



**LAMINADOS FIBRA-METAL COM REFORÇO HÍBRIDO
DE FIBRAS DE SISAL E SINTÉTICAS**

VILSON DALLA LIBERA JUNIOR

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**LAMINADOS FIBRA-METAL COM REFORÇO HÍBRIDO DE
FIBRAS DE SISAL E SINTÉTICAS**

VILSON DALLA LIBERA JUNIOR

ORIENTADORA: Prof^ª Dr^ª SANDRA MARIA DA LUZ

**TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS
BRASÍLIA/DF: JANEIRO DE 2025**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**LAMINADOS FIBRA-METAL COM REFORÇO HÍBRIDO DE
FIBRAS DE SISAL E SINTÉTICAS**

VILSON DALLA LIBERA JUNIOR

**TESE SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA
FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA COMO
PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
DOUTOR EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.**

APROVADA POR:

**Prof^a Dr^a Sandra Maria da Luz – FT/UnB
(Orientadora)**

**Prof Dr Eder Lima de Albuquerque – FT/UnB
(Examinador Interno)**

**Prof Dr Sandro Campos Amico – UFRGS
(Examinador Externo)**

**Prof Dr Túlio Hallak Panzera – UFSJ
(Examinador Externo)**

BRASÍLIA/DF, 06 DE JANEIRO DE 2025

FICHA CATALOGRÁFICA

LIBERA JR, VILSON DALLA

Laminados fibra-metal com reforço híbrido de fibras de sisal e sintéticas [Brasília] 2025. xvi, 97p., 210 x 297 mm (ENC/FT/UnB, Doutor, Ciências Mecânicas, 2025).

Tese de Doutorado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Laminados de Fibra-Metal

2. Fibras de Sisal

3. Propriedades Mecânicas

4. Tensões residuais

I. ENM/FT/UnB

II. Laminados de fibra-metal com

reforço híbrido de fibras de sisal e sintéticas (série)

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

LIBERA JR., V. D. (2025). Laminados fibra-metal com reforço híbrido de fibras de sisal e sintéticas. Tese de Doutorado em Ciências Mecânicas, Publicação, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 97p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Vilson Dalla Libera Júnior.

TÍTULO: Laminados fibra-metal com reforço híbrido de fibras de sisal e sintéticas.

GRAU: Doutorado ANO: 2025

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta tese de doutorado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa tese de doutorado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

Vilson Dalla Libera Júnior

Rua Poeta Paulo Nunes Batista, Polocentro I.

75.130-340, Anápolis – GO – Brasil.

Não guarde coisas, colecione momentos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pelas graças alcançadas ao longo desta jornada e aos meus pais, Marlene e Vilson (*in memoriam*), por todo o apoio e por despertarem em mim, desde a infância, a busca incessante pelo conhecimento.

Ao meu companheiro Raul Hilário, a minha irmã Larisse Dalla e a minha amiga Paola Rezende pelo incentivo, carinho e amizade. Sem seu apoio a realização deste trabalho não seria possível.

À minha orientadora, Professora Sandra Luz, pela amizade, paciência, confiança e incentivo durante cada etapa deste trabalho. Agradeço por toda a dedicação que prestou ao desenvolvimento desta tese de doutorado, mesmo nos momentos em que tive mais dificuldades, sempre apresentou apoio integral para a realização deste trabalho.

Aos meus diversos amigos, pela amizade e apoio durante o doutorado.

Aos meus colegas de laboratório e grupo de pesquisa, por toda colaboração e pela amizade.

Ao Professor Divino Teixeira e a pesquisadora Ana Paula Nakamura, por disponibilizarem a infraestrutura do Laboratório de Tecnologias Florestais do IBAMA, onde foi realizado o processamento dos compósitos.

À Professora Carla Anflor por disponibilizar o equipamento de DIC para uso durante os ensaios de tração.

Ao Professor Alysson Martins e pesquisador Rodrigo Nunes, por disponibilizarem a infraestrutura do Laboratório de Materiais Cerâmicos e Nanoestruturados, onde foi realizada a Microtomografia da fratura dos laminados.

À CAPES, ao CNPq, ao DPG (Decanato de Pós-Graduação) /UnB, FAPDF (Fundação de Apoio à Pesquisa do Distrito Federal) e a FINEP, pelo apoio financeiro na infraestrutura laboratorial, compra de materiais e apresentações de trabalhos em eventos científicos.

Por fim, agradeço a todos aqueles que de alguma forma, auxiliaram na elaboração desta tese.

RESUMO

LIBERA JR, V.D. Laminados fibra-metal com reforço híbrido de fibras de sisal e sintéticas. Brasília, 2025. 97p. Tese de Doutorado – Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas – Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília, 2025.

Os Laminados de Fibra-Metal ou *Fiber Metal Laminates* (FML) são materiais compósitos híbridos fabricados a partir da união de camadas metálicas finas e camadas de materiais poliméricos reforçados com fibras (FRP). As fibras de carbono e de vidro são as fibras mais comumente investigadas e usadas em FMLs. Entretanto, os compósitos baseados em fontes renováveis ou biocompósitos têm surgido como alternativas ecologicamente atraentes aos compósitos tradicionais, devido a recentes preocupações ambientais e de sustentabilidade. Apesar das suas excelentes propriedades mecânicas, uma limitação dos FMLs está relacionada ao seu modo de processamento, visto que, durante a retração da cura, a diferença entre os coeficientes de expansão térmica (CTE) das camadas metálicas e das camadas de FRP ocasiona o desenvolvimento de tensões residuais. O nível de tensões residuais geradas após o processo de cura/pós-cura e a manifestação de deformações do componente híbrido final ainda são pouco discutidos na literatura. Neste contexto, o efeito da hibridização nas propriedades mecânicas, mecanismos de falha e tensões residuais de laminados de fibra-metal baseados em fibras sintéticas de carbono ou vidro/sisal foi investigado. Neste estudo, dois grupos de laminados foram produzidos. O primeiro com alumínio monolítico e três tipos de laminados FRP (fibras de carbono, vidro e sisal), para obter as propriedades individuais de cada material. O segundo com dois tipos de FMLs, incluindo não-híbridos (um único tipo de FRP) e híbridos (alternando entre fibras sintéticas e naturais). As propriedades mecânicas de todos os laminados foram determinadas por meio de ensaios de tração acoplado a técnica de correlação de imagem digital (DIC). O mecanismo de fratura após o ensaio de tração também foi estudado por microtomografia de raios-x. As tensões residuais foram avaliadas usando o método de remoção de camada. Os resultados mostraram que a resistência à tração dos FMLs diminuiu após o processo de hibridização. Apesar disso, por meio das análises estatísticas dos resultados, confirmou-se a similaridade das propriedades mecânicas entre os grupos dos laminados híbridos e não-híbridos. Os FMLs híbridos apresentaram maiores tensões de ruptura, especialmente com fibras de sisal no núcleo das amostras. O uso de camadas de fibras de vidro/sisal resultou em menor delaminação devido a maior compatibilidade entre seus módulos de elasticidade. Também foi constatado que as fibras de sisal reduzem significativamente as tensões residuais nas camadas de alumínio e FRP, destacando seu papel na melhoria do desempenho do laminado e ressaltando o potencial para fabricação de estruturas em materiais compósitos eficientes e mais sustentáveis.

Palavras-chave: Laminados de Fibra-Metal; Fibras de Sisal; Propriedades Mecânicas; Tensões residuais.

ABSTRACT

LIBERA JR, V.D. Fiber-metal laminates with hybrid reinforcement of sisal and synthetic fibers. Brasília, 2025. 97p. PhD Thesis – Postgraduate Program in Mechanical Sciences – Faculty of Technology, University of Brasília, Brasília, 2025.

Fiber-Metal Laminates (FML) are hybrid composite materials that join thin metal layers with layers of fiber-reinforced polymer (FRP) materials. Carbon and glass fibers are the most investigated and used fibers in FMLs. However, due to recent environmental and sustainability concerns, composites based on renewable sources or biocomposites have emerged as environmentally friendly alternatives to traditional composites. Despite their excellent mechanical properties, one limitation of FMLs is related to how they are processed, since, during curing shrinkage, the difference between the coefficients of thermal expansion (CTE) of the metal layers and the FRP layers leads to residual stresses. The level of residual stress generated after the curing/post-curing process and the manifestation of deformations in the final hybrid component are still little discussed in the literature. In this context, the effect of hybridization on the mechanical properties, failure mechanisms, and residual stresses of fiber-metal laminates based on synthetic carbon or glass/sisal fibers was investigated. In this study, two groups of laminates were produced. The first is monolithic aluminum and three types of FRP laminates (carbon, glass, and sisal fibers), to obtain the individual properties of each laminate. The second has two types of FMLs, including non-hybrids (a single type of FRP) and hybrids (alternating between synthetic and natural fibers). The mechanical properties of all laminates were determined using tensile tests coupled with the digital image correlation (DIC) technique. X-ray microtomography analyzed the fracture region after the tensile tests to assess the fracture mechanism. Residual stresses were obtained using the layer removal method. The results indicated that the tensile strength of fiber metal laminates (FMLs) was reduced after the hybridization process. Despite that, statistical analyses confirmed the similarity in mechanical properties between the hybrid and non-hybrid laminate groups. Hybrid FMLs exhibited greater tensile stress, particularly when sisal fibers were used at the core of the samples. Moreover, incorporating glass/sisal fiber layers minimized delamination, attributed to the higher compatibility between their Young's modulus. Sisal fibers were also found to significantly reduce residual stress in the aluminum and FRP layers, highlighting their important role in improving laminate performance and underlining the potential for efficient and more sustainable composite structures.

Keywords: Fiber-metal laminates; Sisal fibers; Mechanical properties; Residual stress.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	1
1.1 OBJETIVOS.....	3
1.1.1 Objetivo geral.....	3
1.1.2 Objetivos específicos	3
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 LAMINADOS DE FIBRA-METAL.....	4
2.1.1 Definição e contexto histórico	4
2.1.2 Classificação e composição.....	6
2.1.3 Pré-impregnados	8
2.1.4 Fabricação	11
2.1.5 Aplicações	13
2.2 COMPÓSITOS POLIMÉRICOS HÍBRIDOS	15
2.2.1 Compósitos híbridos com fibras naturais	16
2.3 TENSÕES RESIDUAIS.....	19
2.3.1 Tensões residuais em materiais compósitos.....	20
2.3.2 Formação de tensões residuais em compósitos laminados	23
2.3.2.1 <i>Microtensões residuais</i>	23
2.3.2.2 <i>Macrotensões residuais</i>	25
2.3.2.3 <i>Tensões residuais globais</i>	26
2.3.3 Medição de tensões residuais	27
2.3.3.1 <i>Método de remoção de camada</i>	29
3 MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1 PREPARAÇÃO DOS PREPREGS.....	33
3.1.1 Materiais.....	33
3.1.2 Tratamento superficial e preparação das fibras de sisal.....	34
3.1.3 Produção dos tecidos de sisal.....	35
3.1.4 Produção dos prepregs	35
3.2 LAMINADOS FRP E DE FIBRA-METAL	37
3.2.1 Materiais.....	37
3.2.2 Análise do ciclo de cura dos laminados	38
3.2.3 Corte e anodização do alumínio 2024-T3	38
3.2.4 Fabricação dos laminados FRP e FMLs	40

3.2.5	Caracterização mecânica acoplada ao DIC	42
3.2.5.1	<i>Preparação dos corpos de prova</i>	42
3.2.5.2	<i>Execução do ensaio de tração acoplado ao DIC</i>	43
3.2.6	Microtomografia de raios-X e análise do mecanismo de falha.....	44
3.2.7	Determinação das tensões residuais utilizando o método de remoção da camada	45
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	47
4.1	DETERMINAÇÃO DO CICLO DE CURA DOS FMLS	47
4.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS LAMINADOS.....	51
4.2.1	Alumínio e laminados FRP	51
4.2.2	Laminados de fibra-metal	55
4.2.2.1	<i>Curvas tensão-deformação</i>	55
4.2.2.2	<i>Análise por Digital Image Correlation (DIC)</i>	57
4.2.2.3	<i>Análise estatística das propriedades mecânicas</i>	60
4.3	MECANISMOS DE FALHA E FRATURA.....	67
4.4	TENSÕES RESIDUAIS.....	72
4.4.1	Efeito das tensões residuais nos FMLs não-híbridos	76
4.4.2	Influência da hibridização nas tensões residuais.....	78
5	CONCLUSÕES	80
	REFERÊNCIAS	82

LISTA DE ABREVIACOES E SÍMBOLOS

Al – Alumínio

ANOVA – Análise de Variância

ARALL – *Aramid Fiber Reinforced Aluminum Laminate*

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

C – Fibra de carbono

CARALL – *Carbon Fiber Reinforced Aluminum Laminate*

CC – Corrente contínua

CET – Coeficiente de Expansão Térmica

CFRP – *Carbon Fiber Reinforced Polymer*

CP – Corpo de Prova

DGEBA – Resina epóxi de ter Diglicidlico de Bisfenol A

DIC – *Digital Image Correlation*

DSC – Calorimetria Exploratrria Diferencial

E – Módulo de elasticidade

FML – *Fiber Metal Laminate*

FRP – *Fiber Reinforced Polymer*

FTIR – Espectroscopia de Infravermelho por Transformada de Fourier

FV – Fontes de Variação

F-Value – Valor do F calculado no teste

G – Fibra de Vidro

GFRP – *Glass Fiber Reinforced Polymer*

GL – Grau de Liberdade

GLARE – *Glass Fiber Reinforced Aluminum Laminate*

H_0 – Hipótese nula

H_1 – Hipótese existente

H_3PO_4 – cido Fosfórico

HDM – *Hole-Drilling Method*

HNO_3 – cido Ntrico

IBAMA – Instituto Brasileiro do Meio Ambiente e dos Recursos Naturais Renováveis

MEF – Método dos Elementos Finitos

MEV – Microscopia Eletrnica de Varredura

MS – Média dos Quadrados

m/v – Massa/volume
NASA – *National Aeronautics and Space Administration*
NaOH – Hidróxido de Sódio
 P_1 – Propriedade do material 1
 P_2 – Propriedade do material 2
 P_H – Propriedade investigada
PA6 – *Polyamide 6*
PEI – Polieterimida
PEEK – Poli(éter-éter-cetona)
pH – Potencial Hidrogeniônico
phr – *Parts per hundred*
PP – Polipropileno
PU – Poliuretano
PVC – Policloreto de vinila
P-Value – Medida quantitativa estatística para tomada de decisão
SS – Soma dos Quadrados
QFRP – *Quartz Fiber Reinforced Polymer*
RAE – *Royal Aircraft Establishment*
RTM – *Resin Transfer Molding*
S – Fibra de Sisal
TiGr – Laminado de titânio reforçado com fibra de vidro
UD – Unidirecional
 V_1 – Volume do material 1
 V_2 – Volume do material 2
VARTM – *Vacuum Assisted Resin Transfer Molding*
v/m – Volume/massa
v/v – Volume/volume
XDR – Difração de Raios X
 α_{cura} – Grau de cura da matriz epóxi em determinado tempo t
 α – Extensão da conversão de cura da matriz epóxi em porcentagem
 ΔH_p – Calor parcial que evolui em relação ao tempo t
 ΔH_0 – Calor total ao fim da reação
 ΔH_{res} – Calor residual da matriz curada

ΔH_{dyn} – Calor da matriz não-curada

ε_f – Deformação na ruptura

σ_{11} – Tensão residual normal longo da direção longitudinal

σ_y – Tensão de ruptura ao longo do eixo y

ν – Coeficiente de Poisson

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Desenho esquemático de um FML 3/2 (3 camadas de metal e 2 camadas intercaladas de matriz polimérica reforçada com fibra).	4
Figura 2 – Desenvolvimento de laminados de fibra-metal (FMLs) ao longo do tempo.	5
Figura 3 – Classificação dos FMLs de acordo com os materiais constituintes. Adaptado de (Ding <i>et al.</i> , 2021 [37]).	7
Figura 4 – Sistema de ligações <i>crosslinking</i> em uma resina termorrígida. Adaptado de (Lengsfeld <i>et al.</i> , 2016 [43]).	10
Figura 5 – Configurações típicas de reforços de fibras utilizadas em pré-impregnados. Adaptado de (Campbell, 2010 [49]).	10
Figura 6 – Etapas de fabricação de FMLs.	11
Figura 7 – Materiais compósitos presentes no Airbus A380. Adaptado de (Vlot & Gunnink, 2001 [57]).	13
Figura 8 – Aplicação de FML na coluna B do BMW Séries 7 sedan. Adaptado de (BIMMERPOST, 2015 [60]).	14
Figura 9 – Diagrama esquemático da seção transversal lâmina polimérica destacando as tensões residuais existentes na ausência de carregamentos externos. Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).	19
Figura 10 – Desenvolvimento de tensões residuais térmicas em um compósito laminado. Adaptado de (Shokrieh, 2014 [85]).	22
Figura 11 – Visão esquemática do efeito do resfriamento na matriz em torno de uma fibra. Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).	24
Figura 12 – Vista esquemática da formação de tensões residuais e vista frontal da deformação fora do plano em laminado cross-ply não balanceado. Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).	25
Figura 13 – Distribuição de tensão residual entre as camadas do laminado. Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).	26
Figura 14 – Procedimento usado para medição das tensões residuais usando o método HDM.	28
Figura 15 – Diagrama esquemático do método de remoção da camada.	29
Figura 16 – Princípio do método de remoção de camadas para determinar a tensão residual em um laminado simétrico de fibra-metal [Al/0 _C /Al].	30
Figura 17 – Fluxograma com descrição detalhada das etapas deste estudo.	33
Figura 18 – Imersão das fibras em água (a). Processo de rasqueamento (b). Retirada de possíveis nós e fibras de menor comprimento (c). Fibras penteadas e alinhadas (d).	34
Figura 19 – Rasqueamento e alinhamento das fibras (a). Distribuição sobre superfície lisa (b). Fixação da manda sobre o papel (c). Tecido costurado e finalizado (d).	35

Figura 20 – Bancada de trabalho durante a produção dos preregs de carbono (a). Tecidos unidirecionais de sisal (b). Prepreg de sisal finalizado (c).	37
Figura 21 – Decapagem química das placas de alumínio em solução de NaOH 10% (a). Processo de anodização por corrente contínua (b).	39
Figura 22 – Micrografias do alumínio 2024-T3 no estado natural (a), após decapagem química (b) e após anodização (c) com aumento de 500x.....	39
Figura 23 – Composição e distribuição de camadas dos laminados FRP e FMLs.....	41
Figura 24 – Esquema de empilhamento das camadas para a prensagem dos FMLs.	41
Figura 25 – Laminado em processo de cura em prensa hidráulica Wabash com pratos aquecidos.....	42
Figura 26 – Corpo de prova finalizado para a análise de resistência à tração acoplada ao DIC com superfície preparada e dimensões em milímetros.....	43
Figura 27 – Configuração experimental do ensaio de tração com acompanhamento por DIC.	44
Figura 28 – Flexão do laminado após remoção de uma camada de alumínio (a). Medição da espessura do corpo de prova (b) e do raio de curvatura (c) através do microscópio Confocal.	46
Figura 29 – Curvas de DSC da matriz epóxi antes e após o processo de cura.....	47
Figura 30 – Extensão da conversão da matriz não-curada.	49
Figura 31 – Ciclo de cura dos FMLs sob pressão de 5 MPa.	50
Figura 32 – Curvas tensão-deformação do alumínio e FRPs (<i>Fiber reinforced polymers</i>). 51	
Figura 33 – Mapas DIC de deslocamento do alumínio (a) e FRPs (<i>Fiber reinforced polymers</i>) (b).	53
Figura 34 – Curvas tensão-deformação dos laminados de fibra-metal não-híbridos e híbridos. (Al – alumínio, C – carbono, G – vidro e S – sisal).	56
Figura 35 – Mapas DIC de deslocamento dos FMLs em diferentes níveis de carga. (Al – alumínio, C – carbono, G – vidro e S – sisal).....	57
Figura 36 – Evolução temporal das deformações no eixo X (a) e Y (b). (Al – alumínio, C – carbono, G – vidro e S – sisal).....	58
Figura 37 – Tensão máxima (a) e Deformação máxima (b) dos FMLs estudados. ^{a, b, c, d} Letras distintas indicam diferenças significativas entre as amostras pelo teste de Tukey.	62
Figura 38 – Módulo de elasticidade (a) e Coeficiente de Poisson (b) dos FMLs estudados. ^{a, b, c} Letras distintas indicam diferenças significativas entre as amostras pelo teste de Tukey.	65
Figura 39 – Fotografias exibindo o desenvolvimento de danos após o ensaio de tração dos FMLs [Al/C ₆ /Al] (a), [Al/G ₆ /Al] (b) e [Al/S ₄ /Al] (c).....	67
Figura 40 – Microtomografia da fratura dos FMLs não-híbridos nos planos XZ e YZ.	68

Figura 41 – Fotografias exibindo o desenvolvimento de danos após o ensaio de tração dos FMLs [Al/C ₂ /S ₂ /C ₂ /Al] (a), [Al/S ₁ /C ₄ /S ₁ /Al] (b), [Al/G ₂ /S ₂ /G ₂ /Al] (c) e [Al/S ₁ /G ₄ /S ₁ /Al] (d).	70
Figura 42 – Microtomografia da fratura dos FMLs híbridos nos planos XZ e YZ.	71
Figura 43 – Amplitude das tensões residuais σ_{11} nas camadas de alumínio e FRP.	75
Figura 44 – Curvatura do laminado [Al/C ₂ /S ₂ /C ₂ /Al] após a remoção da camada metálica.	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Trabalhos sobre compósitos híbridos de fibras de sisal/fibras sintéticas e resina epóxi.	18
Tabela 2 – Valores de densidades e propriedades mecânicas da matriz e fibras utilizadas.	36
Tabela 3 – Propriedades físicas e mecânicas do alumínio 2024-T3 [37,114,115].	37
Tabela 4 – Composição e distribuição de camadas dos laminados FRP e FMLs.	41
Tabela 5 – Dados DSC da matriz de acordo com o estágio de cura.	48
Tabela 6 – Resultados experimentais obtidos no ensaio de tração acoplado ao DIC do alumínio e FRPs.	54
Tabela 7 – Resultados experimentais obtidos no ensaio de tração acoplado ao DIC dos FMLs.	60
Tabela 8 – Análise de variância das propriedades mecânicas dos FMLs estudados.	61
Tabela 9 – Espessura média das camadas e raio de curvatura dos laminados medidos através de microscópio confocal.	74
Tabela 10 – Tensões residuais σ_{11} nas camadas de alumínio e FRP.	75

1 INTRODUÇÃO

Nas indústrias automotiva e aeronáutica, elementos estruturais híbridos compósitos/metal com formas complexas estão sendo introduzidos devido a atual demanda por produção de materiais mais leves e resistentes [1]. Os Laminados de Fibra-Metal ou *Fiber Metal Laminates* (FML) são materiais compósitos híbridos fabricados a partir da união de camadas metálicas finas e camadas de materiais poliméricos reforçados com fibras [2]. Esta tecnologia busca combinar as vantagens individuais de cada material [3]. Metais isotrópicos, por exemplo, possuem alta resistência a cargas de tração e impacto e são fáceis de reparar, enquanto os compósitos poliméricos apresentam excelentes características de fadiga e aumento de resistência e rigidez. As baixas propriedades de fadiga e corrosão dos metais e a menor resistência ao carregamento, impacto e reparabilidade dos compósitos podem ser superadas pela combinação de ambos os materiais [4].

Neste contexto, os FMLs apresentam elevado desempenho mecânico uma vez que mostraram melhor desempenho sob impacto [5,6] e fadiga em comparação ao alumínio monolítico individualmente [7]. Além disso, são leves e possuem alta capacidade de absorção de energia. Os FMLs são exemplos de obtenção de um material com melhor comportamento por meio da combinação das propriedades mecânicas de seus constituintes [8]. Em geral, os FMLs podem ser classificados principalmente por metais básicos e compósitos poliméricos em sua composição [9,10].

As camadas de compósito polimérico comumente utilizadas em FMLs são do tipo polímero reforçado por fibras ou *Fiber Reinforced Polymer* (FRP) e podem ser classificadas de acordo com as fibras de reforço e matrizes poliméricas constituintes. As fibras de carbono e de vidro são as fibras mais comumente investigadas e usadas em FMLs [11]. Apesar disso, os compósitos baseados em fontes renováveis ou biocompósitos têm surgido como alternativas ecologicamente corretas aos materiais compósitos tradicionais devido a recentes preocupações ambientais e de sustentabilidade [12].

Compósitos reforçados com fibras naturais têm sido utilizados em diversas aplicações e se destacam por apresentarem baixo custo e propriedades não abrasivas durante o processamento [13,14]. Estas fibras podem ser obtidas a partir de fontes naturais, como plantas, animais e minerais e, como as fibras sintéticas, são normalmente combinadas com matrizes poliméricas para melhorar as propriedades mecânicas em diversas aplicações. No entanto, os compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais podem ser limitados em aplicações não estruturais devido à sua suscetibilidade à biodegradação em alta umidade e

temperatura, além da alta variabilidade nas propriedades mecânicas [15–17]. Conseqüentemente, um método comum para superar esses problemas é a “hibridização”, ou seja, a combinação de fibras naturais com fibras sintéticas, o que pode melhorar as propriedades mecânicas do compósito final [18,19].

Devido à ampla aplicação de FMLs em estruturas de engenharia, suas propriedades mecânicas têm sido extensivamente investigadas em termos de métodos experimentais, técnicas numéricas, modelos analíticos, desempenho à flexão, resistência ao impacto, desempenho à fadiga, entre outros. Técnicas como a Correlação Digital de Imagens (DIC) têm sido utilizadas por alguns pesquisadores para medir deformações em componentes híbridos em ensaios de tração [2,20–22]. No geral, eles destacam que a taxa de deformação e o grau de aumento de resistência do FML depende da natureza e da sequência de empilhamento entre as camadas de metal e de FRP.

Técnicas voltadas para a análise da estrutura interna do FML também são essenciais para maior compreensão das propriedades globais do laminado. Neste contexto, a microtomografia de raios-X pode fornecer imagens tridimensionais, utilizadas para identificar e caracterizar defeitos como delaminações, porosidade, rachaduras internas e outros mecanismos de falha que podem surgir durante o processamento ou sob carga mecânica. O uso dessa técnica é especialmente relevante para FMLs, visto que esses compósitos apresentam interações complexas entre as camadas metálicas e as de reforço de fibras [23–25].

Uma limitação dos FMLs está relacionada ao seu modo de processamento que ocorre em autoclave ou por prensagem a quente. Durante a retração da cura, a diferença entre os coeficientes de expansão térmica (CTE) das camadas metálicas e das camadas de FRP ocasiona o desenvolvimento de tensões residuais [26]. As magnitudes dessas tensões dependem das propriedades do material, posicionamento das camadas e ciclo de cura (aquecimento ou resfriamento não uniforme durante a fabricação) [27]. As tensões residuais reduzem o desempenho das estruturas fabricadas com FMLs e podem causar trincas na matriz, quebra de fibras, delaminação, empenamento, descolamento de interface e instabilidade dimensional [28,29].

Melhorias nas propriedades mecânicas e nas técnicas de fabricação dos FMLs levam ao aumento do seu uso em aplicações estruturais com carga crítica. No entanto, uma parte importante do projeto e fabricação destes componentes ainda não se baseia na ciência, mas em evidências empíricas. Apesar disso, métodos numéricos e experimentais para medição de tensões residuais induzidas durante o processamento de FMLs têm sido investigadas.

Apesar dos avanços no desenvolvimento de FMLs, a relação entre o processo de cura e as propriedades macro e micromecânicas de compósitos híbridos de metais e fibras naturais é pouco discutida na literatura. Assim, o nível de tensões residuais geradas após o processo de cura/pós-cura, a manifestação de deformações, bem como o comportamento da tenacidade à fratura do componente híbrido final ainda são desconhecidos. Neste sentido, o uso de técnicas avançadas, como microtomografia e testes de tração com correlação de imagens digitais (DIC), permite uma análise mais aprofundada das tensões residuais, deformações e tenacidade à fratura dos compósitos híbridos. Isso contribui para uma melhor compreensão dos mecanismos de falha, favorecendo a otimização e o desenvolvimento de materiais mais eficientes e sustentáveis.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

Avaliar o efeito da hibridização no comportamento mecânico, mecanismo de falha e desenvolvimento de tensões residuais em laminados de fibra-metal produzidos com reforço híbrido de fibras de sisal e fibras sintéticas.

1.1.2 Objetivos específicos

- a) Fabricar tecidos unidirecionais prepregs para manufatura de FMLs.
- b) Estudar o mecanismo de cura da matriz epóxi para aplicações no processamento de laminados de fibra-metal, definindo assim os melhores parâmetros.
- c) Obter as propriedades mecânicas do alumínio e dos laminados FRP de fibras de sisal, vidro e carbono isoladamente.
- d) Investigar o efeito da hibridização no comportamento mecânico dos laminados de fibra-metal por meio de ensaios de resistência à tração acoplada a técnica de DIC.
- e) Avaliar os mecanismos de falha dos FMLs por meio de inspeções visuais e microtomografia de raio-X.
- f) Estimar o nível de tensões residuais presentes nas camadas do laminado de fibra-metal por meio da técnica de remoção da camada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LAMINADOS DE FIBRA-METAL

2.1.1 Definição e contexto histórico

Os laminados de fibra-metal ou *fiber metal laminates* (FMLs) são materiais estruturais híbridos compostos por camadas de chapas finas de ligas metálicas e de compósitos poliméricos reforçados com fibras (Figura 1). A tecnologia do compósito fibra-metal combina as vantagens de materiais metálicos e dos sistemas de matriz polimérica reforçada com fibras [3]. Os metais isotrópicos por exemplo, apresentam uma alta resistência a carregamentos de tração e ao impacto e são fáceis de reparar, enquanto os compósitos poliméricos têm longa vida em fadiga e alta resistência e rigidez. As propriedades de fadiga e corrosão dos metais e a baixa resistência a carregamentos, impacto e reparabilidade dos compósitos podem ser superadas pela combinação entre ambos os materiais [4,30]. Neste contexto, os FMLs apresentam-se como um excelente exemplo de obtenção de um material com comportamento melhorado através da combinação entre as propriedades mecânicas de seus constituintes.

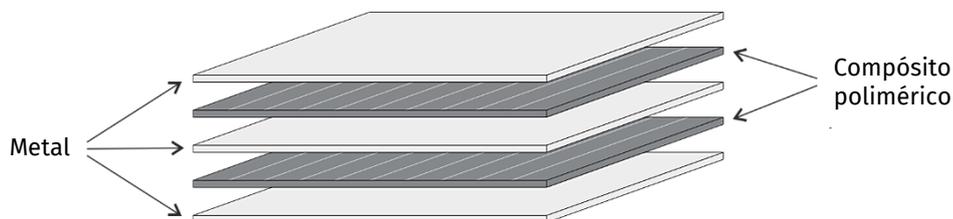


Figura 1 – Desenho esquemático de um FML 3/2 (3 camadas de metal e 2 camadas intercaladas de matriz polimérica reforçada com fibra).

Ao longo das últimas décadas os materiais compósitos têm sido objeto de permanente interesse de diversos especialistas. Em meados dos anos cinquenta, as aplicações militares na indústria aeronáutica desencadearam o uso comercial de compósitos após a Segunda Guerra Mundial. As inovações na área de compósitos permitiram significativa redução de peso em componentes estruturais. Com todas essas vantagens, os materiais compósitos ganharam amplo uso na indústria aeroespacial ao longo do tempo [31,32].

Nos anos cinquenta, um objetivo importante do desenvolvimento de materiais para aeronaves era melhorar as propriedades de fadiga e controlar fratura de materiais estruturais.

Assim, materiais alternativos, tais como as ligas avançadas de alumínio e compósitos reforçados com fibras apresentaram potencial para aumentar a eficiência entre custo e resistência da estrutura [31]. Apesar disso, estes materiais têm suas vantagens e desvantagens, como a baixa resistência à fadiga das ligas de alumínio e a baixa resistência ao impacto dos compósitos reforçados com fibra de carbono [33].

No final dos anos setenta, surgiu a ideia de combinar os dois materiais para formar um material estrutural compósito híbrido para superar a maioria das desvantagens de ambos os materiais isoladamente. O primeiro estudo sobre este tema ocorreu em 1978 na Universidade de Tecnologia de Delft, na Holanda, onde pesquisadores verificaram que as taxas de crescimento de trincas por fadiga de um material foram consideravelmente reduzidas, quando usou-se um processo de laminação com chapas de alumínio e prepregs de aramida, em vez de usar uma folha monolítica de metal com a mesma espessura. O desenvolvimento deste primeiro FML resultou na introdução de um laminado de alumínio reforçado com aramida (ARALL) [3]. Desde a sua primeira aplicação conhecida, os FMLs têm atraído interesses industriais crescentes e vários tipos de FMLs foram desenvolvidos e investigados. A história deste desenvolvimento é ilustrada cronologicamente na Figura 2.

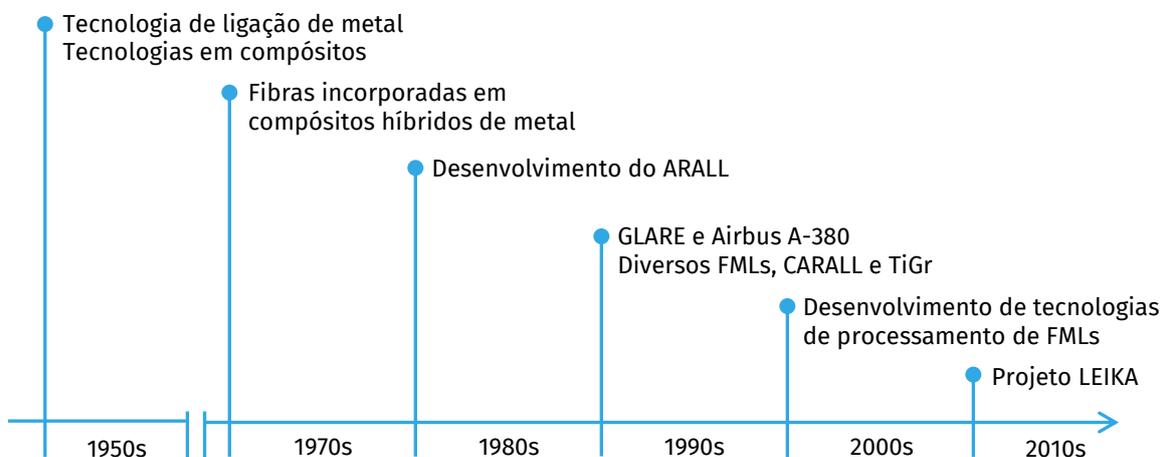


Figura 2 – Desenvolvimento de laminados de fibra-metal (FMLs) ao longo do tempo.

Em 1984, duas patentes internacionais foram aceitas e uma produção piloto de quatro tipos diferentes de ARALL padronizados foi iniciada pela Alcoa Company após ter adquirido confiança suficiente neste material [32]. Em seguida as negociações ARALL 1 e ARALL 2 foram padronizadas. O ARALL 1 é uma variante do material com camadas de alumínio 7075 e o ARALL 2 usa camadas de alumínio 2024 e apresenta-se em estado curado [4]. Posteriormente, para melhorar ainda mais as propriedades mecânicas dos FMLs, fibras

de carbono e vidro foram introduzidas nos laminados, conhecidos como CARALL (fibras de carbono) e GLARE (fibras de vidro) [34]. A patente do GLARE (*GLASS REinforced*) foi realizada pela AKZO em 1987. Uma parceria entre a AKZO e a ALCOA começou a operar em 1991 para produzir e comercializar o GLARE utilizado no Airbus A-380 [35].

Durante a década de 1990, vários FMLs com diferentes materiais constituintes foram desenvolvidos e estudados. Lin *et al.* [36] substituíram as fibras de aramida no ARALL por fibras de carbono e desenvolveram os laminados de alumínio reforçado com fibra de carbono (CARALL). A NASA (*National Aeronautics and Space Administration*) começou a desenvolver o TiGr (laminado de titânio reforçado com fibra de carbono), que é um sistema FML que consiste em titânio e polímero reforçado com fibra de grafite. Desde a década de 2000, mais metais, como aços e ligas de magnésio, têm sido usados para construir estruturas em FMLs. Além da exploração de vários materiais constituintes, o desenvolvimento de tecnologias de fabricação avançadas para a produção de componentes FML têm sido um importante tópico de pesquisa nas últimas duas décadas [37].

Entre o desenvolvimento de novas tecnologias de formação de FML, o projeto LEIKA desenvolvido na Alemanha, foi um marco notável em parceria com vários institutos de pesquisa industrial e acadêmica. No projeto foram desenvolvidas tecnologias avançadas de obtenção de FMLs que possibilitaram a produção de uma estrutura em forma de painel de piso multimaterial com 25% de redução no peso adicional em comparação com uma estrutura totalmente metálica. Este projeto demonstrou as oportunidades significativas de redução de peso apresentadas por FMLs e suas tecnologias de fabricação avançadas na indústria automotiva [38].

2.1.2 Classificação e composição

Os FMLs podem ser classificados por sua composição estrutural ou materiais constituintes. Existem diferentes composições estruturais de FML, desde laminados assimétricos a multicamadas, com base em vários requisitos de desempenho e métodos de fabricação [37].

Uma classificação mais reconhecida para FMLs é baseada na organização e composição de seus materiais constituintes. Em teoria, os materiais constituintes podem ser selecionados livremente. No entanto, existem diversas restrições que devem ser consideradas para se construir FMLs confiáveis, e que não apresentem problemas relacionados a tensões internas extremas, corrosão galvânica, vazios e voláteis, entre outros [39]. A disponibilidade

e custo também são fatores importantes a serem considerados ao selecionar os materiais constituintes dos FMLs. Os principais materiais constituintes de FMLs descritos na literatura são resumidos e apresentados na Figura 3. De modo geral, os FMLs podem ser classificados principalmente pelos metais básicos em sua composição e, em seguida, pelos compósitos poliméricos, os quais consistem em uma matriz reforçada com fibra [9].

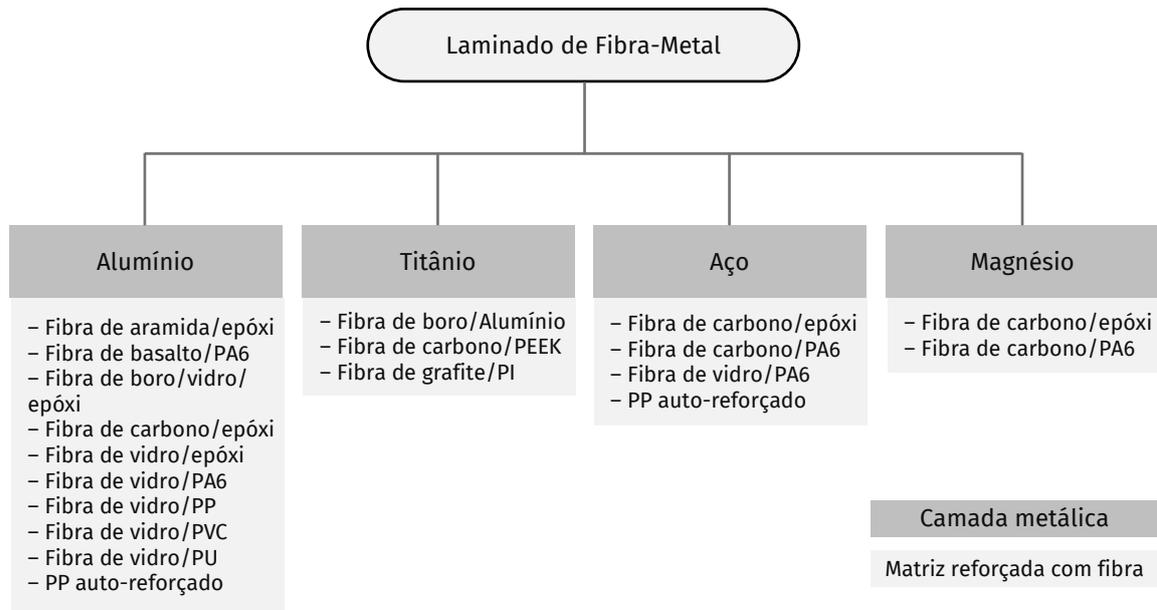


Figura 3 – Classificação dos FMLs de acordo com os materiais constituintes. Adaptado de (Ding *et al.*, 2021 [37]).

Os FMLs à base de alumínio são os mais comumente investigados e desenvolvidos, deste modo, este tipo de FML é considerado o material estrutural mais difundido na indústria de aviação moderna. Diversos FMLs baseados em alumínio, tais como o ARALL e GLARE, são comercializados como materiais de fuselagem e painel de asa em aeronaves [31]. FMLs obtidos com titânio também são estudados pelos principais institutos de pesquisa aeroespacial, como a NASA [40]. Recentemente, estudos foram iniciados sobre FMLs fabricados com aço e magnésio como potenciais soluções para a redução de peso em componentes da indústria automotiva [37].

As camadas de compósito comumente usadas em FMLs são do tipo FRP (*Fiber Reinforced Polymer*), e podem ser classificadas de acordo com as fibras de reforço e matrizes poliméricas constituintes. As fibras mais comumente investigadas e usadas em FMLs são as fibras de carbono e as fibras de vidro. No entanto, ao projetar FMLs com fibras de carbono, o risco de corrosão galvânica entre as fibras e as camadas metálicas deve ser considerado [11]. Além disso, a estrutura de reforço pode ser unidirecional (UD) ou *cross-ply* [3].

Diversos materiais poliméricos podem ser aplicados como matriz do compósito em FMLs. Apesar disso, o polímero termorrígido epóxi, é uma solução de matriz relativamente bem desenvolvida para FMLs, incluindo o GLARE. No entanto, o longo tempo de cura dessa matriz aumenta o tempo do ciclo de produção e, conseqüentemente, limita o volume de produção [41].

Propriedades de cisalhamento e tenacidade são necessárias para a matriz polimérica em aplicações em FML. Outras propriedades, como propriedades de ligação com as fibras e materiais da camada metálica, temperatura de uso, sensibilidade à umidade, propriedades de fluxo do adesivo e temperatura de transição vítrea afetam diretamente as propriedades do FML. Existem muitos tipos diferentes de resinas usadas em FMLs, tais como resinas a base de epóxi, bismaleimide, fenólicos, ésteres de cianato e termoplásticos (PEEK – Poli(éter-éter-cetona) e PEI – Polietierimida). Atualmente, diferentes epóxis e termoplásticos são aplicados em FMLs [9].

2.1.3 Pré-impregnados

Um pré-impregnado ou prepreg é um material compósito em que as fibras de reforço ou tecidos são impregnadas com uma certa quantidade de resina aplicada em um estágio de semicura ou de cura avançada (estágio B). Neste ponto, a resina no pré-impregnado se apresenta como um semissólido pegajoso, permitindo com que no processo de laminação, as camadas sejam colocadas em conjunto para cura posterior [42].

Nos últimos anos, o desenvolvimento tecnológico de compósitos reforçados com fibras de alto desempenho foi influenciado significativamente pela implementação dos pré-impregnados. Atualmente, esses materiais são usados para a fabricação de componentes para a indústria aeroespacial, automotiva e diversas outras aplicações [43]. O prepreg é comumente entregue em forma de bobinas de fita ou de tecido unidirecional ao fabricante, que pode utilizá-lo diretamente no processo de laminação e cura do componente sem ter que acrescentar nenhuma quantidade de resina. Em aplicações estruturais com fibras de carbono, os prepregs são a forma de material mais amplamente utilizada [44].

Considerando o contexto histórico dos prepregs, no início dos anos 1940, o Dr. Norman De Bruyne estudou o princípio geral de materiais compósitos reforçados com fibras para aplicações estruturais [43,45]. A partir do ano de 1963, Leslie Phillips e sua equipe no *Royal Aircraft Establishment* (RAE), em Farnborough no Reino Unido foram pioneiros em fibras pré-impregnadas. Eles foram responsáveis pelo desenvolvimento de uma fibra de

carbono na forma de um cabo de múltiplos filamentos impregnados com uma matriz de resina, a qual recebeu o conceito de pré-impregnados unidirecionais (pré-impregnado UD) [43]. Já no início dos anos 1970, a CIBA (*Bonded Structures Ltd.*) em Duxford, Cambridge, Reino Unido, usou os resultados do trabalho de De Bruyne em materiais pré-impregnados e desenvolveu um pré-impregnado com fibras de carbono e resina epóxi. Seu objetivo de desenvolver um material pré-impregnado que fosse facilmente fabricado e processado inspirou inúmeros projetos de pesquisa e estudos na época [43,46].

Neste cenário, foi criada a primeira máquina de pré-impregnação a qual consistia em um rolo cilíndrico grande onde os fios secos de fibra de carbono eram enrolados e impregnados em um banho de resina epóxi. Este método de fabricação de prepreg de baixo custo e fácil confecção ainda é usado para fins de avaliação e pesquisa. Atualmente, de acordo com a estrutura de reforço, as técnicas de processamento podem incluir rolos compressores (para mechas) e desenroladores de rolos para tecidos. Assim, diversas máquinas estão disponíveis para a produção de linhas de revestimento de prepregs [43].

Os prepregs são materiais essenciais para produção de componentes de alta qualidade que usam fibras leves e estruturais. Estes compósitos sempre consistem na junção de uma matriz altamente viscosa com um reforço de fibras [43]. Um pré-impregnado pode apresentar diversas variáveis, tais como o tipo e fração de fibra, disposição no compósito (unidirecional ou cruzada), tipo e teor de resina pré-impregnada e espessura da camada. A escolha do material de matriz inclui sistemas de resinas termorrígidas e termoplásticas, entretanto, os sistemas termorrígidos são mais comumente usados [42].

Em um prepreg, a estrutura tridimensional da matriz em desenvolvimento pode ser influenciada pela temperatura, tempo de cura e tempo de pós-cura. Nos prepregs termorrígidos o processo de polimerizados ocorre por meio da reação entre a resina e o agente de cura (endurecedor). Nesse sistema, ocorre o aumento no peso molecular através da reação dos dois materiais iniciais (reagentes) visto que sua combinação ocasiona um aumento das ligações *crosslinking* como apresentado na Figura 4. Assim, as propriedades finais do compósito fabricado a partir de pré-impregnados são intrinsecamente influenciadas pelos reagentes utilizados e pelas condições de cura [47].

Consideradas a principal classe de termorrígidos utilizados para fabricação de prepregs, as resinas epóxi criam cadeias interligadas por uma reação de poliadição de monômeros entre um grupo epóxi e agentes de cura adequados. O nível de reticulação em uma matriz formada a partir de resinas epóxi depende intensamente da relação entre monômero de resina epóxi e endurecedor [48].

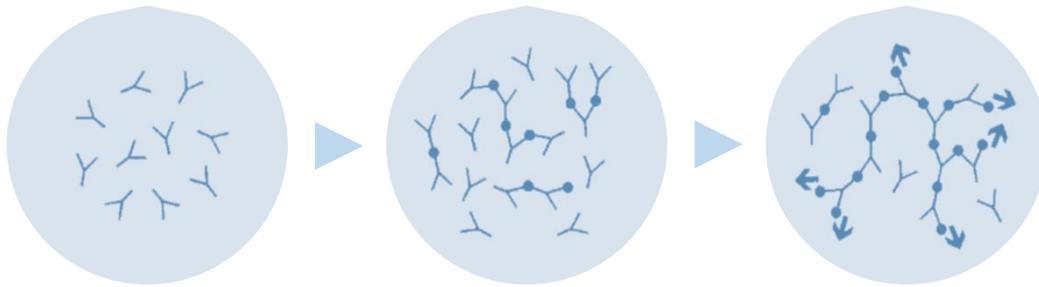


Figura 4 – Sistema de ligações *crosslinking* em uma resina termorrígida. Adaptado de (Lengsfeld *et al.*, 2016 [43]).

Para a produção de pré-impregnados é importante que a resina esteja em uma condição intermediária de cura (estágio B), na qual é um semissólido à temperatura ambiente, e flui durante o ciclo de cura. A resina no estágio B normalmente contém alguma aderência, ou viscosidade, para permitir que ela se fixe a si mesma e as fibras durante a operação de laminação. Como a resina está em um processo contínuo de cura (ou seja, reação), a vida útil do prepreg é reduzida, assim, após confeccionados os mesmos devem ser armazenados em temperaturas abaixo de $-18\text{ }^{\circ}\text{C}$ para desacelerar a reação de reticulação. Com resfriamento adequado, a vida útil do material pode atingir entre 6 e 18 meses [42,44].

As fibras de reforço desempenham papel fundamental nos pré-impregnados. Geralmente, os prepregs unidirecionais são fabricados utilizando multifilamentos de fibras, além disso, também são utilizados produtos têxteis semiacabados, tais como tecidos unidirecionais ou multiaxiais. O tipo de modelo de tecelagem pode ter influência direta no processamento, propriedades mecânicas finais do compósito e na orientação das fibras no prepreg. A Figura 5 apresenta exemplos de reforços contínuos incluem unidirecional, tecido plano e enrolamento helicoidal, enquanto exemplos de reforços descontínuos são fibras cortadas e dispostas aleatoriamente [42].

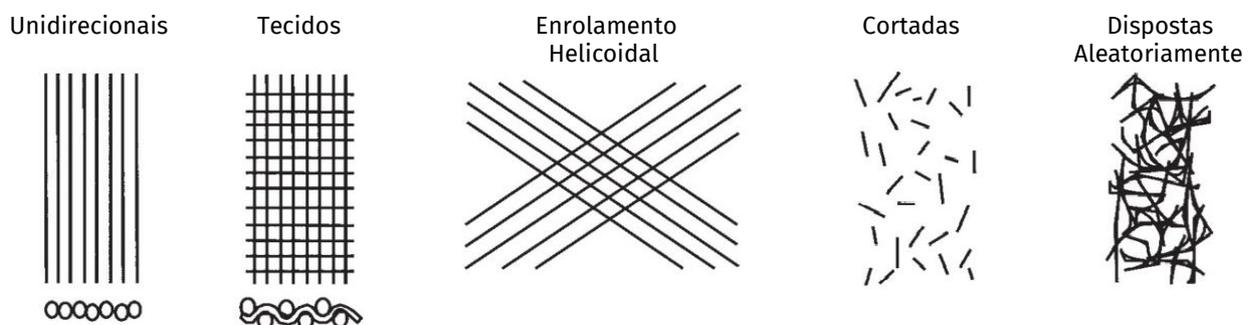


Figura 5 – Configurações típicas de reforços de fibras utilizadas em pré-impregnados. Adaptado de (Campbell, 2010 [49]).

Na fabricação de um pré-impregnado, diversos parâmetros exigem manuseio cuidadoso, incluindo o enrolamento, controle, impregnação e secagem, aos quais devem ser considerados e adaptados individualmente, dependendo do tipo de reforço, da matriz de impregnação e das propriedades do componente final. Em geral os pré-impregnados termorrígidos são produzidos em três variações típicas: pré-impregnação UD (unidirecional), de tecido e de fita [50].

2.1.4 Fabricação

O processo de fabricação de FMLs é semelhante à produção de chapas de FRP, entretanto diferencia-se em relação aos seus pré-tratamentos e pós-tratamentos [51]. Um processo típico de fabricação de FML pode apresentar quatro etapas conforme apresentado na Figura 6 a seguir.

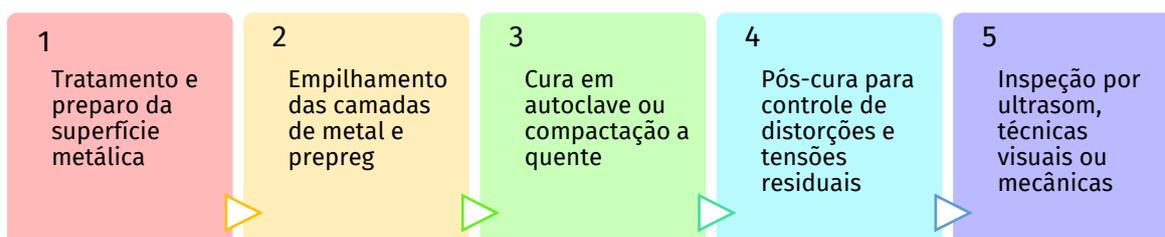


Figura 6 – Etapas de fabricação de FMLs.

Etapa 1 – Tratamento e preparo da superfície metálica: Visando uma maior aderência com seus materiais constituintes, a superfície das chapas metálicas precisa ser preparada antes da fabricação do FML. O tratamento indicado pode variar de acordo com a liga metálica utilizada, de modo geral três métodos estão entre os mais recomendados, sendo eles os tratamentos químicos/eletroquímicos, tratamentos mecânicos e aplicação de adesivo na superfície. A qualidade adequada da superfície é crucial para uma melhor aderência entre as camadas [3].

Etapa 2 – Empilhamento das camadas de metal e prepeg: As chapas metálicas preparadas e os prepegs são empilhados utilizando geralmente um processo manual de *lay-up*, onde posteriormente são consolidados por meio da aplicação de calor e pressão [34]. Este processo é semelhante à produção de laminados de FRP e são utilizadas diferentes estratégias de empilhamento, com base na escolha das matérias-primas e requisitos do componente final [52]. Uma prática típica é empilhar camadas de pré-impregnados de FRP

intercaladas com camadas de metal, como demonstrado anteriormente na Figura 1. Componentes com grandes dimensões podem ser fabricados pela técnica de *lay-up*, tais como a fuselagem e painéis de asa de aeronaves. Com uma relação área/espessura alta, as chapas metálicas podem facilmente deformar com o pré-impregnados no molde sem força de conformação significativa [37].

Etapa 3 – Cura: Os FMLs comumente são fabricados com camadas de metal/pré-impregnados submetidas a cura em autoclaves. Este método de fabricação é muito caro e apresenta limitações em relação ao tamanho dos componentes produzidos [53]. Nesse processo, os pré-impregnados com resinas epóxi são geralmente empilhados entre as chapas de liga metálica, e o conjunto é aquecido em um ambiente de vácuo e pressão para que a resina possa fluir e curar, consolidando o laminado [37]. A técnica de prensagem a quente também pode ser aplicada na formação de componentes em FML. Neste processo, o conjunto pressão/calor permite que a resina flua entre as superfícies de contato dos pré-impregnados e das camadas metálicas. Além disso, a dissipação de calor na resina induz a formação de cadeias poliméricas por meio da formação de ligações cruzadas na resina epóxi [54]. Os níveis de temperatura adequados a serem usados durante o processo de consolidação podem ser determinados usando técnicas térmicas e reológicas [4]. O uso de outros métodos (além da técnica de autoclave e prensagem a quente) também é levado em consideração, por exemplo, os processos RTM (*resin transfer molding*) e VARTM (*vacuum assisted resin transfer molding*) permitem moldar várias combinações de componentes individuais e reduzir custos de fabricação [30].

Etapa 4 – Pós-cura: Devido à tensão residual introduzida pelos diferentes coeficientes de expansão térmica das camadas de metal e FRP em FMLs, o desempenho mecânico do material pode ser reduzido. Esta condição pode ser melhorada por certos pós-tratamentos. A técnica recomendada para solucionar este problema é uma operação de pós-cura após o ciclo de cura, a qual pode reverter o sistema de tensões residuais, uma vez que ocorre a aplicação de tração nas fibras e compressão nas chapas de metal [55]. O processo de pós-cura geralmente é realizado submetendo o material a um novo ciclo de aquecimento em condições controladas.

Etapa 5 – Inspeção e controle de qualidade: O controle de qualidade de componentes aeroespaciais em FML é um ponto importante. Para peças em FML, é necessária uma inspeção 100% não destrutiva para qualidade interna durante o processo de fabricação. Os defeitos mais significativos que devem ser detectados por ensaios não destrutivos são: porosidade, inclusões e delaminações, bem como trincas na camada de alumínio. Entre as

principais técnicas não-destrutivas utilizadas destacam-se as inspeções ultrassônicas, termografia de infravermelho, ultrassônica acoplada a ar e tomografia de raios-X [56]. Entre os ensaios destrutivos destacam-se os ensaios mecânicos de tração, flexão, impacto, delaminação, fadiga, fluência e cisalhamento.

2.1.5 Aplicações

Como citado anteriormente, o conceito de laminados de fibra-metal foi inventado e desenvolvido inicialmente na *Delft University of Technology* na Holanda. Por meio da cooperação com parceiros industriais, a tecnologia disponível deste material foi comprovada por aplicações em escala real. Por exemplo, o primeiro candidato para aplicações aeroespaciais, ARALL, foi aplicado como material de revestimento para a porta de carga do avião C-17 [57].

Os sucessores, GLARE e GLARE de alta resistência estática, foram selecionados como material de revestimento superior da fuselagem do Airbus A380. Conforme é apresentado na Figura 7, em algumas partes da fuselagem utiliza-se ao total aproximadamente 380 m² de laminados GLARE no Airbus A380 [57]. GLARE não é certificado pelas autoridades aeroespaciais como um laminado. Em vez disso, diferentes tipos de GLARE são aprovados representando diferentes laminados típicos e variam geralmente na orientação das fibras de vidro [58].

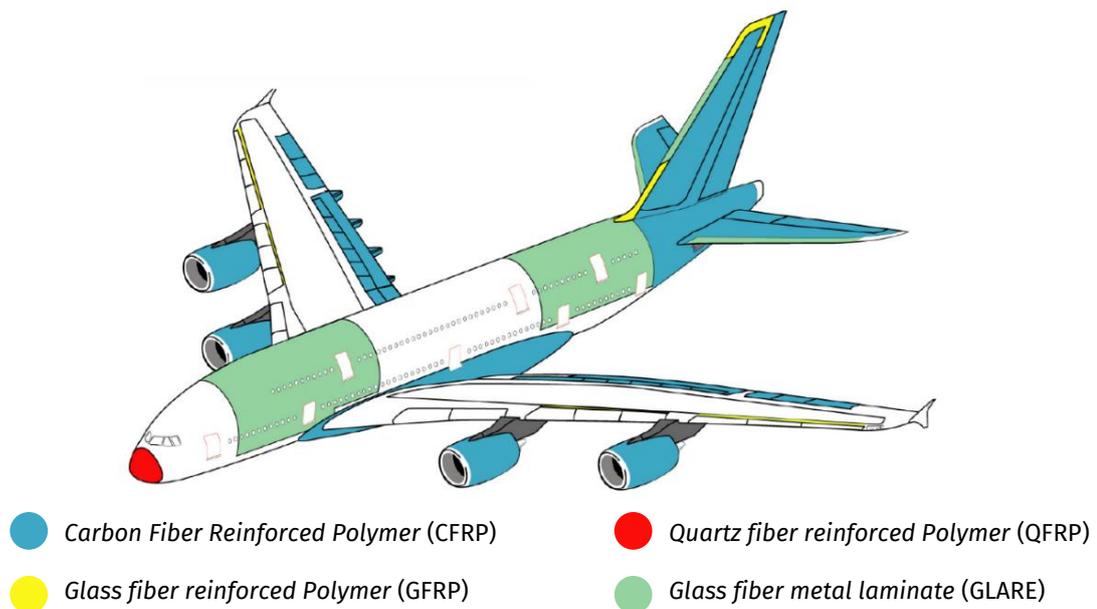


Figura 7 – Materiais compósitos presentes no Airbus A380. Adaptado de (Vlot & Gunnink, 2001 [57]).

Desde a introdução da tecnologia de FMLs, muitos pesquisadores em todo o mundo tentaram entender os mecanismos de falha desse tipo de material estrutural e buscaram FMLs alternativos a serem desenvolvidos para diversas aplicações [58]. Recentemente, o crescente interesse em novas pesquisas tem se voltado para o desenvolvimento de tecnologias de fabricação para componentes FML que apresentem formato complexo para permitir aplicações industriais mais amplas. Os fabricantes de estruturas de aeronaves acreditam que, seguindo os devidos cuidados na produção de componentes e estruturas a partir de laminado de fibra-metal, não há restrições quanto às possíveis aplicações deste e de outros materiais baseados em FMLs [33].

A indústria automotiva também tem se tornado um campo atrativo para a aplicação de FMLs. Um exemplo notável é o sedã BMW Série 7. Conforme apresentado na Figura 8, a coluna B do veículo incorpora uma estrutura de FMLs com duas placas de aço intercaladas por uma de fibra de fibras de carbono, o que reduz significativamente seu peso, mantendo a resistência estrutural. Por meio do uso de FMLs e outras medidas, o BMW Série 7 teve uma redução de peso de 130 kg em relação ao modelo anterior [59].

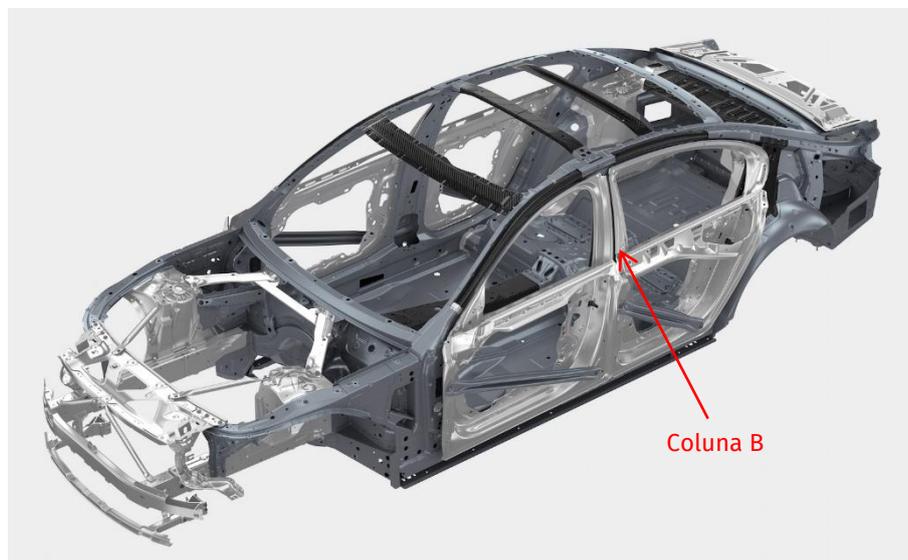


Figura 8 – Aplicação de FML na coluna B do BMW Série 7 sedan. Adaptado de (BIMMERPOST, 2015 [60]).

Devido ao constante aumento do preço do petróleo, o desenvolvimento de transportes energeticamente eficientes tornar-se cada vez mais importante. O peso de veículos tem um grande impacto no consumo de combustível e, portanto, a redução de peso está se tornando um ponto crítico. Com a aplicação de FMLs em diferentes partes da estrutura dos

automóveis, pode-se obter uma redução do peso total em comparação com os materiais utilizados atualmente. O FML pode, por exemplo, ser aplicado em telhados e pisos de trens, caminhões e carros como visto anteriormente [61].

2.2 COMPÓSITOS POLIMÉRICOS HÍBRIDOS

A palavra “híbrido” é de origem greco-latina e pode ser encontrada em diversos campos científicos. Em relação aos compósitos poliméricos, os compósitos híbridos são sistemas em que duas ou mais fibras de reforço estão presentes em uma única matriz, ou então um tipo de fibra de reforço é incorporado em uma mistura de diferentes matrizes, ou ainda ambas as abordagens podem ser combinadas [19].

O comportamento dos compósitos híbridos é uma soma ponderada das propriedades individuais, onde há uma busca pelo equilíbrio mais favorável entre as vantagens e desvantagens inerentes. Ao usar um compósito com reforço híbrido que contém dois ou mais tipos de fibras, as vantagens e propriedades de uma fibra podem ser complementadas com o que falta na outra. Como consequência, um equilíbrio entre custo e desempenho pode ser alcançado por meio do projeto adequado de um componente [62].

As propriedades de um compósito híbrido dependem de diversos fatores inerentes as fibras, tais como: comprimento, orientação, fração da mistura, interface fibra-matriz, e dependente da tensão de ruptura individual de cada fibra. Resultados híbridos máximos são obtidos quando as fibras apresentam deformações altamente compatíveis.

Algumas propriedades do sistema híbrido composto por dois componentes podem ser previstas pela Lei das Misturas ou *Rule of Mixtures* (ROM), conforme Equação 1:

$$P_H = P_1 \cdot V_1 + P_2 \cdot V_2 \quad (1)$$

Onde P_H é a propriedade a ser investigada, P_1 representa a propriedade correspondente do primeiro sistema e P_2 a propriedade correspondente do segundo sistema. V_1 e V_2 são as frações volumétricas híbridas do primeiro e segundo sistema e $V_1 + V_2 = 1$ [63].

Um efeito híbrido positivo ou negativo é definido como um desvio positivo ou negativo de uma certa propriedade mecânica da regra da mistura híbrida. O termo efeito híbrido tem sido usado para descrever o fenômeno de uma aparente melhora sinérgica nas

propriedades de um compósito contendo dois ou mais tipos de fibra [64]. A seleção dos componentes que compõem o compósito híbrido é determinada pela finalidade da hibridização, exigências impostas ao material ou construção a ser projetada. A seleção do tipo de fibra e o nível de suas propriedades é essencial para se projetar e produzir compósitos híbridos que atendem aos requisitos de projeto [62].

Os compósitos poliméricos reforçados com fibras também podem ser classificados amplamente como compósitos de camada única e multicamadas com base no estudo das propriedades teóricas e experimentais. Os compósitos de "camada única" na verdade podem ser feitos de várias camadas distintas, onde cada camada apresenta a mesma orientação e propriedades e, portanto, todo o laminado pode ser considerado um compósito de "camada única" [63].

A maioria dos compósitos usados em aplicações estruturais são multicamadas, ou seja, consistem em várias camadas de compósitos. Neste caso, cada camada ou lâmina é um compósito de camada única e sua orientação é variada de acordo com o projeto. Várias camadas idênticas ou diferentes são unidas para formar um compósito multicamadas utilizável para aplicações de engenharia. Quando os materiais constituintes em cada camada são os mesmos, eles são chamados simplesmente de laminados. Se estes compósitos de multicamadas consistem em camadas compostas por diferentes materiais constituintes, eles são referidos como laminados híbridos [65].

Por exemplo, uma camada de um laminado híbrido pode ser um epóxi reforçado com fibra de vidro, enquanto outra camada pode ser epóxi reforçado com fibra de carbono. É possível, mas não tão comum, encontrar compósitos híbridos com uma mistura de fibras dentro de uma única camada. Uma única camada de um compósito, portanto, representa um bloco de construção básico para suas aplicações estruturais [63].

Além disso, podem ser feitos laminados híbridos, constituídos por camadas com diferentes fibras e/ou material de matriz. Assim, as propriedades direcionais das camadas individuais podem ser bastante diferentes umas das outras. A análise e o projeto de qualquer elemento estrutural podem exigir um conhecimento completo das propriedades das camadas individuais [18].

2.2.1 Compósitos híbridos com fibras naturais

Nos últimos anos, a substituição em materiais compósitos de fibras sintéticas, principalmente as fibras de carbono e de vidro, por fibras naturais tem ganhado interesse

entre pesquisadores de todo o mundo. Amplos estudos sobre fibras naturais, como sisal [66], juta [67] e linho [68,69], mostraram que as fibras naturais têm potencial para serem um reforço eficaz para materiais compósitos. As fibras naturais ganharam destaque devido as suas características renováveis e por serem abundantes na natureza. Além disso, o uso de fibras naturais também proporciona condições de trabalho mais saudáveis para os trabalhadores do que as fibras de vidro [70].

Devido às boas propriedades térmicas e desempenho acústico, as fibras naturais ganharam espaço em aplicações nas indústrias automotiva, de embalagens e construção. No entanto, os componentes fabricados com compósitos de fibras naturais em alguns casos podem estar limitados às aplicações não estruturais ou subestruturais, como por exemplo o interior de carros, devido às suas propriedades mecânicas relativamente baixas quando comparadas com as fibras sintéticas. Diferentes abordagens têm sido estudadas para aumentar as propriedades mecânicas dos compósitos reforçados com fibras naturais [71].

Visando solucionar este problema, compósitos híbridos reforçados com fibras celulósicas e combinados com fibras sintéticas, tais como as fibras de vidro e de carbono, têm alcançado desempenho mecânico satisfatório [19]. Dentre as fibras naturais, a fibra de sisal (*agave sisalana*) é uma das fibras mais utilizadas e altamente adaptada a diferentes processos de fabricação de materiais compósitos híbridos [72].

Estas fibras podem exibir rigidez e resistência mecânica combinadas com baixo custo, além de compatibilidade com muitas matrizes poliméricas. Além disso, sua estrutura fibrilar a torna a fibra natural com maior dureza, comparável à da fibra de vidro. Esta grande semelhança com as fibras sintéticas pode induzir um desejado comportamento ao impacto e fratura e, conseqüentemente, na sua utilização vantajosa para a fabricação de dispositivos absorvedores de energia inovadores em diversos campos da produção industrial como automotivo, construção naval, aeroespacial etc. [73].

Além disso, compósitos reforçados com fibra de sisal apresentam alta resistência ao impacto, indicando que pode ser usado em diversas aplicações dinâmicas e de colisão. Atualmente, a fibra de sisal tem sido utilizada como potencial reforço na variedade de compósitos poliméricos termorrígidos, termoplásticos e biodegradáveis e suas propriedades mecânicas têm sido avaliadas [74].

A Tabela 1 apresenta um resumo de alguns trabalhos recentes que estudaram o efeito da hibridização entre fibras naturais de sisal e fibras sintéticas em compósitos poliméricos com resina epóxi.

Tabela 1 – Trabalhos sobre compósitos híbridos de fibras de sisal/fibras sintéticas e resina epóxi.

Reforço híbrido	Referência
sisal/vidro	Ferreira, B.T.; Silva, L.J.; Panzera, T.H.; <i>et al.</i> (2019). [75]
sisal/vidro	Gupta, M.K.; Srivastava, R.K.; Kumar, S.; <i>et al.</i> (2015). [76]
sisal/vidro	Palanikumar, K.; Ramesh, M.; Reddy, K.H. <i>et al.</i> (2016). [77]
sisal/carbono/linho	Kumar, R.A; Sindhu, S.S.S.; Kumaresan, M.; <i>et al.</i> (2020). [78]
sisal/areca/carbono	Jagadeesh, P.; Puttegowda, M.; Girijappa, Y.G.T. <i>et al.</i> (2022). [79]

Ferreira, *et al.* (2019) estudaram o efeito da hibridização de fibras de sisal/vidro e micropartículas de sílica em compósitos poliméricos. Em geral, observaram que os compósitos híbridos com maior número de camadas de fibra de vidro atingiram maiores valores de resistência à tração e à flexão. Além disso, foi observado que a incorporação de partículas de sílica melhorou o desempenho mecânico de compósitos contendo maiores quantidades de fibras de sisal [75].

Gupta, *et al.* (2015) avaliaram a substituição de 10, 20, 30 e 40% em peso de fibras de sisal por fibras de vidro. Seu estudo indicou que a adição de fibras de vidro no compósito aumentou suas propriedades mecânicas e que houve variação significativa entre os compósitos comprovada por análise de variância (ANOVA) [76]. Palanikumar, K. *et al.* (2016) concluíram que existe melhora significativa nas propriedades de tração, flexão e impacto de compósitos híbridos de sisal/ vidro, e que o efeito da hibridização reduz os danos ambientais [77].

Kumar, *et al.* (2020) estudaram as propriedades mecânicas de compósitos unidirecionais híbridos reforçados com fibras híbridas de sisal/carbono e sisal/carbono/linho fabricados a partir de diferentes combinações e usando técnicas de moldagem por compactação. A partir da análise dos resultados os autores concluíram que as propriedades mecânicas de resistência à tração e à compressão foram melhoradas nos compósitos de sisal/carbono/linho unidirecional. Além disso, foi comprovado que o aumento percentual de fibras de sisal utilizado como reforço resulta em uma maior energia de impacto dos compósitos [78].

Jagadeesh, *et al.* (2022) investigaram as propriedades mecânicas e características morfológicas de compósitos híbridos contendo epóxi reforçado com tecido de areca/sisal/carbono para aplicações em interiores ferroviários. Os autores indicam que as melhores propriedades de resistência à tração e módulo de elasticidade foram observadas

nos compósitos de tecido de carbono puro. Contudo, observaram que a hibridização entre fibras de carbono com fibras de sisal resultou no aumento das propriedades de flexão. Por meio das micrografias MEV foi observado que existe uma forte ligação entre as fibras e a matriz o que resultou em maior resistência e módulo de tração [79].

De modo geral, os estudos indicam que o processo de hibridização entre fibras de sisal e fibras sintéticas se realizado de forma equilibrada, pode induzir um melhor balanceamento entre as diferentes propriedades mecânicas em termos de resistência e rigidez. Deste modo, o efeito híbrido é válido e proporciona a construção de um componente com propriedades melhoradas.

2.3 TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais são tensões “bloqueadas” que existem em materiais e estruturas, independentemente da presença de quaisquer cargas externas. Na ausência destes esforços externos, essas tensões permanecem em equilíbrio constante, ou seja, as tensões de tração e compressão no local somam-se para criar forças e momentos nulos resultantes em todo o volume do material ou estrutura [80]. Por exemplo, a Figura 9 ilustra esquematicamente a existência de tensões residuais em uma lâmina polimérica quando não submetido a cargas externas. Neste caso, as tensões de tração na região central equilibram as tensões de compressão nas superfícies.

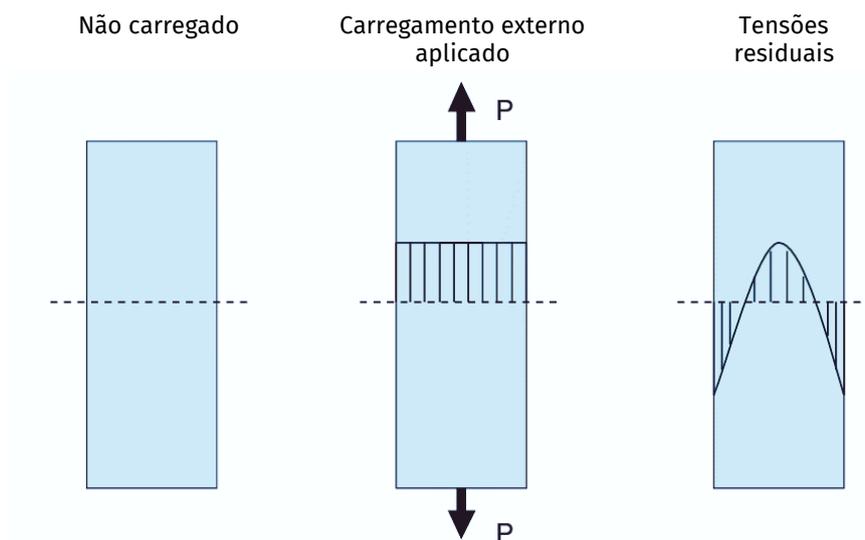


Figura 9 – Diagrama esquemático da seção transversal lâmina polimérica destacando as tensões residuais existentes na ausência de carregamentos externos. Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).

Além de poderem se desenvolver durante a vida útil do componente fabricado, quase todos os processos de fabricação também criam tensões residuais. Essas tensões se desenvolvem como uma resposta elástica a deformações locais incompatíveis dentro do componente, por exemplo, devido a deformações plásticas não uniformes. O material circundante deve então se deformar elasticamente para preservar a continuidade dimensional, criando assim tensões residuais [80].

De acordo com Inoue *et al.* [81], os mecanismos para criar tensões residuais incluem: Deformação plástica não uniforme: Exemplos ocorrem em processos de fabricação que alteram a forma de um material, incluindo forjamento, laminação, dobra, trefilação e extrusão, e em serviço durante a deformação da superfície, como em rolamentos de esferas e em asas de aeronaves durante o voo; Modificação de superfície: Exemplos ocorrem em manufaturados durante a usinagem, moagem, chapeamento, puncionamento e cementação, e em serviço por corrosão ou oxidação; e Mudanças de fase e/ou densidade do material: Muitas vezes na presença de grandes gradientes térmicos. Exemplos ocorrem na fabricação durante a soldagem, fundição, têmpera, transformação de fase em metais e cerâmicas, endurecimento por precipitação em ligas e polimerização em plásticos, bem como em serviço por danos de radiação em componentes de reatores nucleares e mudanças de umidade na madeira.

Neste contexto, as tensões residuais podem ser definidas como campos de tensão que existem na ausência de quaisquer cargas externas e são o resultado de qualquer processo mecânico que possa causar deformação. Por exemplo, aquecimento ou resfriamento não uniforme causa tensão residual térmica. A deformação incompatível é induzida pela deformação plástica, e coeficientes de expansão térmica incompatíveis produzem descontinuidade na deformação devido à mudança de temperatura. Assim, é possível afirmar que os dois principais fatores que afetam a tensão residual são os processos pelos quais o componente foi submetido e as propriedades do material que relacionam o processo mecânico ao comportamento de deformação [82].

2.3.1 Tensões residuais em materiais compósitos

Durante a fabricação de Laminados de fibra-metal, os FRPs e as camadas de metal precisam estar bem ligados, o que pode ser alcançado por diferentes métodos como visto anteriormente. Apesar disso, nos últimos anos, para o processamento econômico de FMLs, o processo de fabricação por meio de “hibridização intrínseca” tem se destacado. Este

método realiza a ligação entre componentes metálicos e FRP diretamente no processo de conformação do FRP, onde a ligação pode ser conseguida por meio do sistema de cura da resina do pré-impregnado [37]. No entanto, durante o processamento, surgem tensões residuais, que são induzidas principalmente pela diferença nos coeficientes de expansão térmica entre o FRP e o metal, a retração química durante a polimerização da resina epóxi, bem como campos de temperatura não homogêneos e taxas de resfriamento localmente diferentes [83].

O processo de manufatura de um compósito polimérico reforçado com fibra (FRP) geralmente envolve um processo em que a resina é aquecida, as fibras são umedecidas e a cura é realizada em elevadas temperaturas. A necessidade de altas temperaturas no processo de cura resulta na formação de tensões residuais na estrutura final do laminado, as quais podem apresentar duas causas principais: a incompatibilidade na expansão térmica dos constituintes e a contração química gerada durante o processo de formações de ligações reticuladas do polímero no compósito. A medição e caracterização dessas tensões é complexa e envolve uma série de incertezas [84].

As tensões residuais surgem por várias razões. Em uma escala macroscópica, podem decorrer do tratamento térmico, usinagem e processamento secundário e montagem. Na escala microscópica, eles geralmente resultam de descontinuidades entre os coeficientes de expansão térmica, tensões de escoamento, rigidez ou mudanças de fase (por exemplo, retração por cura) de diferentes constituintes. Em qualquer componente ou material, ambos os tipos de tensão podem coexistir [85].

Em FRPs as tensões residuais surgem tipicamente devido às discrepâncias entre as propriedades mecânicas da matriz e as fibras de reforço. Outros mecanismos que causam tensões residuais incluem contração de cura, umidade, envelhecimento, temperatura elevada de pós-cura, diferenças nas propriedades do material em escala microscópica, diferenças no volume da fibra através da matriz e grau de cura não uniforme [82].

Em compósitos laminados, após o processo de cura e subsequente resfriamento da temperatura de processamento (relativamente alta) para a temperatura ambiente, surgem tensões residuais devido aos efeitos químicos e térmicos. Durante a solidificação do polímero, a contração química leva à contração da resina. Uma vez que a contração química da matriz polimérica é pequena, os efeitos químicos são frequentemente negligenciados na previsão da tensão residual, enquanto as tensões residuais térmicas são realizadas devido à natureza não homogênea inerente dos compósitos poliméricos. Consequentemente, essas tensões são denominadas como tensões residuais de cura ou térmicas [85]. A vista

esquemática da deformação fora do plano de um compósito laminado é mostrada na Figura 10.

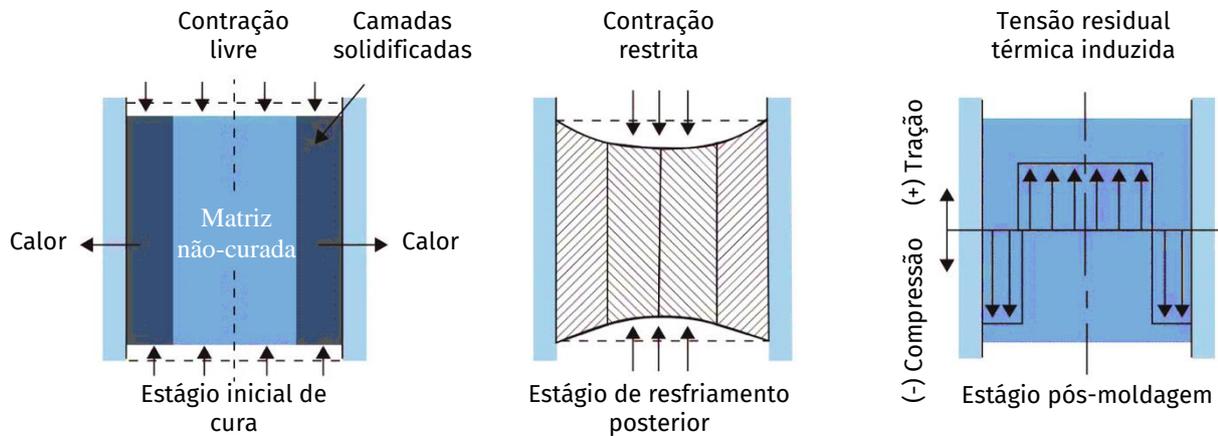


Figura 10 – Desenvolvimento de tensões residuais térmicas em um compósito laminado. Adaptado de (Shokrieh, 2014 [85]).

Quando um laminado de fibra-metal é submetido a uma queda de temperatura durante a solidificação da matriz no FRP, as várias camadas encolherão de forma diferente devido à incoerência entre seus materiais constituintes. Conseqüentemente, tensões residuais térmicas são executadas [85].

Essas tensões residuais podem ter efeitos prejudiciais nas propriedades mecânicas do componente híbrido e da estrutura e podem causar defeitos como delaminação, falha de peça devido a distorção geométrica, trincas embutidas ou falha prematura de peças submetidas a cargas alternadas ou ambientes corrosivos. A formação de tensões residuais pode ser controlada por uma variedade de parâmetros extrínsecos e intrínsecos, como temperatura e pressão do processo, propriedades do material e espessura do laminado [86]. Claramente, a otimização dos parâmetros do processamento é necessária para reduzir as tensões residuais induzidas durante a manufatura do componente. Como consequência, ferramentas confiáveis de medição de tensões residuais são necessárias para o estabelecimento de um conhecimento profundo baseado nas relações entre os parâmetros do processo e as tensões residuais.

De modo geral, a presença de tensões residuais em FMLs pode gerar alguns fatores negativos no comportamento estrutural de componentes, entre eles destaca-se o surgimento de deformações geométricas, como arqueamento e ondulação, comprometendo sua planicidade e dificultando a montagem em estruturas. Essas tensões também podem contribuir para a iniciação de trincas e delaminações entre as interfaces metálicas/reforço de

fibras, reduzindo a integridade estrutural e a resistência mecânica, especialmente em ambientes de carregamento cíclico, onde podem acelerar as falhas por fadiga. Além disso, o desempenho frente a impactos pode ser prejudicado, diminuindo a capacidade de absorção de energia e aumentando a probabilidade de falhas catastróficas [87–89].

Outro aspecto relevante é a influência dessas tensões no comportamento global do laminado, afetando sua estabilidade dimensional e suas propriedades dinâmicas, o que pode comprometer o desempenho em aplicações que exigem alta precisão. Por outro lado, quando controladas, tensões residuais compressivas podem trazer benefícios locais, como o aumento da resistência à propagação de trincas, destacando a importância do entendimento e controle dessas tensões para o design e a fabricação de componentes mais confiáveis [90,91].

2.3.2 Formação de tensões residuais em compósitos laminados

As tensões residuais em compósitos reforçados com fibras contínuas existem no laminado ou na estrutura do compósito imediatamente após o processamento e subsequente resfriamento até a temperatura de serviço. Eles podem ser considerados em três níveis diferentes, com base em suas origens: microtensões residuais, macro-tensões residuais e tensões residuais globais.

2.3.2.1 Microtensões residuais

No nível micromecânico, a diferença no coeficiente de expansão térmica entre as fibras e a matriz é o parâmetro governante na formação de tensões residuais. No processo de cura da matriz, inicialmente a resina termorrígida é aquecida a uma temperatura de processamento para aumentar o grau de reticulação das cadeias poliméricas e posteriormente solidificada durante o resfriamento até a temperatura de serviço (geralmente condições ambientais), onde nenhuma reação química deve ocorrer. O resfriamento envolve a retração volumétrica da matriz, que muitas vezes é significativamente maior que a retração das fibras. Isso representa o acréscimo de uma força motriz para o desenvolvimento de deformações residuais nas fibras e na matriz circundante [92].

Assumindo que a ligação fibra-matriz se apresenta durante o estágio de resfriamento, é possível observar na Figura 11 que o resultado desta ligação é uma tensão residual de compressão na fibra ao longo do eixo longitudinal, bem como na direção radial, e uma tensão residual de tração na matriz em direção longitudinal e radial [85].

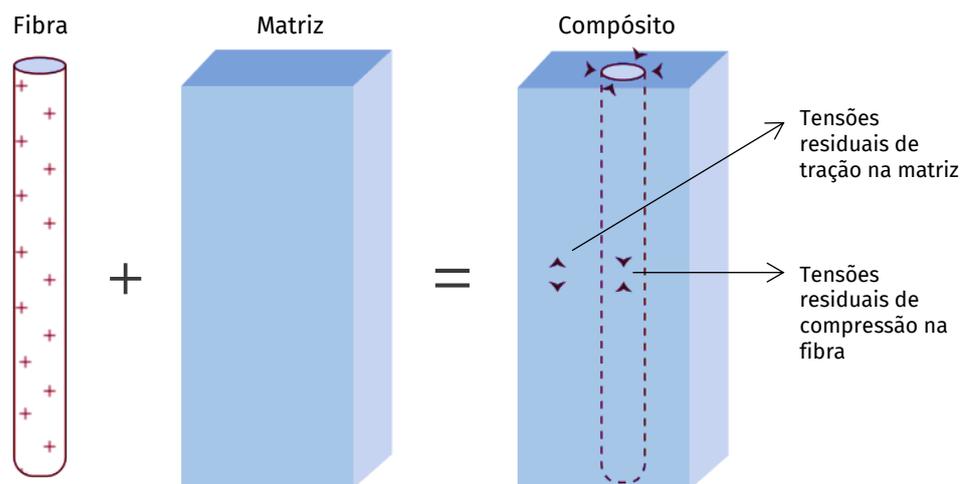


Figura 11 – Visão esquemática do efeito do resfriamento na matriz em torno de uma fibra.
Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).

Algumas fibras de reforço, tais como as de aramida e de carbono apresentam comportamento de expansão térmica altamente anisotrópico, com pequena retração na direção longitudinal quando as fibras são aquecidas. Assim, essas fibras de reforço têm comportamento transversalmente isotrópico. O comportamento de expansão térmica de fibras anisotrópicas pode ser descrito por coeficientes separados de expansão térmica (CET) nas direções paralela (geralmente negativa) e perpendicular (positiva) ao eixo da fibra [93]. Em geral, o CET das fibras é muito inferior ao das matrizes, o que resulta em uma grande diferença no comportamento de expansão térmica entre a matriz e as fibras de reforço no sentido longitudinal. Essa discrepância causa tensões térmicas durante o resfriamento após o processamento, especialmente na região de transição vítrea da matriz. A retração perpendicular (radial) da fibra após o resfriamento mostrou ser uma contribuição relativamente insignificante para a formação de tensões residuais [94].

A taxa de resfriamento é a condição de processamento mais importante que afeta a formação de tensões residuais. Para matrizes poliméricas amorfas, a alta taxa de resfriamento na região de transição vítrea leva à formação de tensões residuais mais altas, devido à rápida solidificação que impede o relaxamento das cadeias poliméricas e gera gradientes internos de tensão. Estudos mostraram que para compósitos de matriz amorfa, as tensões residuais radiais de fato aumentam com o aumento da taxa de resfriamento. Além disso, o ambiente de processamento pode ter um efeito significativo na formação de tensões residuais visto que a pressão aplicada pode afetar as propriedades térmicas do polímero, que por sua vez influenciam a formação de tensões residuais [80,85].

2.3.2.2 Macrotensões residuais

Macrotensões residuais, macromecânicas ou de laminação são tensões presentes em escala de camada a camada, devido à diferença na composição ou nas direções do material de cada camada de laminados compósitos [95]. Durante o resfriamento da temperatura de cura até a temperatura ambiente dentro de um laminado, a deformação de uma camada é restringida pelas outras camadas com diferentes orientações das fibras ou com tipos diferentes de fibras, no caso de reforços híbridos. Assim, as tensões residuais são acumuladas em cada camada e aumentam à medida que a temperatura de cura se afasta da temperatura ambiente. Conseqüentemente, as camadas estão sob tensões de tração e compressão e, portanto, cargas térmicas são induzidas. Este comportamento pode ser observado na Figura 12, em que a camada com fibras de 90° estão sob compressão, enquanto as fibras de 0° sofrem tração. A retração anisotrópica assemelha-se ao comportamento de uma tira bimetalica, se desequilibrada e irrestrita, e a curvatura do laminado pode ser o resultado [96].

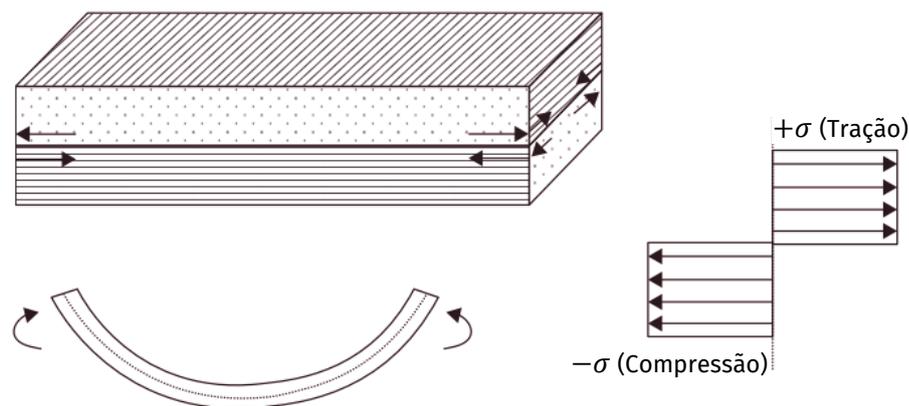


Figura 12 – Vista esquemática da formação de tensões residuais e vista frontal da deformação fora do plano em laminado cross-ply não balanceado. Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).

Entre os parâmetros que influenciam a magnitude das tensões macrotensões residuais de um laminado destacam-se: a diferença de temperatura (entre as temperaturas de cura e ambiente); a fração volumétrica da fibra; a ondulação da fibra; a condição de processamento (taxa de cura e resfriamento); a origem, espessura e orientação das fibras de cada camada do laminado; a sequência de laminação; o coeficiente de dilatação térmica de cada camada nas direções longitudinal e transversal; e as propriedades mecânicas no eixo de cada camada [85].

2.3.2.3 Tensões residuais globais

Em compósitos laminados com grandes espessuras, a diferença no gradiente da taxa de resfriamento, temperatura ou umidade ao longo da espessura do componente leva a uma distribuição maior de tensões residuais através da espessura do laminado. Este tipo de tensão residual é denominado como tensão residual ‘camada-núcleo’. Geralmente, em laminados espessos, a taxa de resfriamento nas camadas intermediárias é mais lenta do que nas camadas próximas à superfície. Isso dará origem a tensões residuais de compressão nas camadas próximas à superfície e tensões de tração nas camadas intermediárias [97]. Conseqüentemente, existe um estado de tensão residual tridimensional (3D) complexo dentro de um laminado compósito conforme é apresentado na Figura 13.

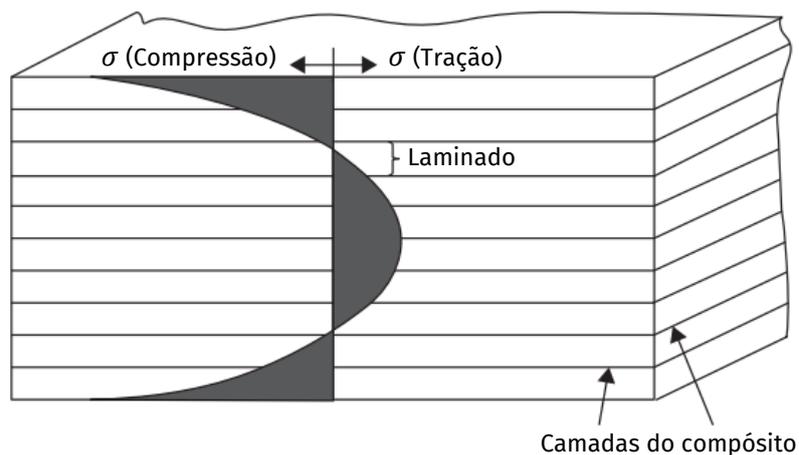


Figura 13 – Distribuição de tensão residual entre as camadas do laminado. Adaptado de (Schajer, 2013 [80]).

Como citado anteriormente, a taxa de resfriamento desempenha um papel significativo na formação de tensões residuais globais. Foi demonstrado que com maiores taxas de resfriamento, as tensões residuais são maiores e a distribuição é mais significativa. A maioria dos compósitos resfriados ou temperados rapidamente (materiais metálicos), mostram um perfil de tensão residual quase parabólico, com as camadas de superfície sob compressão de magnitude maior do que as tensões residuais de tração nas camadas centrais [97].

O processo de pós-cura é normalmente executado em compósitos laminados espessos para reduzir as tensões residuais do núcleo do componente através do relaxamento das tensões. O processo de pós-cura pode ajudar na redução das tensões se realizado elevando a

temperatura dos compósitos acima da temperatura de transição vítrea da matriz e permitindo que os processos de relaxamento ocorram [98].

2.3.3 Medição de tensões residuais

A medição de tensões residuais pode geralmente ser classificada em métodos não-destrutivos e destrutivos/semi-destrutivos. Cada método tem suas próprias vantagens e limitações.

Os métodos não-destrutivos são mais favoráveis para medições em materiais metálicos devido a sua natureza cristalina, deste modo, estes métodos são um tanto limitados para medição de tensão residual em materiais poliméricos [83]. Apesar disso, estes métodos podem ser utilizados em condições e materiais específicos. Entre os métodos não-destrutivos destacam-se os métodos de: difração de raios X; difração de nêutrons; espectroscopia Raman; fotoelasticidade; ópticos; ondas acústicas; métodos baseados em interferometria; referência de cura; medição usando sensores e; resistência elétrica [85].

O método não-destrutivo mais amplamente utilizado é a difração de raios X (XDR), que é capaz de fornecer medições confiáveis de tensões residuais próximas à superfície em materiais cristalinos. No entanto, esta técnica apresenta baixa aplicabilidade na determinação de tensões residuais em FRP e componentes híbridos.

Em contrapartida, existem diversos métodos destrutivos/semi-destrutivos para avaliar as tensões residuais em materiais compósitos. Entre os métodos mais consolidados, destacam-se: método de remoção de camada; método de Sachs; métodos de perfuração de furos; método anel-núcleo; método de corte; método de contorno; método de seccionamento de camadas; método de corte radial; métodos de remoção da matriz; métodos de micro-indentação; método de corte; método de falha de primeira camada; método de medição da curvatura; métodos de aquecimento [85].

Uma abordagem semi-destrutiva bem estabelecida é o método de perfuração de furos ou *hole-drilling method* (HDM), que foi padronizado pela ASTM E837-13a. Esta norma descreve detalhes relevantes do processo, como por exemplo, a fixação correta da roseta do extensômetro e o procedimento correto para fazer um furo para aliviar as tensões residuais, bem como o procedimento necessário para o cálculo das tensões residuais originais a partir da medida de deformação do material [99]. O HDM é capaz de fornecer resultados confiáveis de tensões residuais em profundidade e pode ser aplicado a vários materiais, como metais e polímeros, bem como materiais compósitos [100,101].

Além disso, a confiabilidade da medição de tensão residual através do HDM pode ser validada por testes de flexão [83,102]. Em termos de aplicação, o dano causado à amostra está localizado no pequeno orifício e, portanto, muitas vezes é tolerável ou reparável, de modo que o método é referido como uma abordagem semi-destrutiva.

Neste método, as tensões residuais/intrínsecas são aliviadas durante o processo de perfuração até que um novo equilíbrio seja alcançado na amostra. Conseqüentemente, este processo leva ao alívio das tensões, que podem ser medidas diretamente pelo medidor de tensão. Para avaliar as tensões residuais após a medição das deformações aliviadas são necessários coeficientes de calibração, que podem ser calculados através da análise de elementos finitos [99]. A Figura 14 ilustra o método de medição de tensões residuais através do HDM usando os valores de relaxação de deformação determinados experimentalmente e os coeficientes de calibração.

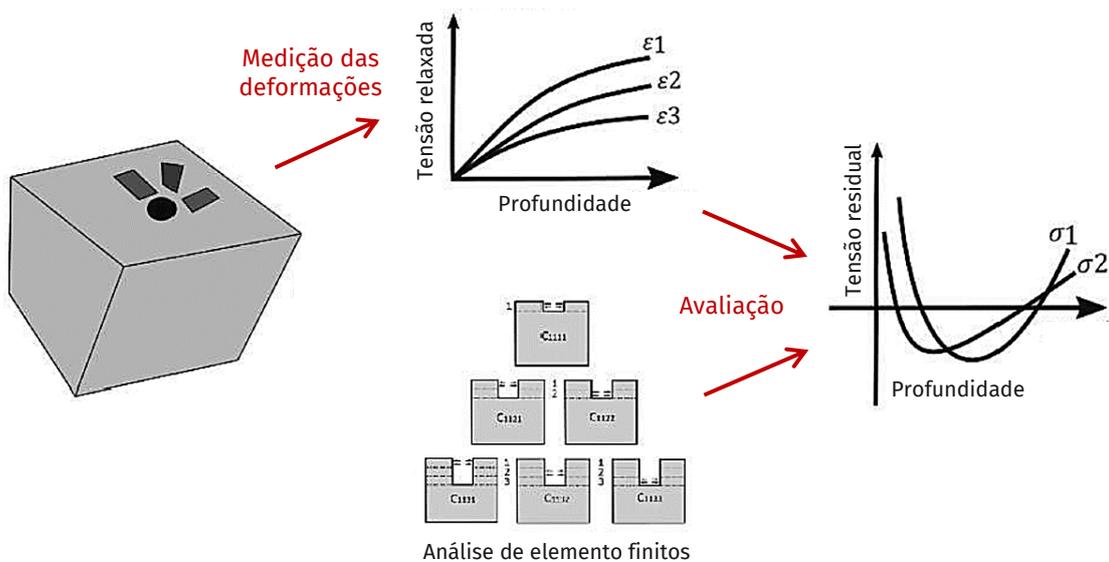


Figura 14 – Procedimento usado para medição das tensões residuais usando o método HDM.

Além disso, métodos destrutivos tais como o método de corte longitudinal e o método de remoção de camada são comumente empregados para medir as tensões residuais em compósitos e laminados. No entanto, esses métodos não apenas destroem completamente as amostras, como também apresentaram resultados com resolução espacial relativamente menor [83].

2.3.3.1 Método de remoção de camada

O método de remoção de camada será utilizado neste trabalho, e, portanto, será descrito nessa seção. Este método baseia-se na remoção de material tensionado, podendo ser por meio de técnicas que envolvem corte, corrosão, perfuração ou até mesmo o destacamento manual completo da camada. Este método se baseia na remoção de material da amostra e conseqüentemente a danifica, deste modo é classificado como uma medição “destrutiva” [103]. De acordo com o nível da análise, a quantidade de dano pode ser extensa, como no seccionamento, onde se remove quase que integralmente o material constituinte da amostra. Normalmente, as tensões residuais estão contidas no material removido, enquanto as medições de deformação são realizadas no material restante. Esta separação entre locais de tensão acumulada faz com que as deformações medidas sejam sensíveis a todas as tensões que existiam originalmente no material removido, e não apenas àquelas da camada removida mais próxima [104].

O método de remoção de camada envolve a observação da deformação causada pela remoção de uma, ou uma seqüência de camadas de material. O método é adequado para placas planas e amostras cilíndricas onde as tensões residuais variam com a profundidade da superfície, mas são uniformes paralelamente à superfície [105]. De acordo com a teoria da elasticidade, a relação entre a deformação medida e as tensões residuais têm um carácter integral. Deste modo, devem ser utilizados métodos inversos para determinar as tensões residuais a partir das deformações medidas.

Em sistemas onde a tensão residual esteja uniformemente distribuída em cada camada de uma peça, quando uma camada com tensão residual é removida, a tensão residual é liberada, resultando na redistribuição da tensão, o que causa flexão e deformação da peça, conforme mostrado na Figura 15 [106].

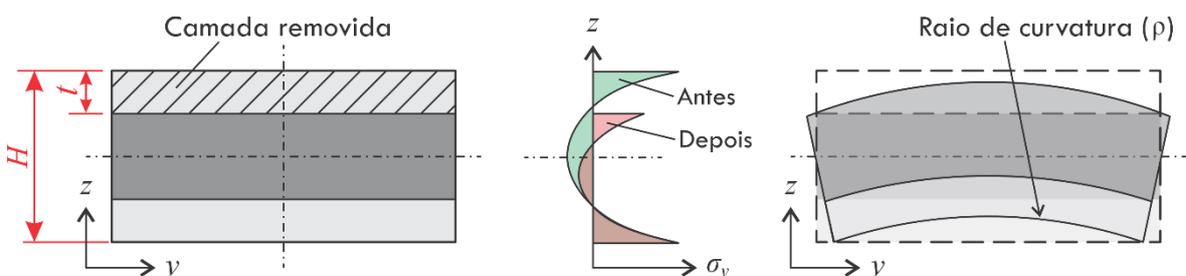


Figura 15 – Diagrama esquemático do método de remoção da camada.

Onde H representa a espessura total do corpo de prova, t é a espessura de cada camada do laminado e ρ é o raio de curvatura das camadas em flexão.

Quando são aplicadas forças de compressão às duas camadas restantes na interface, as camadas recuperam a sua rigidez. Esta força é equivalente à tensão residual σ_2 na camada de alumínio removida, multiplicada pela sua espessura. De acordo com o princípio da translação de forças, este par de forças pode ser deslocado para o centro geométrico através da introdução de um momento M_x , como exemplificado para um FML não-híbrido (Figura 16(a,b)) e FML híbrido (Figura 16(c,d)).

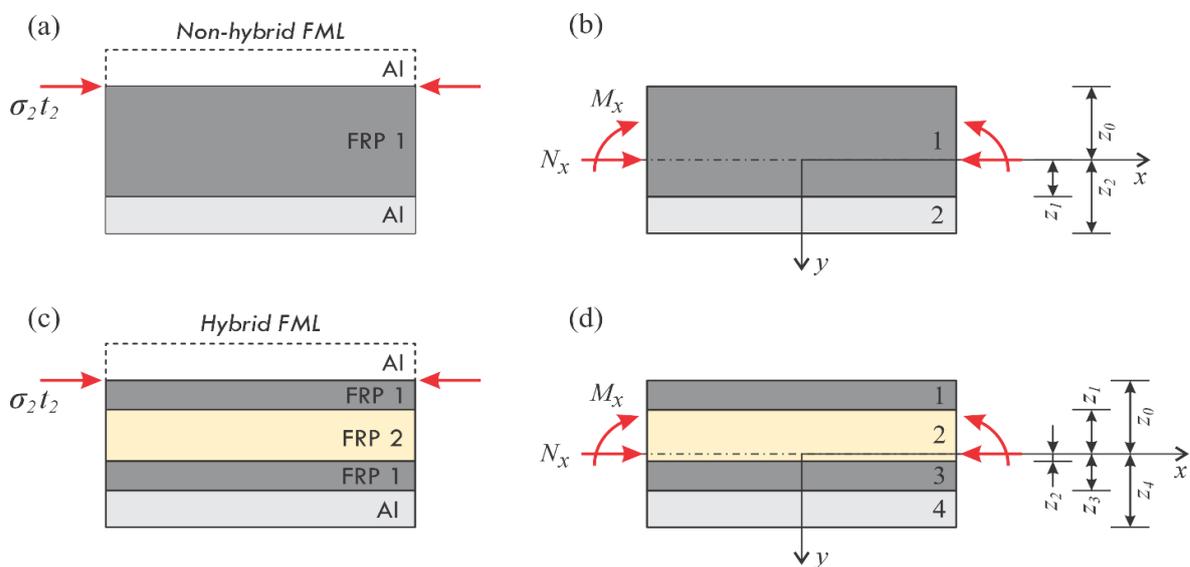


Figura 16 – Princípio do método de remoção de camadas para determinar a tensão residual em um laminado simétrico de fibra-metal [Al/0C/Al].

z_i é o valor da coordenada z de cada camada, em que

$$z_0 = -\frac{t_{Al} + t_{FRP}}{2} \quad (2)$$

$$z_1 = t_{FRP} - z_0 \quad (3)$$

$$z_2 = \frac{t_{FRP} + t_{Al}}{2} \quad (4)$$

$$z_3 = z_2 + t_{FRP3} \quad (5)$$

$$z_4 = z_3 + t_{Al2} \quad (6)$$

O número 1 expressa as camadas de FRP e o 2 representa a camada individual de alumínio. Assim, t_1 e t_2 referem-se à espessura de cada conjunto de camadas, onde N_x e M_x podem ser expressos por

$$N_x = \sigma_2 \cdot t_2 \quad (7)$$

$$M_x = \sigma_2 \cdot t_2 \cdot |z_0| = \frac{1}{2} \cdot \sigma_2 \cdot t_2 \cdot (t_1 + t_2) \quad (8)$$

De acordo com a teoria clássica dos laminados, existe

$$\begin{bmatrix} A_{11} & B_{11} \\ B_{11} & D_{11} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ k_x \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} N_x \\ M_x \end{bmatrix} \quad (9)$$

onde,

$$A_{11} = \sum_{i=1}^2 (Q_{11})_i (z_i - z_{i-1}) = (Q_{11})_1 t_1 + (Q_{11})_2 t_2 \quad (10)$$

$$B_{11} = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^2 (Q_{11})_i (z_i^2 - z_{i-1}^2) = \frac{t_1 t_2}{2} [(Q_{11})_2 - (Q_{11})_1] \quad (11)$$

$$D_{11} = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^2 (Q_{11})_i (z_i^3 - z_{i-1}^3) = \frac{1}{12} [(Q_{11})_1 t_1 (t_1^2 + 3t_2^2) + (Q_{11})_2 t_2 (3t_1^2 + t_2^2)] \quad (12)$$

$$k_x = \frac{1}{\rho} \quad (13)$$

Uma vez que,

$$(Q_{11})_1 = \frac{E_1^{FRP}}{1 - \nu_{12}^{FRP} \nu_{21}^{FRP}} \quad (14)$$

$$(Q_{11})_2 = \frac{E^{Al}}{1 - (\nu^{Al})^2} \quad (15)$$

Substituindo a equação (8) e as equações (11) na equação (9), o valor da tensão residual da camada de alumínio (σ_{Al}) pode ser determinado de acordo com a equação (16).

$$\sigma_{Al} = \frac{D_{11} - \frac{B_{11}^2}{A_{11}}}{\frac{1}{2}t_2(t_1 + t_2) - \frac{B_{11}}{A_{11}}t_2} \cdot \frac{1}{\rho} \quad (16)$$

Uma vez que as tensões são auto equilibradas no laminado, a tensão residual no compósito pode ser obtida a partir da equação (17).

$$\sigma_{FRP} = -\frac{t_{Al}}{t_{FRP}}\sigma_{Al} \quad (17)$$

Em resumo, as tensões residuais em laminados de fibra-metal desempenham um papel crucial na integridade e no desempenho dos componentes fabricados a partir destes, afetando desde a estabilidade geométrica até a resistência à fadiga e à delaminação. A interação entre as fibras e a matriz, aliada às diferenças nos coeficientes de expansão térmica dos materiais constituintes, contribui para a formação dessas tensões, que podem comprometer a performance estrutural. Apesar disso, alternativas como o uso de fibras naturais em FMLs pode oferecer novas oportunidades para mitigar esses efeitos, uma vez que essas fibras apresentam propriedades que podem influenciar a distribuição e a magnitude das tensões residuais. O desenvolvimento de FMLs híbridos, combinando fibras sintéticas e naturais, pode, portanto, resultar em materiais mais equilibrados e com propriedades mecânicas otimizadas para determinadas aplicações.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 17 apresenta o Fluxograma experimental com todas as etapas de produção e caracterização dos laminados de fibra-metal desenvolvidos neste trabalho. Nesta tese são discutidos os resultados obtidos com a caracterização mecânica acoplada a análise DIC de todos os laminados estudados, bem como a análise dos mecanismos de falha e análise das tensões residuais dos FMLs.

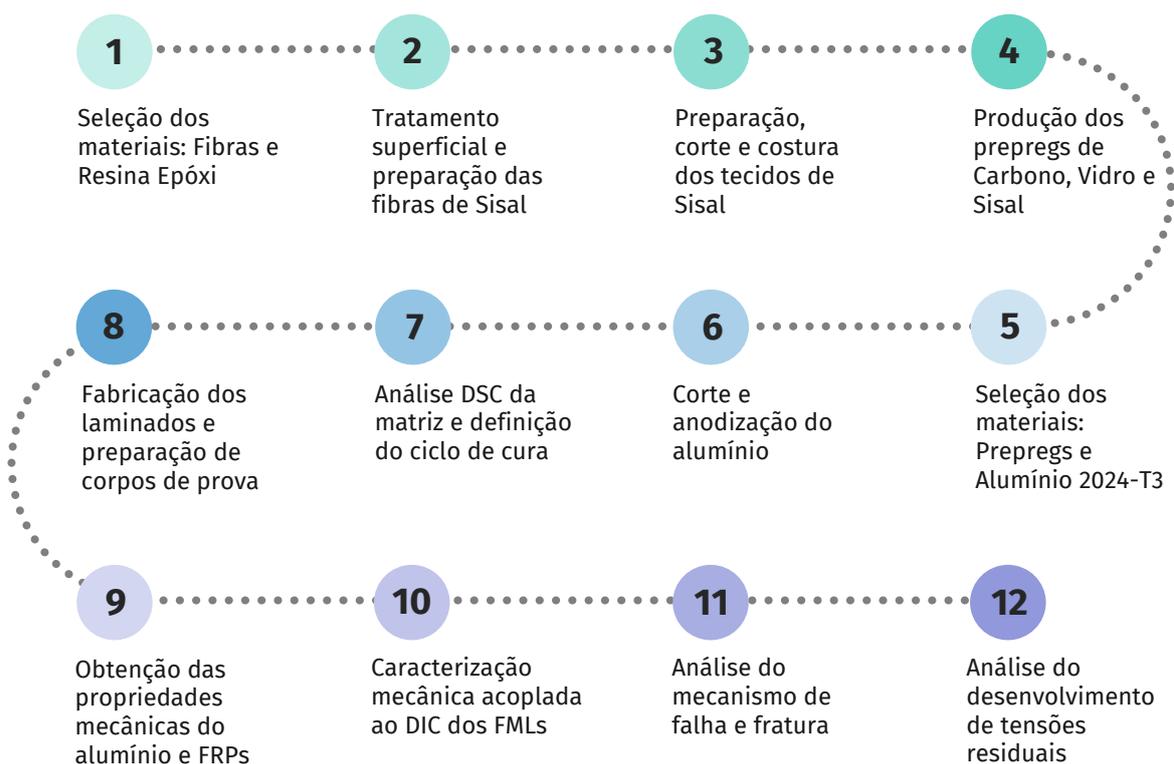


Figura 17 – Fluxograma com descrição detalhada das etapas deste estudo.

3.1 PREPARAÇÃO DOS PREPREGS

3.1.1 Materiais

Foram utilizadas fibras de sisal (Sisalsul, Ltd.) disponibilizadas com comprimento aproximado de 800 mm, tecidos unidirecionais de fibra de carbono (UC300) e fibra de vidro E (VEW130), ambos da marca *Barracuda Advanced Composites*. Foi utilizado como matriz polimérica uma resina epóxi Araldite LY 1564 juntamente com o agente de cura Aradur 22962, ambos da marca *Huntsman Advanced Materials*.

3.1.2 Tratamento superficial e preparação das fibras de sisal

Inicialmente, as fibras de sisal foram penteadas e cortadas com um comprimento aproximado de 200 mm, armazenadas em temperatura ambiente e protegidas da umidade. Em seguida as fibras foram submetidas a um tratamento químico testado e validado através de estudos anteriores [15,107–109] conforme descrito detalhadamente a seguir.

Na primeira etapa do tratamento as fibras cortadas foram imersas em água destilada na proporção de 10:1 (v/m) (água/fibra) a 80 °C durante 2 h e com agitação manual a cada 15 min. Em seguida as fibras foram lavadas em água destilada e secas em temperatura ambiente durante 48 h. Na segunda etapa de tratamento, as fibras foram mercerizadas em uma solução de hidróxido de sódio (NaOH) com uma concentração de 5% (m/v). As fibras foram imersas na solução de NaOH em uma proporção de 10:1 (v/m) (solução/fibra), durante 2 h à temperatura de 50 °C e com agitação manual. Após ao tempo de tratamento, as fibras foram lavadas com água destilada até a neutralização do pH. As fibras tratadas foram escovadas em imersão de água com o auxílio de rasqueadeiras para desfibrilação e retirada de possíveis nós, este processo pode ser observado na Figura 18. Em seguida as fibras tratadas foram secas em estufa por 3 h a 80 °C.

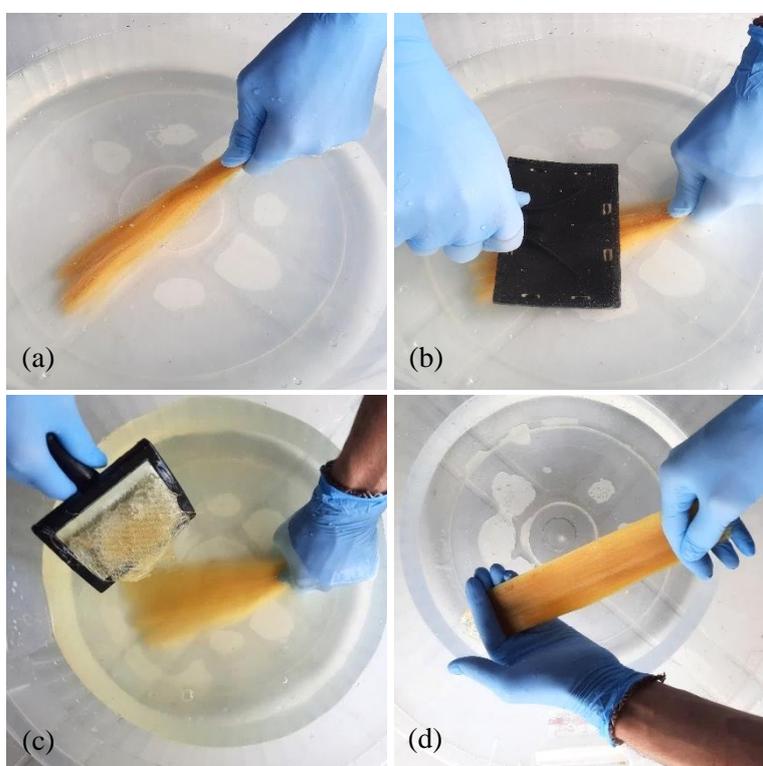


Figura 18 – Imersão das fibras em água (a). Processo de rasqueamento (b). Retirada de possíveis nós e fibras de menor comprimento (c). Fibras penteadas e alinhadas (d).

3.1.3 Produção dos tecidos de sisal

Inicialmente, as fibras de sisal tratadas foram penteadas e alinhadas com o auxílio de uma rasqueadeira (Figura 19a). Em seguida, foram distribuídas e presas com auxílio de fita transparente sobre uma superfície lisa de papel formando um tecido com gramatura aproximada de 250 g/m² (Figura 19b Figura 19c). Os tecidos foram costurados com fio de algodão em um terço superior e um terço inferior de um papel. Posteriormente o papel foi removido (Figura 19d) e os tecidos foram secos em estufa por 2 h a 105 °C antes do processo de impregnação.

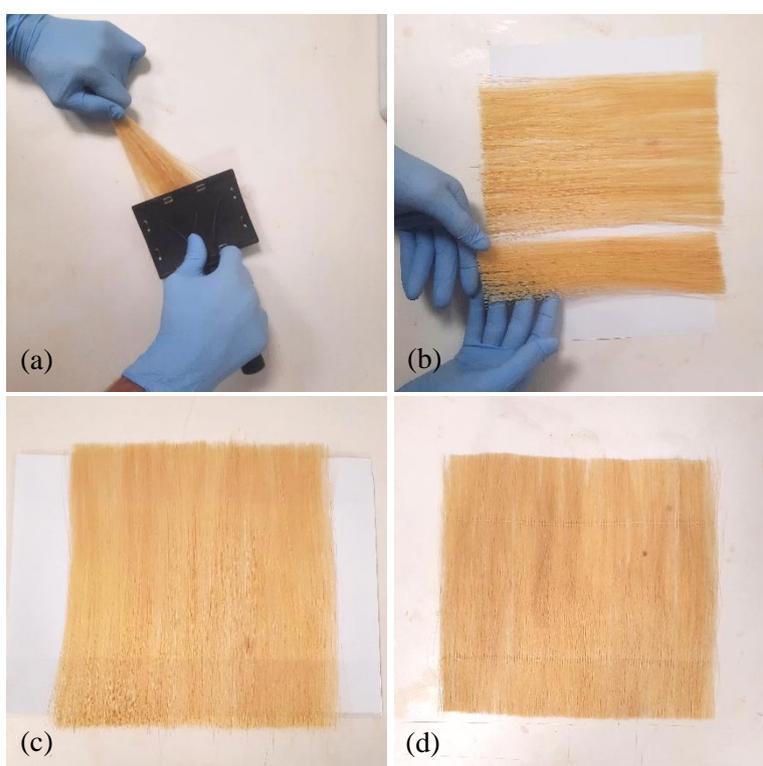


Figura 19 – Rasqueamento e alinhamento das fibras (a). Distribuição sobre superfície lisa (b). Fixação da manda sobre o papel (c). Tecido costurado e finalizado (d).

3.1.4 Produção dos preregs

A solução da matriz foi produzida em temperatura ambiente misturando quantidades apropriadas de monómero epóxi DGEBA com o agente de cura. A razão resina/agente de cura utilizada foi de 25 phr conforme recomendado pelo fabricante. O conjunto resina/agente de cura foi degasado por 5 minutos em um banho ultrassônico em um aparelho da marca Kondortek.

Em seguida, os tecidos unidirecionais de sisal (Figura 20b), carbono e vidro com dimensões de 220 x 200 mm foram impregnados com a solução da matriz por meio de laminação manual com o auxílio de espátula flexível e rolo cilíndrico compressor (Figura 20a). A espessura final do prepreg de fibras de sisal foi de ~0,5 mm e nos prepregs de fibra de carbono e vidro a espessura foi de ~0,35 mm. O volume de fibra em relação a matriz para todos os prepregs foi de 50% (V_f). Os dados relativos à densidade das fibras e da matriz utilizados na formulação são apresentados na Tabela 2. Os prepregs produzidos foram embalados e protegidos de intempéries com auxílio de filme de polietileno sob cada face do material (Figura 20c).

Tabela 2 – Valores de densidades e propriedades mecânicas da matriz e fibras utilizadas.

Material	Densidade (kg/m³)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Elongação (%)	Referência
Resina epóxi Araldite LY 1564	1,2	65	–	–	[110]
Fibra de carbono	1,4	4000	230 – 240	1,4 – 1,8	[111]
Fibra de Vidro	2,5	3400	71,0	3,4	[111]
Fibra de Sisal	1,5	511 – 635	9,4 – 22,0	2,0 – 2,5	[112]

Os prepregs permaneceram durante 3 h curando em temperatura ambiente (~25 °C), até certo ponto onde a matriz no prepreg se apresentava como um material pegajoso semissólido (Estágio B). Este tempo foi definido anteriormente por meio da análise do processo de cura da resina epóxi via técnica de FTIR, analisando a conversão dos grupos epóxi ao longo do tempo pela banda de 914 cm⁻¹. Os resultados indicaram que o sistema apresentou grau de conversão de cura de 0,5 no tempo de 180 min [113]. Posteriormente, a fim de desacelerar o processo de cura da matriz, os pré-impregnados foram armazenados em um refrigerador com temperatura de -18 °C para posterior produção dos laminados de fibra-metal.

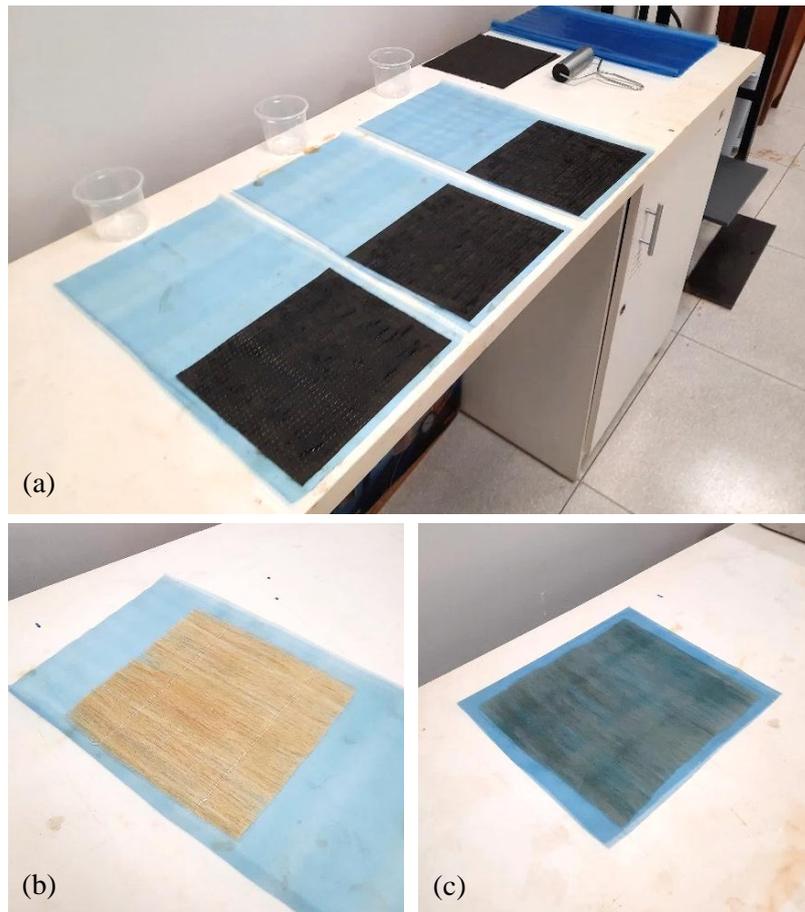


Figura 20 – Bancada de trabalho durante a produção dos prepreps de carbono (a). Tecidos unidirecionais de sisal (b). Prepreg de sisal finalizado (c).

3.2 LAMINADOS FRP E DE FIBRA-METAL

3.2.1 Materiais

Os prepreps unidirecionais utilizados nos laminados foram feitos de sisal/epóxi, carbono/epóxi e vidro/epóxi com fração de fibras em volume de 50%. A liga de alumínio usada para produção dos FMLs foi o alumínio aeronáutico 2024-T3, adquirido da Global Parts, GO, Brasil, na forma de chapa com 0,5 mm de espessura. As propriedades físicas e mecânicas do alumínio estão listadas na Tabela 3.

Tabela 3 – Propriedades físicas e mecânicas do alumínio 2024-T3 [37,114,115].

Densidade (kg/m ³)	Módulo de elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson (ν)	Tensão de escoamento (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Elongação (%)
2780	72	0,33	305	450	0,15

3.2.2 Análise do ciclo de cura dos laminados

Ensaio de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) foram realizados em um equipamento SDT Q600 (TA Instruments, EUA) como foco no estudo do ciclo de cura da resina epóxi Araldite® LY 1564 juntamente com o agente de cura Aradur® 22962 (*Huntsman Advanced Materials*). Inicialmente, a matriz foi preparada seguindo os procedimentos descritos na Seção 3.1.4. Em seguida, amostras com $12 \pm 0,5$ mg foram depositadas em cadinho de alumina e selado com tampa. A análise foi realizada sob uma atmosfera de nitrogênio com um fluxo de gás de 100 mL/min e sob uma taxa de aquecimento de 5 °C/min entre temperatura ambiente até 80 °C, em seguida permaneceram em isoterma durante 60 min.

3.2.3 Corte e anodização do alumínio 2024-T3

Para obter um melhor desempenho na ligação interfacial das chapas de alumínio/FRP, foi necessário um tratamento superficial antes da confecção dos FMLs. Inicialmente, as placas de alumínio foram previamente cortadas nas dimensões de 200 x 220 mm em uma máquina de corte do tipo guilhotina mecânica Newton modelo 2 x 1220 MM.

As placas foram lavadas com água e detergente neutro, secas à temperatura ambiente e limpas com acetona para remover resíduos. O processo de anodização foi baseado em trabalhos anteriores [116,117], e incluiu decapagem química para uniformizar a superfície. As placas foram expostas a meio básico para oxidação e, depois, a meio ácido para remover o óxido superficial. A solução básica usada foi NaOH com uma concentração de 10% (m/v). O processo de decapagem química foi realizado a quente (60 °C), onde cada placa foi imersa no banho durante 60 s (Figura 21a). Após a limpeza química, as placas foram imersas em ácido nítrico (HNO₃) 85%, por 90 s, em temperatura ambiente. Após a neutralização da base com o meio ácido, as placas foram enxaguadas abundantemente com água corrente e em seguida com água destilada. Por fim, foram secas em estufa por 30 min a 60 °C.

A anodização por corrente contínua foi realizada em recipiente de vidro, suficiente para acomodar as placas de alumínio e os contraeletrodos (cobre). Neste processo foram utilizados uma solução de ácido fosfórico a 12% (H₃PO₄) (v/v), uma fonte de energia CC Politerm modelo POL-16E (32 V – 5 A) e um termostato (usado para garantir a estabilidade da temperatura do banho). As placas foram anodizadas por 10 min sob uma tensão de 10 V em temperatura constante de 23 °C (Figura 21b). A estabilização da corrente elétrica ocorreu

em 2 A para produzir poros com profundidade de 0,5 μm . Após a anodização as placas foram lavadas minuciosamente em água corrente e em seguida com água destilada. As placas foram então secas em estufa por 30 min a 60 $^{\circ}\text{C}$.

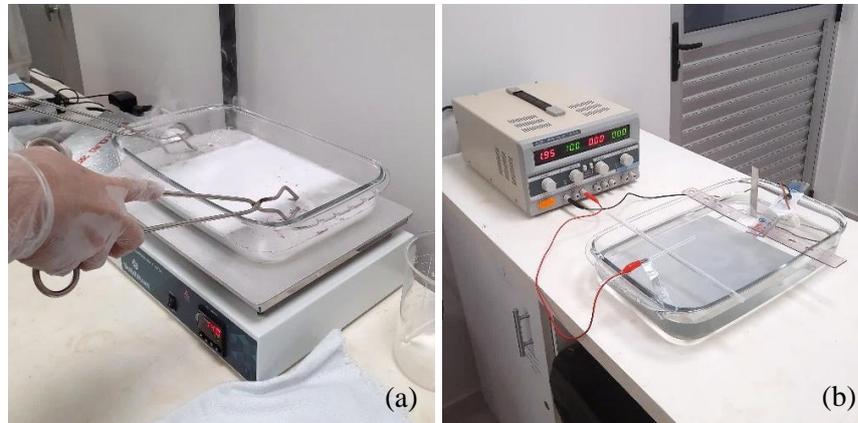


Figura 21 – Decapagem química das placas de alumínio em solução de NaOH 10% (a). Processo de anodização por corrente contínua (b).

Após o processo de anodização, as placas foram submetidas a análise de microscopia eletrônica de varredura (MEV) para avaliar a eficácia do tratamento. As análises foram realizadas utilizando um microscópio da marca JEOL modelo JSM-7100F com tensão de aceleração de 15 kV. A Figura 22 apresenta as micrografias com aumento de 500x do alumínio 2024-T3 no estado natural, após decapagem química e após anodização respectivamente.

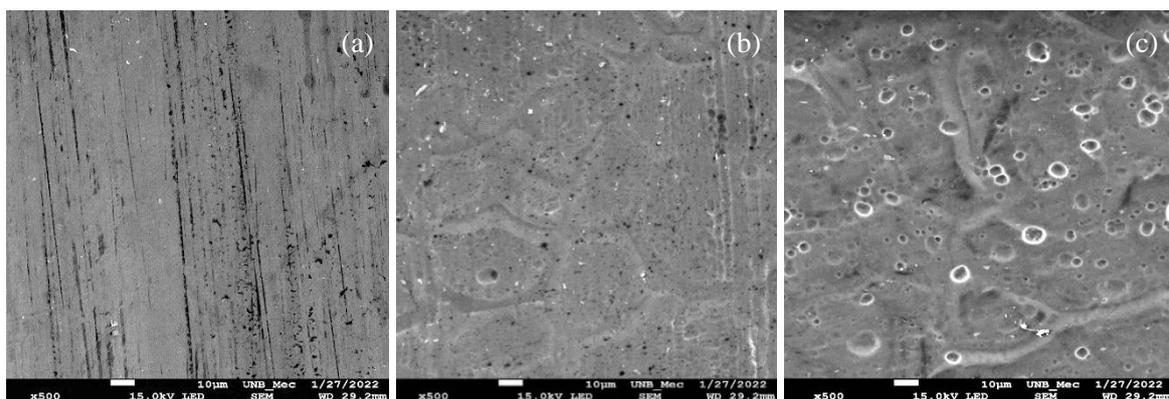


Figura 22 – Micrografias do alumínio 2024-T3 no estado natural (a), após decapagem química (b) e após anodização (c) com aumento de 500x.

Conforme é possível observar na Figura 22a o alumínio natural apresenta uma superfície lisa com pequenas ranhuras associadas ao processo de fabricação. Após o ataque

químico, a morfologia da superfície foi alterada e houve a exposição dos grãos metálicos. Em seguida, o processo de anodização produziu uma superfície composta por uma série de poros rasos conforme observado também nos estudos de [116,118].

3.2.4 Fabricação dos laminados FRP e FMLs

Neste estudo, foram produzidos dois grupos de laminados unidirecionais. O primeiro grupo consiste na fabricação de três tipos diferentes de laminados FRP a partir dos prepregs de fibras de carbono, vidro e sisal, sendo fundamental sua produção para a obtenção as propriedades mecânicas de cada um dos compósitos individualmente. O segundo grupo é composto por dois tipos distintos de FMLs. Os não-híbridos, caracterizados pela presença exclusiva de um tipo de compósito FRP e os híbridos, que por sua vez incorporam dois tipos diferentes de compósitos FRP em composições alternadas entre FRP de fibras sintéticas e fibras naturais.

A composição e distribuição detalhada das camadas dos laminados FRP e FMLs é apresentada na

Figura 23 e Tabela 4. A nomenclatura adotada levou o número de camadas do laminado (8, 6, 4, 2 ou 1) e o material da camada (Al – alumínio, C – carbono, G – vidro ou S – sisal). Por exemplo, C₆ representa o material carbono com 6 camadas.

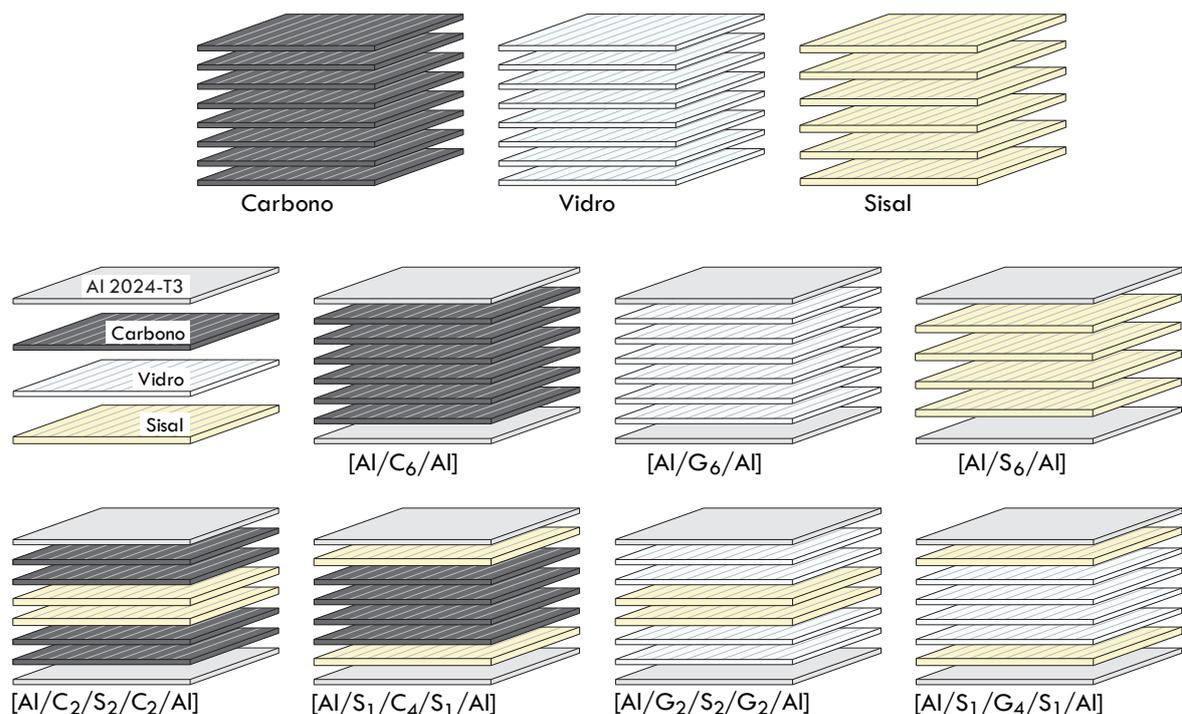


Figura 23 – Composição e distribuição de camadas dos laminados FRP e FMLs.

Tabela 4 – Composição e distribuição de camadas dos laminados FRP e FMLs.

Grupo	Laminado	Número de camadas				Espessura (mm)	Densidade de área (g/cm ²)
		Al	C	G	S		
Metal	[Al]	1	0	0	0	0,491 ± 0,002	0,134 ± 0,000
FRP	[C ₈]	-	8	-	-	2,767 ± 0,053	0,291 ± 0,023
	[G ₈]	-	-	8	-	2,564 ± 0,113	0,400 ± 0,006
	[S ₆]	-	-	-	6	2,177 ± 0,058	0,285 ± 0,009
	[Al/C ₆ /Al]	2	6	-	-	3,297 ± 0,061	0,585 ± 0,005
FMLs não-híbridos	[Al/G ₆ /Al]	2	-	6	-	3,052 ± 0,113	0,624 ± 0,025
	[Al/S ₄ /Al]	2	-	-	4	2,649 ± 0,058	0,464 ± 0,015
	[Al/C ₂ /S ₂ /C ₂ /Al]	2	4	-	2	3,087 ± 0,026	0,557 ± 0,009
FMLs híbridos	[Al/S ₁ /C ₄ /S ₁ /Al]	2	-	4	2	3,133 ± 0,057	0,562 ± 0,012
	[Al/G ₂ /S ₂ /G ₂ /Al]	2	4	-	2	3,457 ± 0,072	0,648 ± 0,011
	[Al/S ₁ /G ₄ /S ₁ /Al]	2	-	4	2	3,227 ± 0,039	0,626 ± 0,011

Os laminados foram fabricados utilizando a técnica de moldagem por compactação à quente em uma prensa hidráulica com pratos aquecidos de 300 x 300 mm² (WABASH, 10000 psi) com controle/monitoramento de temperatura e pressão. A prensa utilizada é procedente do Laboratório de Produtos Florestais do Instituto Brasileiro do Meio Ambiente e dos Recursos Renováveis – IBAMA.

Anteriormente ao processo de prensagem, os prepregs foram descongelados em temperatura ambiente durante 1 h e em seguida foram empilhados sobre si ou sobre as camadas de alumínio de acordo com as sequências estabelecidas na Tabela 4. O conjunto de camadas foi depositado sob um filme de *Peel ply* seguido de uma camada de filme desmoldante conforme apresentado no esquema da Figura 24.

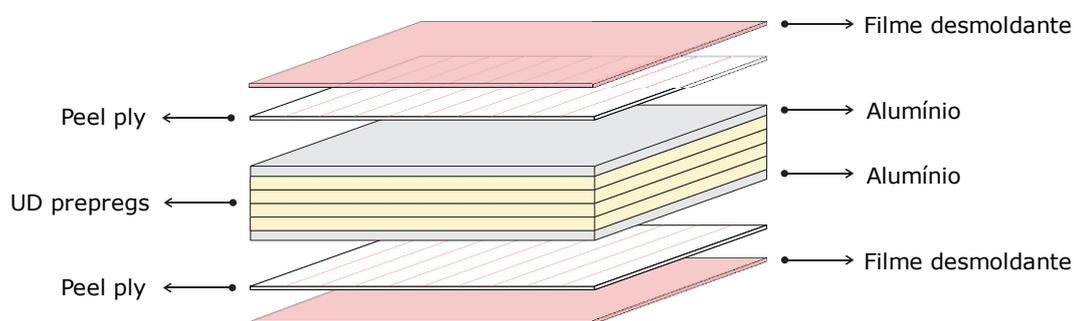


Figura 24 – Esquema de empilhamento das camadas para a prensagem dos FMLs.

Em seguida, o material foi inserido na prensa onde se aplicou uma pressão de 5 MPa ao conjunto (Figura 25). Os pratos foram então aquecidos a uma taxa de aquecimento de

5 °C/min entre temperatura ambiente até 80 °C, em seguida o conjunto foi mantido em isoterma durante 30 min como definido após a análise dos resultados obtidos na Seção 4.1. Após o tempo de cura, o aquecimento foi interrompido e os compósitos foram retirados. Em um segundo momento as placas foram submetidas ao processo de pós cura em estufa durante 1 h a 100 °C.



Figura 25 – Laminado em processo de cura em prensa hidráulica Wabash com pratos aquecidos.

3.2.5 Caracterização mecânica acoplada ao DIC

3.2.5.1 Preparação dos corpos de prova

Para obtenção dos corpos de prova a partir das placas de laminados FRP e FMLs utilizou-se uma máquina de corte do tipo guilhotina mecânica Newton modelo 2 x 1220 mm. Após o corte, os CPs passaram por um processo de lixamento em uma Lixadeira (Politriz Motorizada Dupla Polipan – 2D) para maior acabamento e precisão dimensional.

Os corpos de prova para o ensaio de Tração acoplado ao DIC foram preparados conforme recomendações da norma ASTM D3039 [119]. Em seguida, a superfície dos corpos de prova foi preparada para a análise DIC. Neste procedimento, os CPs foram inicialmente pintados com tinta spray na cor branca, em seguida, micro pingos de tinta preta

foram aplicados na superfície inicialmente pintada utilizando um pincel de cerdas macias (Figura 26).

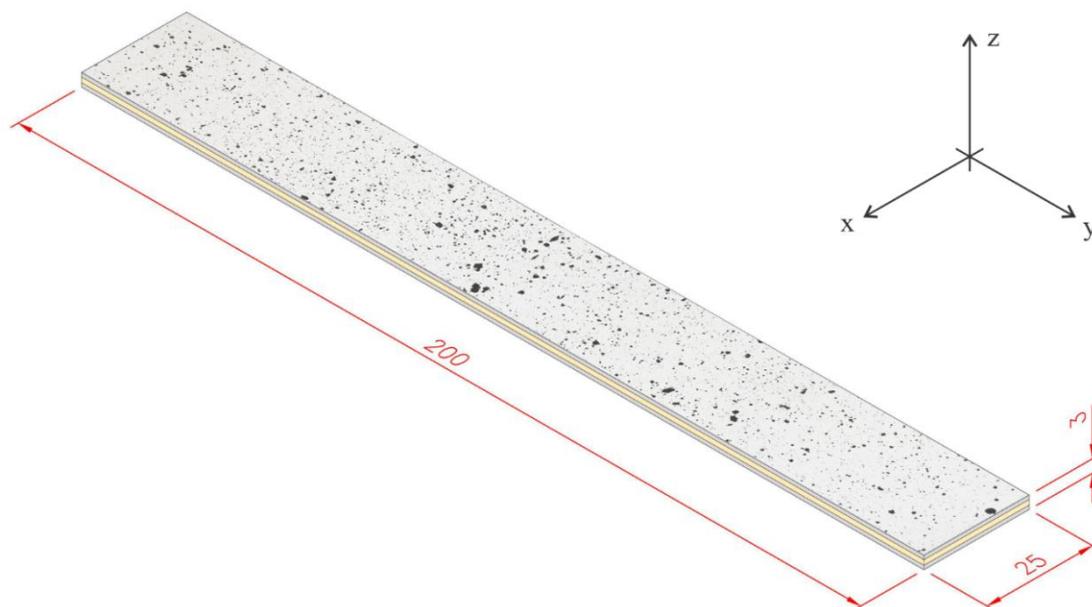


Figura 26 – Corpo de prova finalizado para a análise de resistência à tração acoplada ao DIC com superfície preparada e dimensões em milímetros.

3.2.5.2 Execução do ensaio de tração acoplado ao DIC

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM D3039 [120]. As análises foram feitas em uma máquina universal de ensaios mecânicos INSTRON 8801 com uma célula de carga de 100 kN disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Universidade de Brasília – UnB. Foram ensaiados 5 CPs para cada grupo e a velocidade do ensaio foi de 2 mm/min.

A obtenção dos dados relacionados a deformação dos corpos de prova durante o ensaio de tração foi realizada utilizando a técnica de DIC com o sistema Q-400 da marca *Dantec Dynamics*. Este sistema é usado para determinação de propriedades tridimensionais de materiais em testes de tração, torção, flexão ou combinados. Neste procedimento, duas câmeras foram instaladas em frente à máquina de ensaios mecânicos com foco ajustado para a posição do corpo de prova analisado, onde a superfície da amostra foi uniformemente iluminada por uma lâmpada vermelha localizada entre as câmeras (Figura 27). Durante o ensaio as imagens foram capturadas em intervalos de 1 s. O início da gravação ocorreu com o início do ensaio de tração, de tal modo que os dados obtidos em ambas as análises

pudessem ser sincronizados posteriormente. A análise das imagens e obtenção das deformações nos eixos X e Y foi realizada no software ISTR4 4D (*Dantec Dynamics*).

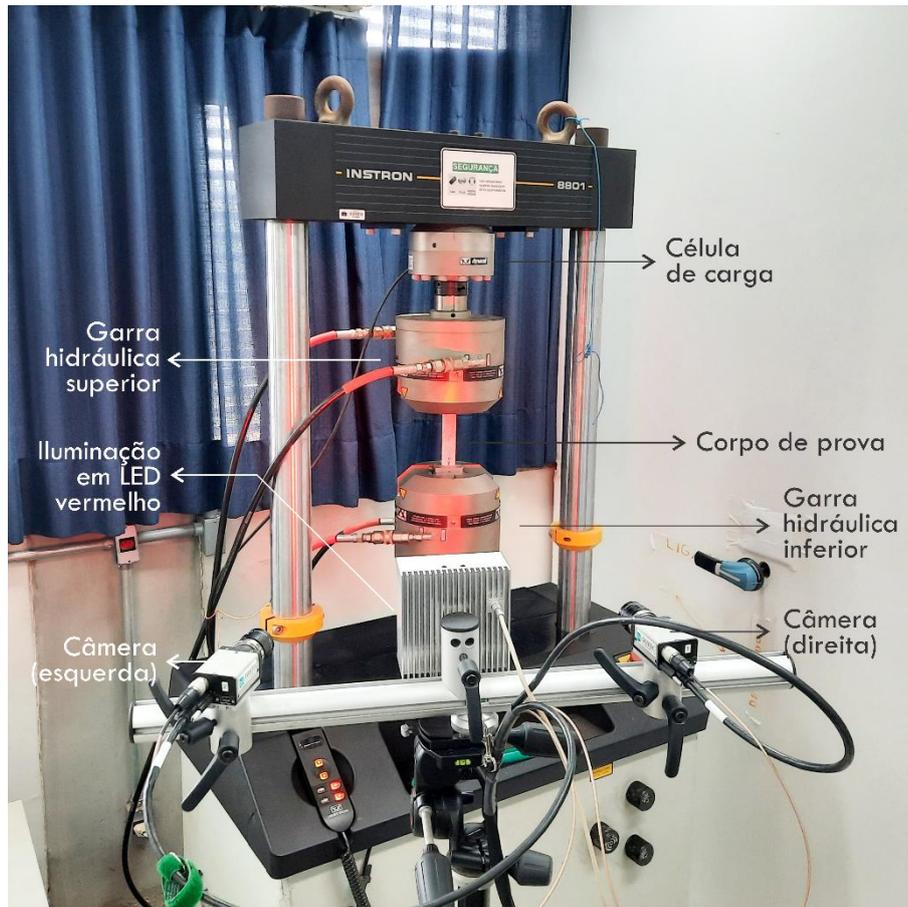


Figura 27 – Configuração experimental do ensaio de tração com acompanhamento por DIC.

As propriedades mecânicas dos materiais foram avaliadas através de métodos estatísticos. Foram efetuados testes de normalidade e de homogeneidade da variância antes da análise de variância de fator único. A hipótese nula foi rejeitada, indicando diferenças significativas entre as amostras. A análise de variância foi realizada utilizando o *software* OriginPro 2024, pelo método comparativo das médias das repetições de cada corpo de prova pelo teste de Tukey a 5% de probabilidade. As letras “a, b, c, d, e” indicam grupos estatisticamente distintos de acordo com os resultados da ANOVA.

3.2.6 Microtomografia de raios-X e análise do mecanismo de falha

A análise de tomografia de raios X foi realizada nas amostras de FMLs testadas no ensaio de tração a fim de avaliar o mecanismo de falha dos laminados. Os modos de falha observados foram associados e identificados de acordo com a norma ASTM D3039 [120].

Além disso, as falhas foram correlacionadas com a composição das camadas constituintes, tensões de ruptura, e ocorrência de delaminação em cada grupo de FMLs.

As amostras foram digitalizadas no Laboratório de Materiais Cerâmicos e Nanoestruturados da UnB usando uma plataforma HELISCAN MARK 1. Os raios X foram gerados usando uma voltagem de 120 kV e uma corrente de 80 μ A. As varreduras helicoidalmente (varredura + deslocamento vertical) foram realizadas no tamanho médio do voxel de 12 μ m e duraram entre 1 e 4 horas de acordo com o tipo de laminado. A fonte de raios foi configurada com microfoco para materiais delgados e o detector de tela plana tinha 3040 \times 3040 pixels. A aquisição de dados foi realizada no software Qrumba e a reconstrução das imagens ocorreu no software Qmango.

Foram selecionadas duas imagens para cada grupo de FML, uma mostrando a região de fratura na direção transversal (eixo XZ) e a outra na direção longitudinal (eixo YZ), conforme apresentado na Figura 26. Além disso, foram tiradas fotografias da região longitudinal mostrando o espécime completo com uma câmara Canon EOS Rebel-T7 como material suplementar para analisar o comportamento de cada espécime após o ensaio e avaliar o mecanismo de ruptura.

3.2.7 Determinação das tensões residuais utilizando o método de remoção da camada

As tensões residuais foram medidas utilizando o método de remoção da camada, que fornece informações detalhadas sobre as tensões internas entre as camadas de materiais sólidos. Neste estudo, as tensões residuais desenvolvidas na camada metálica e a interface FRP foram estimadas utilizando a técnica de descolamento completo do material da superfície. A remoção de uma camada provoca deformações que podem ser medidas e utilizadas para avaliar as tensões residuais presentes na amostra. Foram utilizados os corpos de prova ilustrados na Figura 26. O procedimento envolveu o posicionamento da amostra em uma morsa e remoção da camada metálica da superfície via manual, utilizando uma espátula. Em seguida, ocorreu a subsequente medição do raio de curvatura desenvolvido no material remanescente.

Um microscópio confocal (Olympus LEXT OLS4100) foi utilizado para medir com precisão a espessura de cada camada do laminado (t) e o raio de curvatura das camadas em flexão (ρ) antes e depois da remoção da camada metálica da superfície do laminado. As amostras foram posicionadas no equipamento e escaneadas ao longo do eixo YZ com ampliação de 10x, como mostra a Figura 28(b). A espessura de cada camada foi registrada

em três pontos distintos do espécime, onde foi calculada uma média aritmética para obter as medições da espessura média. A remoção de uma camada de alumínio resultou na flexão das camadas restantes, como se mostra na Figura 28(a). Após a remoção da camada, os corpos de prova foram reposicionados no microscópio ao longo do eixo XY e foi efetuado um novo escaneamento da superfície de alumínio no laminado. Esta medição permitiu a obtenção do raio de curvatura formado, como se mostra na Figura 28(c).

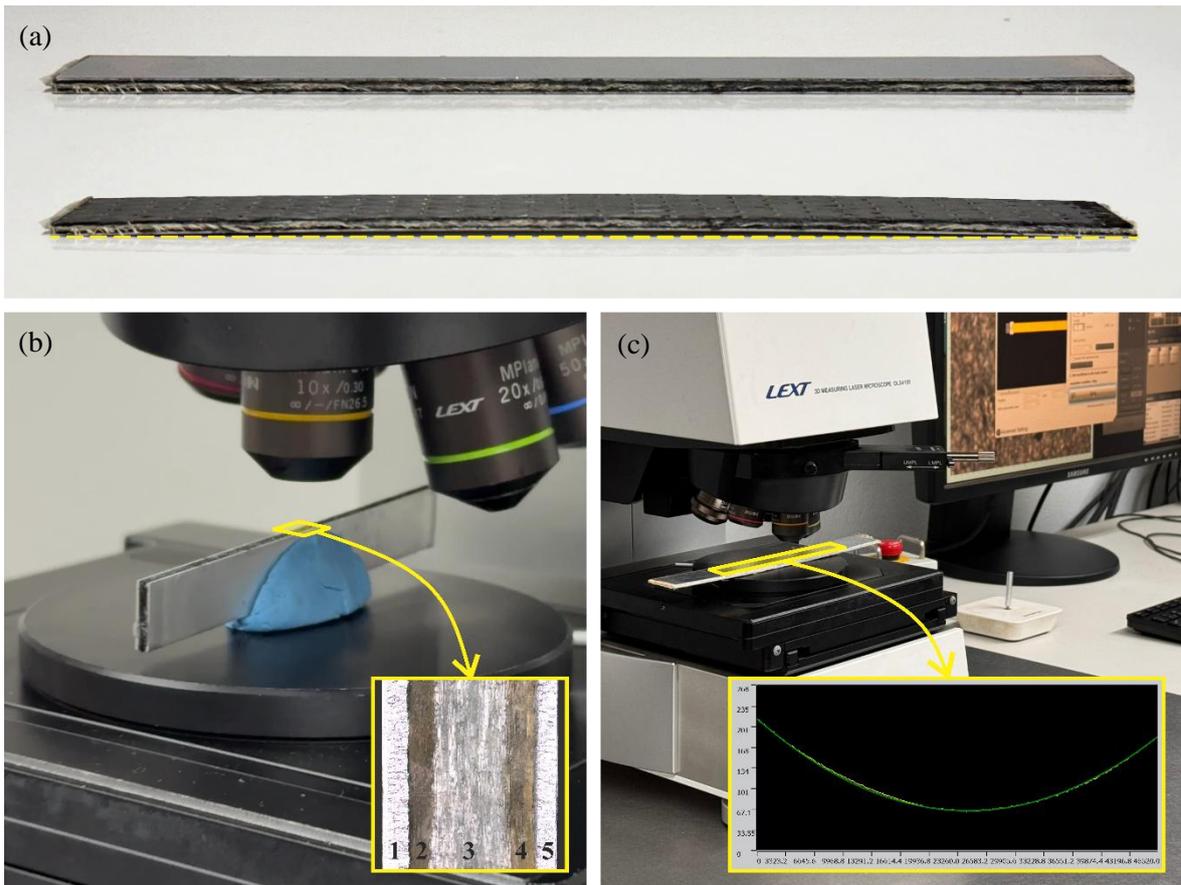


Figura 28 – Flexão do laminado após remoção de uma camada de alumínio (a). Medição da espessura do corpo de prova (b) e do raio de curvatura (c) através do microscópio Confocal.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 DETERMINAÇÃO DO CICLO DE CURA DOS FMLS

O processo de cura de Laminados de Fibra-Metal consiste em três etapas: Na primeira ocorre o aquecimento da placa até a temperatura de cura, em seguida o material permanece em cura isotérmica durante um período pré-determinado, por último ocorre o resfriamento até a temperatura ambiente [121]. Com o objetivo de modelar o processo de cura dos FMLs e determinar as tensões residuais, o ciclo de cura da matriz epóxi deve ser caracterizado. Neste sentido, análise da cinética de cura da matriz epóxi Araldite® LY 1564 foi realizada por meio da técnica de DSC. A Figura 29 apresenta as curvas DSC da matriz antes e após o ciclo de cura, analisadas a uma taxa de aquecimento de 5 °C/min e isoterma a 80 °C durante 60 min.

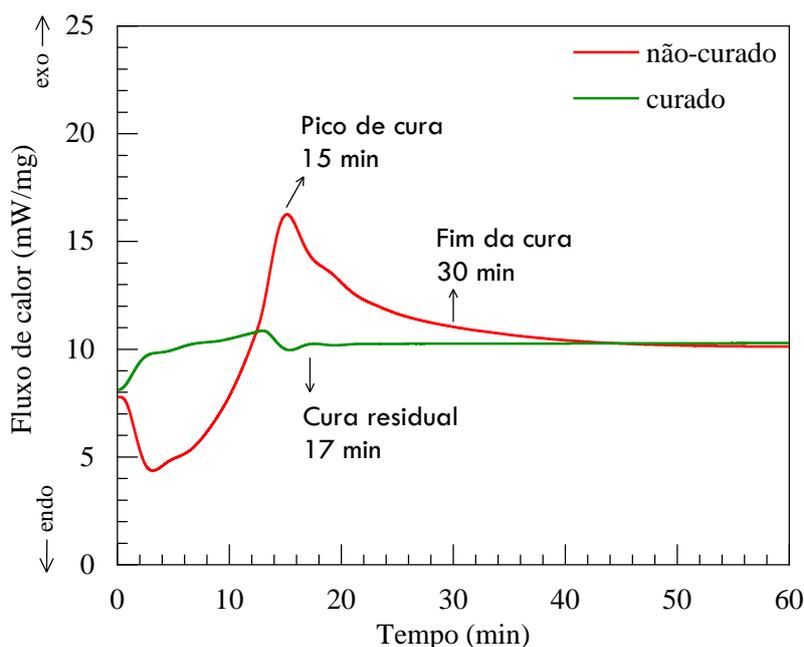


Figura 29 – Curvas de DSC da matriz epóxi antes e após o processo de cura.

As curvas apresentaram comportamento semelhante, entretanto é possível observar na matriz curada a queda do primeiro pico exotérmico da reação, resultado do estágio de cura mais avançado. Na matriz não-curada o tempo necessário para se atingir o pico e fim da cura foi igual a 15 min e 30 min respectivamente. Após 30 min, o pico exotérmico foi diminuindo gradativamente, o que indica redução no avanço da cura. Neste sentido, pode-se

afirmar que o tempo total necessário para a cura do material é igual a aproximadamente 30 min.

Na análise DSC de uma matriz termorrígida, durante a reação de cura, o calor liberado está diretamente ligado ao grau de conversão medido em um estágio específico do processo. Assim, o método mais direto para quantificar a extensão da cura de uma matriz parcialmente reagida está relacionado em medir no DSC qualquer calor exotérmico residual e compará-lo com o calor da reação observado em uma matriz não reagida (recém formulada). A extensão ou conversão da reação α_{cura} pode ser determinada de acordo com a Equação 1:

$$\alpha_{cura} = 1 - \frac{\Delta H_{res}}{\Delta H_{dyn}} \quad \text{Equação 1}$$

Onde ΔH_{res} é o calor residual da reação medido a partir da matriz curada, e ΔH_{dyn} representa o calor da reação medido pela análise de uma amostra da matriz não-curada (não reagida) [122].

Deste modo, a extensão de cura da matriz foi calculada utilizando a entalpia envolvida no processo de cura da formulação resina/endurecedor não reagida. O grau de cura (α_{cura}) em qualquer momento t pode ser calculado por integração da taxa de cura. Os valores correspondentes ao tempo e o grau de cura durante o ciclo de cura típico recomendado pelo fabricante são mostrados na Tabela 5.

Tabela 5 – Dados DSC da matriz de acordo com o estágio de cura.

Matriz	Tempo_{pico} cura (min)	ΔH (J/g)	α_{cura} (%)
não-curada	15,04	359,7	0
curada	17,23	2,218	99,38

A matriz totalmente curada apresentou um grau de cura final igual a 99,38%, valor muito próximo a cura total. Devido à complexidade da distribuição de calor na matriz, a cura total do material comumente não é alcançada visto que a extensão de cura de um polímero termorrígido está relacionada a concentração de ligações cruzadas, número de extremidades livres da cadeia e rigidez dos segmentos poliméricos [123].

Visando analisar a evolução da cura da amostra não reagida (matriz não-curada) ao longo do processamento foi aplicado o método isoconversional, onde a condição de

aquecimento isotérmico da curva DSC foi modificada para a conversão da reação como uma função do tempo. A extensão da conversão α foi calculada de acordo com a Equação 2.

$$\alpha = \frac{\Delta H_p}{\Delta H_0} \quad \text{Equação 2}$$

Onde ΔH_p é calor parcial que evolui em relação ao tempo t , e ΔH_0 é o calor total produzido durante toda a reação [122]. A extensão da conversão α da matriz não-curada foi calculada a partir da Equação 2 e é apresentada na Figura 30.

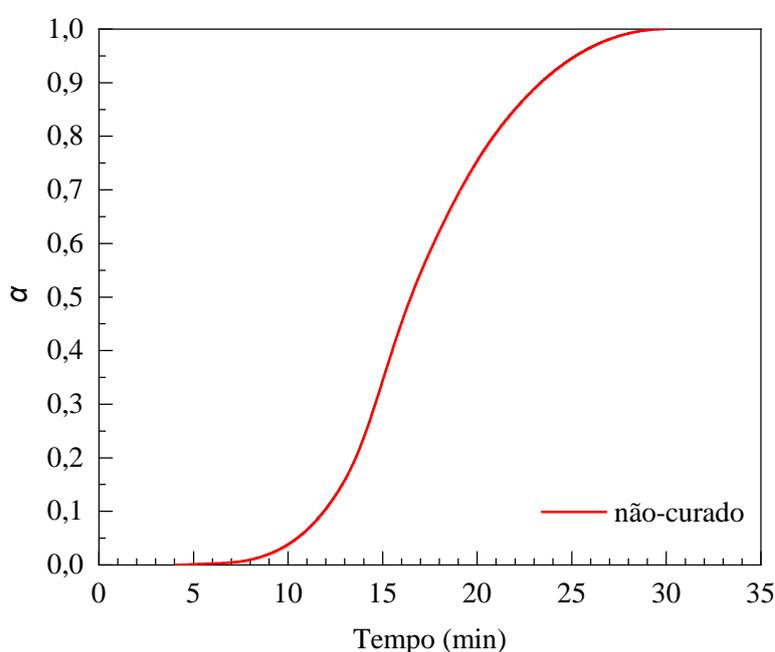


Figura 30 – Extensão da conversão da matriz não-curada.

Conforme visto anteriormente na Figura 29, a matriz começa a curar em 5 min, e durante o estágio de aquecimento que dura entre o instante 0 e 12 min. Este processo de cura aumenta durante o estágio de cura isotérmica até os 15 min, em seguida permanece a uma taxa constante até a desaceleração após os 20 min.

A mudança de temperatura durante a cura interfere nas propriedades térmicas do polímero, tais como o coeficiente de expansão térmica e a resposta viscoelástica (relaxamento de tensão). Apesar disso, conforme é apresentado na Figura 30 o grau de cura no final do aquecimento (12 min) e início da isoterma é de cerca de 0,11 (11%), sendo anterior ao ponto de gelificação do epóxi que geralmente é superior a 0,4 [124]. Isso significa

que a gelificação e o subsequente acúmulo de tensão desenvolvidos no epóxi ocorrem durante a cura isotérmica. Portanto, as deformações térmicas que surgem na parte de aquecimento não contribuem para o desenvolvimento de tensões residuais. Deste modo, pode-se afirmar que as deformações e tensões residuais produzidas antes do resfriamento são devido à contração de cura, aumento da rigidez e relaxamento de tensões (se existir) da resina [125]. Esse comportamento está relacionado à formação de cadeias poliméricas que, ao avançar para a gelificação, resulta na expansão de uma rede tridimensional do polímero. Nesse ponto, a cura é controlada principalmente por reações com que induzem à diminuição da mobilidade local, processo que pode restringir a continuidade da reação. Assim, a evolução das tensões residuais é fortemente influenciada pela cura isotérmica, visto que a solidificação da rede polimérica exerce um efeito significativo sobre as deformações [126]

A partir da análise do processo de cura da resina epóxi foi possível traçar o perfil de cura ideal dos FMLs. A Figura 31 mostra a representação esquemática do ciclo de cura utilizado.

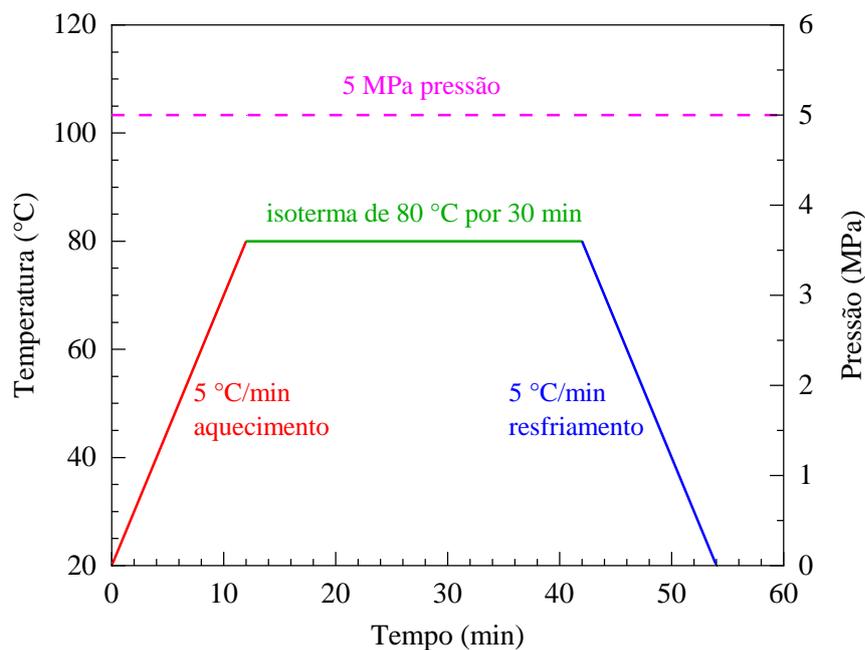


Figura 31 – Ciclo de cura dos FMLs sob pressão de 5 MPa.

Neste ciclo os FMLs são submetidos a três estágios de cura, sendo: Aquecimento entre 20 °C e 80 °C a uma taxa de aquecimento de 5 °C/min; isoterma a 80 °C durante 30 min; e resfriamento a 5 °C/min até a temperatura ambiente. Todo o processo é realizado em prensa com pratos aquecido e sob pressão de 5 MPa.

O ciclo de cura apresentado na Figura 31 pode levar a formação de tensões residuais e distorções de forma nos painéis de FMLs. Neste sentido, é fundamental estabelecer que a mudança no grau de cura, determinada dentro do perfil de temperatura do ciclo de cura também pode ser usada posteriormente como informação base na previsão de tensões residuais desenvolvidas durante o processo.

4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS LAMINADOS

4.2.1 Alumínio e laminados FRP

As curvas de tensão-deformação obtidas no ensaio de tração do alumínio e dos três tipos distintos de laminados FRP são apresentadas na Figura 32. A obtenção dessas curvas foi imprescindível para realizar uma análise comparativa entre os laminados puros e os laminados de fibra-metal. Além disso, essa análise permitiu obter as propriedades mecânicas de cada material individualmente, dados fundamentais para determinação das tensões residuais formadas nos FMLs produzidos.

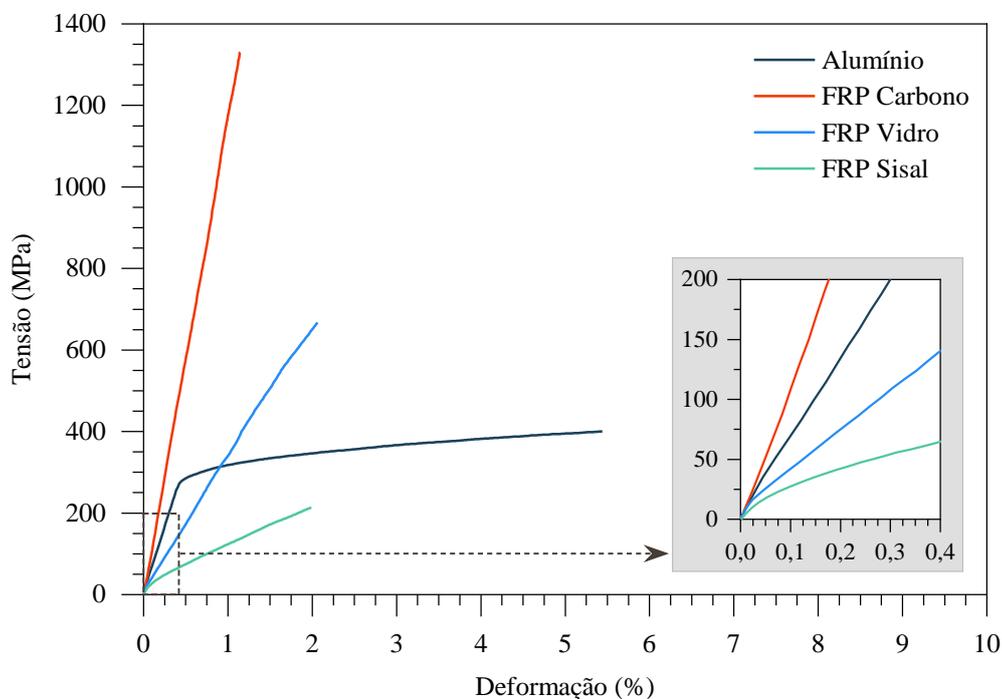


Figura 32 – Curvas tensão-deformação do alumínio e FRPs (*Fiber reinforced polymers*).

O alumínio e os laminados apresentam propriedades mecânicas diferentes entre si devido à natureza específica de cada material. Como esperado, na curva tensão-deformação do alumínio é possível observar um comportamento dúctil, exibindo deformação significativa até a ruptura e o conferindo alta capacidade de absorção de energia antes da falha. Essa característica permite ao alumínio suportar deformações plásticas consideráveis, o que pode ser considerado vantajoso em aplicações onde a resistência ao impacto e a tolerância a danos são essenciais, além de influenciar diretamente a distribuição de tensões e a dissipação de energia em estruturas híbridas, como os laminados de fibra-metal [127].

De modo geral, observa-se no gráfico que os laminados de carbono, vidro e sisal apresentam comportamento frágil, ou seja, falham de forma repentina sob menores níveis de deformação. Nas curvas do carbono e vidro especificamente, não é possível observar o ponto de transição entre a zona elástica e plástica durante o carregamento. Nestes casos, esses materiais tendem a fraturar de maneira brusca e sem aviso prévio, exibindo pouca ou nenhuma deformação plástica durante o tensionamento. Apesar disso, os laminados de carbono e vidro apresentam elevada resistência e são adequados para aplicações em estruturas leves e que demandem maior rigidez [128].

Neste sentido, o tipo de fibras tem um impacto significativo na tensão máxima a tração dos compósitos. Quando as fibras possuem resistência individual superior a matriz, a eficiência do reforço é elevada, especialmente sob carregamento de tração, permitindo que as tensões sejam transferidas da matriz para as fibras por meio do cisalhamento na interface fibra-matriz. Além disso, a escolha da matriz polimérica também é crucial, pois sua cristalinidade pode afetar diretamente a resistência e rigidez do compósito, aprimorando, assim, as propriedades mecânicas do laminado. Esses fatores explicam as diferenças significativas no comportamento de falha observado nos compósitos [129]

Em contrapartida, a curva tensão-deformação do laminado de sisal apresenta um primeiro estágio de deformação elástica, seguido rapidamente pela transição para a deformação plástica no início do carregamento. Esse comportamento ocorre devido à estrutura fibrosa do sisal, que possui uma alta capacidade de se deformar sob tensão até atingir o limite elástico. Uma vez que esse limite é superado, as microfibrilas de celulose das fibras começam a se romper, levando a uma deformação plástica significativa. Essa transição rápida para a deformação plástica indica que, embora o sisal possa absorver certa quantidade de energia antes da falha, sua capacidade de suportar tensões adicionais é limitada [130].

Em um estudo realizado por Castro *et al.*, compósitos com fibras de sisal dispostas nas orientações [0°/90°] apresentaram falha prematura, associada ao rompimento das

microfibrilas de celulose. Esse fenômeno compromete a adesão fibra/ matriz, resultando em uma baixa transferência de carga entre as fases, o que conseqüentemente, diminui o módulo de elasticidade em tração. Além disso, a deformação plástica e o rompimento das fibras estão relacionados ao limite da resistência ao cisalhamento interfacial, o que concentra a tensão nas fibras orientadas na direção do teste. Esse comportamento explica o desempenho inferior dos compósitos de sisal em comparação com outros materiais, destacando a importância de uma boa adesão fibra/ matriz para otimizar as propriedades mecânicas dos compósitos [131]

A Figura 33 mostra as imagens dos mapas DIC do alumínio e laminados FRP durante o ensaio de tração.

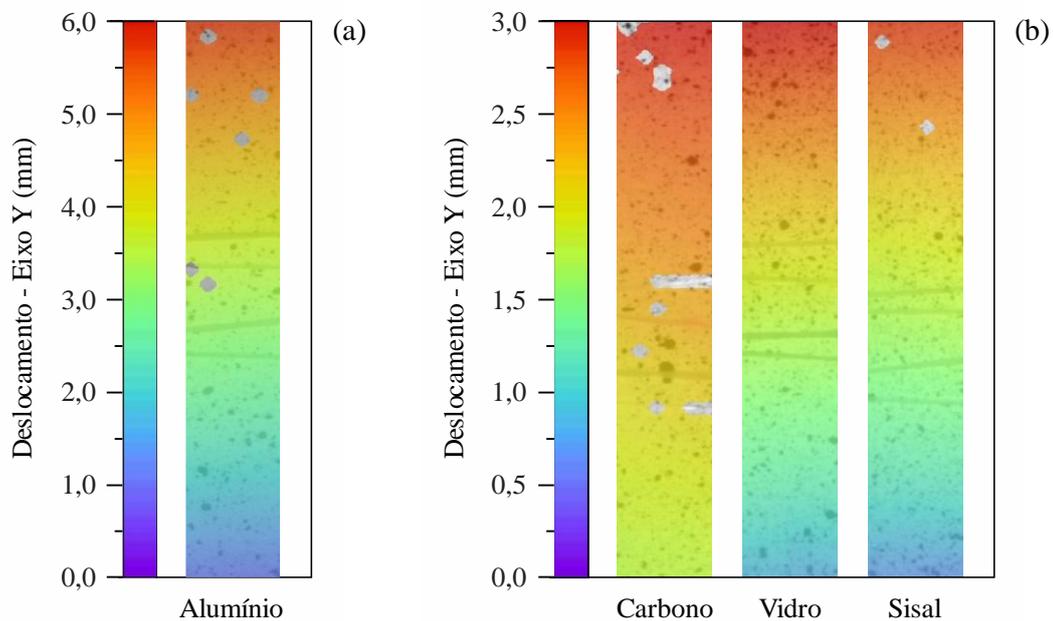


Figura 33 – Mapas DIC de deslocamento do alumínio (a) e FRPs (*Fiber reinforced polymers*) (b).

Contrastando com as curvas tensão-deformação, estas imagens mostram os deslocamentos do eixo Y na face superficial dos corpos de prova, capturados no momento imediato anterior à ruptura. A partir da análise dos mapas de deslocamento é possível confirmar as diferenças de rigidez entre os materiais. Em geral, observa-se maiores deslocamentos para o alumínio, seguido dos laminados de vidro e sisal.

A partir das deformações registradas nas direções longitudinal e transversal durante o ensaio de tração acoplado ao DIC, foi possível calcular tanto o módulo de elasticidade quanto o coeficiente de Poisson de cada laminado individualmente. Deste modo, os resultados experimentais da tensão máxima até na ruptura (σ_y), da deformação máxima (ϵ_f),

do módulo de elasticidade (E) e do coeficiente de Poisson (ν), obtidos pela união das duas técnicas estão resumidos na Tabela 6.

Tabela 6 – Resultados experimentais obtidos no ensaio de tração acoplado ao DIC do alumínio e FRPs.

Grupo	Laminado	Tensão máxima (σ_y) (MPa)	Deformação máxima (ϵ_f) (%)	Módulo de elasticidade (E) (GPa)	Coefficiente de Poisson (ν)
Alumínio	Alumínio	387,31 ± 11,84	4,54 ± 0,75	73,61 ± 4,32	0,33 ± 0,02
	Carbono	1269,49 ± 97,19	1,18 ± 0,08	112,51 ± 1,92	0,34 ± 0,01
FRP	Vidro	654,61 ± 33,50	2,08 ± 0,02	34,15 ± 2,41	0,27 ± 0,02
	Sisal	188,15 ± 24,09	1,80 ± 0,21	19,86 ± 0,95	0,46 ± 0,01

Além das propriedades de resistência à tração e deformação já discutidas anteriormente, observa-se, em geral, uma alta variabilidade no módulo de elasticidade e no coeficiente de Poisson entre os materiais, como alumínio e laminados de FRPs puros. Entre os materiais analisados, o alumínio destaca-se com um módulo de elasticidade de 73,61 GPa, apresentando alta rigidez que lhe permite suportar deformações significativas sob carga, garantindo a integridade estrutural dos componentes fabricados.

Considerando os laminados, o carbono, com 112,51 GPa, possui a maior rigidez, seguido pelo vidro (34,15 GPa) e sisal (19,86 GPa). O laminado de vidro, embora menos rígido que o de carbono, ainda oferece uma rigidez considerável, tornando-o uma opção mais acessível em aplicações estruturais. Apesar do sisal apresentar um módulo mais baixo e da sua menor capacidade de suportar tensões elevadas em comparação com os laminados de fibras sintéticas, ele pode ser mais adequado para aplicações onde flexibilidade e leveza são requeridas. A diferença significativa nos módulos individuais de cada laminado torna mais complexo o processo de hibridização entre estes materiais.

O coeficiente de Poisson do sisal (0,46) sugere uma deformação na zona elástica mais acentuada sob carga, refletindo sua estrutura flexível. Em comparação, o alumínio apresenta um coeficiente de Poisson de 0,33, enquanto o vidro e o carbono possuem valores de 0,27 e 0,34, respectivamente. Isso indica que, embora todos os materiais mostrem alguma variação no seu formato durante o carregamento, o sisal tende a deformar-se mais sob carga, o que pode ser vantajoso em aplicações que requerem absorção de impacto por exemplo. No entanto, essa característica também pode resultar em uma menor estabilidade dimensional em comparação com os laminados mais rígidos [132].

Em relação ao coeficiente de Poisson do laminado de sisal, o resultado sugere um comportamento anisotrópico significativo sob carga, corroborando com os resultados obtidos por outros autores, como o de 0,50 encontrado para fibras de sisal em um estudo de micromecânica [133]. Isso reflete a tendência do sisal de se deformar mais significativamente sob tensões, fortalecendo a hipótese de que o sisal pode ser uma opção promissora em materiais compósitos, especialmente onde a flexibilidade e a capacidade de absorção de energia são necessárias.

As propriedades individuais dos laminados FRP são decisivas para o desenvolvimento de compósitos híbridos com reforço de fibras naturais. O conhecimento destes dados é essencial para verificar a compatibilidade das propriedades mecânicas entre estes materiais. A análise detalhada destas características permite uma melhor compreensão do comportamento do reforço híbrido combinado.

4.2.2 Laminados de fibra-metal

4.2.2.1 Curvas tensão-deformação

O comportamento mecânico dos FMLs não-híbridos e híbridos foram investigados por meio do ensaio de resistência à tração. A Figura 34 apresenta as curvas de tensão-deformação médias do conjunto de cinco espécimes estudados para cada grupo de laminado de fibra-metal. Em geral, as amostras falharam no centro do corpo de prova no plano de tensão de cisalhamento máximo. Assim, o efeito de encruamento é mínimo a partir da curva tensão-deformação apresentada.

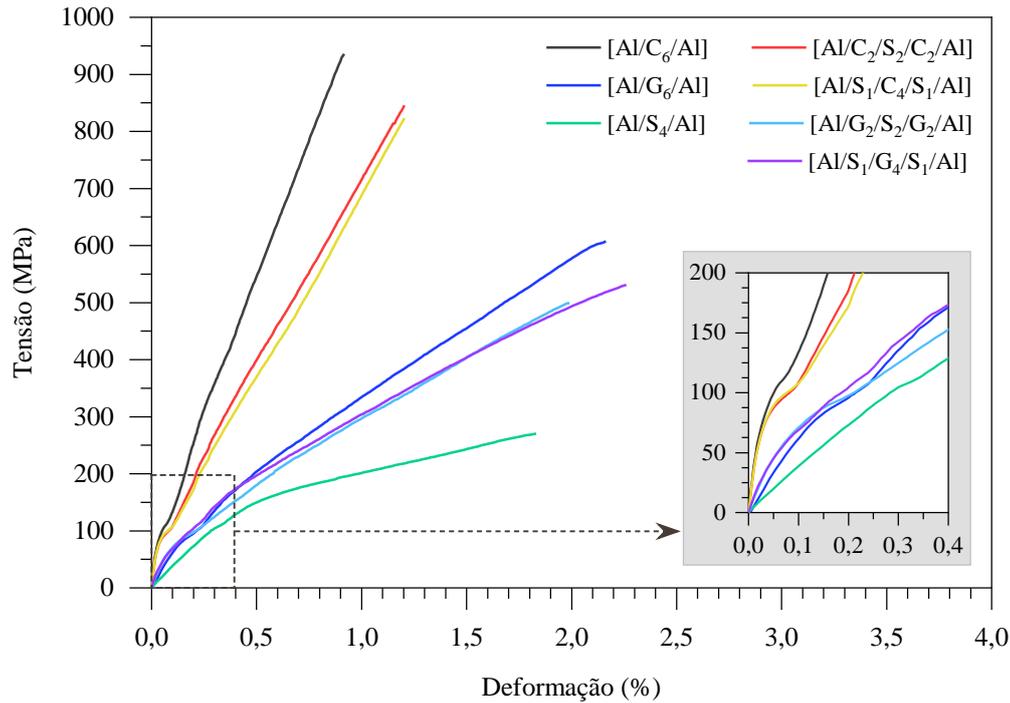


Figura 34 – Curvas tensão-deformação dos laminados de fibra-metal não-híbridos e híbridos. (Al – alumínio, C – carbono, G – vidro e S – sisal).

A partir da análise das curvas tensão-deformação obtidas é possível observar que o comportamento frágil no momento de ruptura foi predominante em todos os espécimes. Como esperado a carga final foi significativamente alta nos FMLs com fibra de carbono em sua composição em comparação com os laminados com fibras de vidro, fato este relacionado a resistência individual de cada tipo de fibra unidirecional. Apesar disso, os compósitos [Al/G₆/Al] e FMLs híbridos [Al/G₂/S₂/G₂/Al] e [Al/S₁/G₄/S₁/Al] alcançaram deformações mais elevadas em relação aos FMLs [Al/C₆/Al], [Al/C₂/S₂/C₂/Al] e [Al/S₁/C₄/S₁/Al]. Este comportamento está relacionado ao menor módulo de elasticidade que as fibras de vidro possuem em relação as fibras de carbono.

De modo geral, observa-se dois estágios em todas as curvas de tensão-deformação. O Estágio I inicia com a tensão e deformação de tração no ponto zero e, em seguida, a tensão aumenta linearmente com a deformação. Neste estágio é nítido observar que de acordo com a composição básica ou híbrida das camadas os grupos podem ser divergentes entre si. Apesar de ambas as camadas de fibra e de metal se comportarem elasticamente no Estágio I, este finaliza quando a tensão de escoamento da camada de compósito de fibras é atingida, a qual pode variar de acordo com o módulo de elasticidade individual de cada FRP.

No início do Estágio II, as camadas de metal e de fibra ainda se deformam elasticamente, apesar disso a partir da tensão aproximada de 350 MPa as camadas de metal passam a se deformar plasticamente. Ao contrário do Estágio I, o fim do Estágio II é controlado pela tensão máxima de ruptura das camadas de fibra.

4.2.2.2 *Análise por Digital Image Correlation (DIC)*

Visando analisar os diferentes mecanismos de resposta à tração, a Figura 35 apresenta os mapas DIC obtidos durante o estágio final, antes da ruptura, nos ensaios de tração dos FMLs não-híbridos e híbridos.

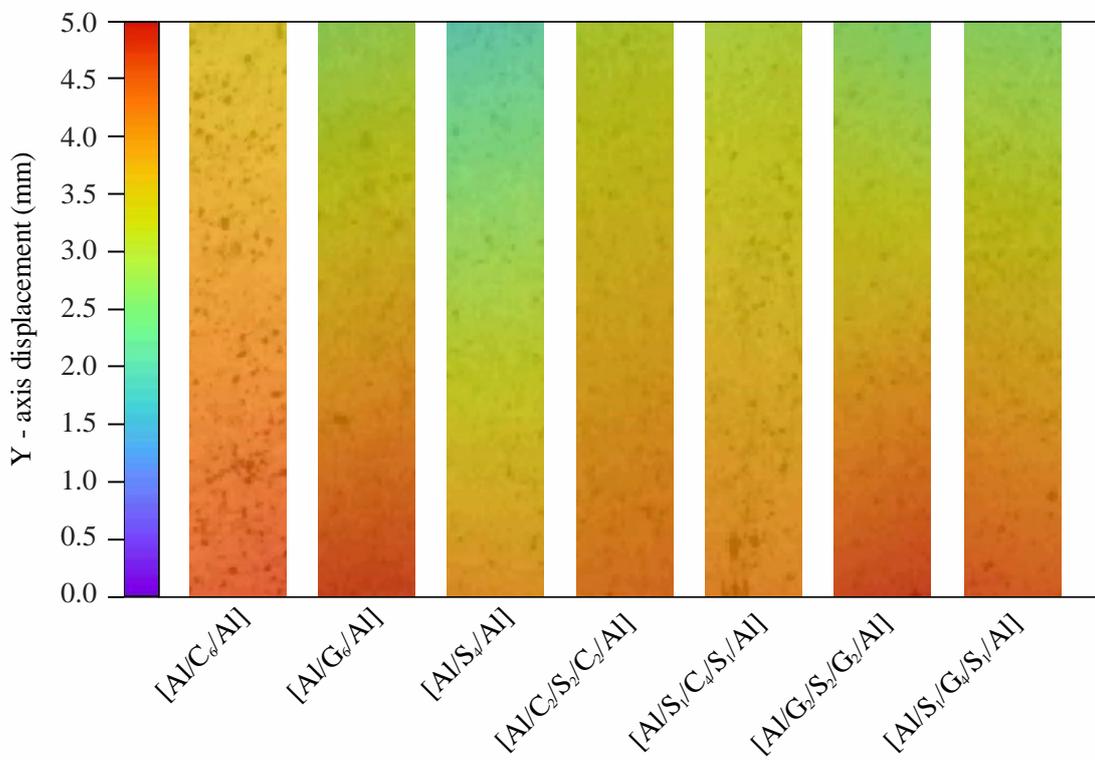


Figura 35 – Mapas DIC de deslocamento dos FMLs em diferentes níveis de carga. (Al – alumínio, C – carbono, G – vidro e S – sisal).

Em geral, é possível observar que os compósitos híbridos apresentam, em média, um deslocamento menor na ruptura quando comparados aos FML não-híbridos. Este fenômeno pode ser confirmado analisando a imagem DIC do FML [Al/S₄/Al], a qual apresenta um menor deslocamento entre todos os grupos. Por apresentar fibras naturais de baixo módulo, este grupo consequentemente apresenta um menor deslocamento até a ruptura, visto que as

propriedades deste material foram transferidas para o compósito híbrido. Comportamento semelhante em FRPs híbridos com fibra de sisal também foi observada em alguns estudos presentes na literatura [75–79].

Por meio dos dados da análise DIC foi possível obter a evolução das taxas de deformações verticais e horizontais, apresentadas na Figura 36a e Figura 36b respectivamente.

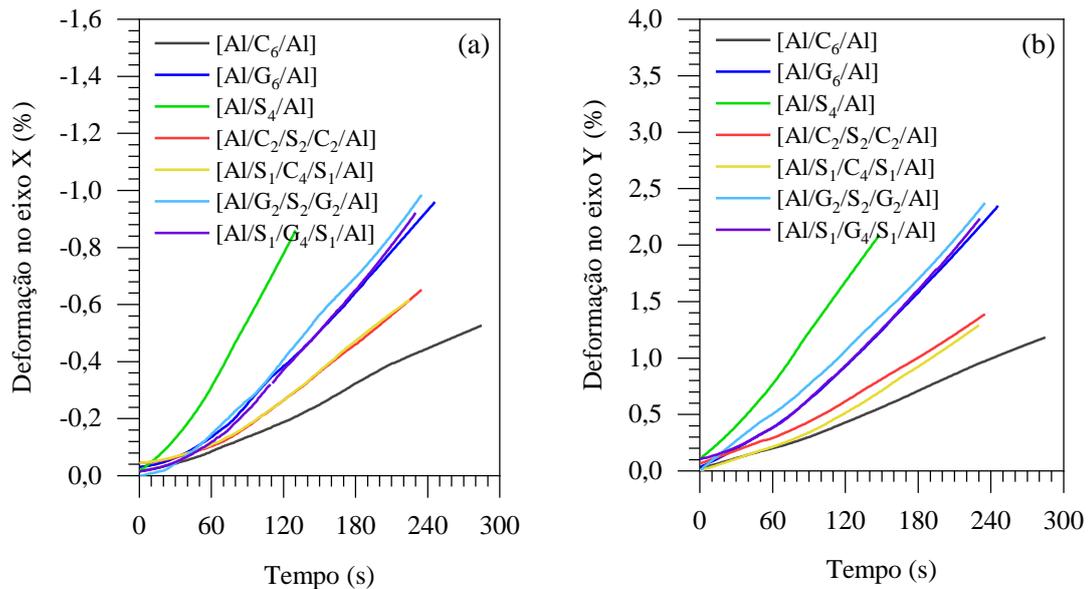


Figura 36 – Evolução temporal das deformações no eixo X (a) e Y (b). (Al – alumínio, C – carbono, G – vidro e S – sisal).

Observando as curvas de deformação em função do tempo nota-se um comportamento distinto nos FMLs com reforço não-híbrido. Considerando o efeito temporal e que a taxa de deslocamento utilizada no ensaio foi de 2 mm/min, as maiores deformações são registradas para o grupo [Al/S₄/Al] (X = 0,82%; Y = 2,09% em 130 s) e [Al/G₆/Al] (X = 0,96%; Y = 2,35% em 246 s) respectivamente. Esta semelhança está atribuída a natureza do módulo de elasticidade dos compósitos poliméricos presentes. Fenômeno oposto ao registrado para o grupo [Al/C₆/Al], cujas deformações evoluíram lentamente ao longo do tempo e atingiram valores máximos no tempo de 285 s na ordem de X = 0,53% e Y = 1,18%.

O processo de hibridização, deixou ainda mais claro a compatibilidade entre os compósitos de fibras de sisal e vidro, visto que a união de ambos os materiais não alterou significativamente o comportamento temporal das deformações. A hibridização entre as fibras de vidro e de sisal é considerada positiva uma vez que os resultados híbridos máximos são obtidos quando as fibras são altamente compatíveis em relação a sua deformação [134].

Esta compatibilidade favorece a aplicação de componentes baseados em FRP de fibras de vidro, uma vez que o processo de hibridização irá alinhar as propriedades mecânicas desta fibra com as características renováveis das fibras naturais.

A compatibilidade na deformação entre as fibras de vidro e sisal pode ser explicada pela distribuição uniforme da carga entre os reforços individualmente. Em um estudo realizado por Zhang *et al.*, [135] a presença de fibras de vidro contribuiu para a rigidez de um compósito híbrido vidro/sisal sem comprometer a elasticidade global da amostra, resultando em um comportamento mecânico previsível e próximo ao previsto por modelos teóricos, como a Regra das Misturas. No entanto, os autores indicaram que a resistência à tração pode apresentar desvios dos valores teóricos, devido à ruptura antecipada das fibras de menor alongamento. Esse efeito reforça a necessidade de um controle adequado do teor de fibra no compósito para otimizar suas propriedades estruturais.[135]

Do mesmo modo, nos FMLs híbridos com fibras de carbono, houve um aumento das deformações em função do tempo, tornando estes grupos mais elásticos em relação ao compósito de carbono não-híbridos. Deste modo, a inserção de fibras de sisal deixou o compósito final menos rígido, o que pode favorecer sua aplicação em alguns componentes estruturais de automóveis, como vigas de para-choques [136]. Neste sentido, as combinações de reforços para formação de compósitos híbridos são diversas, envolvendo a hibridização heterogênea de fibras (fibras naturais com fibras sintéticas) ou a hibridização homogênea de fibras (fibras naturais com fibras naturais e fibras sintéticas com fibras sintéticas).

Nachippan *et al.*, [137] indicam que polímeros reforçados com fibras híbridas heterogêneas (fibra de vidro com cânhamo) podem ser utilizados em carrocerias e para-choques de automóveis, apresentando uma boa resistência ao impacto em comparação com compósitos de fibra de vidro pura, além de mitigar o impacto negativo sobre o motorista em caso de colisão. Além disso, Helaili *et al.*, [138] afirmam que a hibridização de uma baixa fração volumétrica de fibras naturais com fibra de vidro tem pouco efeito sobre a resistência à tração. De acordo com Jesthi *et al.*, [139] as fibras naturais geralmente exibem uma maior variação nas propriedades mecânicas, e a hibridização pode minimizar esse efeito.

Os grupos híbridos com compósitos de sisal em seu núcleo obtiveram deformações em ambos os eixos relativamente superiores aos com compósitos de sisal em contato direto com as camadas metálicas. Tal fenômeno indica que a interface do compósito sisal/camada metálica pode ser diretamente afetada pela natureza da fibra.

4.2.2.3 Análise estatística das propriedades mecânicas

Os valores médios da tensão máxima até na ruptura (σ_y), da deformação máxima (ϵ_f), do módulo de elasticidade (E) e do coeficiente de Poisson (ν), obtidos pela união das análises de resistência à tração acoplada ao DIC estão resumidos na Tabela 7. Ao mesmo tempo, os valores de desvio padrão também são fornecidos.

Tabela 7 – Resultados experimentais obtidos no ensaio de tração acoplado ao DIC dos FMLs.

Grupo	Laminado	Tensão máxima (σ_y) (MPa)	Deformação máxima (ϵ_f) (%)	Módulo de elasticidade (E) (GPa)	Coefficiente de Poisson (ν)
FMLs não-híbridos	[Al/C ₆ /Al]	903,35 ± 81,67	0,98 ± 0,09	101,85 ± 1,59	0,34 ± 0,01
	[Al/G ₆ /Al]	600,52 ± 16,42	2,22 ± 0,05	47,75 ± 1,51	0,29 ± 0,03
	[Al/S ₄ /Al]	260,78 ± 9,12	1,92 ± 0,09	41,72 ± 1,98	0,41 ± 0,01
FMLs híbridos	[Al/C ₂ /S ₂ /C ₂ /Al]	869,23 ± 44,40	1,33 ± 0,09	77,86 ± 4,04	0,37 ± 0,01
	[Al/S ₁ /C ₄ /S ₁ /Al]	827,97 ± 16,59	1,33 ± 0,06	79,98 ± 0,39	0,38 ± 0,01
	[Al/G ₂ /S ₂ /G ₂ /Al]	483,60 ± 19,85	2,13 ± 0,09	43,98 ± 1,99	0,34 ± 0,01
	[Al/S ₁ /G ₄ /S ₁ /Al]	505,50 ± 17,38	2,14 ± 0,18	44,16 ± 2,80	0,34 ± 0,01

O valor máximo da tensão de ruptura na tração para os laminados de fibra-metal varia em três grupos principais e pode ser dividido de acordo com o reforço de fibra “líder” de cada grupo, sendo estes o de fibras de carbono, de vidro e de sisal. Observa-se que os compósitos [Al/C₆/Al], [Al/C₂/S₂/C₂/Al] e [Al/S₁/C₄/S₁/Al] apresentaram resistência mecânica acima de 800 MPa. Os dados indicam que o FML [Al/C₆/Al] apresentou a maior resistência à tração, o que era esperado, uma vez que este material possui o reforço de compósito de carbono puro. Pode-se notar que a hibridização FML não afetou significativamente suas propriedades mecânicas uma vez que os grupos [Al/C₂/S₂/C₂/Al] e [Al/S₁/C₄/S₁/Al] obtiveram uma resistência reduzida de 7,2% e 12,7%, respectivamente. O mesmo comportamento de resistência à tração foi observado para os FMLs híbridos com fibras de sisal e vidro. Deste modo, o segundo grupo que apresentou o melhor desempenho foi o composto principalmente por fibras de vidro, sendo estes o [Al/G₆/Al], o [Al/G₂/S₂/G₂/Al] e o [Al/S₁/G₄/S₁/Al]. Por último o compósito [Al/S₄/Al] apresentou resistência mecânica relativamente baixa em comparação com os demais grupos, onde sua resistência máxima média foi igual a 262,6 MPa.

Visando estabelecer diferenças entre os grupos estudados a Análise de Variância (ANOVA) foi usada para determinar a soma dos quadrados e o valor F para avaliar o nível

de significância dos parâmetros individuais do processo. Através dos resultados obtidos têm-se que todos os dados atendem aos requisitos básicos de normalidade e homogeneidade. Através da Tabela 8 é possível observar a análise de variância feita para o esquema fatorial de 7 composições diferentes e 1 tempo.

Tabela 8 – Análise de variância das propriedades mecânicas dos FMLs estudados.

Variável	FV	GL	SS	MS	F-Value	P-Value
Tensão máxima	Compósitos	6	$1,38 \cdot 10^6$	$2,30 \cdot 10^5$	161,57	$1,85 \cdot 10^{-16}$
	Erro	21	$2,99 \cdot 10^4$	$1,42 \cdot 10^3$		
	Total	27	$1,41 \cdot 10^6$			
	CV (%)	5,93				
	Média geral:	635,85			Número de observações: 28	
Deformação máxima	Compósitos	6	$0,60 \cdot 10^{-1}$	$0,10 \cdot 10^{-1}$	79,95	$2,29 \cdot 10^{-13}$
	Erro	21	$2,64 \cdot 10^{-1}$	$1,26 \cdot 10^{-2}$		
	Total	27	$0,63 \cdot 10^{-1}$			
	CV (%)	6,47				
	Média geral:	1,73			Número de observações: 28	
Módulo de elasticidade	Compósitos	6	$9,94 \cdot 10^3$	$1,66 \cdot 10^3$	291,83	$4,33 \cdot 10^{-13}$
	Erro	13	$7,38 \cdot 10$	$5,67 \cdot 10$		
	Total	19	$1,00 \cdot 10^4$			
	CV (%)	3,87				
	Média geral:	61,60			Número de observações: 28	
Coeficiente de Poisson	Compósitos	6	$2,76 \cdot 10^{-2}$	$4,60 \cdot 10^{-3}$	26,97	$6,33 \cdot 10^{-7}$
	Erro	14	$2,39 \cdot 10^{-3}$	$1,71 \cdot 10^{-4}$		
	Total	20	$3,00 \cdot 10^{-2}$			
	CV (%)	3,70				
	Média geral:	0,35			Número de observações: 28	

FV = Fontes de Variação; GL = Grau de Liberdade; SS = Soma dos Quadrados; MS = Média dos Quadrados; F-Value = Valor do F calculado no teste; P-Value = Medida quantitativa estatística para tomada de decisão; *Significativo pelo teste de F a 5% de probabilidade.

As variáveis analisadas foram a tensão máxima (σ_y), a deformação máxima (ϵ_f), o módulo de elasticidade (E) e o coeficiente de Poisson (ν) dos FMLs e o teste realizado foi a análise de variância para 7 grupos de laminados, além do Teste de Tukey. A análise estatística é muito importante para auxiliar a análise e modelagem de uma determinada variável, sendo que vem da suposição de que pode existir duas hipóteses: a hipótese nula (H_0), que afirma não haver diferença e a hipótese (H_1), que afirma haver diferença entre os entres os grupos estudados.

Gráficos para cada variável foram produzidos a partir dos dados obtidos no ensaio de tração acoplado ao DIC e organizados estatisticamente através da Análise de Variância

ANOVA. Os resultados da tensão máxima e deformação máxima são apresentados na Figura 37a e Figura 37b, respectivamente.

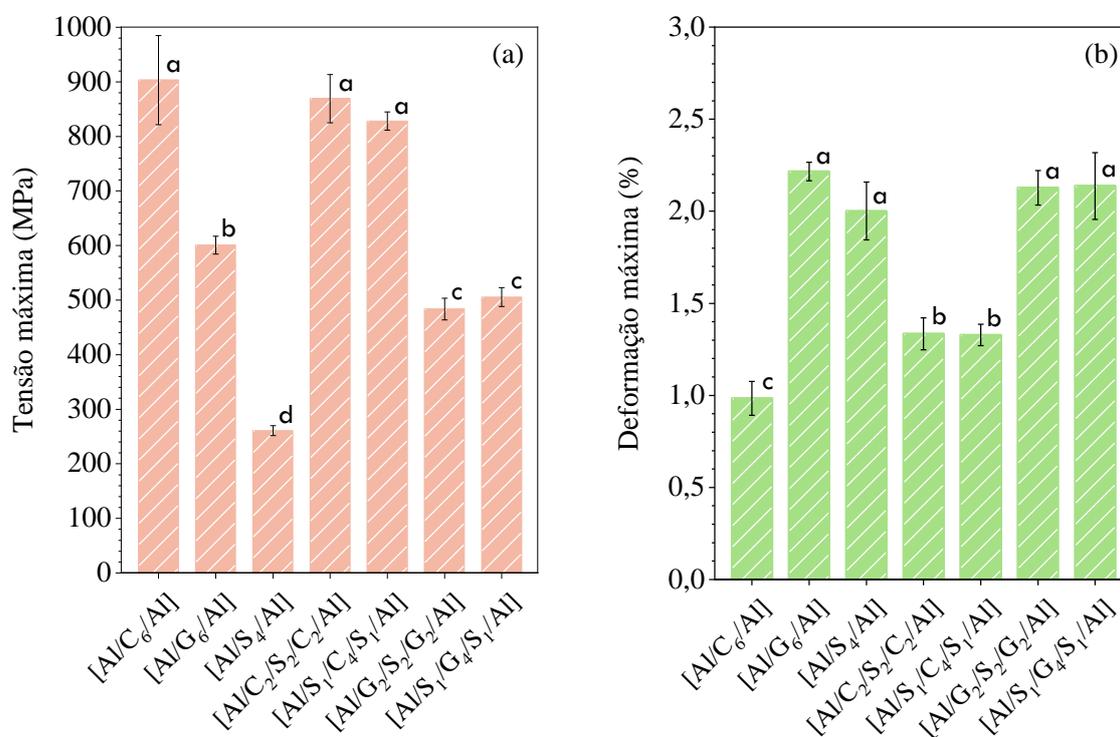


Figura 37 – Tensão máxima (a) e Deformação máxima (b) dos FMLs estudados. ^{a, b, c, d} Letras distintas indicam diferenças significativas entre as amostras pelo teste de Tukey.

Como esperado, a resistência à tração do [Al/C₆/Al] foi superior à dos outros grupos, sendo de 903,35 MPa, como se mostra na Figura 37a e Tabela 7. De acordo com os resultados de Sun *et al.* [140], as fibras de carbono apresentam uma resistência mais elevada do que o alumínio, deste modo, durante o ensaio de tração as fibras suportaram as tensões distribuídas ao longo do comprimento do compósito para garantir um maior aumento de carga. Da mesma forma, a união entre a camada de alumínio e o FRP de fibra de vidro não provocou um aumento significativo na resistência à tração do [Al/G₆/Al]. Neste caso, a inserção da camada metálica para formação do FML resultou em uma queda de 8,26% em relação a resistência média do laminado FRP de vidro. O grupo [Al/S₄/Al] apresentou uma tensão máxima na ruptura superior à do FRP puro de sisal. A resistência à tração foi de 188,15 MPa no laminado FRP para 260,78 MPa no FML, o que representa um aumento de 27,9%. Esse comportamento está relacionado a uma combinação da capacidade máxima de absorção de carga do alumínio com a maior elongação das fibras naturais, evidenciando a sinergia entre as camadas no FML.

O processo de hibridação dos FMLs considerou a aplicação do FRP de sisal em duas configurações: entre o núcleo de FRP de fibras sintéticas e a camada externa de alumínio, e no núcleo principal do FML. Inicialmente, o processo de hibridação resultou em pequenas alterações nas propriedades mecânicas de tração dos laminados. Nota-se em geral uma queda no limite de resistência à tração dos FMLs híbridos em relação aos FMLs não-híbridos. Apesar da resistência média ser maior no FML híbrido [Al/C₂/S₂/C₂/Al] que utilizou prepregs de sisal no núcleo do compósito e menor no grupo [Al/S₁/G₄/S₁/Al] com reforço natural em contato direto com a camada metálica, a análise do teste de Tukey não identificou diferenças significativas na resistência mecânica em relação ao posicionamento do prepeg de sisal. Este resultado sugere que a localização do FRP de fibras naturais dentro da estrutura laminada não impacta significativamente a resistência final do componente.

Do mesmo modo, de acordo com o teste de Tukey os laminados híbridos são estatisticamente distintos dos reforçados exclusivamente com fibras puras. A hibridização de fibras sintéticas com fibras naturais de sisal resulta em uma redução esperada na resistência à tração, dado que as fibras naturais possuem menor resistência do que as sintéticas. No entanto, esse processo de hibridização pode aumentar significativamente a rigidez e a resistência dos compósitos com fibras naturais, melhorando o desempenho geral devido à combinação com uma fibra sintética mais forte [71]. Os resultados obtidos foram semelhantes aos apresentados por Tamilarasan *et al.*, [141] e Mohammed *et al.*, [142] que obtiveram maiores resistências em compósitos que utilizaram fibras sintéticas puras em comparação ao compósito híbrido de FML, que combina fibras sintéticas e naturais.

A hibridização no FML [Al/C₆/Al] não teve um impacto significativo nas propriedades de resistência à tração, uma vez que os grupos [Al/C₂/S₂/C₂/Al] e [Al/S₁/C₄/S₁/Al] apresentaram reduções de resistência de 3,78% e 8,34%, respectivamente. A análise estatística destes resultados indica que os grupos podem ser considerados equivalentes, demonstrando uma boa compatibilidade entre as camadas aplicadas. No entanto, a deformação aumentou com o tempo, como mostrado anteriormente na Figura 34. Este aumento está relacionado a incorporação do FRP de fibras de sisal, que apresenta maior deformação à ruptura comparativamente ao FRP de carbono, comportamento também evidenciado na Figura 36. Nestas situações, é esperado que as fibras com baixa elongação se rompam primeiro quando sujeitas a tensões individuais de tração.

Em um estudo realizado por Hynes *et al.*, [143] avaliou-se as propriedades mecânicas em tração de FMLs híbridos de fibras de Kevlar/ Juta. O estudo revelou que a adição de fibras naturais, como a juta, influencia significativamente a resistência à tração e a

deformação do compósito. Foi observado que o aumento da deformação nas amostras com maior quantidade de fibras naturais está relacionado a elongação das fibras, que tendem a se romper mais facilmente sob tensões de tração. A introdução de fibras naturais, como a juta, demonstrou melhorar tanto a resistência à tração quanto a ductilidade do FML, indicando que a presença de camadas adicionais de fibras naturais contribui para um aumento na capacidade de deformação antes da falha definitiva.

Os dados apresentados na Tabela 7 indicam que a resistência à tração do FML não-híbrido [Al/G₆/Al] diminuiu de 600,52 MPa para 483,60 MPa e 505,50 MPa nos laminados [Al/G₂/S₂/G₂/Al] e [Al/S₁/G₄/S₁/Al], respectivamente. A análise estatística deste resultado indicou que essa redução é considerada significativa. Apesar disso, a tensão de ruptura entre os compósitos com reforço híbrido de fibras de vidro/sisal foi estatisticamente equivalentes, refletindo uma uniformidade nesta propriedade. A diferença de deformação entre o laminado [Al/G₆/Al] e os laminados [Al/G₂/S₂/G₂/Al] e [Al/S₁/G₄/S₁/Al] foi de apenas 4,05% e 3,60%, respectivamente. Neste sentido, a uniformidade destas propriedades sugere que a hibridização entre as fibras de vidro e sisal não compromete significativamente a integridade estrutural do laminado. Este fenômeno pode variar significativamente dependendo do tipo de fibras utilizadas como reforço, como demonstrado em um estudo de Kirubakaran *et al.*, [144] que investigou as propriedades mecânicas em tração de FMLs híbridos compostos por camadas de titânio intercaladas com fibras de basalto e linho. Os resultados indicaram que a inclusão de fibras de basalto, devido à sua elevada resistência, aumentou consideravelmente a resistência à tração dos laminados. Em contrapartida, a utilização de fibras de linho resultou em desempenho inferior, evidenciando as limitações mecânicas dessa fibra. No entanto, a combinação de fibras de basalto nas camadas externas e fibras de linho no núcleo proporcionou uma melhoria nas propriedades mecânicas em relação à configuração inversa, destacando a contribuição positiva das interações entre os tipos de fibra para otimizar a resistência à tração.

A Figura 38a e Figura 38b mostram os resultados organizados estatisticamente através da Análise de Variância ANOVA para o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson, respectivamente.

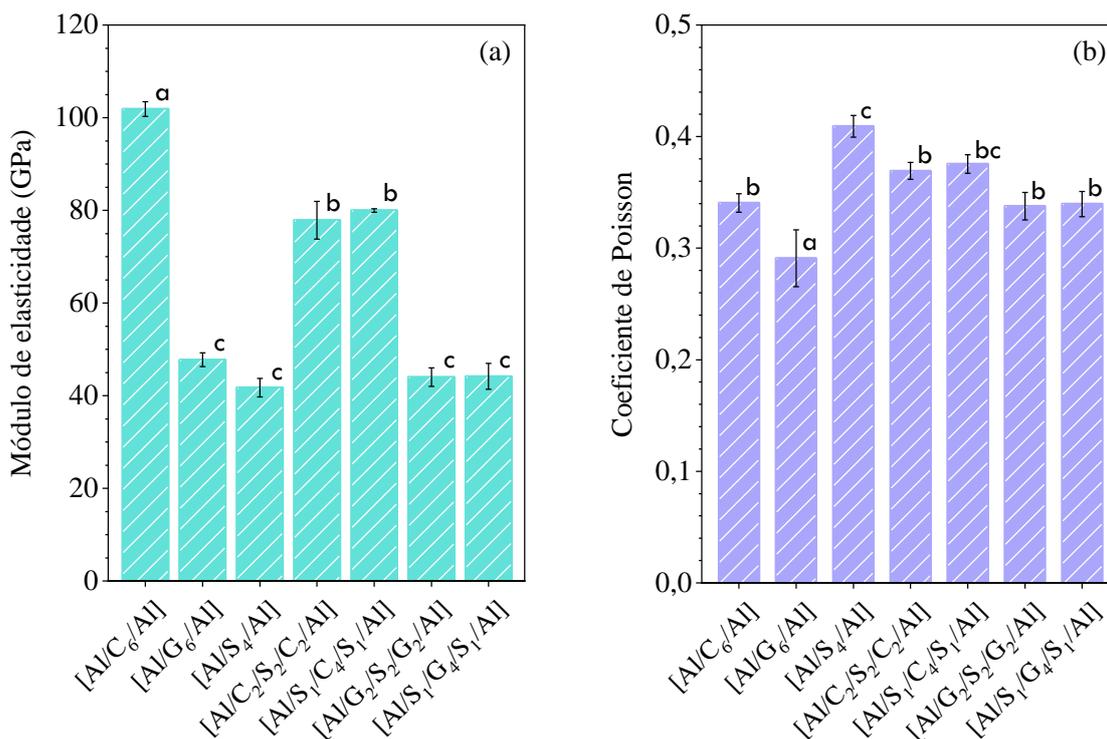


Figura 38 – Módulo de elasticidade (a) e Coeficiente de Poisson (b) dos FMLs estudados. ^{a, b, c} Letras distintas indicam diferenças significativas entre as amostras pelo teste de Tukey.

Assim como a resistência mecânica, o módulo de elasticidade do [Al/C₆/Al] se destaca por ser superior aos dos outros grupos analisados. Com a inserção da camada metálica, o módulo do laminado de sisal puro apresentou um aumento significativo de 52,4% na formação do FML [Al/S₄/Al]. Esse comportamento é atribuído ao maior módulo de elasticidade do alumínio, que, por meio da união camada metálica/laminado FRP, permitiu uma alta substancial no módulo final do compósito.

De acordo com os dados da Tabela 7, o módulo de elasticidade dos três laminados de carbono apresenta dependência significativa da natureza das fibras aplicadas, com variações estatísticas significantes entre o grupo não-híbrido [Al/C₆/Al] e os dois grupos híbridos [Al/C₂/S₂/C₂/Al] e [Al/S₁/C₄/S₁/Al]. A introdução de fibras de sisal nos laminados resultou numa redução do módulo de elasticidade nos grupos híbridos, atribuída ao menor módulo da fibra natural. Ao comparar as fibras de carbono e sisal isoladamente, observa-se uma diferença significativa em seus módulos de elasticidade, cerca de 82%. Essa diferença é particularmente relevante no contexto da hibridização, pois a combinação de materiais com módulos tão distintos impacta diretamente o desempenho mecânico do compósito.

Em relação aos grupos que utilizaram laminados de fibra de vidro em sua composição, o teste de Tukey indica que os grupos [Al/G₆/Al], [Al/G₂/S₂/G₂/Al] e

[Al/S₁/G₄/S₁/Al] apresentam módulo de elasticidade estatisticamente iguais. Como observado anteriormente na Tabela 7, quando analisados isoladamente, os FMLs não-híbridos têm um módulo razoavelmente semelhante, sendo 47,75 GPa e 41,72 GPa para o [Al/G₆/Al] e [Al/S₄/Al], respectivamente. O resultado positivo em relação ao módulo indica que a combinação de fibras de vidro e sisal em laminados de fibra-metal pode proporcionar uma estrutura mais leve e que apresente maior capacidade de absorção de impacto. De acordo com Elfaleh *et al.* [145], a sinergia entre as fibras naturais e sintéticas contribui para a sustentabilidade de componentes fabricados em materiais compósitos, alinhando-se com práticas ambientais modernas.

Neste sentido, alguns autores evidenciam a melhora no módulo de elasticidade de FMLs com reforço híbrido. Um estudo de Wang *et al.*, [146] demonstrou que a hibridização de fibras de carbono/ basalto em FMLs resultou em um aumento significativo no módulo de elasticidade. À medida que a quantidade de fibras de basalto foi aumentada, observou-se uma inflexão na curva de tensão-deformação dos FMLs, que transitaram de uma fase de baixa deformação plástica para uma fase com maior capacidade de deformação. No estudo realizado por Azghan *et al.*, [147], amostras de FMLs híbridos com fibras de vidro/basalto apresentaram um aumento significativo no módulo de elasticidade, com valores de 20% e 24% superiores em comparação com amostras com reforço único de fibras de vidro. Este aumento pode ser atribuído à excelente aderência interfacial das fibras de basalto com a matriz, que favorece a transferência de carga e a resistência à maiores deformações. Em contrapartida, Feng *et al.*, [148] investigaram FMLs híbridos baseados em reforço de fibras vidro e fibras da folha do abacaxi e observaram que a diferença entre o módulo de elasticidade os compósitos híbridos e não-híbridos foi de apenas 3,69%. Neste caso, o estudo demonstrou que a combinação de fibras de alta resistência, como o vidro, com fibras naturais apresenta boa compatibilidade em termos de tenacidade e rigidez. O processo de hibridização elevou o coeficiente de Poisson em todos os grupos de FMLs em comparação com os FMLs não-híbridos de fibras sintéticas.

Assim como na resistência à tração, o posicionamento do FRP de sisal no FML não influenciou esta propriedade. De modo geral, a disposição das camadas de reforço sintético/natural pode alterar a distribuição de tensões no compósito. Uma vez que as fibras de sisal apresentam módulo de elasticidade relativamente menor, essa diferença pode resultar em uma resposta mais flexível durante o tensionamento do material, aumentando as deformações globais e conseqüentemente elevando o coeficiente de Poisson nos laminados híbridos. Em um estudo realizado por Subrata *et al.* [149], observou-se que a posição das

camadas de fibra de vidro teve uma influência significativa nas propriedades mecânicas dos compósitos híbridos. Os melhores resultados em termos de propriedades mecânicas foram registrados nos compósitos nos quais as camadas de fibra de vidro estavam posicionadas na face externa do laminado.

4.3 MECANISMOS DE FALHA E FRATURA

A Figura 39 apresenta as fotografias dos corpos de prova não-híbridos dos grupos [Al/C₆/Al], [Al/G₆/Al] e [Al/S₄/Al] após o teste de tração. Observa-se em geral diferentes manifestações do dano na fratura de acordo com a composição estudada. Nas imagens, a quebra das fibras é representada pela seta vermelha no compósito e o processo de nucleação da delaminação entre a camada de alumínio e o compósito é mostrado pela seta azul.

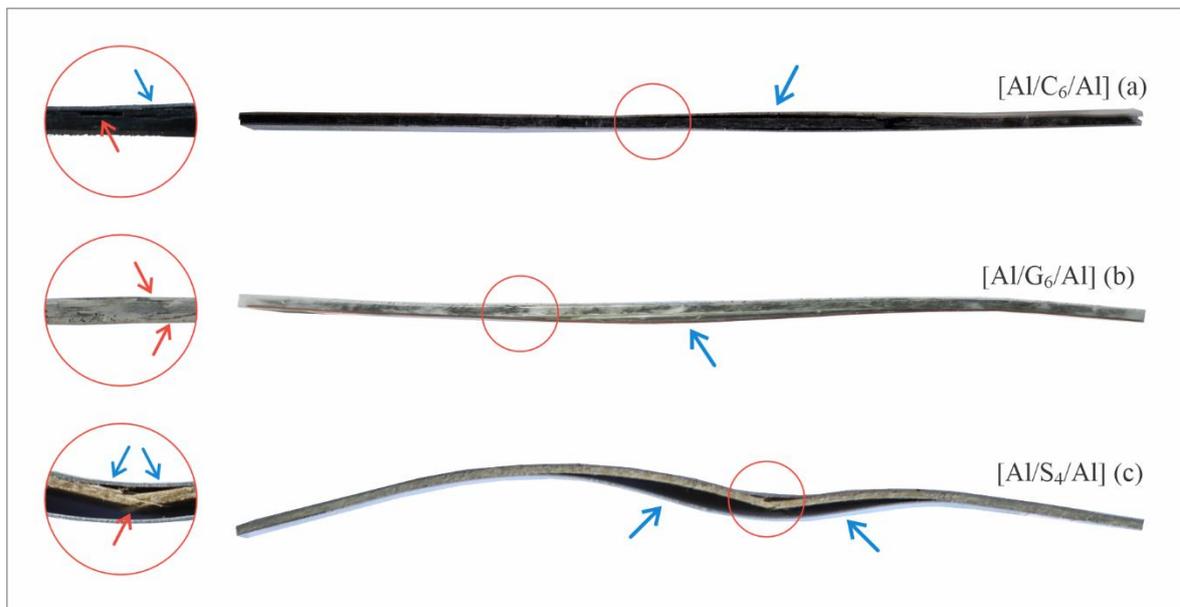


Figura 39 – Fotografias exibindo o desenvolvimento de danos após o ensaio de tração dos FMLs [Al/C₆/Al] (a), [Al/G₆/Al] (b) e [Al/S₄/Al] (c).

Na Figura 39a é possível observar que o [Al/C₆/Al] apresenta uma falha predominante no compósito unidirecional FRP, atribuída a baixa elongação das fibras de carbono, como também foi observado na Figura 36. Neste sentido, uma vez que as camadas de fibra se rompem, a deformação de todo o corpo de prova de FML é interrompida, este fenômeno está associado a deformação excessiva localizada em torno do ponto de quebra da fibra (devido à falta de fibra), efeito de ponte [20].

Com foco na obtenção de dados mais detalhados sobre a fratura gerada durante o ensaio de tração e os mecanismos de falha predominantes em cada laminado, foi realizada uma análise de microtomografia de raios-X. As imagens obtidas nos eixos transversal (XZ) e longitudinal (YZ) de cada FML não-híbrido estão apresentadas na Figura 40.

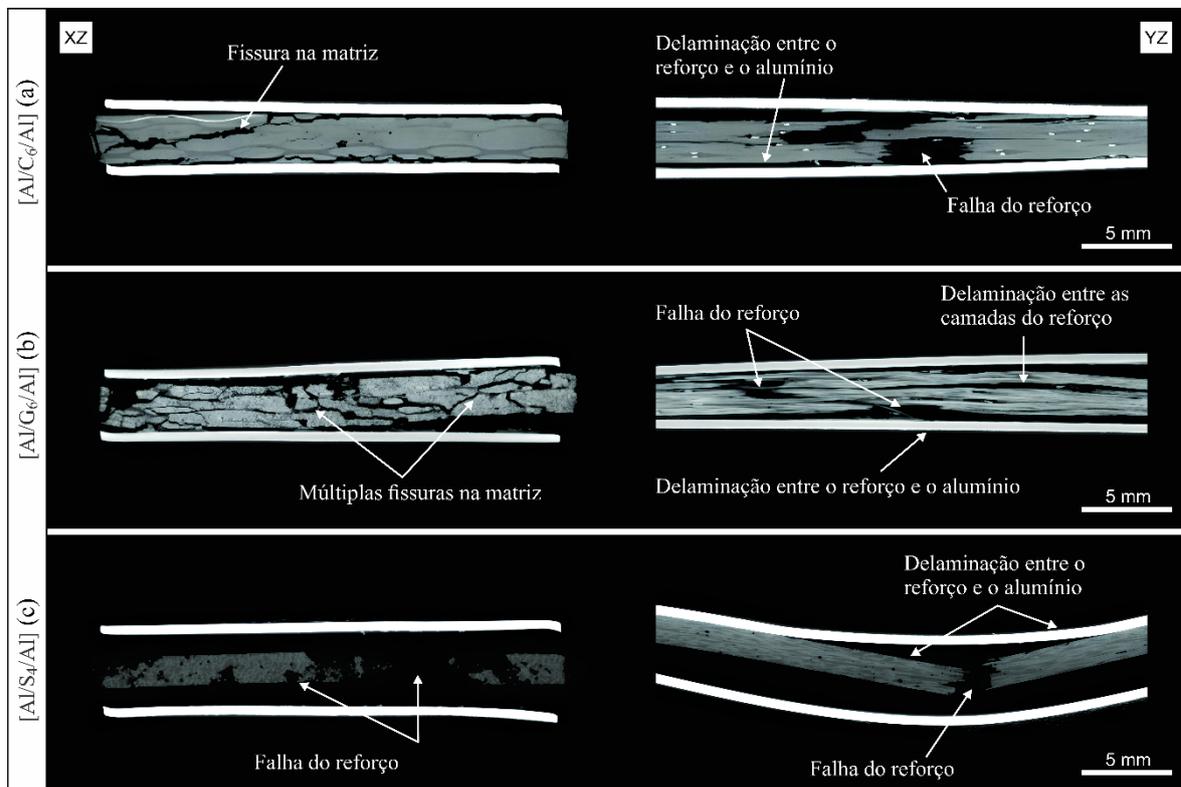


Figura 40 – Microtomografia da fratura dos FMLs não-híbridos nos planos XZ e YZ.

Na Figura 40a é possível observar claramente, o processo de delaminação entre a camada metálica e o FRP no laminado [Al/C₆/Al]. Neste caso, a delaminação ocorre principalmente devido às diferenças no módulo de elasticidade entre o alumínio e o reforço. Além disso, foram observadas diversas fissuras ao longo da matriz no ponto de ruptura, o que levou conseqüentemente a uma perda de rigidez do material. Em geral, não foi observada delaminação entre as camadas de reforço neste laminado indicando boa adesão durante o processamento do laminado.

O mesmo comportamento foi observado para o [Al/G₆/Al] (Figura 39b), entretanto aqui, o processo de delaminação ocorreu de forma linear desordenada, sendo mais predominante na face inferior do corpo de prova. Nota-se que ao atingir a tensão máxima de 600 MPa e ocorrer o rompimento das fibras, a deformação no alumínio torna-se considerável ao ponto de o corpo de prova não retornar mais ao seu estado original. As

tensões de aderência entre a interface metal/compósito são mais fortes na face superior, assim o corpo de prova tende a sofrer flexão transversal devido ao desequilíbrio de forças entre as faces. De acordo com Khalid *et al.* [150] uma vez que os módulos de flexão e de deformação na flexão entre as camadas dependem fortemente da delaminação entre as camadas, caso a carga seja aplicada em uma camada única, a deformação entre as camadas do FML resulta em falha completa, afetando a resistência ao cisalhamento interlaminar. Na Figura 40b, observa-se múltiplas fissuras na matriz epóxi, característica intrínseca de um material que apresenta comportamento frágil durante a ruptura. Além disso, a interface fibra/metal no FML pode ser extremamente sensível a tensões de cisalhamento durante o carregamento, sendo o descolamento por delaminação um dos mecanismos de falha mais típicos em compósitos laminados. Neste contexto, Liu *et al.* [151] investigaram o comportamento de falha por cisalhamento interlaminar em laminados Glare, constatando que a falha efetiva ocorre próximo à camada neutra, manifestando-se por meio de descolamento local da camada metálica.

A tendência de flexão do corpo de prova devido as diferentes tensões de aderência podem ser claramente observadas no [Al/S₄/Al] (Figura 39c). Por apresentarem propriedades mecânicas amplamente distintas, as camadas de metal e de compósito unidirecional de sisal se comportam de forma independente. Aqui o rompimento do FML ocorre na tensão máxima de 260 MPa, tensão essa razoavelmente inferior a tensão de escoamento do alumínio T3-2024 (305 MPa, Tabela 3). Na Figura 40c é visível que ocorre rompimento predominante das fibras durante a fratura. Além disso, as diferenças nos módulos de elasticidade entre os reforços influenciam diretamente na delaminação com a camada metálica. Nesta perspectiva, após o rompimento do FML o compósito de sisal que apresenta comportamento plástico não tenta a recuperar a energia de deformação dissipada. Este fenômeno origina no comportamento visivelmente retorcido do corpo de prova após a ruptura.

Na Figura 41 é possível observar as fotografias dos grupos [Al/C₂/S₂/C₂/Al], [Al/S₁/C₄/S₁/Al], [Al/G₂/S₂/G₂/Al] e [Al/S₁/G₄/S₁/Al] exibindo o dano apresentado após o rompimento durante o teste de tração.



Figura 41 – Fotografias exibindo o desenvolvimento de danos após o ensaio de tração dos FMLs [Al/C₂/S₂/C₂/Al] (a), [Al/S₁/C₄/S₁/Al] (b), [Al/G₂/S₂/G₂/Al] (c) e [Al/S₁/G₄/S₁/Al] (d).

A Figura 42 apresenta a microtomografia de raios-X dos FMLs híbridos. Foram selecionadas duas imagens para cada FML, uma ilustrando a área de fratura (região de interesse) na direção transversal (XZ) e a outra na direção longitudinal (YZ).

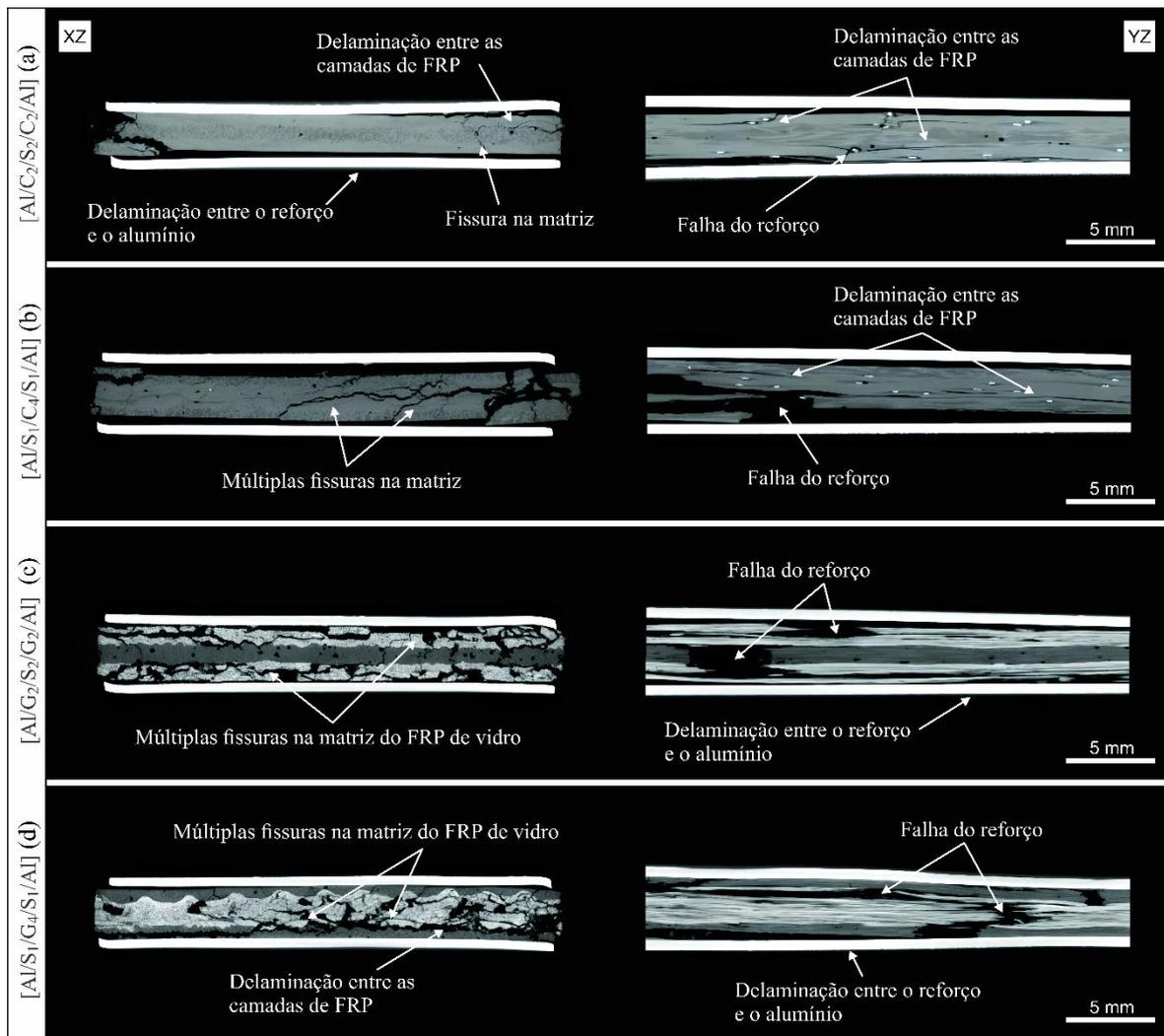


Figura 42 – Microtomografia da fratura dos FMLs híbridos nos planos XZ e YZ.

Observando o mecanismo de falha do laminado [Al/C₂/S₂/C₂/Al] apresentado na Figura 41a, é evidente que a fratura se estendeu entre as camadas de reforço, iniciando a delaminação. No entanto, conforme observa-se a fratura longitudinal mostrada na Figura 42a, enquanto a camada de FRP de carbono sofre diversas fraturas, a camada de FRP de sisal permanece intacta. Este fenômeno é atribuído ao maior alongamento do reforço de sisal, como se observa na curva tensão-deformação do laminado, indicando que as fibras de sisal no interior da FML híbrido contribuíram para uma melhor dispersão das tensões, melhorando as propriedades de tração [152]. Em contraste, na Figura 41b e Figura 42b observa-se que ambas as camadas de reforço no [Al/S₁/C₄/S₁/Al] apresentam uma delaminação precoce, o que resultou na falha das camadas quando o espécime se rompeu. A ruptura nas camadas de fibra de sisal apresenta níveis de dano comparativamente mais baixos em relação às camadas de fibra de carbono. No entanto, a interface fibra de sisal/alumínio sofreu delaminação

considerável, contribuindo como um ponto de fraqueza. A razão para os danos mais baixos no sisal em comparação com o carbono é o comportamento elástico da fibra natural, que dissipa mais energia através da deformação. A delaminação foi observada na interface do reforço sintético-natural, enquanto as camadas do mesmo reforço permaneceram intactas. Em geral, quando se comparam as características de ruptura de ambos os reforços, a fibra natural apresenta um desempenho de tensão isolada mais fraco, mas com maiores características de deformação e melhor dissipação de energia durante o ensaio.

Além disso, no FML [Al/S₁/C₄/S₁/Al] o dano gerado nas tensões máximas (828 MPa) provocou além da quebra das fibras no FRP de sisal, uma intensa delaminação na interface metal/compósito. Este fenômeno está associado a dois fatores distintos, o processo de cura e a natureza dos materiais constituintes. De acordo com Wang *et al.*, (2021) [153], a existência de tensões residuais entre as camadas do laminado reduz a carga de dano inicial da camada de alumínio durante o ensaio de tração, o que leva à redução da capacidade de carga do componente. Em termos práticos, tal redução da capacidade de carregamento pode evoluir para sérias consequências na integridade estrutural do componente quando submetido a circunstâncias extremas.

As microtomografias de raios X das amostras de FML híbridos [Al/G₂/S₂/G₂/Al] e [Al/S₁/G₄/S₁/Al] são apresentadas na Figura 42c e Figura 42d, respectivamente. A fotografia da secção transversal XZ revela múltiplas fissuras na matriz de FRP de vidro devido à sua natureza inerentemente frágil. Apesar disso, não foi observada qualquer delaminação na interface entre as camadas de vidro e sisal. Este fenômeno é atribuído a uma maior semelhança no módulo de elasticidade dos reforços, o que contribui para uma distribuição uniforme das tensões e reduz a ocorrência de falhas de descontinuidade entre camadas. Como resultado, a integridade estrutural da interface fibras sintéticas-naturais foi mantida durante o carregamento, mostrando uma melhor compatibilidade mecânica entre estes materiais. Neste caso, o padrão de hibridação melhorou a interação entre as fibras de vidro e de sisal devido às propriedades de alongação estarem diretamente associadas, como se podem ver ser observados nos dados apresentados até aqui.

4.4 TENSÕES RESIDUAIS

Atualmente, as tensões residuais representam um dos principais fatores que influenciam as propriedades de engenharia de componentes fabricados a partir de laminados de fibra-metal. Embora tenham sido obtidos avanços significativos no desenvolvimento de

técnicas para a gestão das tensões residuais, ainda são necessários esforços para criar métodos mais eficientes e econômicos para sua medição e análise, assim como para o desenvolvimento de tecnologias que permitam a redistribuição dessas tensões na estrutura [104].

A espessura média das camadas t e o raio de curvatura ρ medidos para cada laminado são apresentados na Tabela 9. O processo de cálculo e determinação das tensões residuais desenvolvidas nas camadas dos FMLs foi realizado de acordo com o método descrito na Seção 2.3.3.1.

Tabela 9 – Espessura média das camadas e raio de curvatura dos laminados medidos através de microscópio confocal.

Grupo	Laminado	Secção transversal	Espessura da camada (mm)					Raio de curvatura (mm)
			1	2	3	4	5	
FMLs não-híbridos	[Al/C ₆ /Al]		0,486 ± 0,009	2,191 ± 0,041	0,368 ± 0,026			2602,735 ± 0,042
	[Al/G ₆ /Al]		0,398 ± 0,003	2,325 ± 0,020	0,535 ± 0,005			2928,447 ± 0,088
	[Al/S ₄ /Al]		0,45 ± 0,0220	1,779 ± 0,007	0,517 ± 0,003			2010,511 ± 0,006
FMLs híbridos	[Al/C ₂ /S ₂ /C ₂ /Al]		0,475 ± 0,031	0,548 ± 0,033	0,908 ± 0,043	0,661 ± 0,038	0,520 ± 0,009	3473,230 ± 0,039
	[Al/S ₁ /C ₄ /S ₁ /Al]		0,433 ± 0,009	0,533 ± 0,011	1,171 ± 0,022	0,697 ± 0,016	0,558 ± 0,019	2649,123 ± 0,019
	[Al/G ₂ /S ₂ /G ₂ /Al]		0,545 ± 0,017	0,714 ± 0,014	0,918 ± 0,072	0,654 ± 0,046	0,420 ± 0,030	3227,544 ± 0,039
	[Al/S ₁ /G ₄ /S ₁ /Al]		0,496 ± 0,010	0,494 ± 0,010	1,340 ± 0,027	0,548 ± 0,038	0,415 ± 0,008	3163,434 ± 0,043

O método de remoção de camadas foi utilizado para medir as tensões residuais finais na direção longitudinal (YZ) das camadas do laminado. Os dados experimentais obtidos na Tabela 6 e Tabela 9 foram utilizados para calcular os resultados apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 – Tensões residuais σ_{11} nas camadas de alumínio e FRP.

Grupo	Laminado	σ_{Al} (MPa)	σ_{FRP} (MPa)
FMLs não-híbridos	[Al/C ₆ /Al]	97,57 ± 4,31	-21,63 ± 0,34
	[Al/G ₆ /Al]	60,34 ± 0,92	-10,32 ± 0,16
	[Al/S ₄ /Al]	49,86 ± 1,07	-12,59 ± 0,37
FMLs híbridos	[Al/C ₂ /S ₂ /C ₂ /Al]	64,33 ± 2,20	-15,79 ± 0,05
	[Al/S ₁ /C ₄ /S ₁ /Al]	59,06 ± 0,70	-13,71 ± 0,25
	[Al/G ₂ /S ₂ /G ₂ /Al]	52,21 ± 2,00	-9,57 ± 0,30
	[Al/S ₁ /G ₄ /S ₁ /Al]	51,00 ± 1,14	-8,88 ± 0,23

Na Tabela 10 a componente σ_{Al} representa a tensão residual normal desenvolvida ao longo da camada metálica restante do laminado de fibra-metal. Uma vez que as tensões são auto equilibradas no laminado, a tensão residual no compósito foi obtida por meio equação (17) e é representada pelo componente σ_{FRP} . Para ilustrar de forma mais clara os dados obtidos, foi elaborado o gráfico da Figura 43 que sintetiza e apresenta a amplitude das tensões para cada grupo de laminado.

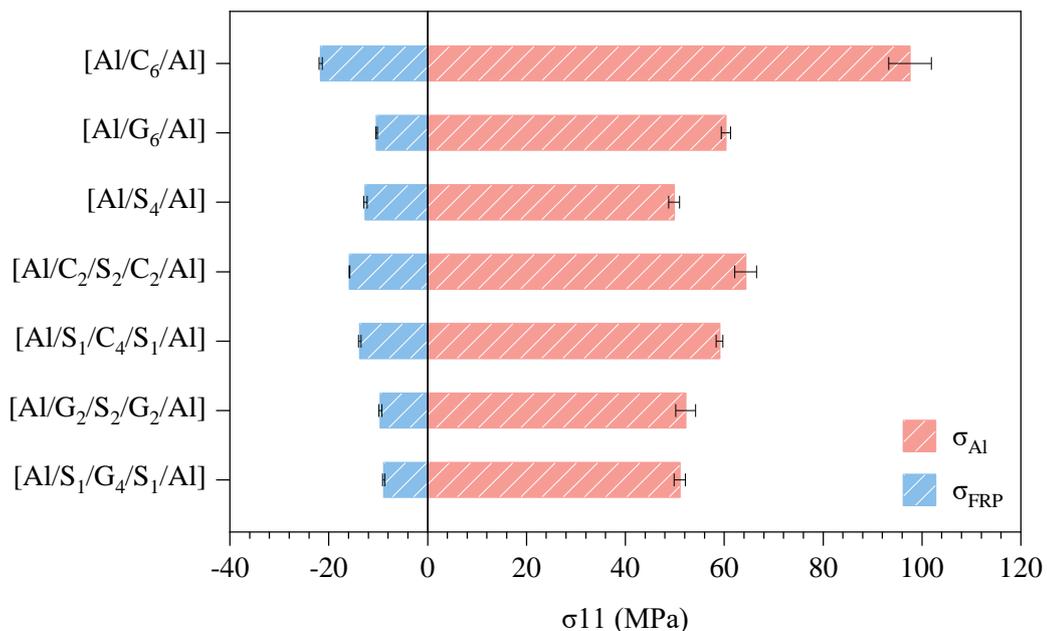


Figura 43 – Amplitude das tensões residuais σ_{11} nas camadas de alumínio e FRP.

Como esperado, as tensões na camada metálica são de tração enquanto os esforços medidos na camada FRP são de compressão. Isso ocorre devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica e rigidez entre o FRP e o alumínio. No processo de fabricação do laminado, durante o processo de resfriamento o surgimento de tensões residuais térmicas é inevitável. Neste caso, o laminado FRP contribui de forma desfavorável para as tensões residuais térmicas quando combinado com camadas metálicas, pois apresenta baixa expansão térmica e alto módulo de elasticidade. Essa diferença de comportamento térmico entre os materiais pode levar a uma distribuição desigual das tensões ao longo do laminado, potencializando a formação de falhas, como delaminações ou fraturas, especialmente quando os laminados são submetidos a ciclos térmicos repetidos. Esses resultados estão alinhados com as observações de Hausmann *et al.*, [154].

Este fenômeno pode ser considerado perigoso pois geralmente este pré - carregamento decorrente das tensões residuais provoca tensões de cisalhamento interlaminares nas bordas dos laminados e nas proximidades de fissuras ou orifícios. As tensões de compressão na camada FRP podem induzir à envergadura das fibras, resultando em tensões não planas e em uma baixa resistência do componente [155]. Na Figura 44 abaixo é possível observar claramente como a remoção da camada de alumínio gera uma curvatura no laminado [Al/C₂/S₂/C₂/Al] decorrente da redistribuição das tensões residuais.

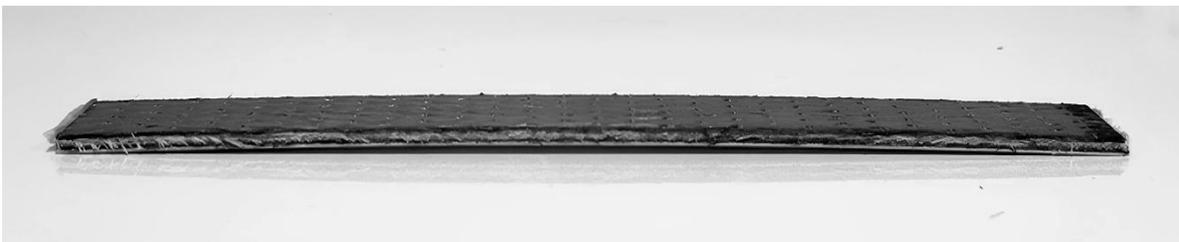


Figura 44 – Curvatura do laminado [Al/C₂/S₂/C₂/Al] após a remoção da camada metálica.

4.4.1 Efeito das tensões residuais nos FMLs não-híbridos

De acordo com os dados apresentados na Tabela 10 e na Figura 43 é possível observar a presença de tensões residuais de tração na camada de alumínio e tensões de compressão na camada de FRP como esperado, visto que os materiais apresentam coeficientes de expansão térmica muito distintos entre si. O método de remoção da camada não permitiu a estimativa das tensões interlaminares, pois foram obtidas apenas as tensões globais ao longo da camada de metal e compósito FRP. Apesar desta limitação, a estrutura simétrica 2/1 dos laminados

resulta em tensões interlaminares equivalentes entre camadas adjacentes, resultando numa estrutura auto equilibrada antes da remoção das camadas [156].

O laminado [AL/C₆/AL] exibiu uma tensão residual significativamente mais elevada (97,57 MPa) na camada de alumínio em comparação com os demais FMLs não-híbridos. Este comportamento é atribuído às características intrínsecas das fibras de carbono, que apresentam menor deformação, maior rigidez e módulo de elasticidade. A orientação unidirecional das fibras também desempenha um papel importante na absorção das tensões residuais após a remoção da camada metálica. As camadas de fibras unidirecionais comportam-se de forma mais resistente à deformação plástica próximo a superfície metálica, o que contribui para a estabilidade estrutural e a melhoria do desempenho mecânico do laminado. Por outro lado, a tensão residual observada na camada de polímero reforçado com fibras (FRP) foi de -21,63 MPa, reforçando o desenvolvimento de tensões de compressão nas camadas de reforço. Durante o resfriamento, as tensões residuais começam a diminuir e mudar de sinal no final do processo. Deste modo, o laminado pode apresentar determinada curvatura antes do resfriamento (no final da cura da matriz), apesar disso o laminado reverterá sua curvatura após o resfriamento integral da placa [157].

Como esperado, o laminado [AL/G₆/AL] exibiu uma tensão residual 38,16% mais baixa na camada metálica em comparação com o laminado [AL/C₆/AL]. Isto é atribuído ao módulo menor das fibras de vidro, que resulta em uma menor rigidez da lâmina que solicita menos carga para produzir a mesma curvatura do espécime após a remoção da camada. Comparado com os FMLs baseados em fibras de carbono, o coeficiente de expansão térmica da fibra de vidro no [AL/G₆/AL] é mais próximo do da liga de Alumínio, resultando em menores níveis de tensão residual após a cura [158]. Esta característica foi imprescindível para a escolha do Glare como FML presente na fuselagem do avião A380, uma vez que, além de proporcionar menores níveis de tensões residuais, este laminado inibe o crescimento de trincas, reduz a sensibilidade a entalhes e impactos e apresenta excelente resistência à fadiga. Em comparação com o alumínio monolítico, a substituição pelo Glare ocasionou uma redução de peso em cerca de 800 kg e a vida útil à fadiga da estrutura onde ele foi aplicado aumentou em mais de 10 vezes [159].

O laminado [AL/S₄/AL] apresentou uma tensão residual de 49,86 MPa na camada metálica, que foi 48,9% e 17,37% inferior às tensões registadas nos laminados [AL/C₆/AL] e [AL/G₆/AL], respetivamente. As tensões de compressão na camada de fibras também foram inferiores. Isto confirma a hipótese de que as fibras naturais são mais flexíveis e, conseqüentemente, liberam mais energia durante a deformação, um fator crucial para

aplicações em estruturas onde é necessária uma menor rigidez nas camadas de FRP. Alinhado à ductilidade das ligas metálicas, este FML fabricado com fibras naturais pode ser capaz de absorver uma quantidade de energia de impacto por meio de deformação elástico-plástica em comparação com FMLs de fibras sintéticas [160].

4.4.2 Influência da hibridização nas tensões residuais

A Tabela 10 e Figura 43 apresentam as tensões residuais das camadas metálicas e de FRP obtidas para os FMLs híbridos. De um modo geral, a incorporação de fibras de sisal reduziu significativamente a tensão residual em comparação com os reforços de fibras sintéticas puras. Isto ocorreu principalmente devido ao menor módulo das fibras de sisal e à maior capacidade de alongamento em comparação com as fibras sintéticas. As fibras naturais são mais eficazes na dissipação da energia de deformação entre camadas [161]. O contato direto das camadas de sisal/alumínio acentua ainda mais este efeito, uma vez que a maior flexibilidade das fibras induz uma maior deformação nas camadas exteriores do laminado.

Além disso, as tensões residuais são mais concentradas nas interfaces entre o metal/FRP, onde a discrepância nas propriedades mecânicas individuais entre as camadas é mais acentuada. A evolução das tensões ao longo da espessura do laminado indica que, à medida que se aproxima da interface, as tensões residuais atingem seu valor máximo. Esse acúmulo de tensões nas regiões mais externas do corpo de prova podem ser diretamente relacionados ao início da falha nessas áreas, como foi observado nas fraturas dos FMLs híbridos na Figura 42. Deste modo, a alta concentração de tensões nas camadas externas favorece a nucleação de fraturas, explicando a predominância das falhas nas regiões mais superficiais.

Considerando às tensões residuais desenvolvidas na camada de alumínio e comparando-se os laminados da mesma classe, observa-se uma diferença de 8,19% entre os laminados [Al/C₂/S₂/C₂/Al] e o [Al/S₁/C₄/S₁/Al]. Ao analisar a disposição das camadas, a configuração carbono/sisal/carbono aponta que o laminado que incorpora fibras de carbono nas camadas exteriores apresenta uma maior rigidez em relação as fibras de sisal aplicadas diretamente no núcleo. Esta constatação também se refletiu nas curvas tensão-deformação do [Al/G₂/S₂/G₂/Al], realçando ainda mais a influência do posicionamento das fibras nas propriedades mecânicas do material compósito. Neste caso, a maior resistência à tração das fibras de carbono nas camadas externas indica que elas são capazes de lidar melhor com o aumento de tensão durante o carregamento, enquanto o núcleo de sisal suporta a distribuição

de pressão no compósito híbrido. O uso de fibras de alta resistência nas camadas externas geralmente resulta em melhores características mecânicas [162,163]. Este resultado está de acordo com o estudo de Jagadeesh et al., [164] que avaliou laminados híbridos de carbono/areca e carbono/sisal. Seus resultados indicaram que a inclusão de carbono nas camadas externas resultou em um aumento significativo tanto na resistência quanto no módulo de elasticidade à tração, em comparação com os laminados em que as fibras naturais estavam posicionadas externamente, os quais apresentaram valores inferiores.

A configuração vidro/sisal apresentou uma diferença de apenas 2,31% entre os laminados $[Al/G_2/S_2/G_2/Al]$ e $[Al/S_1/G_4/S_1/Al]$, indicando um elevado grau de compatibilidade entre essas duas fibras. Os resultados sugerem que tanto as fibras de vidro como as fibras de sisal apresentam uma interação adequada na distribuição das tensões, o que impacta positivamente para o desempenho mecânico global do compósito. Diversas pesquisas indicam que a hibridização entre as fibras de vidro e sisal melhora o módulo de elasticidade do compósito final em comparação ao laminado composto apenas por fibras de sisal. Em geral, as fibras de vidro aumentam a rigidez da peça, enquanto a incorporação de fibras de sisal contribui para a absorção de energia e a promoção de um reforço mais sustentável e econômico [165–168].

É sabido que as tensões residuais afetam significativamente o comportamento mecânico dos laminados de fibra-metal. Consequentemente, a resistência final de uma estrutura fabricada com este material pode ser alterada devido à variação destas tensões entre as camadas. Neste caso, a redução das tensões residuais de tração na camada metálica e das tensões de compressão nas camadas de FRPs alcançada por meio do processo de hibridização é benéfica para evitar a geração e a propagação de fissuras durante solicitações de carga da estrutura. Neste contexto, a introdução de fibras de sisal, na composição do laminado mostrou-se desempenhar um papel crucial, visto que, pode reduzir a intensidade das tensões residuais ao atuar como um amortecedor nas interfaces entre as camadas, promovendo uma distribuição mais homogênea das tensões.

5 CONCLUSÕES

Laminados de fibra-metal com reforço híbrido de fibras de sisal e sintéticas foram obtidos com sucesso neste trabalho. O estudo avaliou o comportamento mecânico, os mecanismos de falha e as respostas às tensões residuais. Os principais resultados e conclusões são resumidos a seguir.

- A produção dos tecidos unidirecionais prepregs para a manufatura dos FMLs foi realizada com sucesso. Os tecidos de sisal, carbono e vidro foram impregnados com a matriz epóxi, utilizando uma técnica de laminação manual que garantiu uma distribuição uniforme da resina. O processo de cura inicial em temperatura ambiente (~25 °C) e o armazenamento refrigerado a -18 °C permitiram o controle adequado do estágio de cura, garantindo a qualidade final dos prepregs. Com foco na obtenção de parâmetros de processamento dos laminados, a avaliação da extensão de cura da matriz indicou que a isoterma em 80 °C e tempo de 30 min definem o ciclo de cura ideal para o processamento dos FMLs. Neste cenário a matriz totalmente curada apresentou um grau de cura final igual a 99,38%, valor muito próximo a cura total. Apesar disso, a realização de um ciclo de pós-cura foi considerada fundamental para controle de tensões residuais e distorções de forma que geralmente se formam nos painéis de FMLs.
- A hibridação manteve a resistência à tração dos laminados em níveis comparáveis aos dos materiais não híbridos. A análise estatística confirmou que similaridade nesta propriedade entre os grupos híbridos e não híbridos. A deformação aumentou ao longo do tempo devido à incorporação das fibras de sisal, que apresentam maior alongação até a ruptura em comparação com as fibras sintéticas isoladamente. Conseqüentemente, a incorporação de fibras de sisal reduziu o módulo de elasticidade global dos laminados híbridos.
- Os FML híbridos apresentaram uma melhor dispersão de tensões no laminado visto que a incorporação das fibras de sisal melhorou a dissipação de energia, o que atenuou os danos, especialmente quando comparadas com as camadas de fibras de carbono. A combinação de camadas de fibras de vidro/sisal demonstrou uma menor incidência de delaminação devido ao módulo de elasticidade semelhante, contribuindo para a manutenção da integridade estrutural dos laminados.

- A incorporação de fibras de sisal em FMLs híbridos reduziu significativamente as tensões residuais nas camadas de alumínio e de FRP. Este fato pode ser atribuído à flexibilidade e à capacidade de alongação das fibras de sisal, que melhoram a dissipação da energia de deformação. Além disso, estes resultados indicam que a combinação de fibras de vidro e de sisal apresenta uma interação compatível na distribuição de tensões, o que influencia positivamente o desempenho mecânico do componente final.

Os resultados deste trabalho destacam os potenciais benefícios da hibridização de FMLs com fibras naturais. No entanto, estudos futuros são recomendados para aprofundar a análise das tensões residuais interlaminares e avaliar o desempenho desses materiais em condições operacionais mais complexas, como exposição a variações térmicas e umidade. Além disso, sugere-se a exploração de diferentes configurações de hibridização e a otimização do processo de fabricação dos prepgs para ampliar as aplicações desses materiais. Em geral, os resultados indicam que a incorporação de fibras de sisal pode contribuir para a construção de estruturas compósitas mais sustentáveis e, em alguns casos, mais eficientes, o que justifica estudos mais detalhados sobre esses materiais.

REFERÊNCIAS

- [1] González C, Vilatela JJ, Molina-Aldareguía JM, Lopes CS, LLorca J. Structural composites for multifunctional applications: Current challenges and future trends. *Prog Mater Sci* 2017;89:194–251. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.04.005>.
- [2] Sasso M, Mancini E, Dhaliwal GS, Newaz GM, Amodio D. Investigation of the mechanical behavior of CARALL FML at high strain rate. *Compos Struct* 2019;222:110922. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.110922>.
- [3] Sinmazçelik T, Avcu E, Bora MÖ, Çoban O. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. *Mater Des* 2011;32:3671–85. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.011>.
- [4] Botelho EC, Silva RA, Pardini LC, Rezende MC. A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures. *Materials Research* 2006;9:247–56. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392006000300002>.
- [5] Chai GB, Manikandan P. Low velocity impact response of fibre-metal laminates - A review. *Compos Struct* 2014;107:363–81. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.08.003>.
- [6] Santiago R, Cantwell W, Alves M. Impact on thermoplastic fibre-metal laminates: Experimental observations. *Compos Struct* 2017;159:800–17. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.10.011>.
- [7] Carrillo JG, Cantwell WJ. Mechanical properties of a novel fiber-metal laminate based on a polypropylene composite. *Mechanics of Materials* 2009;41:828–38. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.03.002>.
- [8] Li H, Hu Y, Liu C, Zheng X, Liu H, Tao J. The effect of thermal fatigue on the mechanical properties of the novel fiber metal laminates based on aluminum-lithium alloy. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2016;84:36–42. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.01.004>.
- [9] Boer T de. Next Generation Fibre Metal Laminates. *Fibre Metal Laminates* 2001:39–51. https://doi.org/https://doi.org/10.1007/978-94-010-0995-9_3.
- [10] Ding Z, Wang H, Luo J, Li N. A review on forming technologies of fibre metal laminates. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 2021;4:110–26. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2020.06.006>.

- [11] Hamill L, Hofmann DC, Nutt S. Galvanic Corrosion and Mechanical Behavior of Fiber Metal Laminates of Metallic Glass and Carbon Fiber Composites. *Adv Eng Mater* 2018;20:1–8. <https://doi.org/10.1002/adem.201700711>.
- [12] Fan M, Fu F. *Advanced High Strength Natural Fibre Composites in Construction*. Elsevier; 2017.
- [13] Leão RM, Luz SM, Araujo JA, Novack K. Surface Treatment of Coconut Fiber and its Application in Composite Materials for Reinforcement of Polypropylene. *Journal of Natural Fibers* 2015;12:574–86. <https://doi.org/10.1080/15440478.2014.984048>.
- [14] Libera Junior VD, Teixeira LA, Amico SC, Maria da Luz S. Processing, thermal and mechanical properties of composite laminates with natural fibers prepreps. *Polymers and Polymer Composites* 2022;30. <https://doi.org/10.1177/09673911221087591>.
- [15] Teixeira LA, Libera Junior VD, Luz SM. Chemical treatment of curaua fibres and its effect on the mechanical performance of fibre/polyester composites. *Plastics, Rubber and Composites* 2021;50:189–99. <https://doi.org/10.1080/14658011.2020.1862978>.
- [16] Libera VD, Teixeira LA, Leão RM, Luz SM. Evaluation of thermal behavior and cure kinetics of a curauá fiber prepreg by the non-isothermal method. *Mater Today Proc*, vol. 8, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.02.026>.
- [17] Al-Hajaj Z, Sy BL, Bougherara H, Zdero R. Impact properties of a new hybrid composite material made from woven carbon fibres plus flax fibres in an epoxy matrix. *Compos Struct* 2019;208:346–56. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.10.033>.
- [18] Khalid MY, Al Rashid A, Arif ZU, Ahmed W, Arshad H, Zaidi AA. Natural fiber reinforced composites: Sustainable materials for emerging applications. *Results in Engineering* 2021;11:100263. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2021.100263>.
- [19] Jawaid M, Abdul Khalil HPS. Cellulosic/synthetic fibre reinforced polymer hybrid composites: A review. *Carbohydr Polym* 2011;86:1–18. <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2011.04.043>.
- [20] Sun J, Daliri A, Lu G, Ruan D, Lv Y. Tensile failure of fibre-metal-laminates made of titanium and carbon-fibre/epoxy laminates. *Mater Des* 2019;183:108139. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108139>.
- [21] Sharma AP, Khan SH, Parameswaran V. Experimental and numerical investigation on the uni-axial tensile response and failure of fiber metal laminates. *Compos B Eng* 2017;125:259–74. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.05.072>.

- [22] Sharma AP, Velmurugan R. Uni-axial tensile response and failure of glass fiber reinforced titanium laminates. *Thin-Walled Structures* 2020;154:106859. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2020.106859>.
- [23] Hussain M, Imad A, Nawab Y, Saouab A, Herbelot C, Kanit T. Effect of matrix and hybrid reinforcement on fibre metal laminates under low-velocity impact loading. *Compos Struct* 2022;288. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.115371>.
- [24] Li Y, Wei Y, Meng J, Zhang L, Wang P, Zheng H, et al. Damage evolution characterization of glass fabric composites at cryogenic temperatures via in-situ tensile X-ray computed tomography tests. *Composites Communications* 2022;35. <https://doi.org/10.1016/j.coco.2022.101326>.
- [25] Garcea SC, Wang Y, Withers PJ. X-ray computed tomography of polymer composites. *Compos Sci Technol* 2018;156:305–19. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.10.023>.
- [26] Ghasemi AR, Mohammadi MM. Residual stress measurement of fiber metal laminates using incremental hole-drilling technique in consideration of the integral method. *Int J Mech Sci* 2016;114:246–56. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2016.05.025>.
- [27] Li H, Wang H, Alderliesten R, Xiang J, Lin Y, Xu Y, et al. The residual stress characteristics and mechanical behavior of shot peened fiber metal laminates based on the aluminium-lithium alloy. *Compos Struct* 2020;254:112858. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112858>.
- [28] Albedah A, Bachir Bouiadjra B, Aminallah L, Es-Saheb M, Benyahia F. Numerical analysis of the effect of thermal residual stresses on the performances of bonded composite repairs in aircraft structures. *Compos B Eng* 2011;42:511–6. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2010.11.013>.
- [29] Telford R, Katnam KB, Young TM. Analysing thermally induced macro-scale residual stresses in tailored morphing composite laminates. *Compos Struct* 2014;117:40–50. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.06.013>.
- [30] Gonzalez-Canche NG, Flores-Johnson EA, Carrillo JG. Mechanical characterization of fiber metal laminate based on aramid fiber reinforced polypropylene. *Compos Struct* 2017;172:259–66. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.02.100>.
- [31] Vogelesang LB, Vlot A. Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures. *J Mater Process Technol* 2000;103:1–5. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00411-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00411-8).

- [32] Asundi A, Choi AYN. Fiber metal laminates: An advanced material for future aircraft. *J Mater Process Technol* 1997;63:384–94. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(96\)02652-0](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02652-0).
- [33] Laliberté JF, Poon C, Straznicky P V., Fahr A. Applications of Fiber-Metal Laminates. *Polymer Compositess* 2000;21:558–67.
- [34] Kazemi ME, Shanmugam L, Yang L, Yang J. A review on the hybrid titanium composite laminates (HTCLs) with focuses on surface treatments, fabrications, and mechanical properties. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2020;128:105679. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.105679>.
- [35] Vlot A. *Glare: History of the development of a new aircraft material*. New York: Kluwer Academic Publishers; 2004.
- [36] Lin CT, Kao PW, Yang FS. Fatigue behaviour of carbon fibre-reinforced aluminium laminates. *Composites* 1991;22:135–41. [https://doi.org/10.1016/0010-4361\(91\)90672-4](https://doi.org/10.1016/0010-4361(91)90672-4).
- [37] Ding Z, Wang H, Luo J, Li N. A review on forming technologies of fibre metal laminates. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 2021;4:110–26. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2020.06.006>.
- [38] Wollmann T, Hahn M, Wiedemann S, Zeiser A, Jaschinski J, Modler N, et al. Thermoplastic fibre metal laminates: Stiffness properties and forming behaviour by means of deep drawing. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 2018;18:442–50. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2017.09.001>.
- [39] Chandrasekar M, Ishak MR, Jawaid M, Leman Z, Sapuan SM. An experimental review on the mechanical properties and hygrothermal behaviour of fibre metal laminates. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2017;36:72–82. <https://doi.org/10.1177/0731684416668260>.
- [40] Miller JL, Progar DJ, Johnson WS, Clair TL. Preliminary evaluation of hybrid titanium composite laminates. *J Adhes* 1995;54:223–40. <https://doi.org/10.1080/00218469508014392>.
- [41] Yang Y, Boom R, Irion B, van Heerden DJ, Kuiper P, de Wit H. Recycling of composite materials. *Chemical Engineering and Processing: Process Intensification* 2012;51:53–68. <https://doi.org/10.1016/j.cep.2011.09.007>.
- [42] Campbell FC. *Structural Composite Materials*. ASM International; 2010.

- [43] Lengsfeld H, Wolff-Fabris F, Krämer J, Lacalle J, Altstädt V. *Composite Technology - Prepregs and Monolithic Part Fabrication Technologies*. 1st ed. Munich: Carl Hanser Verlag; 2016.
- [44] Callister WD, Rethwisch DG. *Materials Science and Engineering - An Introduction*. Wiley; 2014. <https://doi.org/10.1177/00220345850640051201>.
- [45] Corporation H. Hexcel Duxford Celebrates 80 Years of Innovation in Composites 2018;1–2.
- [46] Emerald Insight. 50 Years at Duxford for CIBA-Geigy Plastics. *Pigment & Resin Technology* 1985;14:17–20.
- [47] Kravchenko OG, Kravchenko SG, Pipes RB. Chemical and thermal shrinkage in thermosetting prepreg. *Composites: Part A* 2016;80:72–81. <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.10.001>.
- [48] Vidil T, Tournilhac F, Musso S, Robisson A, Leibler L. Control of reactions and network structures of epoxy thermosets. *Prog Polym Sci* 2016;62:126–79. <https://doi.org/10.1016/j.progpolymsci.2016.06.003>.
- [49] Campbell FC. *Introduction to Composite Materials. Structural Composite Materials* 2010;1–29. <https://doi.org/10.1017/CBO9781107415324.004>.
- [50] Corporation H. *HexPly Prepreg Technology*. 2013.
- [51] R.P.L. Nijssen. *Composite Materials: An introduction*. vol. 1. 2015.
- [52] Che L, Fang G, Wu Z, Ma Y, Zhang J, Zhou Z. Investigation of curing deformation behavior of curved fiber metal laminates. *Compos Struct* 2020;232:111570. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111570>.
- [53] Truong HTX, Martinez MJ, Ochoa OO, Lagoudas DC. Mode I fracture toughness of hybrid co-cured Al-CFRP and NiTi-CFRP interfaces: An experimental and computational study. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2020;135:105925. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.105925>.
- [54] Deng S, Djukic L, Paton R, Ye L. Thermoplastic-epoxy interactions and their potential applications in joining composite structures - A review. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2015;68:121–32. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.09.027>.
- [55] Asundi A, Choi AYN. Fiber metal laminates: An advanced material for future aircraft. *J Mater Process Technol* 1997;63:384–94. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(96\)02652-0](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02652-0).

- [56] Dragan K, Bieniaś J, Leski A, Czulak A, Hufenbach W. Inspection methods for quality control of fibre metal laminates (FML) in aerospace components. *Composites Theory and Practice* 2012;12r:272–8.
- [57] Vlot A, Gunnink JW. *Fibre Metal Laminates: An Introduction*. Springer; 2001. <https://doi.org/10.1007/978-94-010-0995-9>.
- [58] Alderliesten RC, Benedictus R. Fiber/metal composite technology for future primary aircraft structures. *J Aircr* 2008;45:1182–9. <https://doi.org/10.2514/1.33946>.
- [59] Chen Y, Yang Y, Wang Z, Wang H, Li J, Hua L. Accurate simulation on the forming and failure processes of fiber metal laminates: A review. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 2023;6:344–56. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2023.02.003>.
- [60] BIMMERPOST. *Introducing the 2016 BMW 7 Series (G11 / G12): specs, wallpapers, videos* 2015. <https://www.7post.com/forums/showthread.php?t=1137039> (accessed October 29, 2024).
- [61] Bieniaś J, Jakubczak P, Surowska B. Properties and characterization of fiber metal laminates. *Hybrid Polymer Composite Materials: Properties and Characterisation* 2017:253–77. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100787-7.00011-1>.
- [62] John MJ, Thomas S. Biofibres and biocomposites. *Carbohydr Polym* 2008;71:343–64. <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2007.05.040>.
- [63] Evans JT. *Analysis and performance of fiber composites (second edition)*. vol. 151. 1992. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(92\)90189-8](https://doi.org/10.1016/0921-5093(92)90189-8).
- [64] Grande R, Alegre P, Grande R, Alegre P. Influence of the Stacking Sequence on the Mechanical Properties of Glass / Sisal 2010;29. <https://doi.org/10.1177/0731684408096430>.
- [65] Akmar ABI, Kramer O, Rabczuk T. Probabilistic multi-scale optimization of hybrid laminated composites. *Compos Struct* 2018;184:1111–25. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.10.032>.
- [66] Barreto ACH, Rosa DS, Fechine PBA, Mazzetto SE. Properties of sisal fibers treated by alkali solution and their application into cardanol-based biocomposites. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:492–500. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.01.008>.

- [67] Behera AK, Avancha S, Basak RK, Sen R, Adhikari B. Fabrication and characterizations of biodegradable jute reinforced soy based green composites. *Carbohydr Polym* 2012;88:329–35. <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2011.12.023>.
- [68] Liang S, Gning PB, Guillaumat L. A comparative study of fatigue behaviour of flax/epoxy and glass/epoxy composites. *Compos Sci Technol* 2012;72:535–43. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.01.011>.
- [69] Andersons J, Joffe R. Estimation of the tensile strength of an oriented flax fiber-reinforced polymer composite. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:1229–35. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.05.005>.
- [70] Joshi S V., Drzal LT, Mohanty AK, Arora S. Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites? *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2004;35:371–6. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2003.09.016>.
- [71] Zhang Y, Li Y, Ma H, Yu T. Tensile and interfacial properties of unidirectional flax/glass fiber reinforced hybrid composites. *Compos Sci Technol* 2013;88:172–7. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2013.08.037>.
- [72] Gurunathan T. MS, K. NS. A Review of the Recent Developments in Biocomposites Based on Natural Fibres and Their Application Perspectives. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2015;77:1.
- [73] Militello C, Bongiorno F, Epasto G, Zuccarello B. Low-velocity impact behaviour of green epoxy biocomposite laminates reinforced by sisal fibers. *Compos Struct* 2020;253:112744. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112744>.
- [74] Senthilkumar K, Saba N, Rajini N, Chandrasekar M, Jawaid M, Siengchin S, et al. Mechanical properties evaluation of sisal fibre reinforced polymer composites: A review. *Constr Build Mater* 2018;174:713–29. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.143>.
- [75] Ferreira BT, da Silva LJ, Panzera TH, Santos JC, Freire RTS, Scarpa F. Sisal-glass hybrid composites reinforced with silica microparticles. *Polym Test* 2019;74:57–62. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2018.12.026>.
- [76] Gupta MK, Srivastava RK, Kumar S, Gupta S, Nahak B. Mechanical and Water Absorption Properties of Hybrid Sisal/Glass Fibre Reinforced Epoxy Composite. *Gupta MK American Journal of Polymer Science & Engineering* 2015;3:208–19.
- [77] Palanikumar K, Ramesh M, Hemachandra Reddy K. Experimental investigation on the mechanical properties of green hybrid sisal and glass fiber reinforced polymer

- composites. *Journal of Natural Fibers* 2016;13:321–31.
<https://doi.org/10.1080/15440478.2015.1029192>.
- [78] Anand Kumar R, Sindhu SSS, Kumaresan M, Sathish S, Karthi N, Vignesh J, et al. Wear performance and Mechanical properties of Unidirectional Sisal/Carbon/Flax Hybrid Reinforced Epoxy Composites. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng* 2020;988:0–10.
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/988/1/012010>.
- [79] Jagadeesh P, Puttegowda M, Girijappa YGT, Rangappa SM, Siengchin S. Carbon fiber reinforced areca/sisal hybrid composites for railway interior applications: Mechanical and morphological properties. *Polym Compos* 2022;43:160–72.
<https://doi.org/10.1002/pc.26364>.
- [80] Schajer GS. *Practical residual stress measurement methods*. 2013.
- [81] Inoue G, M. T, T. H. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. Ohio: ASM International; 2002.
- [82] Ling FF. *Residual Stress Measurement and the Slitting Method*. 2007.
<https://doi.org/10.1007/978-0-387-39030-7>.
- [83] Wu T, Tinkloh SR, Tröster T, Zinn W, Niendorf T. Determination and validation of residual stresses in CFRP/metal hybrid components using the incremental hole drilling method. *Journal of Composites Science* 2020;4:1–19.
<https://doi.org/10.3390/jcs4030143>.
- [84] Liu HY, Zhang X, Mai YW, Diao XX. On steady-state fibre pull-out. II Computer simulation. *Compos Sci Technol* 1999;59:2191–9. [https://doi.org/10.1016/s0266-3538\(99\)00060-3](https://doi.org/10.1016/s0266-3538(99)00060-3).
- [85] Shokrieh MM. *Residual Stresses in Composite Materials*. 2014.
<https://doi.org/10.1533/9780857098597>.
- [86] Prussak R, Stefaniak D, Hühne C, Sinapius M. Evaluation of residual stress development in FRP-metal hybrids using fiber Bragg grating sensors. *Production Engineering* 2018;12:259–67. <https://doi.org/10.1007/s11740-018-0793-4>.
- [87] Li H, Wang H, Alderliesten R, Xiang J, Lin Y, Xu Y, et al. The residual stress characteristics and mechanical behavior of shot peened fiber metal laminates based on the aluminium-lithium alloy. *Compos Struct* 2020;254.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112858>.
- [88] Bruschi S, Cao J, Merklein M, Yanagimoto J. Forming of metal-based composite parts. *CIRP Annals* 2021;70:567–88. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2021.05.009>.

- [89] Zal V, Moslemi Naeini H, Sinke J, Bahramian AR, Abouhamzeh M, Benedictus R. A new procedure for Finite Element simulation of forming process of non-homogeneous composite laminates and FMLs. *Compos Struct* 2017;163:444–53. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.12.024>.
- [90] Tabatabaeian A, Ghasemi AR, Shokrieh MM, Marzbanrad B, Baraheni M, Fotouhi M. Residual Stress in Engineering Materials: A Review. *Adv Eng Mater* 2022;24. <https://doi.org/10.1002/adem.202100786>.
- [91] Ghasemi AR, Mohammadi-Fesharaki M. Influence of different parameters on cured shapes and residual stresses of unsymmetric composite laminate reinforced by multi-wall carbon nanotubes. *Polymer Bulletin* 2019;76:5751–71. <https://doi.org/10.1007/s00289-019-02682-6>.
- [92] Magnier A, Wu T, Tinkloh SR, Tröster T, Scholtes B, Niendorf T. On the reliability of residual stress measurements in unidirectional carbon fibre reinforced epoxy composites. *Polym Test* 2021;97. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2021.107146>.
- [93] A. NJ, P. Z. Matrix solidification and the resulting residual thermal stresses in composites. *J Mater Sci* 1985;20:355–67.
- [94] Barnes JA, Byerly GE. The formation of residual stresses in laminated thermoplastic composites. *Compos Sci Technol* 1994;51:479–94. [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(94\)90081-7](https://doi.org/10.1016/0266-3538(94)90081-7).
- [95] Karami G, Garnich M. Micromechanical study of thermoelastic behavior of composites with periodic fiber waviness. *Compos B Eng* 2005;36:241–8. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2004.09.005>.
- [96] Shokrieh MM, Masoud Kamali S. Theoretical and experimental studies on residual stresses in laminated polymer composites. *J Compos Mater* 2005;39:2213–25. <https://doi.org/10.1177/0021998305053511>.
- [97] Manson JAE, Seferis JC. Process Simulated Laminate (PSL) : A Methodology to Internal Stress Characterization in Advanced Composite Materials. *J Compos Mater* 1992;26:405–31. <https://doi.org/10.1177/002199839202600305>.
- [98] Chung DDL. Continuous carbon fiber polymer-matrix composites and their joints, studied by electrical measurements. *Polym Compos* 2001;22:250–70. <https://doi.org/10.1002/pc.10536>.
- [99] ASTM E 837:2008. Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gages 2008;1:1–17. <https://doi.org/10.1520/E0837-20.1>.

- [100] Gong XL, Wen Z, Su Y. Experimental determination of residual stresses in composite laminates [02/ 02]s. *Advanced Composite Materials* 2015;24:33–47. <https://doi.org/10.1080/09243046.2014.937136>.
- [101] Magnier A, Scholtes B, Niendorf T. Analysis of residual stress profiles in plastic materials using the hole drilling method – Influence factors and practical aspects. *Polym Test* 2017;59:29–37. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2016.12.025>.
- [102] Magnier A, Zinn W, Niendorf T, Scholtes B. Residual Stress Analysis on Thin Metal Sheets Using the Incremental Hole Drilling Method – Fundamentals and Validation. *Exp Tech* 2019;43:65–79. <https://doi.org/10.1007/s40799-018-0266-x>.
- [103] Schajer GS. *Practical residual stress measurement methods*. 2013.
- [104] Rossini NS, Dassisti M, Benyounis KY, Olabi AG. Methods of measuring residual stresses in components. *Mater Des* 2012;35:572–88. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.08.022>.
- [105] GUO J, FU H, PAN B, KANG R. Recent progress of residual stress measurement methods: A review. *Chinese Journal of Aeronautics* 2021;34:54–78. <https://doi.org/10.1016/j.cja.2019.10.010>.
- [106] Eijpe IM, Powell PC. Residual stress evaluation in composites using a modified layer removal method. vol. 37. 1997.
- [107] Junior VDL, Leão RM, Steier VF, da Luz SM. Influence of cure agent, treatment and fibre content on the thermal behaviour of a curaua/epoxy prepreg. *Plastics, Rubber and Composites* 2020;0:1–8. <https://doi.org/10.1080/14658011.2020.1729658>.
- [108] Rodrigues BS, García RM, Leão RM, Amico SC, Luz SM. Hemicellulose Removal in Curaua (*Ananas erectifolius*) Fibers for Polyester Composites. *Nova Scientia* 2018;10:154–72. <https://doi.org/10.21640/ns.v10i21.1509>.
- [109] Roldi-Oliveira M, Diniz LM, Elias AL, Luz SM. Hemicellulose Films from Curaua Fibers (*Ananas erectifolius*): Extraction and Thermal and Mechanical Characterization. *Polymers (Basel)* 2022;14. <https://doi.org/10.3390/polym14152999>.
- [110] Huntsman Advanced Materials. Araldite ® LY 1564 BR. 2010.
- [111] Mahjoub R, Yatim JM, Mohd Sam AR, Hashemi SH. Tensile properties of kenaf fiber due to various conditions of chemical fiber surface modifications. *Constr Build Mater* 2014;55:103–13. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2014.01.036>.

- [112] Senthilkumar K, Saba N, Rajini N, Chandrasekar M, Jawaid M, Siengchin S, et al. Mechanical properties evaluation of sisal fibre reinforced polymer composites: A review. *Constr Build Mater* 2018;174:713–29.
<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.143>.
- [113] Libera Junior VD, Teixeira LA, Da M, Batista S, Da Luz SM. STUDY OF CURING EXTENT OF DIFFERENT EPOXY SYSTEMS FOR PREPREGS APPLICATION. n.d.
- [114] Kakati S, Chakraborty D. Delamination in GLARE laminates under low velocity impact. *Compos Struct* 2020;240:112083.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112083>.
- [115] Jin K, Wang H, Tao J, Tian J. Effect of the interference fit on the stress distribution and failure mode of a flat-head riveted GLARE joint. *Compos Struct* 2020;235:111788. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111788>.
- [116] Santos AL, Nakazato RZ, Schmeer S, Botelho EC. Influence of anodization of aluminum 2024 T3 for application in aluminum/Cf/ epoxy laminate. *Compos B Eng* 2020;184:107718. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107718>.
- [117] Yao L, Sun G, He W, Meng X, Xie D. Investigation on impact behavior of FMLs under multiple impacts with the same total energy: Experimental characterization and numerical simulation. *Compos Struct* 2019;226:111218.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111218>.
- [118] Xu Y, Li H, Shen Y, Liu S, Wang W, Tao J. Improvement of adhesion performance between aluminum alloy sheet and epoxy based on anodizing technique. *Int J Adhes Adhes* 2016;70:74–80. <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2016.05.007>.
- [119] ASTM International. ASTM D3039 - Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. Annual Book of ASTM Standards 2017.
<https://doi.org/10.1520/D3039>.
- [120] ASTM International. ASTM D3039 - Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. Annual Book of ASTM Standards 2017.
<https://doi.org/10.1520/D3039>.
- [121] Guangquan Y, Jiazhen Z, Songhe M. Study on cure-induced residual stresses for fibre metal laminate. *Polymers and Polymer Composites* 2013;21:561–4.
<https://doi.org/10.1177/096739111302100902>.
- [122] Gallagher PK. *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry*. 1st ed. Amsterdam: Elsevier; 2002.

- [123] Xie M, Zhang Z, Gu Y, Li M, Su Y. Thermochemica Acta A new method to characterize the cure state of epoxy prepreg by dynamic mechanical analysis. *Thermochim Acta* 2009;487:8–17. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2009.01.001>.
- [124] Abouhamzeh M, Sinke J, Jansen KMB, Benedictus R. Kinetic and thermo-viscoelastic characterisation of the epoxy adhesive in GLARE. *Compos Struct* 2015;124:19–28. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.12.069>.
- [125] Abouhamzeh M, Sinke J, Jansen KMB, Benedictus R. Closed form expression for residual stresses and warpage during cure of composite laminates. *Compos Struct* 2015;133:902–10. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.07.098>.
- [126] Shundo A, Yamamoto S, Tanaka K. Network Formation and Physical Properties of Epoxy Resins for Future Practical Applications. *JACS Au* 2022;2:1522–42. <https://doi.org/10.1021/jacsau.2c00120>.
- [127] Zuo P, Srinivasan D V., Vassilopoulos AP. Review of hybrid composites fatigue. *Compos Struct* 2021;274. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114358>.
- [128] Sasso M, Mancini E, Dhaliwal GS, Newaz GM, Amodio D. Investigation of the mechanical behavior of CARALL FML at high strain rate. *Compos Struct* 2019;222:110922. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.110922>.
- [129] Ghalia MA, Abdelrasoul A. Compressive and fracture toughness of natural and synthetic fiber-reinforced polymer. *Mechanical and Physical Testing of Biocomposites, Fibre-Reinforced Composites and Hybrid Composites* 2019:123–40. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102292-4.00007-2>.
- [130] De Silva FA, Chawla N, Filho RDT. Mechanical behavior of natural sisal fibers. *J Biobased Mater Bioenergy*, vol. 4, 2010, p. 106–13. <https://doi.org/10.1166/jbmb.2010.1074>.
- [131] de Castro BD, Fotouhi M, Vieira LMG, de Faria PE, Campos Rubio JC. Mechanical Behaviour of a Green Composite from Biopolymers Reinforced with Sisal Fibres. *J Polym Environ* 2021;29:429–40. <https://doi.org/10.1007/s10924-020-01875-9>.
- [132] Zuccarello B, Militello C, Bongiorno F. Influence of the anisotropy of sisal fibers on the mechanical properties of high performance unidirectional biocomposite lamina and micromechanical models. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2021;143. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106320>.
- [133] Zuccarello B, Militello C, Bongiorno F. Influence of the anisotropy of sisal fibers on the mechanical properties of high performance unidirectional biocomposite lamina

- and micromechanical models. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2021;143:106320. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2021.106320>.
- [134] Sreekala MS, George J, Kumaran MG, Thomas S. The mechanical performance of hybrid phenol-formaldehyde-based composites reinforced with glass and oil palm fibres. *Compos Sci Technol* 2002;62:339–53. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(01\)00219-6](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(01)00219-6).
- [135] Zhang Y, Li Y, Ma H, Yu T. Tensile and interfacial properties of unidirectional flax/glass fiber reinforced hybrid composites. *Compos Sci Technol* 2013;88:172–7. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2013.08.037>.
- [136] Sanjay MR, Arpitha GR, Senthamarai kannan P, Kathiresan M, Saibalaji MA, Yogesha B. The Hybrid Effect of Jute/Kenaf/E-Glass Woven Fabric Epoxy Composites for Medium Load Applications: Impact, Inter-Laminar Strength, and Failure Surface Characterization. *Journal of Natural Fibers* 2019;16:600–12. <https://doi.org/10.1080/15440478.2018.1431828>.
- [137] Murugu Nachippan N, Alphonse M, Bupesh Raja VK, Shasidhar S, Varun Teja G, Harinath Reddy R. Experimental investigation of hemp fiber hybrid composite material for automotive application. *Mater Today Proc* 2021;44:3666–72. <https://doi.org/10.1016/J.MATPR.2020.10.798>.
- [138] Helaili S, Chafra M, Chevalier Y. Natural fiber alfa/epoxy randomly reinforced composite mechanical properties identification. *Structures* 2021;34:542–9. <https://doi.org/10.1016/J.ISTRUC.2021.07.095>.
- [139] Jesthi DK, Nayak S, Saroj S, Sadarang J. Evaluation of flexural and vibration property of glass/bamboo/jute hybrid fiber composite in hydrothermal environment. *Mater Today Proc* 2022;49:491–6. <https://doi.org/10.1016/J.MATPR.2021.03.062>.
- [140] Sun J, Xu S, Lu G, Ruan D, Wang Q. Mechanical response of fibre metal laminates (FMLs) under low to intermediate strain rate tension. *Compos Struct* 2023;305. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.116493>.
- [141] Tamilarasan U, Karunamoorthy L, Palanikumar K. Mechanical properties evaluation of the carbon fibre reinforced aluminium sandwich composites. *Materials Research* 2015;18:1029–37. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.017215>.
- [142] Mohammed I, Rahim A, Talib A, Thariq M, Sultan H, Jawaaid M, et al. Mechanical Properties of Fibre-Metal Laminates Made of Natural/Synthetic Fibre Composites. vol. 13. 2018.

- [143] Hynes NRJ, Vignesh NJ, Barile C, Velu PS, Ali MA, Raza MH, et al. Mechanical and microstructural characterization of hybrid fiber metal laminates obtained through sustainable manufacturing. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 2022;22. <https://doi.org/10.1007/s43452-021-00350-z>.
- [144] Kirubakaran R, Kaliyamoorthy R, Munusamy R, Annamalai B. Mechanical and vibration behavior of surface-modified titanium sheet interleaved with woven basalt/flax fiber metal laminates. *Polym Compos* 2023;44:8442–53. <https://doi.org/10.1002/pc.27709>.
- [145] Elfaleh I, Abbassi F, Habibi M, Ahmad F, Guedri M, Nasri M, et al. A comprehensive review of natural fibers and their composites: An eco-friendly alternative to conventional materials. *Results in Engineering* 2023;19. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2023.101271>.
- [146] Wang Y, Sun W, Cao L. Tensile and flexural mechanical attributes of hybrid carbon/basalt fiber metal laminates under various hybridization and stacking sequences. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2024;177. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2023.107942>.
- [147] Azghan MA, Bahari-Sambran F, Eslami-Farsani R. Modeling and experimental study on the mechanical behavior of glass/basalt fiber metal laminates after thermal cycling. *International Journal of Damage Mechanics* 2021;30:1192–212. <https://doi.org/10.1177/1056789521998731>.
- [148] Ng LF, Yahya MY, Muthukumar C, Woo XJ, Muhaimin AH, Majid RA. Mechanical Characterization of Aluminum Sandwich Structures with Woven-Ply Pineapple Leaf/Glass Fiber-Reinforced Hybrid Composite Core. *Journal of Natural Fibers* 2023;20. <https://doi.org/10.1080/15440478.2022.2160404>.
- [149] Das SC, Paul D, Grammatikos SA, Siddiquee MAB, Papatzani S, Koralli P, et al. Effect of stacking sequence on the performance of hybrid natural/synthetic fiber reinforced polymer composite laminates. *Compos Struct* 2021;276. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114525>.
- [150] Khalid MY, Arif ZU, Al Rashid A, Shahid MI, Ahmed W, Tariq AF, et al. Interlaminar shear strength (ILSS) characterization of fiber metal laminates (FMLs) manufactured through VARTM process. *Forces in Mechanics* 2021;4:100038. <https://doi.org/10.1016/j.finmec.2021.100038>.

- [151] Liu C, Du D, Li H, Hu Y, Xu Y, Tian J, et al. Interlaminar failure behavior of GLARE laminates under short-beam three-point-bending load. *Compos B Eng* 2016;97:361–7. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2016.05.003>.
- [152] Sharma AP, Velmurugan R. Uni-axial tensile response and failure of glass fiber reinforced titanium laminates. *Thin-Walled Structures* 2020;154:106859. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2020.106859>.
- [153] Wang H, Li H, Xu Y, Lin Y, Li H, Tao J. Effects of Thermal Residual Stresses on Tensile and Interlaminar Shear Behaviors of GLARE Laminates. *Applied Composite Materials* 2021;28:877–98. <https://doi.org/10.1007/s10443-021-09902-1>.
- [154] Hausmann J, Naghipour P, Schulze K. Analytical and Numerical Residual Stress Models for Fiber Metal Laminates – Comparison and Application. *Procedia Materials Science* 2013;2:68–73. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2013.02.009>.
- [155] Khan SU, Alderliesten RC, Benedictus R. Post-stretching induced stress redistribution in Fibre Metal Laminates for increased fatigue crack growth resistance. *Compos Sci Technol* 2009;69:396–405. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2008.11.006>.
- [156] Xu Y, Li H, Yang Y, Hu Y, Tao J. Determination of residual stresses in Ti/CFRP laminates after preparation using multiple methods. *Compos Struct* 2019;210:715–23. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.11.090>.
- [157] Abouhamzeh M, Sinke J, Benedictus R. Investigation of curing effects on distortion of fibre metal laminates. *Compos Struct* 2015;122:546–52. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.12.019>.
- [158] Wang Y, Ye X, Yang C, Wei J, Zheng S, Zhao L, et al. GLARE deformation in low-restraint state: Tensile and bending behavior. *Thin-Walled Structures* 2024;197. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2024.111613>.
- [159] Wang W, Rans C, Benedictus R. Analytical prediction model for non-symmetric fatigue crack growth in Fibre Metal Laminates. *Int J Fatigue* 2017;103:546–56. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.06.035>.
- [160] Haq E, Saifullah A, Habib A, Azim AYMA, Alimuzzaman S, Dhakal HN, et al. Improved mechanical properties of environmentally friendly jute fibre reinforced metal laminate sandwich composite through enhanced interface. *Heliyon* 2024;10. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e24345>.

- [161] Militello C, Bongiorno F, Epasto G, Zuccarello B. Low-velocity impact behaviour of green epoxy biocomposite laminates reinforced by sisal fibers. *Compos Struct* 2020;253. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112744>.
- [162] Nurazzi NM, Asyraf MRM, Fatimah Athiyah S, Shazleen SS, Rafiqah SA, Harussani MM, et al. A review on mechanical performance of hybrid natural fiber polymer composites for structural applications. *Polymers (Basel)* 2021;13. <https://doi.org/10.3390/polym13132170>.
- [163] Dashtizadeh Z, Abdan K, Jawaid M, Asim Khan M, Behmanesh M, Dashtizadeh M, et al. SCIENCE & TECHNOLOGY Mechanical and Thermal Properties of Natural Fibre Based Hybrid Composites: A Review. *Pertanika J Sci & Technol* 2017;25:1103–22.
- [164] Jagadeesh P, Puttegowda M, Girijappa YGT, Rangappa SM, Siengchin S. Carbon fiber reinforced areca/sisal hybrid composites for railway interior applications: Mechanical and morphological properties. *Polym Compos* 2022;43:160–72. <https://doi.org/10.1002/pc.26364>.
- [165] Huzaiifa M, Zahoor S, Akhtar N, Abdullah MH, Sajjad H, Salah Uddin K, et al. Exploring mechanical properties of eco-friendly hybrid epoxy composites reinforced with sisal, hemp, and glass fibers. *Journal of Materials Research and Technology* 2024;33:2785–93. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.189>.
- [166] Jawaid M, Abdul Khalil HPS. Cellulosic/synthetic fibre reinforced polymer hybrid composites: A review. *Carbohydr Polym* 2011;86:1–18. <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2011.04.043>.
- [167] Gurmu DN, Lemu HG. Experimental Investigation on Effect of Weight Fraction of Sisal Fiber on Mechanical Properties of Sisal-E-Glass Hybrid Polymer Composites. *Advances in Materials Science and Engineering* 2023;2023. <https://doi.org/10.1155/2023/3948500>.
- [168] Hadlhalli chandrashekar P, Nagarajachari U, Thyavihalli Girijappa YG, Byrapura Chandregowda H, Kalappa P. Synergistic effects of sisal/glass fiber hybridization and eggshell powder filler on the performance of eco-friendly polymer composites. *Polym Compos* 2024. <https://doi.org/10.1002/pc.29041>.