a literatura referenciada utilizou material pré-impregnado, cuja fração volumétrica do reforço (fibra de vidro) está em torno de 55%, valor este superior à fração volumétrica do material fabricado,

conforme anteriormente mostrado na Tabela 23. A fração volumétrica de fibra, no composto, esta diretamente relacionada às propriedades mecânicas do material, ou seja, quanto maior o percentual de fibra, melhores propriedades são observadas.

5 CONCLUSÕES

O processo VARTM utilizado para obtenção das placas de LFM é satisfatório, em virtude dos resultados obtidos nos ensaios mecânicos. Porém a forma de corte desse material precisa ser aprimorada devido às delaminações que ocorreram na confecção dos corpos de prova.

Os resultados obtidos na caracterização mecânica mostram que o LFM produzido por processo VARTM, obteve propriedades compatíveis com os LFM's que utilizam fibra de vidro pré-impregnada e cura em autoclave, bem como, demonstrou a influência direta dos tratamentos superficiais utilizados nos resultados obtidos.

Neste contexto destaca-se o lote 7, no qual foi aplicado o tratamento de jato de areia e posterior tratamento de anodização crômica não selada. Este lote obteve excelentes resultados nos ensaios de molhabilidade, ensaio de resistência à tração, ensaio de flexão de três pontos e no ensaio de cisalhamento interlaminar, se comparado com os outros lotes testados e com a literatura citada neste trabalho.

Referente ao ensaio de fadiga o resultado também foi satisfatório, quando considerado os 120.000 ciclos (requisito voltado para projetos de aplicação aeronáutica), o tratamento superficial realizado e o tipo de construção de tecido de fibra de vidro utilizado no LFM, se comparado com a literatura.

Dessa forma, concluiu-se que materiais LFM's fabricados pelo processo VARTM, possuem grande potencial para aplicações estruturais devido às boas propriedades mecânicas obtidas, mesmo com menor fração volumétrica de fibra do que normalmente se obtém em material pré-impregnado. Além disso, o custo de fabricação é significativamente menor do que o produzido a partir de fibras pré-impregnadas e cura em autoclave. Percebe-se também que os tratamentos superficiais aplicados podem influenciar diretamente nos resultados mecânicos.

6 SUGESTÕES DE TRABALHO FUTUROS

Avaliar o efeito de outros ensaios na caracterização do material híbrido fabricado pelo processo VARTM descrito neste trabalho;

Analisar o efeito do ensaio de fadiga em materiais com tratamento superficial de jato de areia e posterior anodização crômica não selada;

Avaliar qual o impacto dos vazios na caracterização mecânica do material híbrido, obtido pelo processo de VARTM descrito neste trabalho;

Avaliar o comportamento do material LFM, fabricado neste trabalho, com dimensões e configurações diferentes;

7 REFERÊNCIAS

- 1- ABAL. Associação Brasileira do Alumínio, <http://www.abal.org.br/aluminio/historia-do-aluminio/>, acesso em junho de 2014.
- 2- AIAB. Associação das Indústrias Aeroespaciais do Brasil, <http://www.aiab.org.br>, acesso em junho de 2014.
- 3- AIRES, L.M.N. **Análise Experimental do Comportamento à Fadiga em Juntas Soldadas por Fricção Linear de Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica**, Dissertação de Mestrado – Instituto Superior Técnico, Lisboa, 2007.
- 4- ALDERLIESTEN, R. **On the development of hybrid material concepts for aircraft structures**. Recent Patents Eng 2009;3:25–38.
- 5- ALMEIDA, R., et al. **Effect of surface treatment on fatigue behavior of metal/carbon fiber laminates**, Journal of Materials Science, 2008, Vol.43(9), pp.3173-3179.
- 6- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M-11** – Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, PA: ASTM, 2012.
- 7- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D790-10**: Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials, PA: ASTM, 2010.
- 8- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D792-08** – Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement, PA: ASTM, 2008.
- 9- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D3039**: Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials, PA: ASTM, 2008.
- 10- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D3171-11**: Standard Test Methods for Constituent Content of Composite Materials, PA: ASTM, 1999.
- 11- ANCELOTTI JR, A. C. (2011). **Influência da Porosidade na Resistência à Fadiga de Compósitos de Fibra de Carbono/Epóxi**. Teses de Doutorado . São José dos Campos, São Paulo, Brasil.
- 12- ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics – Fundamentals and applications**. 2. Ed [S.1.]: John Wiley and Sons, Inc, 1995.

- 13- ASM Metals Handbook volume 2 – **Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Material**, 1990.
- 14- ASM Metals Handbook volume 9 – **Metallography and Microstructures**, 2004.
- 15- ASUNDI, A.; CHOI, ALTA Y.N. **Fiber metal laminates: an advanced material for future aircraft**. Journal of Materials Processing Technology 1997; Vol.63 (1-3), pp.384–94.
- 16- BARROSO, E.K.L. - **Efeito da pré-deformação e shot peening na tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga da liga de alumínio 7475-T7351**, de aplicação aeronáutica. 2004. 124p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais), REDEMAT (UFOP – CETEC – UEMG), Ouro Preto, 2004.
- 17- BAUMERT, E., et al. **Fatigue damage development in new fibre metal laminates made by the VARTM process**, Fatigue & Fracture Of Engineering Materials & Structures, 2011, Vol.34(4), pp.240-249.
- 18- BERNARDES, R. **Redes de inovação e cadeias produtivas globais: impactos da estratégia de competição da Embraer no arranjo aeronáutico da região de São Jose dos Campos**, Rio de Janeiro: UFRJ, 2000.
- 19- BEST, K.F., **High Strength Materials for Aircraft Landing Gear**, Aircraft Engineering. P.14-24, 1986.
- 20- BEUMLER, T. **Flying Glare**. 2004. 488f. Tese (Doutorado) – Technische Universiteit Delft, Delft.
- 21- BOTELHO, E.C. **Compósitos aeronáuticos processados a partir de fibras de carbono impregnados com PA 6/6 via processo de polimerização interfacial**. 2002. 272f. Tese (Doutorado em Engenharia e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- 22- 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.
- 23- BOTELHO, E.C.; SILVA, R.A.; REZENDE, M.C.; PARDINI, L.C. **A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures**. Mater Res 2006;9(3):247–56.
- 24- BOTELHO, E.C.; REZENDE, M.C.; PARDINI, L.C. **Hygrothermal effects evaluation using the iosipescu shear test for glare Laminates**. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, v.30, p. 213-220, 2008.

- 25- BRACE, A.W.; SHEASBY, P.G. **The Technology of Anodizing Aluminum**, 2nd ed, Technicopy Ltd., 1979.
- 26- BRITISH STANDARD AEROSPACE SERIES. **BS EN 2563**: Carbon fibre reinforced plastics – Unidirectional laminates – Determination of the apparent interlaminar shear strength, 1997.
- 27- BURZELLI, P. **Análise de Impactos em Materiais Compósitos de Matriz Polimérica**, 2006, 102 p. Tese de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- 28- CALLISTER, W.D. **Ciências e Engenharia de Materiais: Uma introdução**, Rio de Janeiro, LTC, 2002.
- 29- CAMPESTRINI, P.; VAN WESTING, E.P.M.; DE WIT, J.H.W. **Influence of surface preparation on performance of chromate conversion coatings on Alclad 2024 aluminium alloy Part I: Nucleation and growth**, *Electrochimica Acta*, 2001, Vol.46(16), pp.2553-2571.
- 30- CARVALHO, A.L.M. **Comportamento mecânico das ligas de alumínio 7010-T74 e 7050-T7451 de aplicação aeronáutica**, 1999. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Guaratinguetá.
- 31- CHUNG, D. D. L. **Carbon Fiber Composites**. [S.l.]: Butterworth-Heinneman, 1994.
- 32- COUTINHO, M.P. **Influência da morfologia da superfície na molhabilidade do titânio comercialmente puro**. Dissertação – Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro, 2007.
- 33- DAGNINO, R. **A indústria Aeronáutica – ECIB** - Estudo da Competitividade da Indústria brasileira, Nota Técnica Setorial - Campinas, IE / Unicamp / MCT / FINEP / PACDT, 1993.
- 34- DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering Mechanics of Composite Materials**. Oxford University Press, 2006.
- 35- EPPENSTEINER, F.W. ; Jenkins, Melvin R. **Chromate conversion coatings**, *Metal Finishing*, 2001, Vol.99, pp.494-506.
- 36- FRIBERG, L.; NORDBERG, G.F.; VOUK, V.B. **Handbook of Toxicology of Metals**, vol. 2, Elsevier, Amsterdam, 1986.

- 37- GONZALEZ, J.A., et al. **Characterization of porous aluminum oxide films from a.c. impedance measurements.** Journal of Applied Electrochemistry, v. 29, p. 229-238, February 1999.
- 38- HAHN, H. T.; BARTLEY-CHO, J.; LIM, S.G. **The effect of loading parameters on fatigue of composite laminates: Part II.** Washington, DC: Federal Aviation Administration, Department of Transportation, 1997.
- 39- HANDBOOK COMMITTEE v.19, **Fatigue and Fracture of Composite, Ceramics and Glass**, 1996, section 7.
- 40- HANDBOOK FAA-H-8083-31, Federal Aviation Administration, **Aviation Maintenance Technician Handbook – Airframe - volume 1**, 2012.
- 41- HECKER JR, J.G. **Anodizing Aluminum**, Products Finishing (Cincinnati) 57, (1-A), 273-280, Oct.1992.
- 42- HODGKINSON, J.M. **Mechanical testing of advanced fibre composite.** Cambridge, England: Woodhead Publishing, 2000.
- 43- JUHL, A.D. **Overview of Anodizing in the Aerospace Industry.** Metal Finishing, vol.108(2), pp.20-21, 2010.
- 44- KALIN, M.; POLAJNAR, M. **The wetting of steel, DLC coatings, ceramics and polymers with oils and water: The importance and correlations of surface energy, surface tension, contact angle and spreading.** Applied Surface Science 293, p 97-108, 2014.
- 45- KETCHAM, S.J., BROWN, S.R. **Metal Finishing**, Nov. 1976.
- 46- KHAN, S.U.; ALDERLIESTEN, R.C.; BENEDICTUS, R. **Post-stretching induced stress redistribution in fibre metal laminates for increased fatigue crack growth resistance.** Compos Sci Technol 2009;69:396–405.
- 47- KRISHNAKUMAR, S. (1994) **Fiber metal laminates– The synthesis of metals and composites.** Mater. Manufact. Process. 9, 295–354.
- 48- LE BOURLEGAT, LOÏC RENÉ. **Processamento e Caracterização do Compósito Híbrido Titânio/Fibra de Carbono/Epóxi.** 2009. 115. Tese de mestrado – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- 49- LEE S.M., EDITOR. **Handbook of composite reinforcements.** Wiley VCH Publishers Inc.; 1993. pp. 1–6.

- 50- LEVY-NETO, F.; PARDINI, L.C. **Compósitos Estruturais**. Ciência e Tecnologia. 1ª ed.: São Paulo. Ed. Edgard Blücher, 2006.
- 51- LUKASAK, D.A.; HART, R.M. ALCOA, **50th Annual Conference of Society of Allied Weight Engineers**, Inc, San Diego – California, May, 20-22, 1991.
- 52- MATTHEUS F.L.; RAWLINGS R.D., 1994, “**Composite Materials and Science**” London, Chapman & Hall.
- 53- MAZALI, C.A.I. **Compósitos de resina éster vinílica e aditivos a base de silicone**. 71p. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de campinas. São Paulo, 2003.
- 54- MILITARY SPECIFICATION MIL-A-8625F, **Anodic Coatings for Aluminum and Aluminum Alloys**, 2003.
- 55- MILITARY SPECIFICATION MIL-C-81706B, **Chemical Conversion Materials for Coating Aluminium and Aluminium Alloys**, 2004.
- 56- MILITARY SPECIFICATION MIL-PRF-23377J, **Primer Coatings: Epoxy, High-Solids**, 2005.
- 57- MIRABEL C. REZENDE; EDSON C. BOTELHO. **O uso de compósitos estruturais na indústria aeroespacial**. Polímeros, 2000, Vol.10(2), p.e4.
- 58- MONEGHESSO, A. A. **Noções básicas sobre o processo de anodização do alumínio e suas ligas – Parte 2**. Artigo Técnico C & P, Janeiro/Fevereiro, p 30-32, 2007.
- 59- MOUSSAVI-TORSHIZI, S.E.; DARIUSHIC, S.; SADIGHIC, M.; SAFARPOUR, P. **A study on tensile properties of a novel fiber/metal laminates**. Mater Sci Eng A 2010;527:4920–5.
- 60- NIU, M. **Airframe Structural Design - Practical Design Information and Data on Aircraft Structures**. Hong Kong: Conmilit Press, 1988.
- 61- NOGUEIRA, Clara Leal. **Obtenção e caracterização de compósitos termoplásticos avançados à base de matrizes de poli(propileno) reforçados com fibra de carbono**. 2004. 226f. Tese de doutorado – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- 62- OTOMAR, P.H. **Dissertação: Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo**, Escola Politécnica, área de conhecimento: Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, 2010.

- 63- PADILHA, A.F. **Materiais de Engenharia – Microestrutura e Propriedades**, 2000.
- 64- PARKHUTIK, V.P., et al. **Study of aluminium anodization in sulphuric and chromic acid solutions**. I – Kinetics of growth and composition of oxides, *Electrochimica Acta*, Vol 35, n° 6, pp 955-960, 1990.
- 65- RASHKOVAN, I.A. **Composites Science and Technology**, 57, p.1017, 1997.
- 66- REIFSNIDER, K.L. **Fatigue of Composite Materials**. Elsevier Science Publisher, New York, USA, 1991.
- 67- REMMERS, J.J.C.; BORST, R.D. **Delamination buckling of fibre–metal laminates**. *Compos Sci Technol* 2001;61:2207–13.
- 68- ROEBROEKS, G.H.J.J. **Fiber Metal Laminates, Recent Development and Application**. Symp. on Fatigue of Aircraft Material, Delft (1994).
- 69- SANDERS Jr.; T. H., SATLEY, J.T., **Review of Fatigue and Fracture Research on High Strength Aluminum Alloys**, Aluminum Company of America (ALCOA), 1985.
- 70- SINKE, J. **Manufacturing of GLARE Parts and Structures, Applied Composite Materials**, 2003, Vol.10(4), pp.293-305.
- 71- SILVA, R.D.A. **Processamento e caracterização de compósitos híbridos fibra/metal**. 2006. 285f. Tese (Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- 72- SINMAZÇELIK, T., et al. **A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods**. *Materials & Design*, 2011, Vol.32(7), pp.3671-3685.
- 73- SONG, X. **Vacuum Assisted Resin Transfer Molding (VARTM): Model Development and Verification**. Tese de Doutorado. Virginia, EUA, 2003.
- 74- STEVENSON, M.F.J. **Anodizing**. In: Cotell, C.M., Sprague, J.A., Smidt, F.A.J. *Surface Engineering*. United States of America: ASM International Handbook Committee, 9a ed, v. 5, p. 482-493, 1994.
- 75- STEVENSON, M.F.J. **Aluminum Anodizing**. 9.ed, Syracuse, NY: Anoplate Corporation, 1994. (ASM Handbook, v.5, p. 1416 – 1445)
- 76- STRONG, A.B. **Fundamentals of Composites Manufacturing: Materials, methods and Applications**, SME, Dearbon, 1989.

- 77- THOMPOSON, G.E., et al. **Anodizing of aluminium alloys**, Aircraft Engineering and Aerospace Technology, 1999, vol.71(3), p.228-238.
- 78- TWITE, R.L.; BIERWAGEN, G.P. **Review of alternatives to chromate for corrosion protection of aluminum aerospace alloys**. Progress in Organic Coatings, v.33(2), pp.91-100, 1998.
- 79- UNITED STATES. Department of Transportation. Federal Aviation Administration. Aging airplane program: widespread fatigue damage. **Federal Register**, Washington, DC, v. 75, n. 2019. Nov. 2010.
- 80- VERMEEREN, C. **An Historic Overview of the Development of Fibre Metal Laminates**, Applied Composite Materials, 2003, Vol.10(4), pp.189-205.
- 81- VERMEEREN, C.A.I.R. **The Blunt Notch Behaviour of Fiber-Metal Laminates: Arall and Glare'**, Delft University of Technology, The Netherlands (1992).
- 82- VILLANUEVA, G.R.; CANTWELL, W.J. **The high velocity impact response of composite and FML-reinforced sandwich structures**. Compos Sci Technol 2004;64:35–54.
- 83- VLOT, A. **Glare: – History of the Development of a New Aircraft Material**, Dordrecht, Kluwer, 2001.
- 84- VLOT, A. **Impact loading on fibre metal laminate**. Int. J. Impact Eng., v.18, n.3, p. 291-307, 1996.
- 85- VLOT, A.; GUNNINK, J.W. **Fiber Metal Laminates: An Introduction**. Kluwer Academic Publishers, 2001.
- 86- VOGESANG, L.B.; GUNNINK, J.W.; ROEBROEKS, G.H.J.J. **The supportable and durable aircraft fuselage structure**, in: Grandage J.M., Jost (Eds.) G.S., Proceedings of the 18th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, Melbourne, Australia, 3±5 May, 1995, pp. 257±272.
- 87- VOGESANG, L.B.; VLOT, A. **Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures**. J Mater Process Technol 2000;103:1–5.
- 88- VOGESANG, L.B.; GUNNINK, J.W. **ARALL, A materials challenge for the Next Generation of Aircraft**, Delft University of Technology, The Netherlands. Materials & Design, 1986, Vol.7(6), pp.287-300.
- 89- WERNICK, S.; AND PINNER, R. (1986). **The Surface Treatment of Aluminium and its Alloys**, ASM International Finishing Publications, Teddington.

- 90- WISNON, M.R. **Suppression of splitting and impact sensitivity of unidirectional carbon-fibre composite rods using tensioned overwind.** Composites Part A: Applied Science and Manufacturing: v.30, n.5, p. 661-665, 1999.
- 91- WU, H.F., et al. **Use of rule of mixtures and metal volume fraction for mechanical property predictions of fibre-reinforced aluminium laminates.** Journal of Materials Science, v.29, n.17, p. 4583-4591, 1994.
- 92- YASUMURA, P. K. **Caracterização de propriedades de papel para impressão por jato de tinta.** Tese – Universidade de São Paulo. São Paulo, 2012.
- 93- YOUNG, WEN-BIN. **A Two-layer Model for the Simulation of the VARTM Process with Resin Distribution Layer (Report),** Applied Composite Materials, Dec, 2013, Vol.20(6), p.1305(15).