



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA ESTRUTURAL E CONSTRUÇÃO CIVIL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL

THAMIRES XIMENES CAVALCANTE

COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPÓSITO DE METAL/FIBRA DE JUTA
COM MATRIZ EPOXÍDICA

FORTALEZA

2023

THAMIRES XIMENES CAVALCANTE

COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPÓSITO DE METAL/FIBRA DE JUTA COM
MATRIZ EPOXÍDICA

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil do Centro de Tecnologia da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de mestre em Engenharia Civil. Área de Concentração: Estruturas

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Silva Medeiros Júnior.

Coorientador: Prof. Dr. Lucas Feitosa de Albuquerque Lima Babadopulos.

FORTALEZA

2023

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Sistema de Bibliotecas
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

C364c Cavalcante, Thamires Ximenes.
Comportamento mecânico de compósito de metal/fibra de juta com matriz epoxídica / Thamires Ximenes Cavalcante. – 2023.
87 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil: Estruturas e Construção Civil, Fortaleza, 2023.

Orientação: Prof. Dr. Marcelo Silva Medeiros Júnior.

Coorientação: Prof. Dr. Lucas Feitosa de Albuquerque Lima Babadopulos.

1. Compósitos Laminados. 2. Fibras Naturais. 3. Fibras Naturais. I. Título.

CDD 624.1

THAMIRES XIMENES CAVALCANTE

COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPÓSITO DE METAL/FIBRA DE JUTA COM
MATRIZ EPOXÍDICA

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil do Centro de Tecnologia da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de mestre em Engenharia Civil. Área de Concentração: Estruturas

Aprovada em:

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcelo Silva Medeiros
Júnior. (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Lucas Feitosa de Albuquerque Lima
Babadopulos. (Coorientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Evandro Parente Júnior
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Daniel Carlos Taissum Cardoso
Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro
(PUC-Rio)

A Deus.

Aos meus pais, José Wilson e Antonia.

RESUMO

Diversos estudos têm sido desenvolvidos em razão das vantagens das aplicações dos materiais compósitos em projetos, principalmente, devido às altas relações resistência/peso e rigidez/peso. As indústrias têm buscado inserir as fibras naturais visando o desenvolvimento de projetos com compósitos mais sustentáveis, leves e econômicos, e a juta está entre as fibras naturais mais usadas em reforço de matrizes poliméricas de compósitos. O presente trabalho tem como objetivo o desenvolvimento, caracterização e a modelagem numérica de dois compósitos laminados. O primeiro laminado é constituído por fibra de juta e resina epóxi e o segundo trata-se de um laminado híbrido tipo "sanduíche" com matriz compostas pelo primeiro laminado e duas lâminas de alumínio nas face superior e inferior. A aquisição de dados foi realizada através de um amplo programa experimental para caracterizar os materiais constituintes dos laminados, bem como os laminados. A fibra de juta foi caracterizada através de ensaios mecânicos, térmicos e microscópicos, e a influência do tratamento nas propriedades das fibras foi analisada. As fibras tratadas foram submetidas a um tratamento alcalino com concentração de 5% NaOH. O comportamento viscoelástico da resina epóxi foi descrito através de ensaios reológicos e térmicos. Por fim, a caracterização das propriedades do compósito foi realizada através de ensaios mecânicos de tração, flexão, energia de fratura e resistência ao cisalhamento. Com a obtenção das propriedades realizaram-se as modelagens numéricas no *software* comercial Abaqus, que disponibiliza em elementos de estado plano de tensão a implementação do critério de Hashin e evolução de dano baseada na mecânica do dano contínuo. As simulações do compósitos reforçados por fibras (CRF) aos esforço de tração e flexão de 3 pontos obtiveram resultados satisfatórios. Em relação as simulações do compósitos metal/fibra (FML - Fiber/Metal Laminates), os resultados tanto a tração quanto a flexão, apresentaram uma inclinação superior às curvas experimentais, esse fato foi atribuído principalmente à união das lâminas de alumínio com a superfície do CRF que apresentaram delaminação em algumas regiões.

Palavras-chave: Compósitos Laminados. Fibras Naturais. Modelagem Numérica.

ABSTRACT

Several studies have been developed due to the advantages of the applications of composite materials in projects, mainly due to the high strength/weight and stiffness/weight ratios. Industries have sought to insert natural fibers in order to develop projects with more sustainable, lightweight and economical composites, and jute is among the most used natural fibers in reinforcing polymeric composite matrices. The present work aims at the development, characterization and numerical modeling of two laminated composites. The first laminate is made up of jute fiber and epoxy resin and the second is a hybrid laminate of the "sandwich" type with a matrix composed of the first laminate and two aluminum laminates on the upper and lower sides. Data acquisition was carried out through a broad experimental program to characterize the constituent materials of the laminates, as well as themselves. The jute fiber was characterized through mechanical, thermal and microscopic tests, and the influence of the treatment on the fiber properties was analyzed. The treated fibers were submitted to an alkaline treatment with a concentration of 5% NaOH. The viscoelastic behavior of the epoxy resin was described through rheological and thermal tests. Finally, the characterization of the composite properties was carried out through mechanical tests of traction, flexion, fracture energy and shear strength. After obtaining the properties, the numerical modeling was performed in the commercial software Abaqus, which provides in plane stress state elements the implementation of the Hashin criterion and damage evolution based on continuous damage mechanics. The simulations of the fiber reinforced composites (CRF) to tensile and 3-point bending stresses obtained satisfactory results. In relation to the simulations of the Fiber/Metal Laminates (FML), the results for both traction and bending, presented a slope higher than the experimental curves, this fact was attributed mainly to the union of the aluminum sheets with the surface of the CRF that presented delamination in some regions.

Keywords: Laminate Composites. Natural Fibers. Numerical Modeling

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Classificação dos compósitos	17
Figura 2 – Reação de NaOH com grupos -OH de celulose	22
Figura 3 – Envoltória de falha do Critério da Máxima Tensão para estado bidimensional de tensão	28
Figura 4 – Força uniaxial da lâmina unidirecional de Aramida 49/Epóxi fora do eixo em função da orientação da fibra	28
Figura 5 – Envoltória de falha Tsai-Wu para estado bidimensional de tensão	29
Figura 6 – Envoltória de falha para tensões combinadas (σ_2 , τ_{21}), modos de falha A, B, C e ângulo de fratura θ_{fp}	32
Figura 7 – Modelo de torção 3D	37
Figura 8 – Degradação progressiva brusca	40
Figura 9 – Esquema de degradação brusca x gradual	41
Figura 10 – Etapas Metodológicas	45
Figura 11 – Esquema de produção do CRF e FML	46
Figura 12 – <i>Ilustração da montagem experimental para o ensaio de tração, sistema de fixação da malha e do fio de juta.</i>	48
Figura 13 – <i>Discovery Hybrid Rheometer</i>	49
Figura 14 – <i>Detalhamento dos CPs de CRF e FML para o ensaio de tração</i>	50
Figura 15 – <i>Detalhamento dos CPs de CRF e FML para o ensaio de flexão</i>	50
Figura 16 – <i>Detalhamento e preparação do CP de CRF para o teste de energia de fratura</i>	51
Figura 17 – <i>Detalhamento e preparação do CP de CRF para o ensaio de resistência ao cisalhamento.</i>	52
Figura 18 – Ensaio de tração direta em corpo de prova de alumínio	53
Figura 19 – Diagrama de Tensão x Deformação da chapa de alumínio AA 3003	54
Figura 20 – Lei de Endurecimento (<i>Hardening Law</i>) de Voce	54
Figura 21 – Curva experimental do ensaio à tração para o fio da fibra de juta natural e tratada, respectivamente	55
Figura 22 – Curva experimental do ensaio à tração para os fios de juta naturais e tratados, respectivamente	56
Figura 23 – Probabilidade cumulativa de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração referentes aos fios de juta	57

Figura 24 – Regressão linear de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração para os fios naturais e tratados	58
Figura 25 – Curva experimental do ensaio à tração para malhas de fibra de juta naturais e tratadas, respectivamente	58
Figura 26 – Probabilidade cumulativa de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração referentes às malhas de juta	59
Figura 27 – Regressão linear de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração das malhas de fibra de juta natural e tratada	59
Figura 28 – Curvas TGA e DTG para fibra de juta natural e tratada	60
Figura 29 – Micrografias eletrônicas de varredura para a fibra de juta natural e tratada	61
Figura 30 – EDS para a fibra de juta natural e tratada	61
Figura 31 – EDS imagem para a fibra de juta natural e tratada	62
Figura 32 – Curva mestra para o módulo complexo, Tref=25°C	63
Figura 33 – Fatores de deslocamento do teste DSR para resina epóxi	64
Figura 34 – Gráfico de análise DSC para resina epóxi	65
Figura 35 – Curva de Tensão vs. deformação do ensaio de tração para o CRF	66
Figura 36 – Curva de tensão vs. deformação do ensaio de cisalhamento o CRF	66
Figura 37 – Curva de força vs. deslocamento do ensaio de energia de fratura para o CRF	67
Figura 38 – Quadros em momentos diferentes para ensaio de energia de fratura	68
Figura 39 – Campo de deformação em dois estágios diferentes durante o ensaio de energia de fratura	68
Figura 40 – Curva do ensaio de flexão de três pontos para o CRF	69
Figura 41 – Curva de tensão vs. deformação do ensaio de tração para o FML	69
Figura 42 – Curva do ensaio de flexão de três pontos para o FML	70
Figura 43 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de tração para CRF	71
Figura 44 – Curva força versus deslocamento do ensaio de tração para CRF, experimental e computacional	72
Figura 45 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de flexão de 3 pontos para CRF	73
Figura 46 – Curva força versus deslocamento do ensaio de flexão de 3 pontos para CRF, experimental e computacional	74

Figura 47 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de tração para FML	75
Figura 48 – Curva força versus deslocamento do ensaio de tração para o FML, experimental e computacional	76
Figura 49 – Corpo de prova do compósito FML após o ensaio de tração direta	76
Figura 50 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de flexão de 3 pontos para FML	77
Figura 51 – Curva força versus deslocamento do ensaio de flexão de 3 pontos para FML, experimental e computacional	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades Mecânicas das Fibras Naturais	21
Tabela 2 – Composição Química das Fibras Naturais	22
Tabela 3 – Síntese dos resultados termogravimétricos da fibra de juta	60
Tabela 4 – Valores dos parâmetros do modelo 2S2P1D para o ensaio de módulo complexo	63
Tabela 5 – Propriedades aplicadas ao ensaio de tração do CRF	71
Tabela 6 – Propriedades aplicadas ao ensaio de flexão do CRF	72
Tabela 7 – Propriedades do alumínio aplicadas ao ensaio de flexão do FML	75

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Objetivos	15
1.2	Organização do Trabalho	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1	Materiais Compósitos	17
<i>2.1.1</i>	<i>Classificação e tipos de compósitos</i>	<i>17</i>
<i>2.1.2</i>	<i>Compósitos reforçados por fibras</i>	<i>18</i>
<i>2.1.3</i>	<i>Compósito laminado reforçado por fibras naturais</i>	<i>19</i>
<i>2.1.3.1</i>	<i>Tratamento de superfície</i>	<i>22</i>
<i>2.1.3.2</i>	<i>Análise estatística de dispersão das propriedades</i>	<i>24</i>
2.2	Comportamento Mecânico	24
2.3	Crítérios de iniciação de falha	26
<i>2.3.1</i>	<i>Crítério da Máxima Tensão</i>	<i>27</i>
<i>2.3.2</i>	<i>Crítério de Tsai-Wu</i>	<i>28</i>
<i>2.3.3</i>	<i>Crítério de Hashin</i>	<i>30</i>
<i>2.3.4</i>	<i>Crítério de Puck</i>	<i>31</i>
<i>2.3.5</i>	<i>Crítérios LaRC 03 e LaRC 04</i>	<i>33</i>
2.4	Modelos de Degradação e Dano (Comportamento Pós-Pico)	38
<i>2.4.1</i>	<i>Modelos de Degradação Brusca (Ply Discount)</i>	<i>39</i>
<i>2.4.2</i>	<i>Modelos de Degradação Progressiva (Progressive Damage)</i>	<i>40</i>
<i>2.4.3</i>	<i>Modelos de Dano Contínuo (Continuum Damage)</i>	<i>40</i>
3	METODOLOGIA	45
3.1	Fabricação dos Compósitos	45
<i>3.1.1</i>	<i>Tratamento</i>	<i>45</i>
<i>3.1.2</i>	<i>Produção</i>	<i>46</i>
3.2	Caracterização dos Constituintes	47
<i>3.2.1</i>	<i>Caracterização das Chapas de Alumínio</i>	<i>47</i>
<i>3.2.2</i>	<i>Caracterização das Fibras/Malha de Juta</i>	<i>47</i>
<i>3.2.3</i>	<i>Caracterização da Resina Epóxi</i>	<i>48</i>
3.3	Caracterização do Compósito	49

3.4	Modelagem Numérica	51
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	53
4.1	Caracterização dos Constituintes	53
4.1.1	Caracterização das Chapas de Alumínio	53
4.1.2	Caracterização das Fibras/Malha de juta	55
4.1.2.1	<i>Ensaio de tração direta</i>	55
4.1.2.2	<i>Análise Termogravimétrica - TGA</i>	60
4.1.2.3	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV</i>	61
4.1.2.4	<i>Espectroscopia de Energia Dispersiva - EDS</i>	61
4.1.3	Caracterização da Resina Epóxi	62
4.1.3.1	<i>Reômetro Dinâmico de Cisalhamento - DSR</i>	62
4.1.3.2	<i>Calorimetria Exploratória Diferencial - DSC</i>	64
4.2	Caracterização dos Compósitos	64
4.2.1	Caracterização do compósito reforçado por fibras - CRF	65
4.2.1.1	<i>Tração direta</i>	65
4.2.1.2	<i>Resistência ao cisalhamento</i>	65
4.2.1.3	<i>Energia de fratura</i>	67
4.2.1.4	<i>Flexão de 3 pontos</i>	67
4.2.2	Caracterização do compósito metal/fibra - FML	68
4.2.2.1	<i>Tração direta</i>	68
4.2.2.2	<i>Flexão de 3 pontos</i>	68
4.3	Modelagem Numérica	70
4.3.1	Simulação - CRF	70
4.3.1.1	<i>Tração</i>	70
4.3.1.2	<i>Flexão de 3 pontos</i>	72
4.3.2	Simulação - FML	73
4.3.2.1	<i>Tração</i>	74
4.3.2.2	<i>Flexão de 3 pontos</i>	76
5	CONCLUSÕES	79
5.1	Sugestões para trabalhos futuros	80
	REFERÊNCIAS	81

1 INTRODUÇÃO

Diversas pesquisas são desenvolvidas em busca de novos materiais que apresentem propriedades superiores aos materiais convencionais com aplicações em várias áreas da engenharia. Os estudos voltados para materiais compósitos estão entre essas pesquisas.

Os compósitos são constituídos por dois ou mais materiais com propriedades diferentes, combinados em escala macroscópica, tendo por finalidade compor um material de desempenho superior aos de seus constituintes separadamente, que alcance as características necessárias para determinada aplicação de projeto (JONES, 2018). A demanda por compósitos está em ascensão em razão das notáveis propriedades, como as altas relações de resistência/peso e rigidez/peso. Além de apresentarem um grande leque de aplicações, sendo empregados em diversos setores como aeroespacial, aeronáutico, automobilístico, construção civil e naval.

Os compósitos reforçados por fibras (CRF) naturais vêm ganhando destaque diante dos esforços para diminuir o uso de fibras sintéticas, como fibras de carbono, aramida ou vidro. O setor automotivo, por exemplo, vem usando CRF de fibras naturais para reduzir o peso das carrocerias, aproveitando a baixa densidade e os custos mais baixos associados às fibras naturais (KURIEN *et al.*, 2020).

As fibras naturais apresentam algumas vantagens em comparação com as sintéticas, como baixo custo, mínimo impacto ambiental, grande disponibilidade, ampla gama de aplicações, baixa densidade e entre outras (SOOD; DWIVEDI, 2018). No entanto, a utilização de fibras naturais traz alguns desafios, como a baixa adesão interfacial entre a matriz e as fibras naturais, a absorção de umidade, a baixa resistência ao fogo, a baixa resistência ao impacto e a menor durabilidade (KUMAR *et al.*, 2022).

Contudo, alguns desses pontos negativos podem ser atenuados com a aplicação de compósitos híbridos, como compósitos metal/fibra (chamado FML - Fiber/Metal Laminates), que aproveita o peso leve das fibras naturais e a resistência e a ductilidade adicionais das chapas metálicas (EL-BAKY *et al.*, 2022). Os FMLs são formados por meio da intercalação de chapas finas de metal e camadas poliméricas reforçadas por fibras (MANIKANDAN; CHAI, 2018). A união desses diferentes constituintes proporciona a fabricação de um material com baixa densidade, mais resistente ao dano, a fadiga, corrosão e ao impacto (VLOT; GUNNINK, 2011; SADIGHI *et al.*, 2012; CHAI; MANIKANDAN, 2014).

Com o aumento da demanda por compósitos que proporcionem o desenvolvimento de projetos eficientes e seguros, torna-se necessário compreender mais profundamente o com-

portamento mecânico desses materiais em serviço. No entanto, anisotropia e a heterogeneidade inerentes aos compósitos dificultam a modelagem do comportamento mecânico, tornando a previsão de falha do material complexa. Mediante esse fato, muitas vezes os projetos de engenharia subutilizam as propriedades dos compósitos, gerando custos mais elevados.

Diante da dificuldade para determinação do modo de falha da estrutura, diversas pesquisas são desenvolvidas para caracterização desses compósitos, por meio da análise computacional com a aplicação de critérios de falha associados a modelos de degradação e dano. Vários trabalhos foram desenvolvidos nos últimos anos envolvendo materiais compósitos, tanto no aspecto experimental quanto no de simulação numérica (BARBERO *et al.*, 2013; NING *et al.*, 2015; KUBIAK; MANIA, 2016; D'AGUIAR; PARENTE JÚNIOR, 2018; SABIK, 2019; DUDA *et al.*, 2021).

Os modelos numéricos que preveem o comportamento termomecânico dos compósitos evoluíram substancialmente ao longo dos anos e, à medida que os modelos se tornaram mais complexos, mais parâmetros de entrada se tornaram necessários (HEIDARI-RARANI; SAYEDAIN, 2019; XIONG *et al.*, 2018). A falta de conjunto de dados publicados sobre as propriedades dos materiais dificultam a realização de modelagem numérica, principalmente quando se trata de compósitos de fibras naturais, devido à dispersão intrínseca nas propriedades mecânicas.

Um dos motivos prováveis para a escassez de bancos de dados completos para modelagem constitutiva está atrelado a dificuldade de se realizar um amplo programa experimental. Alguns testes fundamentais de caracterização de materiais requerem uma preparação demorada de amostras e, às vezes, aparelhos de teste muito específicos para serem realizados.

Neste contexto, o presente trabalho é voltado para o fornecimento de um conjunto de dados experimentais para a realização de simulações computacionais de compósitos reforçados por fibra de juta, tanto CRF como FML. Através de um amplo programa experimental para obter as propriedades físicas, mecânicas e térmicas, para posterior realização das modelagens numéricas dos compósitos.

1.1 Objetivos

O objetivo geral deste trabalho consiste em desenvolver dois compósitos, um constituído por resina epóxi reforçado com fibra de juta e um segundo compósito híbrido metal/fibra, incluindo a caracterização experimental e modelagem numérica considerando a degradação

progressiva por dano contínuo.

Os objetivos específicos são:

- Desenvolvimento e produção de compósitos laminados de tecido de fibra de juta com resina epóxi e laminado híbrido com utilização de placas de alumínio;
- Caracterização experimental dos materiais utilizados na produção dos compósitos (fibras, resina, placas de alumínio), bem como dos dois tipos de compósitos considerados neste estudo;
- Verificação e validação das propriedades dos compósitos desenvolvidos através da análise numérica por elementos finitos;
- Estudo da adequação do critério de iniciação de falha de Hashin, bem como do modelo de dano contínuo para representação do comportamento global (força/deslocamento) dos compósitos sob condições de tração e flexão.

1.2 Organização do Trabalho

O presente trabalho foi dividido em sete capítulos. No Capítulo 1, apresentou-se uma breve introdução sobre os compósitos reforçados por fibras naturais e a contextualização do cenário atual. Seguido do Capítulo 2, que exhibe os objetivos que motivaram o desenvolvimento desta pesquisa. O Capítulo 3, apresenta a organização do trabalho.

No Capítulo 4, tem-se uma breve revisão sobre os materiais compósitos, conceitos e teorias, enfatizando os compósitos laminados reforçados por fibras naturais. Abordando os principais tratamentos disponíveis na literatura para as fibras de juta e as placas de alumínio. Em seguida são apresentados o comportamento mecânico, os critérios de iniciação de falha e os modelos de degradação e dano.

No Capítulo 5, são abordados as metodologias e normatização utilizadas para a caracterização dos materiais constituintes dos laminados, bem como o compósito como todo. Além da explanação do processo de fabricação, relatando o tratamento e a montagem dos CRF e FML. A metodologia aplicada nas simulações computacionais também foi explanada.

O Capítulo 6, traz os resultados e discussões referentes ao plano experimental realizado para a caracterização das chapas de alumínio, fibras de juta, resina epóxi e dos compósitos abordados. O capítulo também apresenta os detalhes e os resultados das simulações numéricas dos laminados. Por fim, o Capítulo 7, apresenta as considerações finais e sugestões para trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

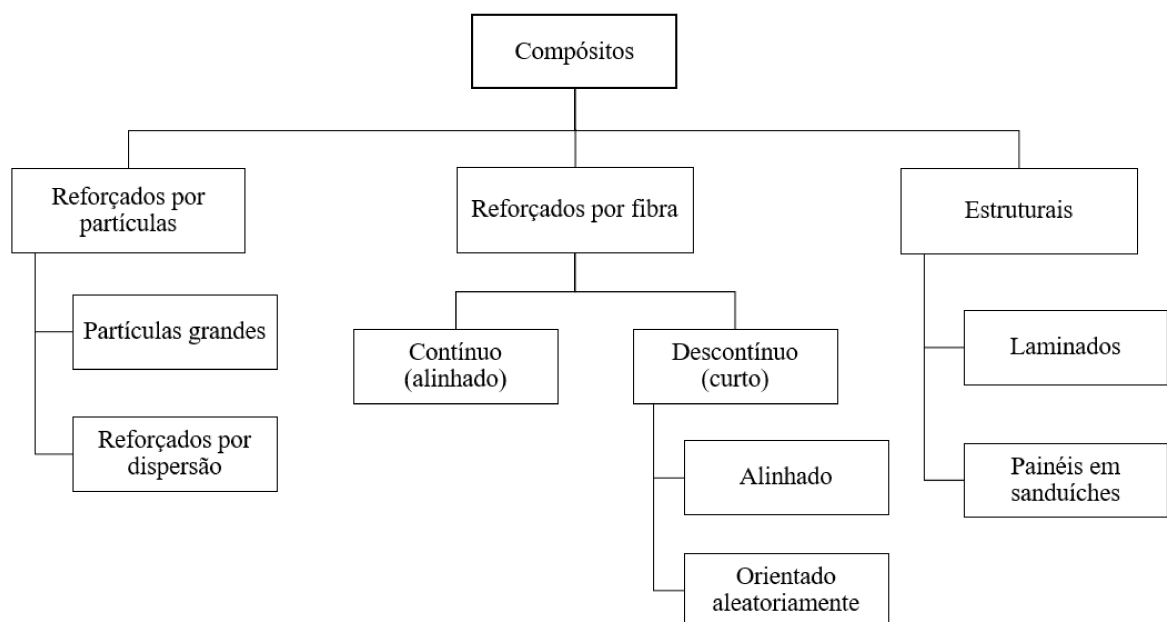
2.1 Materiais Compósitos

Materiais compósitos são definidos como a combinação de dois ou mais materiais em escala macroscópica, tornando-se um material com propriedades físicas e mecânicas superiores às dos seus materiais constituintes separadamente (JONES, 2018).

2.1.1 Classificação e tipos de compósitos

Os materiais compósitos podem ser classificados em três grupos maiores: os reforçados por partículas, os reforçados por fibra e os estruturais (CALLISTER, 2007). A Figura 1 apresenta um esquema de classificação dos compósitos.

Figura 1 – Classificação dos compósitos



Fonte: Adaptado de Callister (2007).

O grupo dos compósitos reforçados por partículas provém da imersão de partículas de um ou mais materiais na matriz, podendo ser subdividido em dois grupos: partículas grandes e reforçados por dispersão. A diferença baseia-se no reforço ou no mecanismo de reforço. Nas partículas grandes, as interações partícula-matriz não podem ser tratadas ao nível atômico ou molecular, ao contrário ao que acontece nos reforçados por dispersão (CALLISTER, 2007). Os compósitos particulados são considerados quase homogêneos e isotrópicos. Habitualmente essas

partículas estão dispostas aleatoriamente. Exemplos desses compósitos são o concreto, misturas alfálticas e a matriz contendo os propelentes sólidos aplicados em foguetes e mísseis (GERMAN, 2016).

Os compósitos reforçados por fibras são constituídos por fibras aplicadas em uma matriz. As fibras atuam como material de reforço, estão presentes de forma contínua (fibras longas/ alinhadas) ou descontínua (fibras curtas, alinhadas ou orientadas aleatoriamente) (DATOO, 2012). As fibras utilizadas podem ser sintéticas, por exemplo, fibra de vidro e de carbono, ou naturais, como as fibras de juta, sisal, coco, entre outras.

Já os compósitos estruturais são constituídos por materiais homogêneos e compósitos. Os compósitos estruturais podem ser subdividido em laminados e os painéis em sanduíche (CALLISTER, 2007), sendo os laminados o foco deste trabalho. Os compósitos laminados são desenvolvidos por meio da combinação de camadas/lâminas de diferentes materiais (híbridos) ou do mesmo material. Os laminados podem ser constituídos de diversas formas combinando as características mecânicas de cada camada (*ply*) (DANIEL *et al.*, 2006). Entre os mais comuns estão os laminados constituídos por uma matriz polimérica reforçada com fibras.

2.1.2 Compósitos reforçados por fibras

Os compósitos reforçados por fibras (CRFs) são empregados em uma ampla gama de aplicações. As fibras são separadas em duas classes, sintéticas e naturais. As fibras sintéticas mais usadas como reforço nos compósitos de matriz polimérica são as fibras de vidro, carbono e aramida, por constituírem materiais de alta performance.

Diversas pesquisas foram desenvolvidas em torno das fibras supracitadas, com a finalidade de obter um material de alto desempenho. Song (2015) fabricou compósitos híbridos com diferentes estruturas de laminação, sendo formados por fibras de carbono e aramida ou carbono e vidro, investigando o efeito das configurações das camadas em relação às propriedades mecânicas. Já Batista *et al.* (2017) investigaram o efeito da anisotropia e de orifícios nesses compósitos, nas direções de carregamento a 0° , 90° e $\pm 45^\circ$ por meio de resultados experimentais e analíticos.

Shibi *et al.* (2020) fabricaram molas de lâmina (*leaf springs*), um sistema de suspensão para automóveis, composto por fibras de carbono, vidro, aramida e resina epóxi. A finalidade principal foi construir um material mais leve e eficiente. Foram realizados testes de flexão, tração e impacto. Cheon *et al.* (2020) utilizaram as fibras citadas para elaborar escudos

anti motim, avaliando resistência de perfuração em relação à espessura e aos tipos de fibras reforçadas, examinando o modo de falha e a topografia da fratura após os testes de resistência.

Embora os compósitos reforçados por fibras sintéticas apresentem bons resultados em suas aplicações, é notório o crescente aumento de pesquisas voltadas para compósitos reforçados por fibras naturais, também conhecidos como *green composites*. No Brasil há uma diversidade de fibras naturais, dentre as quais pode-se citar a juta, sisal, coco, fibra de bagaço de cana-de-açúcar e curauá. A fibra de juta está entre as fibras naturais mais empregadas como reforço de matrizes poliméricas de compósitos (CARLOS *et al.*, 2018).

A aplicação de fibras naturais apresenta vantagens consideráveis em relação ao uso de fibras sintéticas, como baixo custo (econômico e energético), mínimo impacto ambiental, grande disponibilidade, ampla gama de aplicações, baixa densidade, boa resistência, entre outras (SOOD; DWIVEDI, 2018). No entanto, as fibras naturais possuem algumas desvantagens em relação as sintéticas, por exemplo, baixa resistência térmica, alta absorção de umidade, grande dispersão das propriedades, baixa adesão na interface fibra-matriz, e menor resistência e rigidez (BAILLIE, 2005).

As indústrias têm buscado inserir as fibras naturais visando o desenvolvimento de compósitos mais sustentáveis, leves e econômicos. Essa inserção está sendo realizada de forma parcial, quando há o emprego da fibra natural aliada à sintética, ou de forma integral, com apenas fibras naturais. Essa variação na composição acontece em conformidade com a aplicação de interesse do material.

Pode-se destacar o esforço na aplicação de compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais pela indústria automobilística. Além das vantagens supracitadas, o uso dessas fibras proporciona um menor consumo de combustível devido à redução do peso final dos automóveis. A Mercedes-Benz do Brasil em 1992 realizou um investimento inicial de US\$1.4 milhões no desenvolvimento de pesquisas voltadas para uso das fibras naturais em seus produtos (ALVES *et al.*, 2010).

2.1.3 Compósito laminado reforçado por fibras naturais

Os materiais compósitos reforçados por fibras naturais têm ganho cada vez mais destaque. Muitos trabalhos foram realizados com o objetivo de avaliar as propriedades físicas, mecânicas e térmicas, a influência do tratamento das fibras naturais nas suas propriedades e as suas diversas aplicações (MITTAL *et al.*, 2016; SOOD; DWIVEDI, 2018; LAU *et al.*, 2018; LI

et al., 2020).

Cavalcanti *et al.* (2019) realizaram a caracterização mecânica de compósitos híbridos reforçados com fibras naturais de juta, sisal e curauá, avaliando o efeito da hibridização e dos tratamentos químicos. Verificou-se que o processo de hibridização melhorou as propriedades mecânicas (tração, flexão e impacto), por exemplo, os compósitos de juta / sisal e juta / curauá obtiveram a melhoria na resistência à tração de aproximadamente 68% e 77%, respectivamente, em comparação com compósitos de juta não tratados. O tratamento alcalino mostrou bons resultados em relação aos compósitos de juta e juta / sisal. Por outro lado, para os compósitos de juta/curauá, o tratamento misto (alcalinização + silanização) foi o que apresentou os melhores resultados.

Yooprasertchai *et al.* (2022) analisaram o desempenho estrutural de compósitos constituídos por fibra de sisal e juta de colunas de concreto armado. O desempenho estrutural em termos de modos de falha, ductilidade, dissipação de energia e pico de cargas laterais através da realização do teste de carga cíclica inversa quase-estática. Foi estabelecido que ambos os compósitos em questão poderiam melhorar o desempenho estrutural das colunas de concreto armado a um nível comparável ao estabelecido pelas folhas de polímero reforçado com fibra de carbono (CFRP) para reforço sísmico. Eles reduziram o custo de reforço por coluna em comparação com CFRP por 35% e 15% para sisal e juta, respectivamente.

Vinod *et al.* (2022) também trabalharam com compósitos híbridos, e sua pesquisa abrangeu diferentes sequências de laminados de compósitos híbridos reforçados com fibras de juta e cânhamo. Foram analisados os aspectos físicos, térmicos, mecânicos e a morfologia da fratura dos compósitos. Concluiu-se que a hibridização e a alteração da sequência de empilhamento das fibras têm influência substancial no comportamento mecânico dos compósitos.

A fibra de juta está entre as fibras naturais mais utilizadas em compósitos verdes. Neste contexto, vários estudos têm sido desenvolvidos com o objetivo de caracterizar e avaliar o seu comportamento (FERREIRA *et al.*, 2016; DOBAH *et al.*, 2016; RANGASAMY *et al.*, 2021; SANVEZZO; BRANCIFORTI, 2021; MAJUMDER *et al.*, 2022; OUCHTE *et al.*, 2022). Smail *et al.* (SMAIL *et al.*, 2019; SMAIL *et al.*, 2020; SMAIL *et al.*, 2021a; SMAIL *et al.*, 2021b) realizaram a caracterização térmica e mecânica dos fios de juta por meio de ensaios de tração estática e análise termogravimétrica (TGA). Devido à elevada dispersão das propriedades mecânicas dos resultados experimentais, os dados foram analisados utilizando a distribuição de Weibull.

Rangasamy *et al.* (2021) estudaram a influência da orientação da fibra de juta nas propriedades mecânicas e térmicas de compósitos de juta-epóxi. Os laminados com uma orientação de 30° apresentaram melhores propriedades mecânicas em relação às outras orientações. Em relação às propriedades térmicas obtidas através de TGA e calorimetria exploratória diferencial (DSC), foram obtidos resultados semelhantes para todas as amostras. Ouchte *et al.* (2022) caracterizaram o comportamento termomecânico de compósitos de juta-epóxi, numa gama de temperaturas desde a temperatura ambiente até 100 °C. As superfícies fraturadas dos compósitos foram analisadas por microscopia eletrônica de varrimento (SEM). Os resultados revelaram que o tratamento a 80 °C melhora as propriedades do compósito e também a adesão das fibras na matriz epóxi.

Sarmiento *et al.* (2022) também trabalharam com simulações numéricas de laminados de polímeros à base de epóxi reforçados com fibras de juta. A pesquisa focou em biocompósitos para estruturas de Veículos Aéreos Não Tripulados (VANTs), em busca de maior eficiência aerodinâmica, simplicidade de fabricação e maior economia de combustível. Os resultados obtidos alcançaram uma redução de 65% da deformação e um melhor desempenho mecânico.

Alguns estudos foram desenvolvidos a cerca de laminados híbridos constituídos por alumínio e fibra de juta. Zareei *et al.* (2019) investigaram o efeito gerado pelas diferentes configurações das lâminas nas propriedades de flexão e na resistência ao impacto de alta velocidade para laminados de alumínio com fibras de basalto e juta. Ebrahimnezhad-Khaljiri *et al.* (2020) avaliaram o efeito da adição de nanoargila no comportamento de impacto de alta velocidade em laminados de alumínio e juta. Hussain *et al.* (2021) desenvolveram laminados de alumínio reforçados com fibra de juta 3D, tendo como enfoque as propriedades e a caracterização desses laminados.

A Tabela 1 expõe as propriedades mecânicas de algumas fibras naturais, e os valores referentes à composição química são apresentados na Tabela 2.

Tabela 1 – Propriedades Mecânicas das Fibras Naturais

Fibra	Densidade (g/cm^3)	Alongamento (%)	Resistência à tração (MPa)	Módulo de Young (GPa)
Algodão	1.5 - 1.6	7.0 - 8.0	287.0 - 597.0	5.5 - 12.6
Juta	1.3	1.5 - 1.8	393.0 - 773.0	26.5
Linho	1.5	2.7 - 3.2	345.0 - 1035.0	27.6
Cânhamo	—	1.6	690.0	—
Rami	—	3.6 - 3.8	400.0 - 938.0	61.4 - 128.0
Sisal	1.5	2.0 - 2.5	511.0 - 635.0	9.4 - 22.0
Coco	1.2	30.0	175.0	4.0 - 6.0

Fonte: Bledzki e Gassan (1999).

Tabela 2 – Composição Química das Fibras Naturais

Fibra	Celulose (%)	Lignina (%)	Hemicelulose (%)	Pectina (%)	Impureza (%)	Umidade (%)
Algodão	82.7	—	5.7	—	0.6	—
Juta	61.0 - 71.5	12.0 - 13.0	13.6 - 20.4	0.4	0.5	12.6
Linho	71.0	2.2	18.6 - 20.6	2.3	1.7	10.0
Cânhamo	70.2 - 74.4	3.7 - 5.7	17.9 - 22.4	0.9	0.8	10.0
Rami	68.6 - 76.2	0.6 - 0.7	13.1 - 16.7	1.9	0.3	8.0
Sisal	67.0 - 78.0	8.0 - 11.0	10.0 - 14.2	10.0	2.0	11.0
Coco	36.0 - 43.0	41.0 - 4.0	10.0 - 20.0	3.0	—	8.0

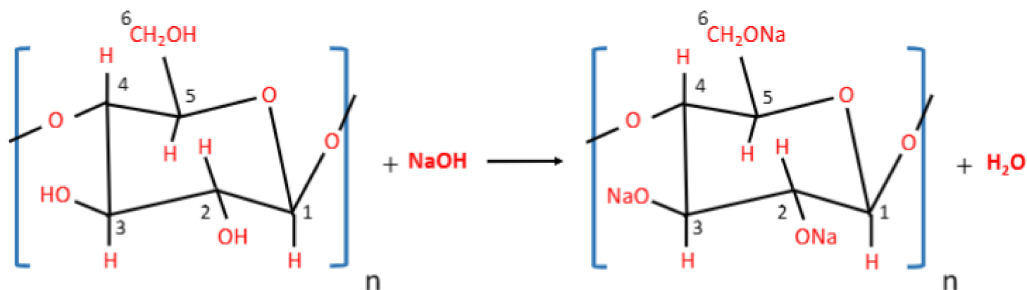
Fonte: Malkapuram *et al.* (2009).

Mediante os valores expostos acima, nota-se que a juta se destaca entre as demais com uma alta relação resistência/peso. Entretanto, apresenta um valor mais elevado para absorção de umidade. A absorção de umidade pode acarretar na diminuição das propriedades mecânicas e da adesão interfacial entre a matriz polimérica e a fibra. A fim de garantir uma melhor adesão interfacial e por consequência um aproveitamento mais efetivo das propriedades mecânicas, as fibras naturais são submetidas a tratamentos químicos ou físicos.

2.1.3.1 Tratamento de superfície

Os tratamentos alcalinos em fibras naturais são conhecidos por aprimorar a ligação mecânica interfacial entre a fibra e a matriz polimérica, melhorando assim as propriedades mecânicas. Esse processo de tratamento geralmente emprega uma solução de hidróxido de sódio (NaOH) para ajudar a dissolver a hemicelulose, a lignina e outras ceras que existem naturalmente na superfície das fibras. O processo é representado na Figura 2.

Figura 2 – Reação de NaOH com grupos -OH de celulose



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Para fibras de juta, o tratamento alcalino é um dos mais empregados. O mesmo consiste na remoção da lignina, hemicelulose da fibra, ocasionando um aumento da adesão da interface fibra-matriz (FIORE *et al.*, 2015). Pode-se averiguar na literatura diversos trabalhos

que aplicaram tratamento alcalino em fibras de juta. Andrades e Pereira (2015) executaram um estudo para avaliar as propriedades dinâmicas mecânicas de compósitos com fibra de juta. O tratamento das fibras foi realizado com solução de NaOH a 10% por 6 horas. Posteriormente, as fibras foram lavadas com água destilada e solução de ácido acético a 1% e sequencialmente secas em estufa em 70°C por 48 horas.

Voltado para propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas de compósitos híbridos de poliéster reforçados com fibra de palmeira e fibra de juta, Shanmugam e Thiruchitrambalam (2013) trataram as fibras com solução de 5% NaOH por 30 minutos, seguido da limpeza com água destilada abundante com posterior imersão em HCl muito diluído a fim de remover o NaOH aderido à superfície das fibras. Por fim, as fibras foram novamente lavadas várias vezes com água destilada e secas em estufa em 70°C.

Tratando-se de compósitos laminados híbridos que sejam constituídos por placas de alumínio, tem-se também a preocupação com a delaminação das lâminas de alumínio da matriz polimérica. Hussain *et al.* (2021) desenvolveram novos laminados constituídos por alumínio com matriz polimérica reforçada com fibras de juta. A superfície do alumínio foi limpa com etanol para remover impurezas, submetida a abrasão mecânica seguida de uma nova limpeza. Por fim, o alumínio foi anodizado com ácido fosfórico de acordo com a norma ASTM D3933 (1999).

Zareei *et al.* (2019) desenvolveram compósitos laminados de alumínio e fibras de juta para avaliar o comportamento de impacto de alta velocidade. Realizaram tratamento alcalino nas fibras com solução de NaOH a 5% em peso por 2 h à temperatura de 25°C, sendo em seguida lavadas com água deionizada várias vezes e secas em estufa a vácuo por 24 horas em temperatura de 60°C. As lâminas de alumínio foram imersas em uma solução por 30 minutos e posteriormente lavadas várias vezes com água. A solução é composta por 35 g de dicromato de potássio dissolvidas em 1 litro de água desionizada com temperatura elevada para 60°C por uma placa de aquecimento. Em seguida, a solução diluída composta por 350 g de ácido sulfúrico e 1 litro de água desionizada é gradualmente adicionada.

Ebrahimnezhad-Khaljiri *et al.* (2020) analisaram diferentes configurações nas propriedades de flexão e impacto dos compósitos laminados compostos por alumínio, basalto e fibras de juta. Submeteram as fibras de juta a uma solução de 1M NaOH por 2 horas, posteriormente lavando-as com água deionizada. O alumínio foi embebido em 1M NaOH por 5 min, sendo posteriormente imerso em uma solução composta por 350 g de ácido sulfúrico, 35 g de dicromato de potássio e 2 L de água deionizada, por um período de 45 min à temperatura de 60°C.

2.1.3.2 Análise estatística de dispersão das propriedades

A análise estatística de dados é fundamental na avaliação de informações de quaisquer processos onde exista variabilidade dos resultados. A análise de Weibull é o método mais amplamente utilizado para analisar a dispersão nas propriedades mecânicas de fibras naturais (ZHU *et al.*, 2017; SAAIDIA *et al.*, 2017; SMAIL *et al.*, 2021a). O método de variância Weibull de três parâmetros, pode ser expresso por (SAAIDIA *et al.*, 2017):

$$P(\chi) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\chi - \chi_u}{\chi_0} \right)^m \right], \chi > \chi_u > \chi_0 > 0, \quad m > 0 \quad (2.1)$$

onde, $P(\chi)$ é a função de probabilidade de falha da fibra relacionada ao parâmetro χ , χ_0 é um parâmetro de localização que representa um valor médio do parâmetro χ , χ_u é o ultimo parâmetro, m é módulo de Weibull (fator de forma adimensional referente à dispersão dos dados).

O valor de $P(\chi)$ é calculado por um estimador métrico representado como uma classificação de valor médio por (BELAADI *et al.*, 2014):

$$P(\chi_i) = \frac{i - 0,3}{n + 0,4} \quad (2.2)$$

na qual, n é o número de amostras e i corresponde classificação da i -ésimo amostra. Realizando a transformação linear da Equação (2.1) para a obtenção de uma função de $\ln(\chi)$ tem-se:

$$\ln[-\ln(1 - P)] = m \ln(\chi - \chi_u) - m \ln \chi_0 \quad (2.3)$$

2.2 Comportamento Mecânico

Quando um material é simétrico em relação a pelo menos dois dos três planos do sistema de referência é dito ortotrópico. Os compósitos reforçados com fibra unidirecional apresentam ortotropia transversa, possuindo dois planos paralelos à direção da fibra e um perpendicular, ortogonais entre si. Empregando a Lei de Hooke generalizada, as relações constitutivas podem ser expressas por:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_4 \\ \gamma_5 \\ \gamma_6 \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} \quad (2.4)$$

em que, ε corresponde o vetor das deformações, S a matriz de flexibilidade do material e σ corresponde ao vetor das tensões.

As constantes de engenharia correspondem às constantes elásticas de um material que independem entre si, podem ser obtidas de forma fácil por meio de experimentos padronizados. Para um material ortotrópico, a matriz de flexibilidade no sistema de coordenadas da lâmina $[S']$ em termos de constantes de engenharia é definida como:

$$[S'] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \quad (2.5)$$

onde, E_i é o Módulo de de Young, ν_{ij} o coeficiente de Poisson e G_{ij} corresponde ao Módulo de cisalhamento. A matriz de rigidez $[C']$ em termos de constantes de engenharia pode ser calculada a partir de $[S']$, sendo $[C'] = [S']^{-1}$, resultando em:

$$C'_{11} = \frac{1 - \nu_{23}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} \quad (2.6)$$

$$C'_{12} = \frac{\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23}}{E_2 E_3 \Delta} = \frac{\nu_{12} + \nu_{32}\nu_{13}}{E_1 E_3 \Delta} \quad (2.7)$$

$$C'_{13} = \frac{\nu_{31} + \nu_{21}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} = \frac{\nu_{13} + \nu_{12}\nu_{23}}{E_1 E_2 \Delta} \quad (2.8)$$

$$C'_{22} = \frac{1 - \nu_{13}\nu_{31}}{E_1 E_3 \Delta} \quad (2.9)$$

$$C'_{23} = \frac{\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31}}{E_1 E_3 \Delta} = \frac{\nu_{23} + \nu_{21}\nu_{13}}{E_1 E_2 \Delta} \quad (2.10)$$

$$C'_{33} = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{E_1 E_2 \Delta} \quad (2.11)$$

$$C'_{44} = G_{23} \quad (2.12)$$

$$C'_{55} = G_{13} \quad (2.13)$$

$$C'_{66} = G_{12} \quad (2.14)$$

$$\Delta = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{31}\nu_{13} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_1 E_2 E_3} \quad (2.15)$$

vista disso, é possível obter as tensões na lâmina fazendo:

$$[\sigma'] = [C'][\varepsilon'] \quad (2.16)$$

2.3 Critérios de iniciação de falha

Os materiais compósitos têm propriedades heterogêneas e anisotrópicas. Dessa forma, a previsão do mecanismo de falha desses materiais torna-se mais complexa. Os critérios de falha são utilizados para analisar a capacidade de resistência dos laminados aos esforços a quais são submetidos. Muitos trabalhos vêm sendo desenvolvidos com diferentes tipos de teorias e critérios de falha, a fim de prever o modo de falha da estrutura.

Em 1992, iniciou-se o "*World-Wide Failure Exercise*" (WWFE), um exercício mundial conduzido por Hinton, Soden e Kaddour ao longo de um período de 12 anos. O objetivo era avaliar a capacidade preditiva das principais teorias de falha em relação a resultados experimentais controlados. Em suma, o WWFE foi dividido em 3 fases. A primeira resultou na publicação do livro "*Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: The World-Wide Failure Exercise*", contendo os resultados da aplicação de 19 critérios de falha sob tensões bidimensionais (HINTON *et al.*, 2004). A segunda fase englobou a análise 3D do critério de falha para 12 testes. A última

fase envolveu 13 testes, voltados para a análise do tipo de dano, fissura e mecanismo de falha aplicado por cada teoria (KADDOUR *et al.*, 2014).

A seguir são apresentadas de forma sucinta algumas das principais teorias de falha.

2.3.1 Critério da Máxima Tensão

No Critério da Máxima Tensão, a falha ocorre quando pelo menos uma componente de tensão ao longo de um dos eixos principais do material ultrapassar a resistência correspondente nessa direção. A condição de falha pode ser expressa por:

$$\sigma_1 = \begin{cases} F_{1T} & \sigma_1 > 0 \\ -F_{1C} & \sigma_1 < 0 \end{cases} \quad (2.17)$$

$$\sigma_2 = \begin{cases} F_{2T} & \sigma_2 > 0 \\ -F_{2C} & \sigma_2 < 0 \end{cases} \quad (2.18)$$

$$\sigma_3 = \begin{cases} F_{3T} & \sigma_3 > 0 \\ -F_{3C} & \sigma_3 < 0 \end{cases} \quad (2.19)$$

$$|\tau_4| = F_4 \quad (2.20)$$

$$|\tau_5| = F_5 \quad (2.21)$$

$$|\tau_6| = F_6 \quad (2.22)$$

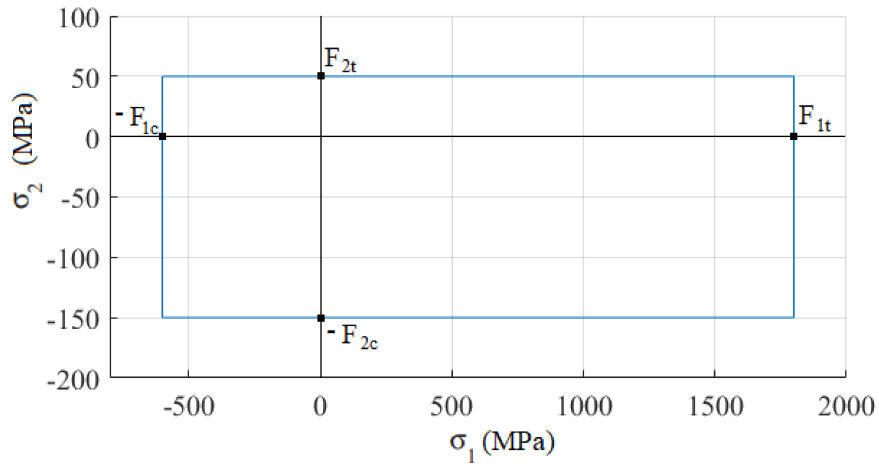
em que, F_{iT} e F_{iC} correspondem às resistências à tração e compressão, respectivamente. F_j são as resistências ao cisalhamento.

A envoltória de falha assume a forma retangular para um estado plano de tensão com $\tau_6 = 0$, como exposto na Figura 3 para $F_{1T} = 1800$, $F_{1C} = 600$, $F_{2T} = 50$ e $F_{2C} = 150$ MPa.

Para um caso mais geral, a Figura 4 apresenta a envoltória para F_x em função da orientação da fibra (θ) para Aramida 49/Epóxi. Avaliando o gráfico, observam-se três regiões correspondentes aos modos de falha: da fibra, de interface de cisalhamento no plano e falha transversal de tensão normal interfibra (DANIEL *et al.*, 2006).

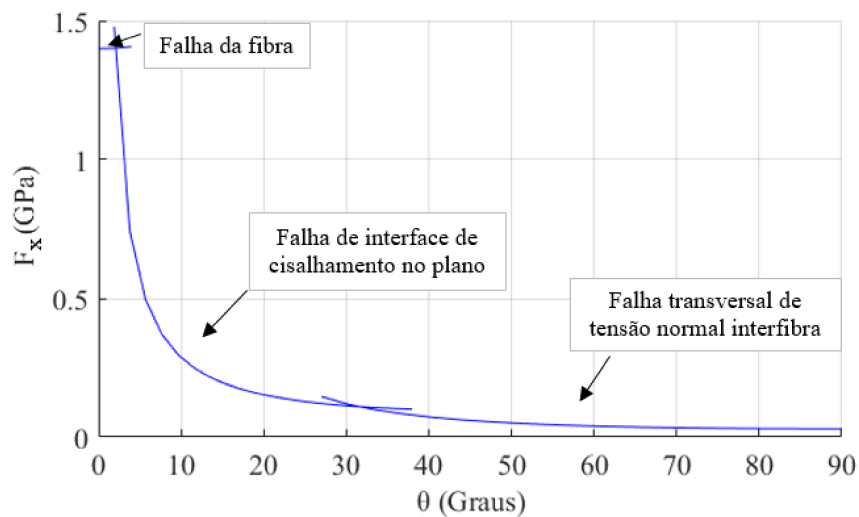
Ressalta-se, que esta teoria é mais indicada para modos frágeis de ruptura, e não leva em consideração qualquer interação de tensão sob um estado de tensão biaxial.

Figura 3 – Envoltória de falha do Critério da Máxima Tensão para estado bidimensional de tensão



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Figura 4 – Força uniaxial da lâmina unidirecional de Aramida 49/Epóxi fora do eixo em função da orientação da fibra



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

2.3.2 Critério de Tsai-Wu

A teoria polinomial do tensor interativo de Tsai-Wu parte da suposição que existe uma superfície de falha no espaço de tensão, dada por (TSAI; WU, 1971):

$$f_i \sigma_i + f_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1 \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad (2.23)$$

em que, f_i e f_{ij} são tensores de força de segunda e quarta ordem, respectivamente.

A forma reduzida do critério de Tsai-Wu para o estado plano de tensão é uma superfície fechada no espaço $(\sigma_1 - \sigma_2 - \tau_6)$. O critério de falha quadrática pode ser escrito como:

$$f_{11}\sigma_1^2 + f_{22}\sigma_2^2 + f_{66}\tau_6^2 + f_1\sigma_1 + f_2\sigma_2 + 2f_{12}\sigma_1\sigma_2 = 1 \quad (2.24)$$

onde, os coeficientes $f_1 - f_{66}$, exceto f_{12} , são descritos em termos das forças uniaxiais nas principais direções do material. Sendo:

$$f_1 = \frac{1}{F_{1T}} + \frac{1}{F_{1C}} \quad (2.25)$$

$$f_2 = \frac{1}{F_{2T}} + \frac{1}{F_{2C}} \quad (2.26)$$

$$f_{11} = -\frac{1}{F_{1T}F_{1C}} \quad (2.27)$$

$$f_{22} = -\frac{1}{F_{2T}F_{2C}} \quad (2.28)$$

$$f_{66} = \frac{1}{F_{12}^2} \quad (2.29)$$

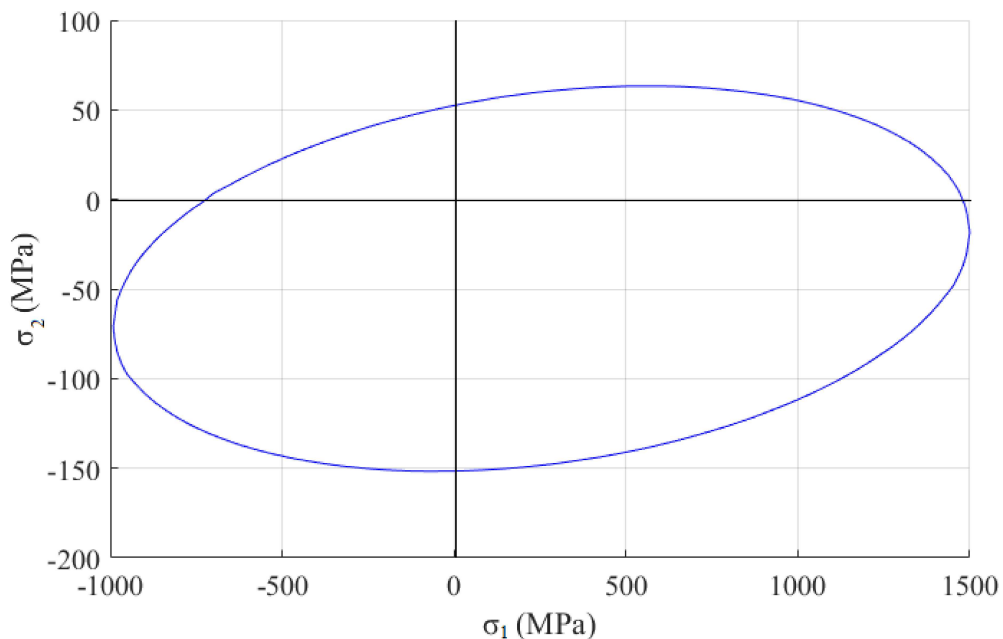
A determinação do coeficiente f_{12} experimentalmente, pode ser difícil e imprecisa.

De acordo com Hyer e White (2009), pode ser obtido por aproximação por:

$$f_{12} \approx -\frac{1}{2}\sqrt{f_{11}f_{22}} \quad (2.30)$$

A envoltória de falha assume a forma elíptica para um estado de tensão bidimensional com $\tau_6 = 0$, como exposto na Figura 5 para $F_{1T} = 1500$, $F_{1C} = -700$, $F_{2T} = 50$, $F_{2C} = -150$ e $F_{12} = 50$ MPa.

Figura 5 – Envoltória de falha Tsai-Wu para estado bidimensional de tensão



Fonte: Angélico (2009).

2.3.3 Critério de Hashin

O critério de Hashin é uma teoria de falha parcialmente interativa dividida em critérios, considerando de forma distintas os modos de falha da fibra e da matriz, diferenciando também carregamento de tração e compressão. Este critério foi proposto inicialmente por Hashin e Rotem (1973), seguido por modificações feitas por Hashin (1980). Usualmente, os critérios de Hashin são implementados para laminação clássica bidimensional. Em aplicações de problemas tridimensionais há a extensão dos critérios de Hashin. Os modos de falha incluídos para caso tridimensional nos critérios de Hashin são (KNIGHT; REEDER, 2006):

– **Modo de falha das fibras por tração ($\sigma_{11} \geq 0$):**

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_{12}^2} > 1 \quad (2.31)$$

– **Modo de falha das fibras por compressão ($\sigma_1 < 0$):**

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_C}\right)^2 > 1 \quad (2.32)$$

– **Modo de falha da matriz por tração ($\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0$):**

$$\frac{1}{Y_T^2} (\sigma_{22} + \sigma_{33})^2 + \frac{1}{S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}) + \frac{1}{S_{12}^2} (\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2) > 1 \quad (2.33)$$

– **Modo de falha da matriz por compressão ($\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0$):**

$$\left[\left(\frac{Y_C}{2S_{23}}\right)^2 - 1\right] \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_C}\right) + \frac{(\sigma_{22} + \sigma_{33})^2}{4S_{23}^2} + \frac{(\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33})}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_{12}^2} > 1 \quad (2.34)$$

– **Falha de tração normal interlaminar para $\sigma_{33} > 0$**

$$\left(\frac{\sigma_{33}}{Z_T}\right)^2 > 1 \quad (2.35)$$

– Falha de compressão normal interlaminar para $\sigma_{33} < 0$

$$\left(\frac{\sigma_{33}}{Z_C}\right)^2 > 1 \quad (2.36)$$

em que, σ_{ij} ($i, j = 1, 2$) são as componentes de tensão normal e de cisalhamento no plano, σ_{33} corresponde à componente de tensão normal transversal. As variáveis X_T , X_C , Y_T , Y_C e S_{12} condizem as resistências ao corte no plano à tração e à compressão, respectivamente. Z_T e Z_C são os valores admissíveis da resistência normal transversal à tração e à compressão, respectivamente. S_{13} e S_{23} são os valores admissíveis de resistência ao cisalhamento transversal.

2.3.4 Critério de Puck

O critério de Puck é uma teoria de falha parcialmente interativa, dividida em dois mecanismos de falha: fratura de fibra (*Fiber Fracture - FF*) e fratura entre fibras (*Inter Fiber Fracture - IFF*). A fratura da fibra é ocasionalmente gerada em virtude da tensão de tração ou compressão ao longo da direção da fibra, sendo considerada como falha final da lâmina. O critério de Puck na *FF* pode ser expresso por (KODAGALI, 2017):

$$f_{E,FF} = \frac{1}{\pm R_{\parallel}^{t,c}} \left[\sigma_{11} - \left(v_{\perp\parallel} - v_{\perp\parallel f} \cdot m_{\sigma f} \frac{E_{\parallel}}{E_{\parallel f}} \right) (\sigma_{22} + \sigma_{33}) \right] \quad (2.37)$$

em que, $f_{E,FF}$ corresponde à exposição de tensão da fratura de fibra, $\pm R_{\parallel}^{t,c}$ são as resistências à tração e compressão do material, σ_{11} , σ_{22} e σ_{33} dizem respeito às tensões normais atuantes na lâmina, $v_{\perp\parallel}$ e $v_{\perp\parallel f}$ são os coeficientes de Poisson da lâmina e da fibra respectivamente, $m_{\sigma f}$ é o fator amplificador para as tensões transversais nas fibras e E_{\parallel} e $E_{\parallel f}$ são os módulos longitudinais da lâmina e das fibras respectivamente.

A fratura entre fibras ou fratura da matriz é dividida em três modos. O Modo A é ocasionalmente gerado devido à tensão de tração perpendicular à direção das fibras e/ou por cisalhamento, o ângulo de fratura (θ_{fp}) é 0. A equação correspondente a esse modo é dada por:

$$f_{IFF} = \sqrt{\left[\left(\frac{1}{R_{\perp}^t} - \frac{p_{\perp\parallel}^t}{R_{\perp\parallel}} \right) \cdot \sigma_{22} \right]^2} + \left(\frac{\sigma_{12}}{R_{\perp\parallel}} \right)^2 + \frac{p_{\perp\parallel}^t}{R_{\perp\parallel}} \sigma_{22}, \sigma_{22} \geq 0 \quad (2.38)$$

O Modo B também possui o θ_{fp} igual a 0, mas é causado por aplicação de compressão perpendicular a direção das fibras e/ou por cisalhamento. Sendo dado por:

$$f_{IFF} = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{12}}{R_{\perp\parallel}}\right)^2 + \left(\frac{p_{\perp\parallel}^c}{R_{\perp\parallel}}\sigma_{22}\right)^2} + \frac{p_{\perp\parallel}^c}{R_{\perp\parallel}}\sigma_{22}, \sigma_{22} < 0 \quad e \quad \left|\frac{\sigma_{22}}{\sigma_{12}}\right| \leq \left|\frac{R_{\perp\perp}^A}{\sigma_{12,c}}\right| \quad (2.39)$$

Diferente ao modo anterior o Modo C apresenta $\theta_{fp} \neq 0$, com variação entre 0 e 50°, sua equação correspondente é:

$$f_{IFF} = \left[\left(\frac{\sigma_{12}}{2(1+p_{\perp\perp}^c)R_{\perp\parallel}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22}}{R_{\perp}^c}\right)^2 \right] \frac{R_{\perp}^c}{-\sigma_{22}}, \sigma_{22} < 0 \quad e \quad \left|\frac{\sigma_{22}}{\sigma_{12}}\right| \geq \left|\frac{R_{\perp\perp}^A}{\sigma_{12,c}}\right| \quad (2.40)$$

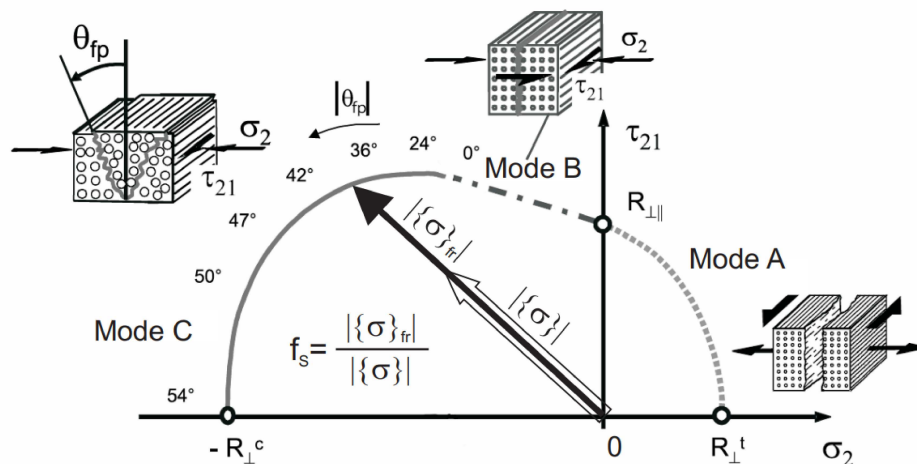
onde, R_{\perp}^t e R_{\perp}^c são as resistências transversais à tração e compressão, respectivamente. $R_{\perp\parallel}$ é a resistência de cisalhamento no plano da fibra, $R_{\perp\perp}^A$ corresponde a resistência à fratura devido à tensão de cisalhamento transversal/transversal, $R_{\perp\parallel}$ é a resistência longitudinal ao cisalhamento, $p_{\perp\parallel}^{c,t}$ e $p_{\perp\perp}^{c,t}$ são os parâmetros de inclinação da superfície de falha. As resistências $R_{\perp\perp}^A$ e $R_{\perp\parallel}$ são obtidas por:

$$R_{\perp\perp}^A = \frac{R_{\perp}^c}{2(1+p_{\perp\perp}^c)} \quad (2.41)$$

$$R_{\perp\parallel} = \frac{p_{\perp\parallel}^c}{p_{\perp\perp}^c} R_{\perp\perp}^A \quad (2.42)$$

A Figura 6 expõe a envoltória de falha para as tensões combinadas σ_2 e τ_{21} . Observe os modos de falha supracitados e o ângulo de fratura, calculado por (PUCK; SCHÜRMAN, 2004).

Figura 6 – Envoltória de falha para tensões combinadas (σ_2 , τ_{21}), modos de falha A, B, C e ângulo de fratura θ_{fp}



Fonte: Deuschle (2010).

$$\theta_{fp} = \arccos \sqrt{\frac{1}{2(1+p_{\perp\perp})} \left[\left(\frac{R_{\perp\perp}^A \sigma_{12}}{R_{\perp\parallel} \sigma_{22}} \right)^2 + 1 \right]} \quad (2.43)$$

2.3.5 Critérios LaRC 03 e LaRC 04

O centro de pesquisa Langley Research Center da National Aeronautics and Space Administration (NASA), desenvolveu novas teorias de falha para compósitos reforçados por fibras, tendo destaque as teorias LaRC 03 e LaRC 04.

LaRC 03 é constituído por seis critérios, prevendo a falha da fibra e da matriz com precisão sem a necessidade de parâmetros de ajuste de curva. Sendo derivado dos conceitos da mecânica de falha de Dvorak e de Puck (DAVILA *et al.*, 2003). Os índices de falha da matriz (FI_M) são baseados nos conceitos de Hashin e no conceito plano de falha de Puck, sendo dados por:

– **Modo de falha da matriz por compressão** ($\sigma_{22} < 0$; $\sigma_{11} \geq Y^C$):

$$FI_M = \left(\frac{\tau_{eff}^T}{S^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{eff}^L}{S_{is}^L} \right)^2 \quad (2.44)$$

– **Modo de falha da matriz por compressão** ($\sigma_{22} < 0$; $\sigma_{11} < Y^C$):

$$FI_M = \left(\frac{\tau_{eff}^{mT}}{S^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{eff}^{mL}}{S_{is}^L} \right)^2 \quad (2.45)$$

– **Modo de falha da matriz por tração** ($\sigma_{22} \geq 0$):

$$FI_M = (1-g) \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_{is}^T} \right) + g \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_{is}^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{is}^L} \right)^2 \quad (2.46)$$

em que, S^T e S_{is}^L são as resistências ao cisalhamento transversal e longitudinal, respectivamente. O subscrito *is* denota que deve ser usada a resistência ao cisalhamento longitudinal *in-situ*, no lugar de um laminado unidirecional. Y_{is}^T e Y^C correspondem às resistências à tração transversal *in-situ* e à compressão transversal. g é a constante do material, definida por:

$$g = 1.12^2 \frac{\Lambda_{22}^0}{\Lambda_{44}^0} \left(\frac{Y^T}{S^L} \right)^2 \quad (2.47)$$

$$\Lambda_{22}^0 = 2 \left(\frac{1}{E_2} - \frac{v_{21}^2}{E_1} \right) \quad (2.48)$$

$$\Lambda_{44}^0 = \frac{1}{G_{12}} \quad (2.49)$$

As variáveis τ_{eff}^T e τ_{eff}^L correspondem às tensões efetivas transversal e longitudinal, respectivamente. As tensões efetivas calculadas no plano de desalinhamento são representadas pelo sobrescrito m . Calcula-se por:

$$\tau_{eff}^T = \langle -\sigma_{22} \cos \alpha (\sin \alpha - \eta^T \cos \alpha) \rangle \quad (2.50)$$

$$\tau_{eff}^L = \langle \cos \alpha (|\tau_{12}| + \eta^L \sigma_{22} \cos \alpha) \rangle \quad (2.51)$$

na qual, os coeficientes η^T e η^L são referidos como coeficientes de influência transversal e longitudinal, respectivamente. Onde $\langle x \rangle$ é o operador McCauley definido como $\langle x \rangle := (x + |x|)/2$

$$\eta^T = \frac{-1}{\tan 2\alpha_0} \quad (2.52)$$

$$\eta^L \approx -\frac{S_{is}^L \cos 2\alpha_0}{Y^C \cos^2 \alpha_0} \quad (2.53)$$

Conforme o estudo de Argon (1972), o desalinhamento das fibras podem ocasionar tensões de cisalhamento entre as fibras, ocasionando o aumento da tensão de cisalhamento e induzindo à instabilidade. O critério LaRC03 considera que a falha da fibra por compressão uniaxial ocorre no ângulo de desalinhamento das fibras. A falha das fibras por tração é um critério de máxima tensão admissível, de fácil medição e independente da fração de volume das fibras e dos módulos de Young (DAVILA *et al.*, 2003). Os índices de falha das fibras (FI_F) são obtidos por:

– **Modo de falha das fibras por tração** ($\sigma_{11} \geq 0$):

$$FI_F = \frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_1^T} \quad (2.54)$$

– **Modo de falha das fibras por compressão** ($\sigma_{11} < 0$; $\sigma_{22}^m < 0$):

$$FI_F = \left\langle \frac{|\tau_{12}^m| + \eta^L \sigma_{22}^m}{S_{is}^L} \right\rangle \quad (2.55)$$

– **Modo de falha das fibras por compressão** ($\sigma_{11} < 0$; $\sigma_{22}^m \geq 0$):

$$FI_F = (1 - g) \left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y_{is}^T} \right) + g \left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y_{is}^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}^m}{S_{is}^L} \right)^2 \quad (2.56)$$

onde, as tensões de desalinhamento, representadas pelo sobrescrito m , são:

$$\sigma_{11}^m = \cos^2 \varphi \sigma_{11} + \sin^2 \varphi \sigma_{22} + 2 \sin \varphi \cos \varphi \tau_{12} \quad (2.57)$$

$$\sigma_{22}^m = \sin^2 \varphi \sigma_{11} + \cos^2 \varphi \sigma_{22} - 2 \sin \varphi \cos \varphi \tau_{12} \quad (2.58)$$

$$\tau_{12}^m = -\sin \varphi \cos \varphi \sigma_{11} + \sin \varphi \cos \varphi \sigma_{22} + (\cos^2 \varphi - \sin^2 \varphi) \tau_{12} \quad (2.59)$$

sendo φ o ângulo de desalinhamento total e φ^C é o ângulo desalinhamento total para o caso de carga de compressão axial, expressos por:

$$\varphi = \frac{|\tau_{12}| + (G_{12} - X^C) \varphi^C}{G_{12} + \sigma_{11} - \sigma_{22}} \quad (2.60)$$

$$\varphi^C = \tan^{-1} \left(\frac{1 - \sqrt{1 - 4 \left(\frac{S_{is}^L}{X^C} + \eta^L \right) \left(\frac{S_{is}^L}{X^C} \right)}}{2 \left(\frac{S_{is}^L}{X^C + \eta^L} \right)} \right) \quad (2.61)$$

O critério de falha LaRC04 é uma ampliação do critério LaRC03 diferente de seu antecessor considera o carregamento geral tridimensional (3D) e a não-linearidade de cisalhamento no plano (PINHO *et al.*, 2005). Os índices de falha da matriz (FI_M) são:

– **Modo de falha da matriz por compressão** ($\sigma_{22} < 0$; $\sigma_{11} \geq -Y^C$):

$$FI_M = \left(\frac{\tau^T}{S^T - \eta^T \sigma_n} \right)^2 + \left(\frac{\tau^L}{S_{is}^L - \eta^L \sigma_n} \right)^2 \quad (2.62)$$

– **Modo de falha da matriz por compressão** ($\sigma_{22} < 0$; $\sigma_{11} < -Y^C$):

$$FI_M = \left(\frac{\tau^{Tm}}{S^T - \eta^T \sigma_n^m} \right)^2 + \left(\frac{\tau^{Lm}}{S_{is}^L - \eta^L \sigma_n^m} \right)^2 \quad (2.63)$$

– **Modo de falha da matriz por tração** ($\sigma_{22} \geq 0$):

$$FI_M = (1 - g) \frac{\sigma_2}{Y_{is}^T} + g \left(\frac{\sigma_2}{Y_{is}^T} \right)^2 + \frac{\Lambda_{23}^o \tau_{23}^2 + \chi(\gamma_{12})}{\chi(\gamma_{12, is}^u)} \quad (2.64)$$

onde, as tensões nos planos potenciais de falha para um intervalo de $\alpha \in [0, \pi[$:

$$\sigma_n = \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2} + \frac{\sigma_{22} - \sigma_{33}}{2} \cos(2\alpha) + \tau_{23} \sin(2\alpha) \quad (2.65)$$

$$\tau^T = \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2} - \frac{\sigma_{22} - \sigma_{33}}{2} \sin(2\alpha) + \tau_{23} \cos(2\alpha) \quad (2.66)$$

$$\tau^L = \tau_{12} \cos(\alpha) + \tau_{31} \sin(\alpha) \quad (2.67)$$

Já as tensões de falha sob compressão biaxial são obtidas por:

$$\sigma_n^m = \frac{\sigma_{2^m 2^m} + \sigma_{3^m 3^m}}{2} + \frac{\sigma_{2^m 2^m} - \sigma_{3^m 3^m}}{2} \cos(2\alpha) + \tau_{2^m 3^m} \sin(2\alpha) \quad (2.68)$$

$$\tau^{Tm} = -\frac{\sigma_{2^m 2^m} - \sigma_{3^m 3^m}}{2} \sin(2\alpha) + \tau_{2^m 3^m} \cos(2\alpha) \quad (2.69)$$

$$\tau^{Lm} = \tau_{1^m 2^m} \cos(\alpha) + \tau_{3^m 1^m} \sin(\alpha) \quad (2.70)$$

O critério LaRC03 adota um modelo 2D em que o início da formação de banda de torção é desencadeado por falha da matriz devido ao desalinhamento inicial da fibra. Já o LaRC04 considera um estado de tensão 3D genérico, no qual, o plano de torção está em um ângulo ψ com o eixo 2, como mostrado na Figura 7. No modelo 2D o ângulo ψ assume o valor nulo, e no modelo 3D o mesmo pode variar entre 0° e 180° .

As tensões no plano de torção são definidas como:

$$\sigma_{2^m 2^m} = \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2} + \frac{\sigma_{22} - \sigma_{33}}{2} \cos(2\psi) + \tau_{23} \sin(2\psi) \quad (2.71)$$

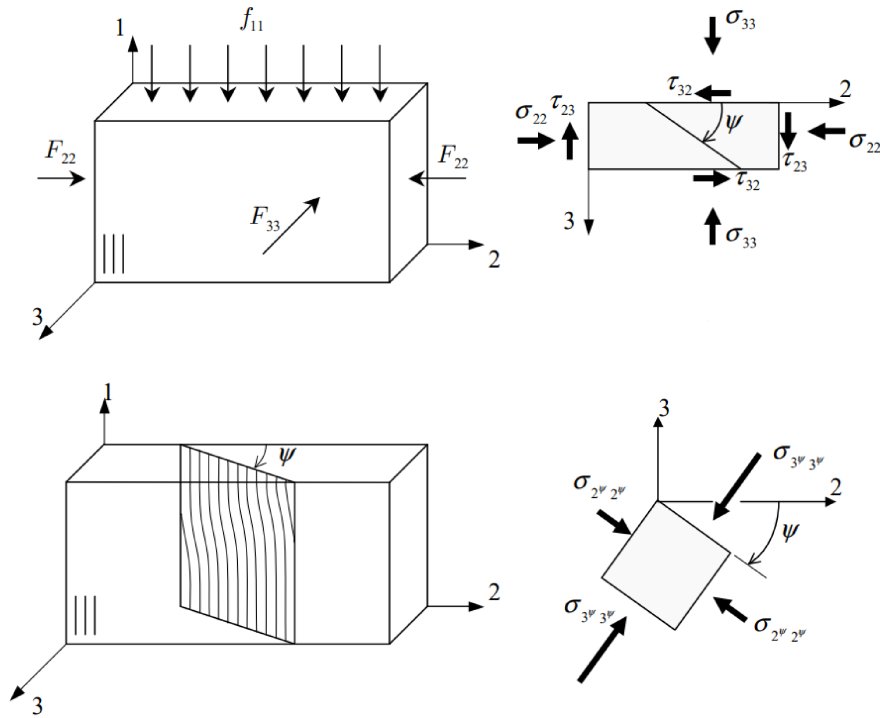
$$\sigma_{3^m 3^m} = \sigma_{22} + \sigma_{33} - \sigma_{2^m 2^m} \quad (2.72)$$

$$\tau_{12^m} = \tau_{12} \cos(\psi) + \tau_{31} \sin(\psi) \quad (2.73)$$

$$\tau_{2^m 3^m} = 0 \quad (2.74)$$

$$\tau_{3^m 1^m} = \tau_{31} \cos(\psi) - \tau_{12} \sin(\psi) \quad (2.75)$$

Figura 7 – Modelo de torção 3D



Fonte: Pinho *et al.* (2005).

As tensões de desalinhamento são expressas por:

$$\sigma_{1^m 1^m} = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{2\psi 2\psi}}{2} + \frac{\sigma_{11} - \sigma_{2\psi 2\psi}}{2} \cos(2\varphi) + \tau_{12\psi} \sin(2\varphi) \quad (2.76)$$

$$\sigma_{2^m 2^m} = \sigma_{11} + \sigma_{2\psi 2\psi} - \sigma_{1^m 1^m} \quad (2.77)$$

$$\tau_{1^m 2^m} = -\frac{\sigma_{11} - \sigma_{2\psi 2\psi}}{2} \sin(2\varphi) + \tau_{12\psi} \cos(2\varphi) \quad (2.78)$$

$$\tau_{2^m 3\psi} = \tau_{2\psi 3\psi} \cos(\varphi) - \tau_{3\psi 1} \sin(\varphi) \quad (2.79)$$

$$\tau_{3\psi 1^m} = \tau_{3\psi 1\psi} \cos(\varphi) \quad (2.80)$$

A constante do material (g) pode ser calculada por:

$$g = \frac{\Lambda_{22}^o (Y_{is}^T)^2}{\chi(\gamma_{12|is}^u)} \quad (2.81)$$

em que, Y_{is}^T é a resistência à tração transversal in-situ, $\gamma_{12|is}^u$ corresponde a deformação final in-situ e o parâmetro Λ_{22}^o podem ser calculados por:

$$Y_{is}^T = 1.12\sqrt{2}Y^T \quad (2.82)$$

$$\gamma_{12|is}^{\mu} = \chi^{-1} [2\chi(\gamma_{12}^{\mu})] \quad (2.83)$$

$$\Lambda_{22}^o = \Lambda_{23}^o = 2 \left(\frac{1}{E_{22}} - \frac{v_{21}^2}{E_{11}} \right) \quad (2.84)$$

Os índices de falha das fibras (FI_F) são expressos por:

– **Modo de falha das fibras por compressão** ($\sigma_{11} < 0$; $\sigma_{2^m 2^m} < 0$):

$$FI_F = \left(\frac{\tau_{1^m 2^m}}{S_{is}^L - \eta^L \sigma_{2^m 2^m}} \right)^2 \quad (2.85)$$

– **Modo de falha das fibras por tração** ($\sigma_{11} \geq 0$):

$$FI_F = \frac{\sigma_{11}}{X^T} \quad (2.86)$$

Diferente do critério LaRC03, o LaRC04 apresenta um índice de falha simultânea da fibra e da matriz ($FI_{M/F}$), na qual, a matriz falha por tração sob compressão longitudinal com torção da fibra. Sendo:

– **Modo de falha das fibras por compressão** ($\sigma_{11} < 0$; $\sigma_{2^m 2^m} \geq 0$):

$$FI_{M/F} = (1-g) \frac{\sigma_{2^m 2^m}}{Y_{is}^T} + g \left(\frac{\sigma_{2^m 2^m}}{Y_{is}^T} \right)^2 + \frac{\Lambda_{23}^o \tau_{2^m 3\psi}^2 + \chi(\gamma_{12}^{\mu})}{\chi(\gamma_{12|is}^{\mu})} \quad (2.87)$$

2.4 Modelos de Degradação e Dano (Comportamento Pós-Pico)

Diante da complexidade da previsão do modo de falha dos compósitos, os projetos de engenharia subutilizam as propriedades dos compósitos, prezando pela segurança, gerando projetos de baixa eficiência com custos elevados. A falha do laminado pode ser determinada pela falha da primeira lâmina (*first-ply failure* - FPF) ou da última lâmina (*ultimate-ply failure* - UPF).

O FPF é uma abordagem bem conservadora, na qual é analisado o estado de tensão das camadas de forma individual, avaliando a resistência de acordo com o critério de falha adotado. Essa metodologia parte do pressuposto que lâminas dos compósitos apresentam o

mesmo comportamento e propriedades que uma lâmina unidirecional isolada. Esse pressuposto é discutível, já que as propriedades *in situ* de uma lamina do compósito podem ser diferentes das apresentadas por uma lâmina isolada (DANIEL *et al.*, 2006).

Já o UPF parte do pressuposto que os laminados suportam cargas crescente após a falha da primeira camada, nessa abordagem, a falha da estrutura se dá com a falha da última lâmina. Levando em consideração a diminuição da rigidez do compósito, assim como a redistribuição das tensões conforme as laminas vão falhando. Dessa forma, a falha ocorre de forma progressiva com o aumento da carga.

A análise de falha de laminado requer, além de um modelo de falha, um modelo de dano progressivo. Já que após a falha da primeira lâmina, ocorre o início de um processo de falha interativo até a falha da estrutura. A seguir serão abordados os modelos de degradação brusca, degradação gradual e os modelos de dano contínuo.

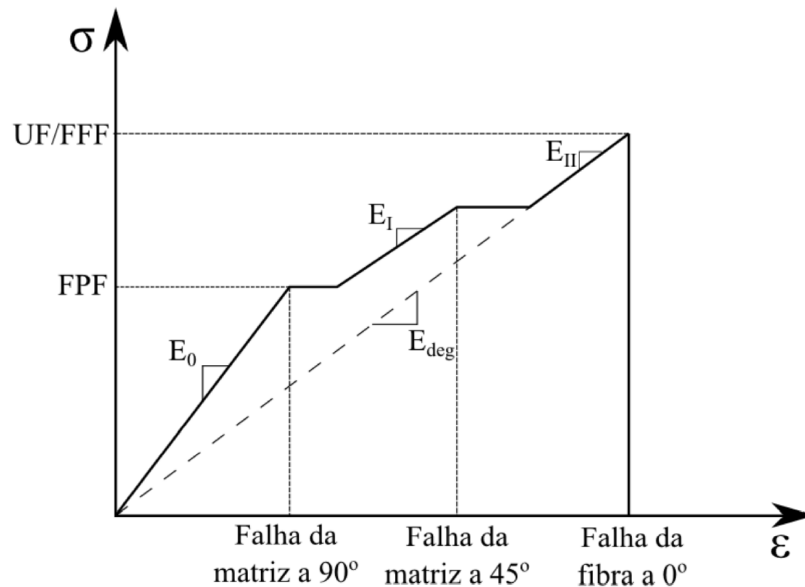
2.4.1 Modelos de Degradação Brusca (Ply Discount)

Os modelos de degradação brusca são definidos pela redução súbita das propriedades dos laminados quando a falha é identificada, sendo os mais usuais divididos em: degradação não interativa, degradação interativa e degradação total das propriedades.

Nos modelos de degradação não interativa, a degradação das propriedades na direção da falha é considerada de forma isolada. Já nos modelos interativos, há a redução de todas as propriedades referentes à direção de falha. Dessa forma, no primeiro caso quando a malha sofre falha apenas o módulo de elasticidade E_2 reduz. Já no segundo caso, as propriedades degradadas serão E_2 , G_{12} , ν_{12} . Por fim, os modelos de degradação total consideram todas as propriedades nulas da lâmina que sofreu falha, assim, não influencia se a falha ocorreu na matriz ou na fibra, desconsiderando a contribuição da lâmina para a capacidade de suporte do laminado (GARNICH; AKULA, 2009; DANTAS JÚNIOR, 2014).

Rocha (2013) apresenta um esquema gráfico de degradação progressiva brusca para um laminado fictício compostos por laminas com fibras a 0° , 45° e 90° , mostrado na Figura 8. Observa-se que após as falhas da matriz a 90° e 45° há patamares. Essas descontinuidades são geradas pela degradação súbita, sendo acompanhadas pela diminuição do módulo de elasticidade à medida que as laminas vão falhando. No instante da falha da fibra as tensões caem para zero por falta de rigidez, atingindo o ponto de carga máxima (*Ultimate Failure Load* - UF).

Figura 8 – Degradação progressiva brusca



Fonte: Rocha (2013).

2.4.2 Modelos de Degradação Progressiva (Progressive Damage)

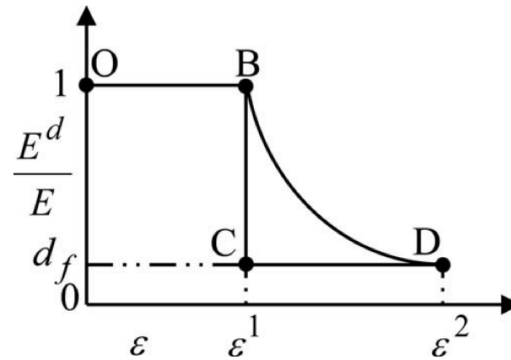
Nos modelos de degradação progressiva, as propriedades dos materiais são reduzidas gradualmente, a fim de retratar de forma mais precisa a progressão dos modos de falha baseados na natureza física dos danos acumulados pelo material no processo. Estes modelos podem ser divididos em duas classes, degradação de propriedades baseadas em variáveis de campos e na mecânica do dano. Na primeira classificação, a degradação de pelo menos uma propriedade está relacionada com o campo envolvido, como tensão-deformação. Já na última, o valor do coeficiente de redução da propriedades está em função do fator do dano no material (GARNICH; AKULA, 2009).

Garnich e Akula (2009), apresentam um esquema de comparação entre os modelos de degradação brusca e gradual, exposto na Figura 9, na qual, E^d é a propriedade degradada e d_f é o fator de degradação definido pela razão de E^d por E com variação entre 0 e 1. O caminho *OBCD* representa a degradação brusca e o caminho *OBD* a degradação gradual. Vale ressaltar que o trecho não linear *BD* é uma função de alguma outra variável de campo em evolução.

2.4.3 Modelos de Dano Contínuo (Continuum Damage)

Os Modelos de Dano Contínuo (MDC) são capazes de representar os modos de dano presentes nos materiais compósitos, seja a fissuração da matriz, a ruptura da fibra e a delaminação, entre outros. Os módulos degradados das lâminas e laminados são calculados em

Figura 9 – Esquema de degradação brusca x gradual



Fonte: Garnich e Akula (2009).

termos de variáveis de dano contínuo, para prever a resposta termo-mecânica de compósitos sob condições gerais de carregamento e geometrias (BARBERO, 2013).

Diversos trabalhos aplicaram modelos de dano contínuo para compósitos laminados. Zou *et al.* (2003) desenvolveram um modelo de dano contínuo para delaminações em compósitos laminados, obtendo uma boa concordância com os dados experimentais e solução analítica estudadas. Camanho *et al.* (2007) investigaram o uso de um modelo de dano contínuo para prever os efeitos do tamanho do furo em laminados de carbono-epóxi à tensão. Concluindo que o modelo proposto prevê com boa precisão os efeitos do tamanho do furo, disponibilizando não apenas a carga de falha final, mas também informações sobre a integridade do material durante o histórico de carga.

Uma extensa pesquisa realizada por Maimí e outros autores, sendo dividida em um total de quatro trabalhos (MAIMÍ *et al.*, 2007a; MAIMÍ *et al.*, 2007b; LLOBET *et al.*, 2021a; LLOBET *et al.*, 2021b), propuseram um modelo de dano contínuo para a previsão do aparecimento e evolução de mecanismos de falha intralaminar e colapso de laminados reforçados com fibras. As previsões numéricas do modelo computacional desenvolvido mostram que os principais mecanismos de degradação da fadiga são bem capturados, bem como as resistências residuais pós-fadiga.

É notável que os modelos de dano contínuo conseguem prever a progressão do dano de maneira mais eficaz em comparação com os outros modelos, por possuírem uma fundamentação baseada em termos da energia livre. No entanto, necessitam de muitos parâmetros experimentais, nos quais, na maioria dos casos não são de fácil obtenção. Pode-se citar como exemplo a determinação das energias de fratura, que podem ser obtidas por meio de ensaios baseados na mecânica da fratura.

Outro fator importante é o ajuste dos parâmetros ao modelo através da redução da rigidez, avaliando a sensibilidade a danos, uma vez que do ponto de vista da termodinâmica as variáveis de estado não são mensuráveis (BARBERO *et al.*, 2013). O MDC utiliza o conceito de tensão efetiva ($\hat{\sigma}$), no qual a relação entre a tensão efetiva de Cauchy e a tensão real (σ) é dada por:

$$\sigma = (1 - d)\hat{\sigma} ; \sigma = \mathbf{M}(\tilde{\mathbf{d}}) : \hat{\sigma} \quad (2.88)$$

em que, d é o dano escalar, $\mathbf{M}(\tilde{\mathbf{d}})$ corresponde ao tensor de dano da lâmina, e $\tilde{\mathbf{d}}$ é o vetor com a variáveis de dano do modelo. Ressalta-se, que a primeira relação da equação define o modelo de dano escalar isotrópico e a segunda relação uma representação tensorial anisotrópica de dano.

De acordo com Reinoso *et al.* (2017) o tensor de Cauchy é definido por:

$$\sigma = \sum_{f,m} (1 - d_{it})(1 - d_{ic}) \partial_{\varepsilon} \Psi_i^e = \sum_{f,m} (1 - d_{it})(1 - d_{ic}) \hat{\sigma}_i \quad (2.89)$$

onde, o f equivale a falha da fibra, m equivale a falha da matriz, d_{it} e d_{ic} ($0 \leq d_{it}, d_{ic} \leq 1$) são variáveis de dano com valor escalar para tração e compressão, representados pelo subscrito t e c , respectivamente. Por fim, Ψ_i^e representa as contribuições elásticas, sendo:

$$\Psi_i^e = \frac{1}{2} \varepsilon : \mathbb{C}_i^e : \varepsilon \quad (2.90)$$

Wagner e Balzani (2010) desenvolveram uma formulação constitutiva termodinamicamente consistente, aplicada a danos anisotrópicos, por meio da decomposição da função de energia livre de Helmholtz, expressa por:

$$\Psi(\varepsilon, \tilde{\mathbf{d}}) = \sum_{f,m} (1 - d_{it})(1 - d_{ic}) \Psi_i^e \quad (2.91)$$

onde, a derivada temporal da função de energia livre ($\dot{\Psi}$) é:

$$\dot{\Psi} = \sum_{f,m} (1 - d_{it})(1 - d_{ic}) \frac{\partial \Psi_i^e}{\partial \varepsilon} : \dot{\varepsilon} - \sum_{f,m} (1 - d_{ic}) \Psi_i^e \dot{d}_{it} - \sum_{f,m} (1 - d_{it}) \Psi_i^e \dot{d}_{ic} \quad (2.92)$$

Considerando transversalmente isotrópico no nível da lâmina, o operador constitutivo elástico \mathbb{C}^e é dado por (COLEMAN; NOLL, 1963):

$$\mathbb{C}^e = \partial_{\varepsilon\varepsilon} \Psi = \lambda \mathbf{1} \otimes \mathbf{1} + 2\mu_T \mathbb{I} + \alpha (\mathbf{1} \otimes \mathbf{A} + \mathbf{A} \otimes \mathbf{1}) + 2(\mu_L - \mu_T) \mathbb{I}_A + \beta \mathbf{A} \otimes \mathbf{A} \quad (2.93)$$

onde $\mathbf{1}$ e \mathbb{I} são os tensores de identidade de segunda e quarta ordem, respectivamente, λ , α , β , μ_T , μ_L são as constantes elásticas como coeficientes invariantes e \mathbf{A} é o operador estrutural.

A matriz de elasticidade na notação de Voigt, na configuração local do material, é definida por:

$$\mathbb{C}_m^e = \begin{bmatrix} 0 & \mathbb{C}_{12}^e & \mathbb{C}_{13}^e & 0 & 0 & 0 \\ \mathbb{C}_{21}^e & \mathbb{C}_{22}^e & \mathbb{C}_{23}^e & 0 & 0 & 0 \\ \mathbb{C}_{31}^e & \mathbb{C}_{32}^e & \mathbb{C}_{33}^e & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mathbb{C}_{44}^e & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mathbb{C}_{55}^e & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mathbb{C}_{66}^e \end{bmatrix}; \quad \mathbb{C}_f^e = \begin{bmatrix} \mathbb{C}_{11}^e & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}; \quad (2.94)$$

na qual, a sub-matriz \mathbb{C}_m^e engloba o tensor constitutivo elástico transversal à direção da fibra, os efeitos tangenciais transversais/transversais à fibra e o acoplamento entre as ações normais e transversais a direção da fibra. Exceto pela componente \mathbb{C}_{44}^e e do \mathbb{C}_{55}^e que são responsáveis pelas contribuições do cisalhamento paralelo / transversal para a fibra. Já a sub-matriz \mathbb{C}_f^e engloba a contribuição normal associada com a direção da fibra.

A relação constitutiva danificada pode ser expressa por (LINDE *et al.*, 2004):

$$\mathbf{C}_d = \begin{bmatrix} (1-d_f)\mathbb{C}_{11}^e & (1-d_f)(1-d_m)\mathbb{C}_{12}^e & (1-d_f)\mathbb{C}_{13}^e & 0 & 0 & 0 \\ & (1-d_m)\mathbb{C}_{22}^e & (1-d_f)(1-d_m)\mathbb{C}_{23}^e & 0 & 0 & 0 \\ & & \mathbb{C}_{33}^e & 0 & 0 & 0 \\ & & & (1-d_f)(1-d_m)\mathbb{C}_{44}^e & 0 & 0 \\ & \text{Simétrico} & & & \mathbb{C}_{55}^e & 0 \\ & & & & & \mathbb{C}_{66}^e \end{bmatrix} \quad (2.95)$$

em que \mathbb{C}_{ij}^e são as componentes elásticas descritas na Equação 2.94, sendo as degradações obtidas por:

$$(1-d_f) = (1-d_{ft})(1-d_{fc}) \quad (2.96)$$

$$(1-d_m) = (1-d_{mt})(1-d_{mc}) \quad (2.97)$$

Dentro do contexto da mecânica de dano contínuo para uma formulação 2D, Lapczyk e Hurtado (2007) formularam um modelo para prever falha de materiais frágeis reforçados com fibras e resposta de comportamento pós-falha. Este modelo é utilizado pelo software Abaqus, que é o software de simulação computacional baseado no método dos elementos finito (MEF) que será utilizado no desenvolvimento deste trabalho.

A evolução do dano da formulação proposta por Lapczyk e Hurtado (2007) é baseada na energia de fratura dissipada no processo de dano, o aumento de uma variável de dano é regido por um deslocamento equivalente definido adequadamente para cada modo de falha. Com a finalidade de diminuir os problemas de convergência no regime de amolecimento (*softening*) é aplicado sistema de regularização viscosa (LAPCZYK; HURTADO, 2007). O cálculo da degradação dos coeficientes da matriz de rigidez é realizado por meio da adaptação do modelo proposto por Matzenmiller *et al.* (1995). O tensor de dano (\mathbf{M}) é dada por:

$$\mathbf{M} = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-d_f} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-d_m} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{1-d_s} \end{bmatrix} \quad (2.98)$$

em que, d_f , d_m e d_s são as variáveis de dano para os modos de falha da fibra, matriz e cisalhamento, respectivamente. Sendo obtidas por:

$$d_f = \begin{cases} d_f^t & \hat{\sigma}_{11} \geq 0 \\ d_f^c & \hat{\sigma}_{11} < 0 \end{cases} \quad (2.99)$$

$$d_m = \begin{cases} d_m^t & \hat{\sigma}_{22} \geq 0 \\ d_m^c & \hat{\sigma}_{22} < 0 \end{cases} \quad (2.100)$$

$$d_s = 1 - (1 - d_f^t)(1 - d_f^c)(1 - d_m^t)(1 - d_m^c) \quad (2.101)$$

sendo, $\hat{\sigma}_{11}$ e $\hat{\sigma}_{22}$ são os componentes do tensor de tensão, t e c são referentes à tração e compressão, respectivamente.

A matriz de elasticidade danificada (\mathbf{C}_d) é calculada por (SIMULIA, 2006):

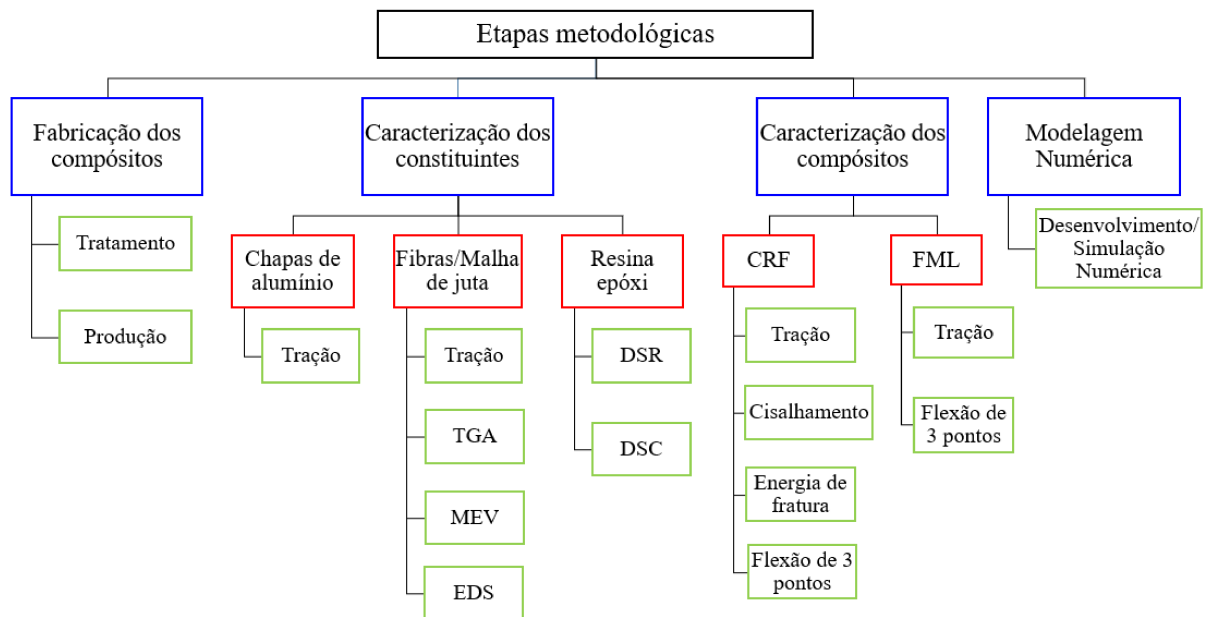
$$\mathbf{C}_d = \frac{1}{D} \begin{bmatrix} (1-d_f)E_1 & (1-d_f)(1-d_m)v_{21}E_1 & 0 \\ (1-d_f)(1-d_m)v_{12}E_2 & (1-d_m)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & (1-d_s)GD \end{bmatrix} \quad (2.102)$$

onde, $D = (1-d_f)(1-d_m)v_{12}v_{21}$, E_1 é o módulo de Young na direção da fibra, E_2 é o módulo de Young na direção da matriz, G é o módulo de cisalhamento e v_{12} , v_{21} e são índices de Poisson.

3 METODOLOGIA

A seguir são descritas as metodologias e normatizações utilizadas na caracterização mecânica de todos os componentes dos laminados e do próprio laminado, além das etapas de fabricação e modelagem numérica. São discutidas as técnicas para obtenção dos parâmetros constitutivos utilizados na modelagem numérica, a partir dos resultados experimentais. A Figura 10 exibe o fluxograma das etapas metodológicas.

Figura 10 – Etapas Metodológicas



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

3.1 Fabricação dos Compósitos

Foram fabricados dois tipos de compósito laminado. O primeiro laminado é um compósito reforçado por fibra (CRF) constituído por resina epóxi e fibra de juta. O segundo laminado é um compósito metal/fibra (FML - *Fiber/MetalLaminate*) constituído por resina epóxi, fibra de juta e alumínio. A seguir é apresentado o tratamento e o processo de produção.

3.1.1 Tratamento

Conforme a revisão efetuada, optou-se por realizar o tratamento alcalino nas fibras de juta para melhorar a adesão da fibra/resina. As fibras foram submersas em uma solução de 5% NaOH em temperatura ambiente por 1 hora tornar a superfície externa da fibra mais áspera.

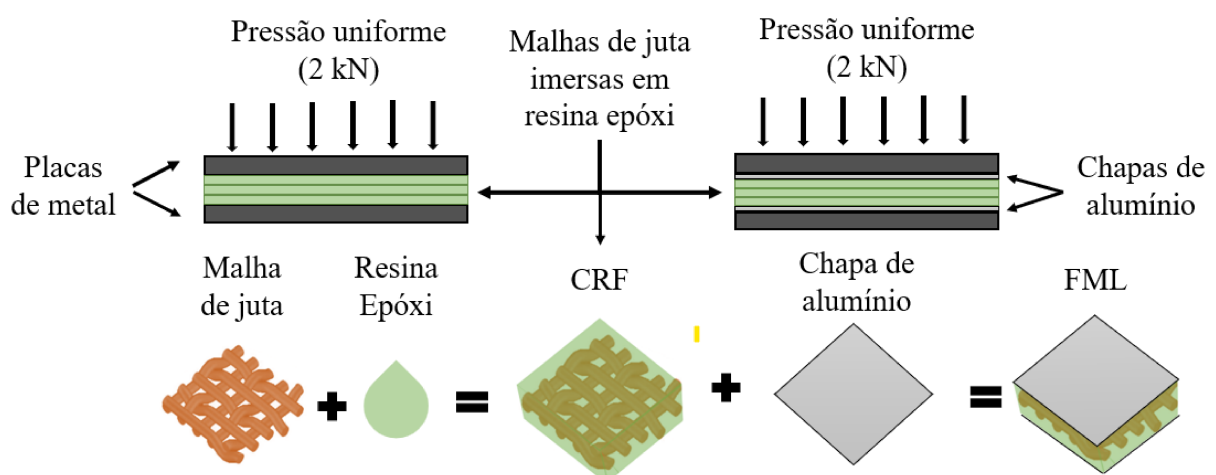
Posteriormente, são cuidadosamente lavadas com água corrente em abundância para remover qualquer vestígio de NaOH. Após a lavagem, as fibras são secas à temperatura ambiente por 24 horas, seguido de secagem em forno a 80°C por 5 horas.

Já para o tratamento das placas de alumínio, optou-se por um processo mais simples. A limpeza da superfície do alumínio foi feita com etanol, seguida da abrasão mecânica com lixa e da realização de uma nova limpeza.

3.1.2 Produção

A fabricação dos compósitos é realizada por um processo manual, *handlayup*. O processo de produção ocorre logo após a finalização do tratamento das fibras com a finalidade de evitar a absorção de umidade. O CRF é produzido com a superposição das malhas de juta imersas em resina epóxi. Já a laminação do FML é tipo "*sanduíche*", na qual, as placas de alumínio correspondem as superfícies externas do compósito e a parte interna é composta por camadas de malhas de juta imersas em resina epóxi. Após o término da montagem, durante o processo de cura, uma carga de 2,0 kN é aplicada uniformemente distribuída sobre a área da superfície do compósito por um período de 24 horas à temperatura ambiente. A fração volumétrica total usada na fabricação de laminados foi de 25% de fibras de juta e 75% de resina epóxi. A Figura 11 apresenta um esquema do método de produção dos compósitos.

Figura 11 – Esquema de produção do CRF e FML



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

3.2 Caracterização dos Constituintes

3.2.1 Caracterização das Chapas de Alumínio

As chapas de alumínio AA 3003 de 0.7 mm de espessura, foram submetidas ao ensaio de tração direta para obtenção da curva de tensão versus deformação de onde foram obtidos os parâmetros utilizados no modelo de plasticidade. O módulo de elasticidade foi obtido através da inclinação da curva tangente no regime linear do ensaio, adotando o critério de 0.1% de *offset* para a obtenção da tensão de escoamento. Para a obtenção tabular do comportamento do material durante o ensaio de tração, foi aplicado a lei de endurecimento de Voce, que é uma relação empírica que pode ser usada para descrever a relação entre a tensão e a deformação plástica de material metálico durante um ensaio de tração.

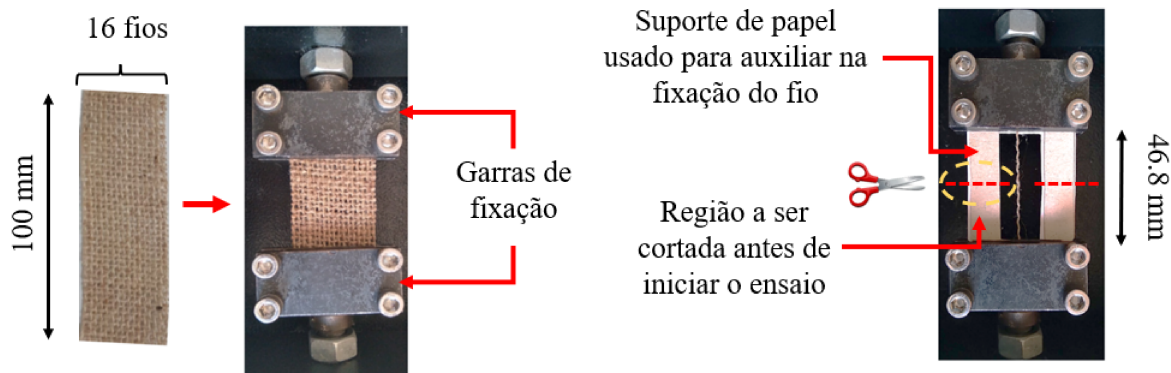
3.2.2 Caracterização das Fibras/Malha de Juta

Para a caracterização das propriedades de tração das fibras de juta adotou-se a norma ASTM D3039, que aborda a metodologia de teste padrão para propriedades de tração de materiais compostos de matriz polimérica (ASTM D3039, 2014). Os espécimes foram testados com uma velocidade aproximada de 2 mm/min até a falha.

No total, foram testadas 120 malhas e 120 fios de juta, na qual metade dos corpos de prova (CPs) tinham fibras previamente submetidas ao tratamento alcalino, enquanto a outra metade foi ensaiada sem nenhum pré-tratamento. As malhas eram compostas por 16 fios no sentido longitudinal e um comprimento de 12.4 cm. A dimensão média do diâmetro do fio é de 0.5 mm e 100 mm de comprimento. Os resultados foram analisados estatisticamente usando o modelo Weibull, que é o método mais amplamente usado para analisar a dispersão nas propriedades mecânicas das fibras naturais (SMAIL *et al.*, 2021a). A Figura 12 apresenta a configuração da malha e do fio de juta para o teste de tração. O cálculo da área da seção transversal do fio foi realizado considerando que a seção do fio é circular e através da medição do diâmetro do fio com paquímetro em 3 pontos diferentes (1 ponto central e 2 pontos nas extremidades das pontas).

A fim de avaliar os efeitos ocasionados pela temperatura nas fibras de juta tratadas e não tratadas, foi realizada uma análise termogravimétrica (TGA). O TGA é usado para monitorar e medir a perda de peso das fibras aquecidas em diferentes temperaturas, possibilitando avaliar a velocidade de variação da massa das amostras em função da temperatura. O ensaio nas fibras

Figura 12 – Ilustração da montagem experimental para o ensaio de tração, sistema de fixação da malha e do fio de juta.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

tratadas e não tratadas foi realizado de 34°C a 650°C a uma taxa de aquecimento de 10°C/min em uma atmosfera de nitrogênio que flui a uma taxa constante de 40 mL/min. Cerca de 6 mg dos materiais em pó foram aquecidos. O óxido de alumínio foi usado como material de referência para validar a calibração do equipamento. As curvas de TGA e DTG foram registradas.

Por fim, a microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada nas fibras tratadas e não tratadas para analisar os efeitos do tratamento na morfologia da fibra de juta. As fibras foram revestidas com uma fina camada de prata para torná-las mais condutoras. O ensaio foi realizado com 10kV de tensão de aceleração. Em associação, o teste de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) foi realizado para analisar quantitativamente a distribuição dos principais elementos nas fibras.

3.2.3 Caracterização da Resina Epóxi

A caracterização reológica da resina epóxi neste trabalho foi realizada com o intuito de fornecer informações sobre como um material se comportará em condições de uso real, contribuindo com a previsão do desempenho do produto final.

Para caracterizar a resina epóxi, em especial os parâmetros viscoelásticos em função do tempo, temperatura ou frequência, ensaios reológicos foram realizados. O ensaio reômetro dinâmico de cisalhamento (DSR - *Dynamic Shear Rheometer*) foi realizado com o reômetro *Discovery Hybrid Rheometer*. Inicialmente o teste de linearidade foi realizado para determinar a faixa de viscoelasticidade linear da resina. Posteriormente, a amostra foi submetidas a uma deformação fixa de 1.7×10^{-4} mm, com variação de frequência de 0.01 a 10Hz, para uma faixa

de temperatura de 25°C a 50°C de 5°C a 5°C. A amostra tem 63.4 mm de comprimento, 14.9 mm de largura e 6.7 mm de espessura. A Figura 13 mostra o posicionamento da amostra de resina epóxi para o teste DSR.

Figura 13 – *Discovery Hybrid Rheometer*



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

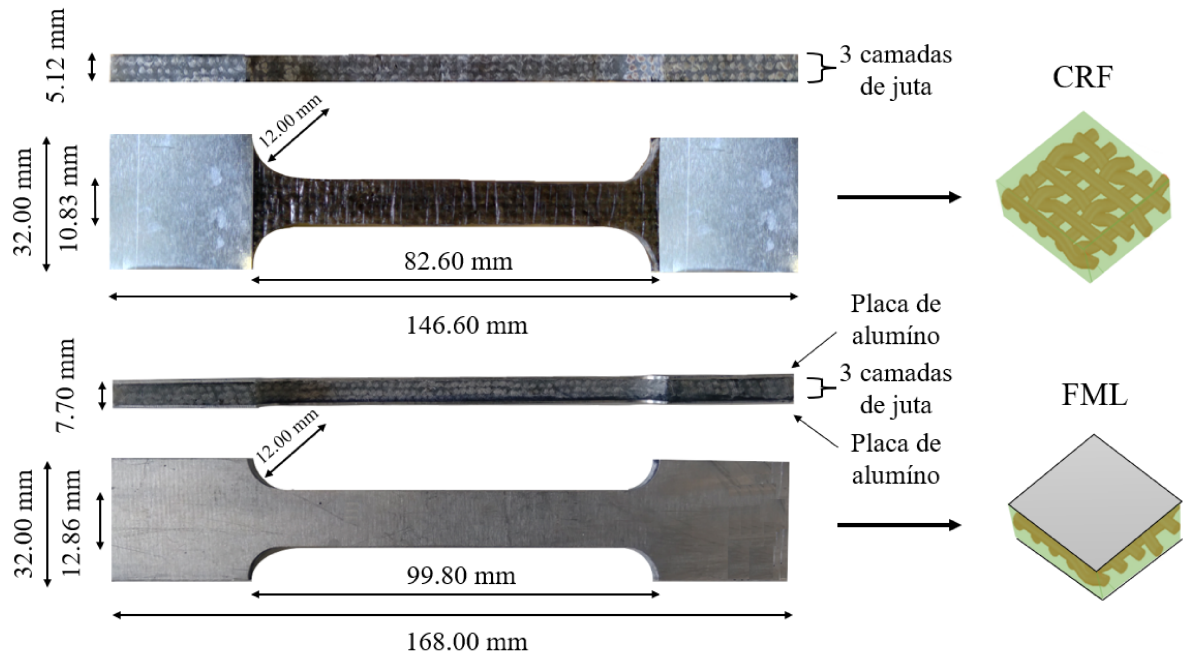
Para caracterizar a estabilidade da resina, foi realizado uma calorimetria exploratória diferencial (DSC), de acordo com a norma ASTM D3418 (ASTM, 2021). O experimento foi realizado a uma taxa de aquecimento de 8°C/min com um fluxo de nitrogênio de 50 mL/min, para uma faixa de temperatura de 25-300°C. Foram usados cerca de 1.6 mg de resina.

3.3 Caracterização do Compósito

Para obter a resistência à tração dos compósitos, foi conduzido um teste de tração direta com base na norma ASTM D3039 (ASTM, 2014b). O teste de tração foi realizado em uma máquina de teste universal com capacidade de carga de 300.0 kN. No total, 5 CPs para cada compósito foram ensaiados a uma taxa de deformação constante de 6.0 mm/min e com uma distância média entre as garras de 82.0 mm para o CRF e 99.8 mm para o FML. A Figura 14 mostra o detalhamento dos CPs usados para o ensaio. Vale mencionar que para o CRF foram coladas placas de alumínio apenas nas regiões onde as garras da máquina entrariam em contato, com a finalidade de evitar possíveis esmagamentos nessas regiões.

O ensaio de flexão de três pontos foi executado de acordo com o padrão ASTM C393 (ASTM, 2000). No total, foram ensaiados 6 CPs do CRF com dimensões de 123.0 mm x 17.5

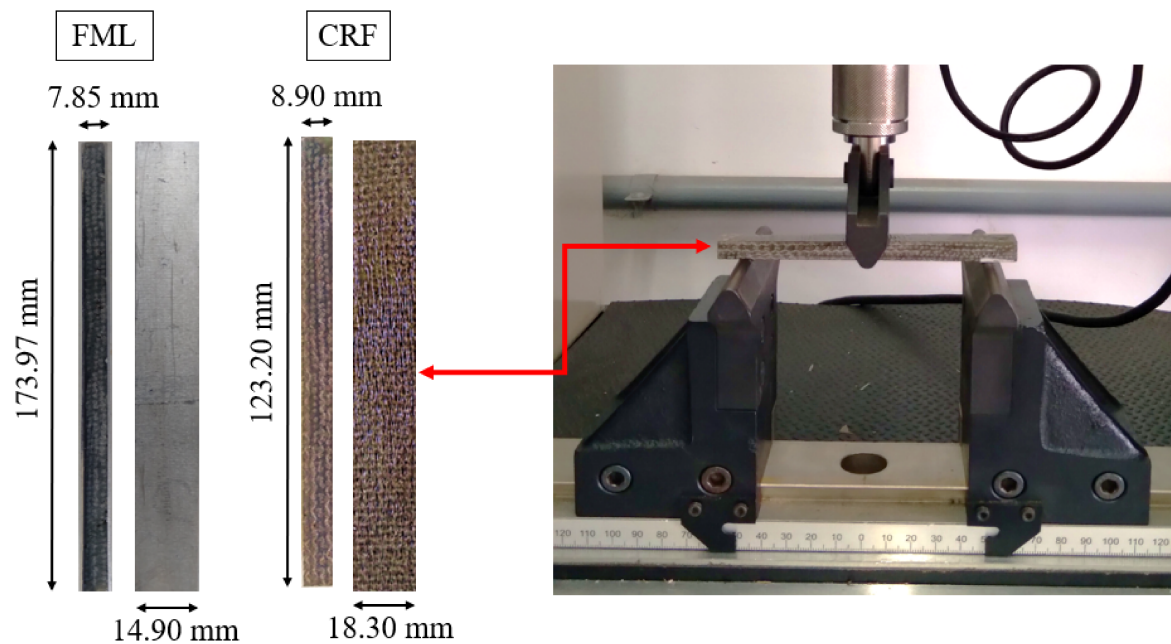
Figura 14 – Detalhamento dos CPs de CRF e FML para o ensaio de tração



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

mm x 8.9 mm, e 6 CPs do FML com dimensões de 174.0 mm x 14.9 mm x 7.8 mm. O teste foi realizado em uma taxa de deformação constante de 2.0 mm/min com um comprimento de vão de 100.0 mm. A Figura 15 apresenta as dimensões e o posicionamento do CPs para o ensaio de flexão.

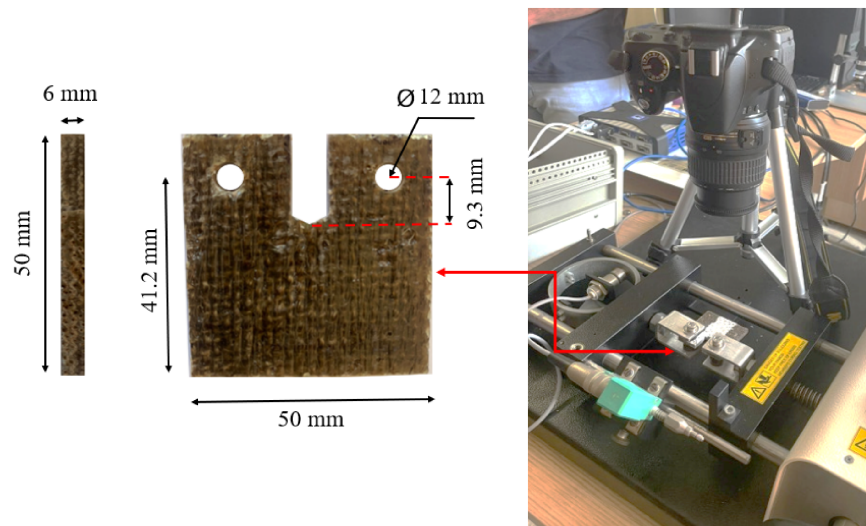
Figura 15 – Detalhamento dos CPs de CRF e FML para o ensaio de flexão



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

No total, 2 espécimes foram ensaiadas a uma velocidade média de 11.7 mm/min para obtenção da energia de fratura. O cálculo da energia de fratura foi realizado conforme indicado no padrão ASTM D5045 (ASTM, 2014a). A Figura 16 apresenta as dimensões da geometria do CP de CRF e a preparação do corpo de prova para o teste de energia de fratura.

Figura 16 – *Detalhamento e preparação do CP de CRF para o teste de energia de fratura*



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

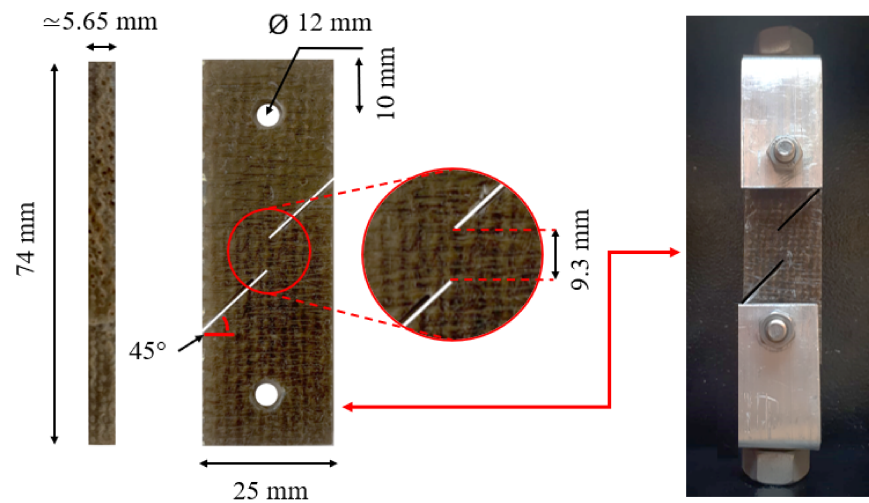
Por fim, o teste de resistência ao cisalhamento foi conduzido com base na norma ASTM B831 (ASTM, 2005). Foram ensaiados 4 CPs de CRF a uma velocidade média de 10.0 mm/min. A Figura 17 apresenta as dimensões da geometria do CPs para o ensaio de resistência ao cisalhamento.

3.4 Modelagem Numérica

Através da revisão bibliográfica desenvolvida voltada para os critérios de iniciação de falha e para os modelos de degradação e dano em compósitos laminados, para simular o comportamento mecânico dos compósitos abordados neste trabalho será adotado o software comercial de elementos finitos, Abaqus.

Entre os critérios de falha apresentados, o software Abaqus tem implementado no código o critério de Hashin, disponível com elementos de formulação de tensão plana e casca, foi adotado o elemento de casca laminado com 4 nós, quadrilátero, com integração reduzida (S4R). Em relação a evolução do dano, o software aplica a formulação proposta por Lapczyk e Hurtado (2007). Para a estabilização do dano foi aplicado o coeficiente de viscosidade de

Figura 17 – Detalhamento e preparação do CP de CRF para o ensaio de resistência ao cisalhamento.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

1.0E-03 (LAPCZYK; HURTADO, 2007).

A modelagem dos corpos de prova foi realizada por lâminas, sendo que cada camada de fibra de juta e placa de alumínio dos corpos de prova foi simulada por uma lâmina, a qual possuía 3 pontos de integração.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

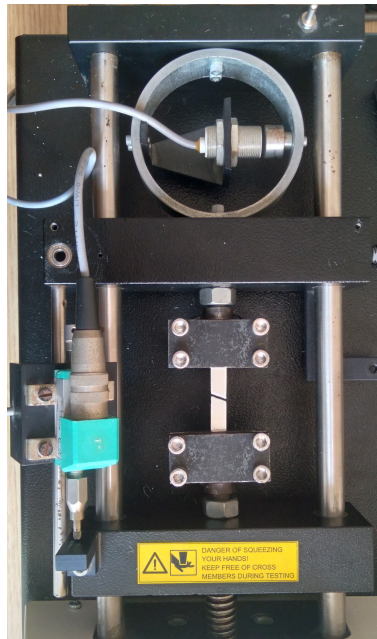
4.1 Caracterização dos Constituintes

A seguir são apresentados os resultados e discussões referentes a caracterização dos componentes utilizados na fabricação dos laminados.

4.1.1 Caracterização das Chapas de Alumínio

A Figura 18 mostra um corpo de prova após o ensaio de tração direta, no qual observa-se o plano de ruptura inclinado em 45° em relação a horizontal, indicando uma ruptura dúctil.

Figura 18 – Ensaio de tração direta em corpo de prova de alumínio

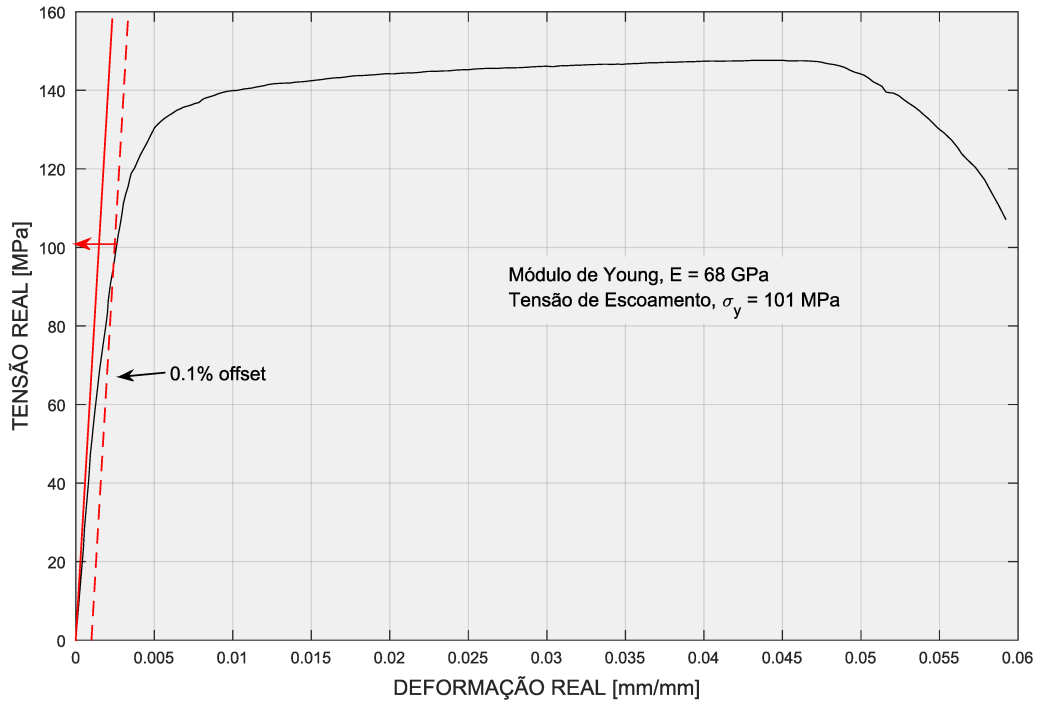


Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

O diagrama de tensão versus deformação obtido através do ensaio de tração é mostrado na Figura 19. Conforme a metodologia exposta no Item 3.2.1, o módulo de elasticidade do ensaio foi de 68.0 GPa e a tensão de escoamento (σ_y) é igual a 101.3 MPa.

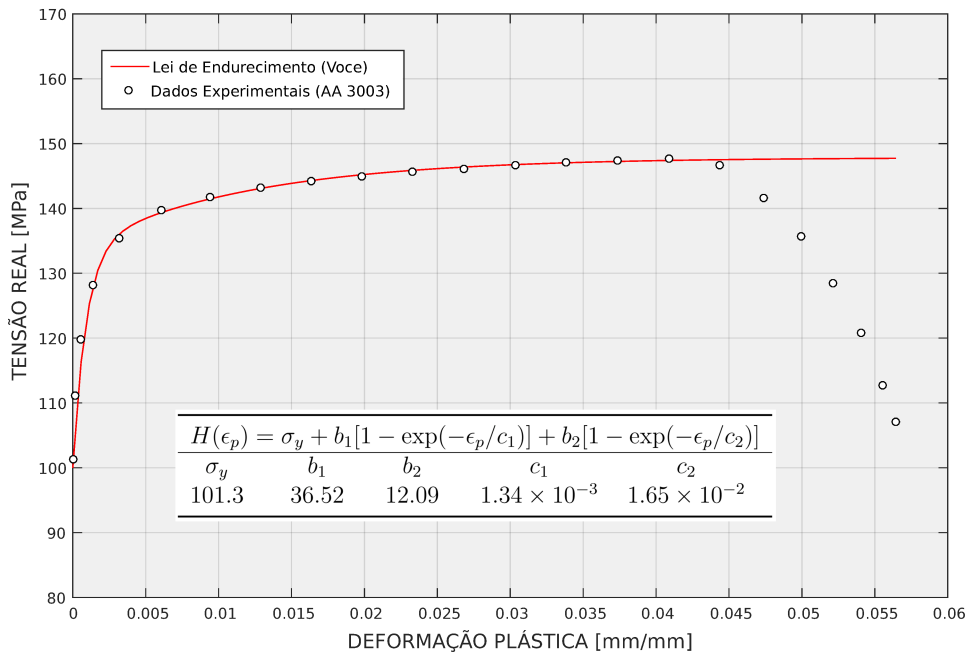
A Figura 20 mostra o resultado da regressão, assim como os parâmetros de forma obtidos. Observa-se que o regime plástico é bem representado pela lei de endurecimento somente até o ponto onde inicia-se o processo de estricção (*necking*), onde o material começa a sofrer um amolecimento (*softening*) devido à localização das deformações plásticas e sua consequente fratura.

Figura 19 – Diagrama de Tensão x Deformação da chapa de alumínio AA 3003



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Figura 20 – Lei de Endurecimento (*Hardening Law*) de Voce



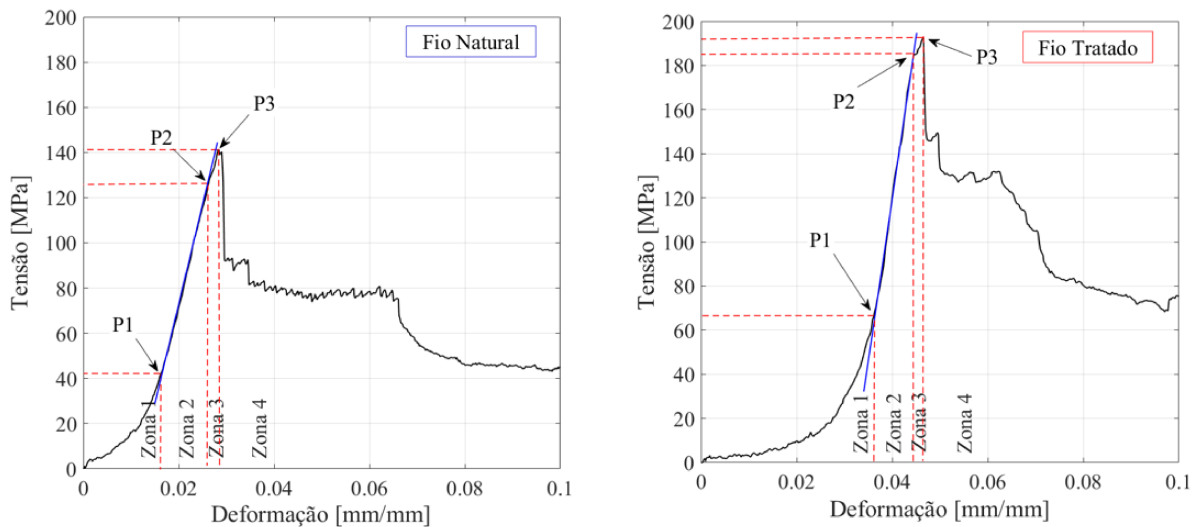
Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.1.2 Caracterização das Fibras/Malha de juta

4.1.2.1 Ensaio de tração direta

A Figura 21 contém gráficos representativos das curvas tensão-deformação do ensaio de tração dos fios de juta naturais e tratados. A tensão de tração foi calculada dividindo-se a carga pela área da seção transversal dos fios, com a média das três espessuras de cada fio de juta. Ao avaliar o comportamento das curvas da Figura 21, é possível observar 4 zonas bem definidas.

Figura 21 – Curva experimental do ensaio à tração para o fio da fibra de juta natural e tratada, respectivamente



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

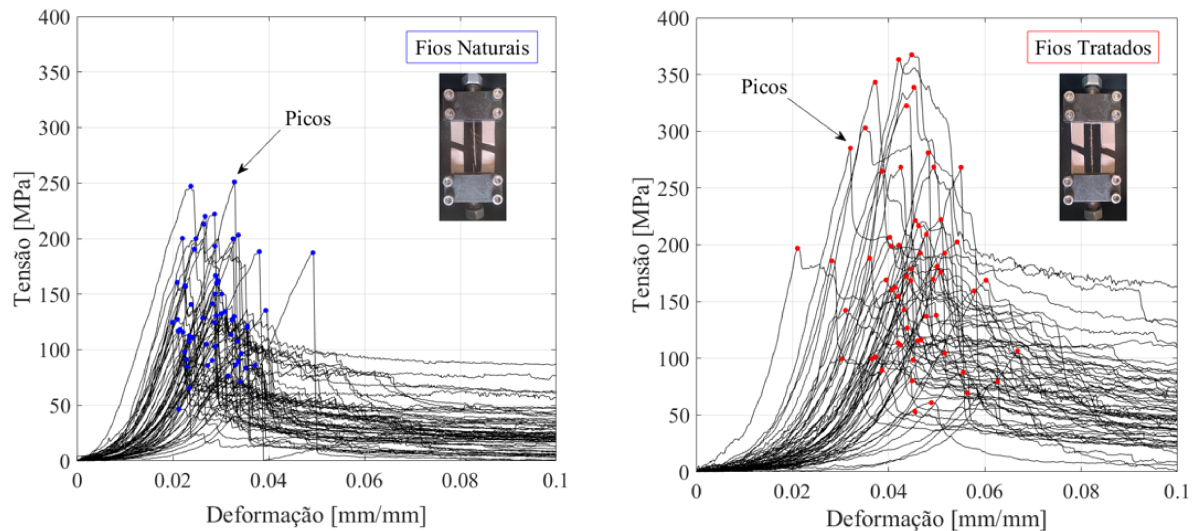
A primeira zona corresponde a uma curva de alongamento, na qual há um aumento lento da inclinação em direção a uma região linear. Nessa zona, as fibras dos fios de juta se alinham durante o carregamento, e a zona linear é alcançada quando todas as fibras são tensionadas. Observe que as curvas não são suaves, o que se deve ao dano gradual às fibras à medida que são tensionadas. A segunda zona (entre P1 e P2) é a zona elástica linear. P1 é o ponto inicial da zona elástica linear e P2 é um ponto de escoamento. A zona elástica linear é a região utilizada para o cálculo do Módulo de elasticidade.

A terceira zona (entre P2 e P3) é configurada por uma descontinuidade da curva e danos aleatórios às fibras. O ponto P3 corresponde ao pico, que é seguido de uma queda gradual na tensão até a ruptura completa do fio equivalente à zona 4.

A Figura 22 exibe as curvas experimentais de tensão-deformação para os 60 fios de juta naturais e 60 fios que foram submetidos ao tratamento alcalino. Observa-se nos gráficos a

grande dispersão das curvas, principalmente, as curvas referentes aos fios tratados. A dispersão dos dados é comum quando se trata de fibras naturais. Os fios tratados também apresentaram valores de pico de tensão superiores aos fios naturais.

Figura 22 – Curva experimental do ensaio à tração para os fios de juta naturais e tratados, respectivamente



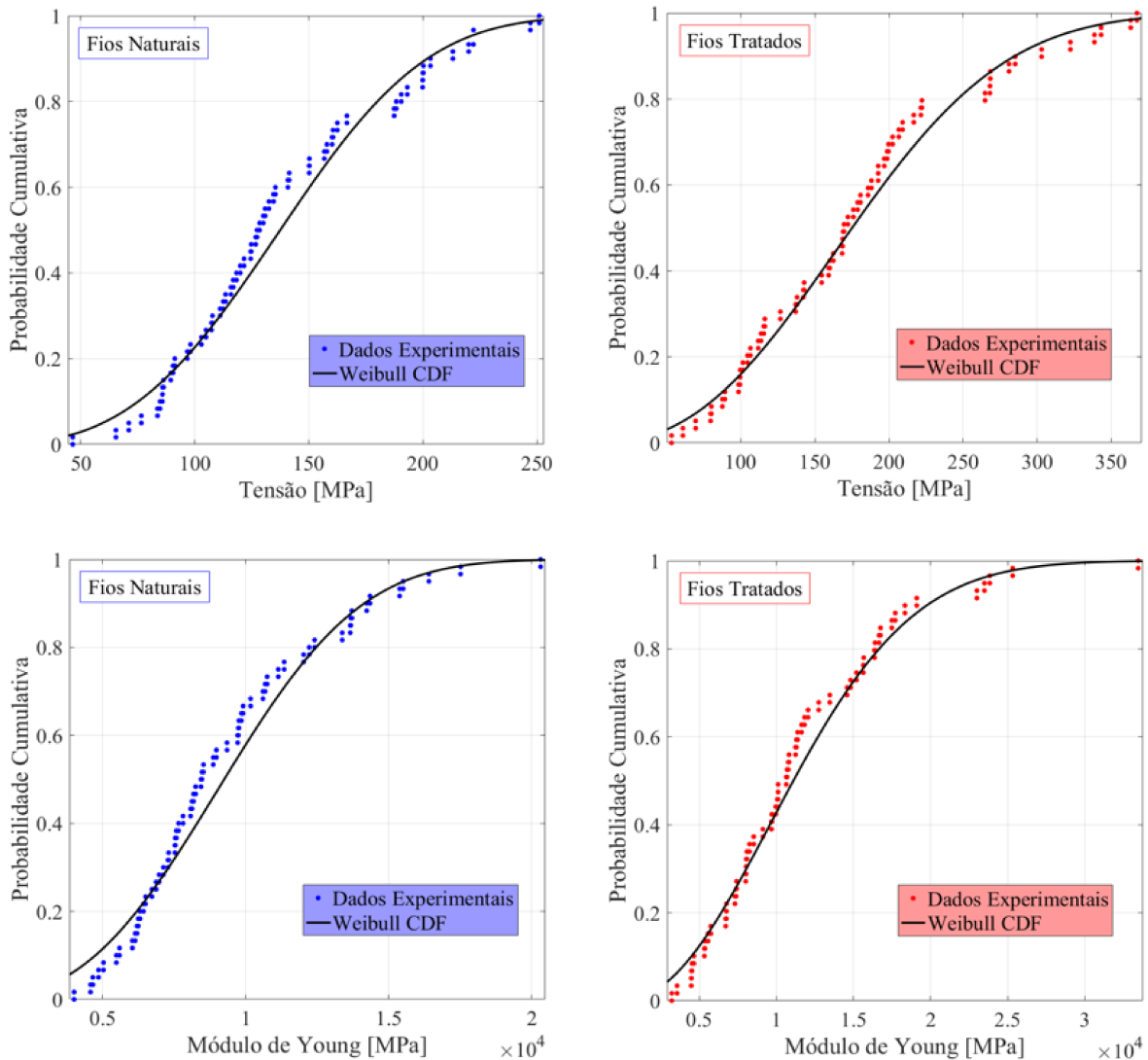
Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Para avaliar estatisticamente a dispersão das propriedades mecânicas das fibras de juta antes e depois do tratamento, foi aplicado o modelo de Weibull. A Figura 23 exibe a probabilidade cumulativa de Weibull para os dados experimentais do teste de tração para tensão e Módulo de Young, respectivamente. Observe que, em ambos os casos, os dados experimentais mostraram um bom ajuste com a curva de Weibull. Há cerca de 60.0% de chance de que a tensão esteja abaixo de 150.0 MPa para a fibra natural e 200.0 MPa para a tratada. Quanto ao módulo de elasticidade, há cerca de 60.0% de chance de o módulo estar abaixo de 10.0 GPa para a fibra natural e 12.5 GPa para a tratada.

Os gráficos na Figura 24 apresentam o resultado da regressão linear de Weibull para os dados experimentais do teste de tração referentes à tensão e ao módulo de Young, respectivamente. Os resultados experimentais mostraram um bom alinhamento com a regressão linear de Weibull em todos os casos. Observe que houve uma diminuição no valor do módulo de Weibull (m) tanto para a tensão (σ) quanto para o módulo de Young (E) depois que as fibras foram submetidas ao tratamento alcalino. Indicando um aumento na dispersão dos resultados após o tratamento.

Os valores obtidos para os fios de juta naturais aplicando a distribuição de Weibull

Figura 23 – Probabilidade cumulativa de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração referentes aos fios de juta



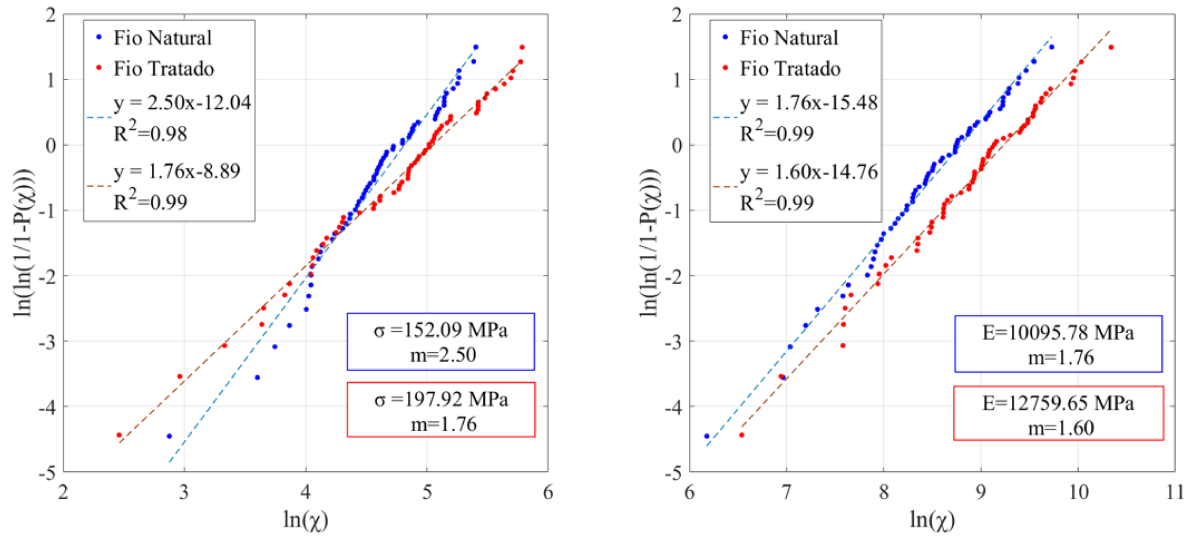
Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

para a tensão e o módulo de Young foram 152.1 MPa e 10.1 GPa com m de 2.5 e 1.7, respectivamente. Para os fios tratados, a tensão e o módulo de Young foram de 197.9 MPa e 12.7 GPa com m de 1.8 e 1.6, respectivamente.

A Fig. 25 mostra as curvas experimentais de força-deslocamento para o ensaio à tração das malhas de juta, onde 60 malhas foram submetidas ao tratamento alcalino. Vale salientar que, assim como mostrado na Figura 21, tem-se o mesmo comportamento dos fios para as malhas, onde é possível observar 4 zonas bem definidas. Analisando os gráficos, nota-se a grande dispersão das curvas, principalmente as curvas referentes às malhas tratadas. Além disso, as malhas tratadas apresentaram uma diminuição na força de pico.

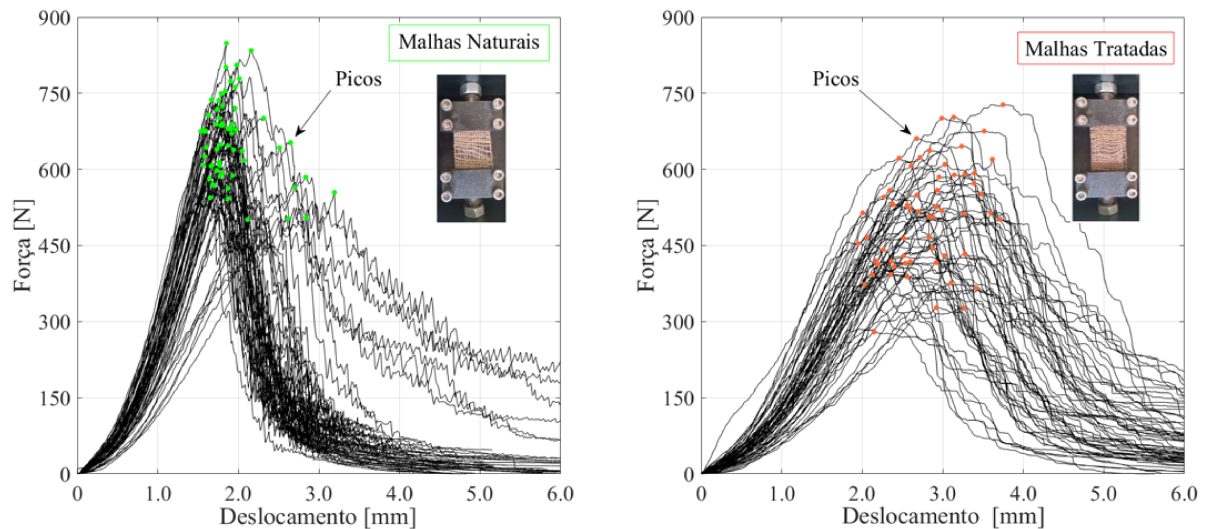
A dispersão da força das malhas de juta antes e depois do tratamento foi analisada

Figura 24 – Regressão linear de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração para os fios naturais e tratados



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Figura 25 – Curva experimental do ensaio à tração para malhas de fibra de juta naturais e tratadas, respectivamente

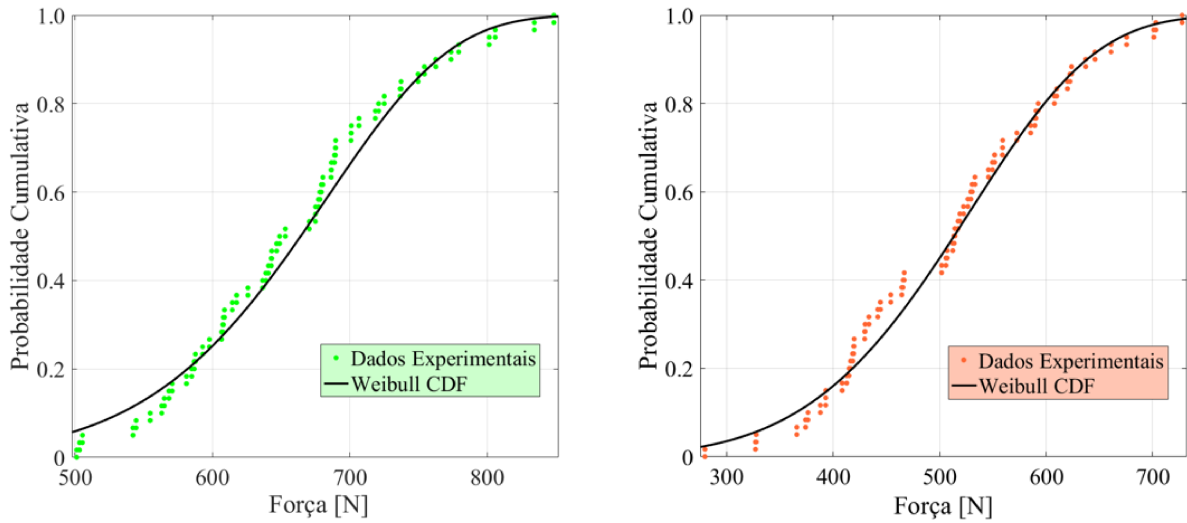


Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

estatisticamente usando o modelo de Weibull. A Fig. 26 apresenta a probabilidade cumulativa de Weibull para os dados experimentais do teste de tração. Observe que, em ambos os casos, os dados experimentais mostraram um bom ajuste com a curva de Weibull. Há cerca de 60.0% de chance de que a força esteja abaixo de 685.0 N para a juta natural e 540.0 N para juta tratada.

O gráfico da Fig. 27 mostra a regressão linear de Weibull para os dados experimentais do teste de tração da malha de fibra de juta. Percebe-se que os resultados experimentais apresentam um bom alinhamento com a regressão linear de Weibull. Nota-se um aumento no valor do módulo de Weibull (m) depois que as fibras foram submetidas ao tratamento alcalino.

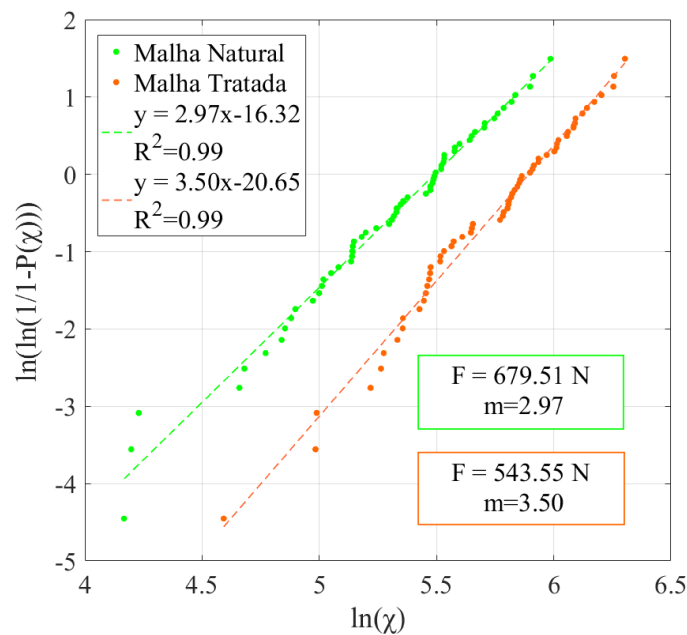
Figura 26 – Probabilidade cumulativa de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração referentes às malhas de juta



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Assim, indicando uma diminuição na dispersão dos valores de força máxima após o tratamento. A força máxima obtida por meio da distribuição de Weibull foi de 679.5 e 543.6 N com m de 3.0 e 3.5 para a malha natural e tratada, respectivamente.

Figura 27 – Regressão linear de Weibull para os dados experimentais do ensaio à tração das malhas de fibra de juta natural e tratada

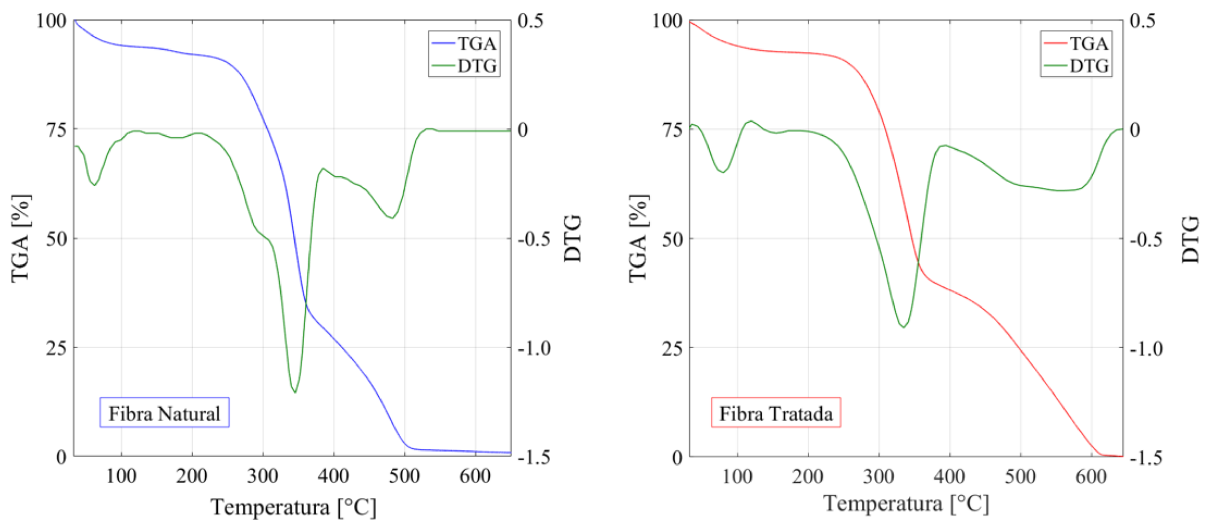


Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.1.2.2 Análise Termogravimétrica - TGA

As curvas TGA e DTG para fibras de juta naturais e tratadas são mostradas na Fig. 28. Observa-se que as curvas de TGA apresentaram comportamento semelhante. Analisando a estabilidade térmica das fibras, temos três perdas de massa. A primeira perda de massa nas curvas refere-se à evaporação de água e substâncias voláteis. A segunda perda corresponde à degradação da hemicelulose e da celulose. Finalmente, na última etapa, a lignina e a pectina são degradadas.

Figura 28 – Curvas TGA e DTG para fibra de juta natural e tratada



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

A síntese dos resultados termogravimétricos para a fibra de juta pode ser vista na Tabela 3. Observa-se que as fibras tratadas apresentam uma porcentagem menor de resíduo ao final do teste. Os valores da porcentagem de perda dos picos são muito próximos, com distinção na temperatura do pico. Em resumo, nota-se que o perfil de degradação térmica da fibra natural e tratada apresentaram um comportamento semelhante. Assim, o tratamento alcalino realizado na fibra de juta não exerceu muita influência sobre a degradação térmica da fibra.

Tabela 3 – Síntese dos resultados termogravimétricos da fibra de juta

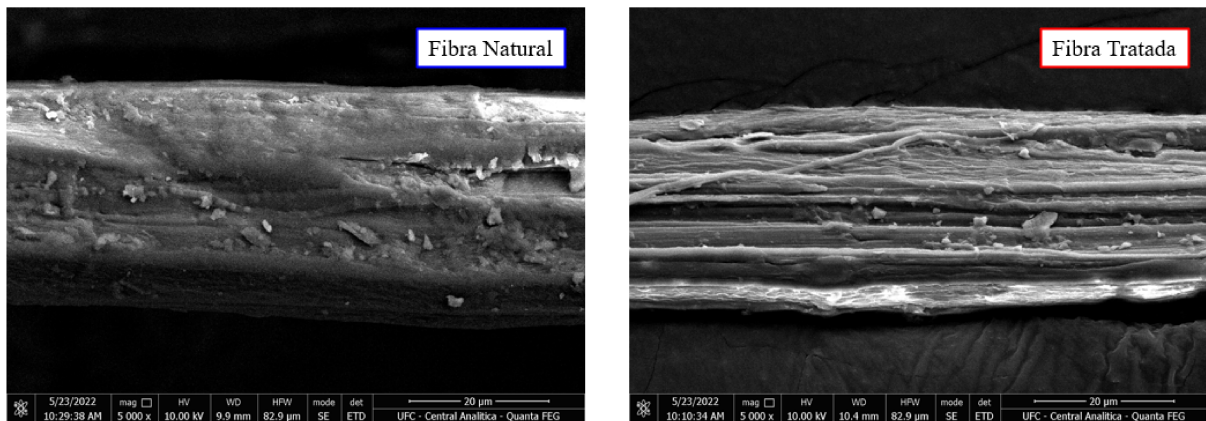
	1º pico		2º pico		3º pico		Resíduo (%)
	T(°C)	Perda de peso(%)	T(°C)	Perda de peso (%)	T(°C)	Perda de peso (%)	
Natural	62.2	4.0	345.5	51.7	482.3	92.6	0.9
Tratada	80.0	5.0	335.0	41.5	560.1	88.1	0.1

Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.1.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV

As micrografias de superfície da fibra de juta natural e tratada são mostradas na Figura 29. Nota-se que o tratamento alcalino ao qual a fibra foi submetida aumentou a rugosidade da superfície, esse fato se deve à remoção da hemicelulose e da lignina. O aumento da rugosidade da fibra de juta proporciona um aumento na adesão interfacial entre a fibra e a matriz.

Figura 29 – Micrografias eletrônicas de varredura para a fibra de juta natural e tratada

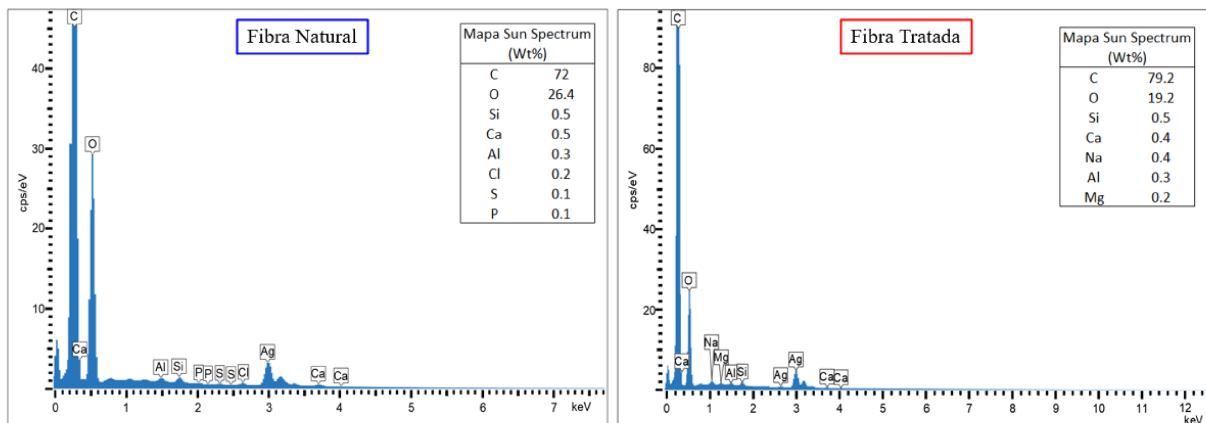


Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.1.2.4 Espectroscopia de Energia Dispersiva - EDS

A Fig. 30 apresenta os gráficos com o resultado do ensaio EDS para fibra natural e tratada. Observe que os principais elementos são C e O com 72.0% e 26.4%, e 79.2% e 19.2% para fibra natural e tratada, respectivamente. A variação na porcentagem de elementos é dada pela remoção parcial da hemicelulose e da lignina.

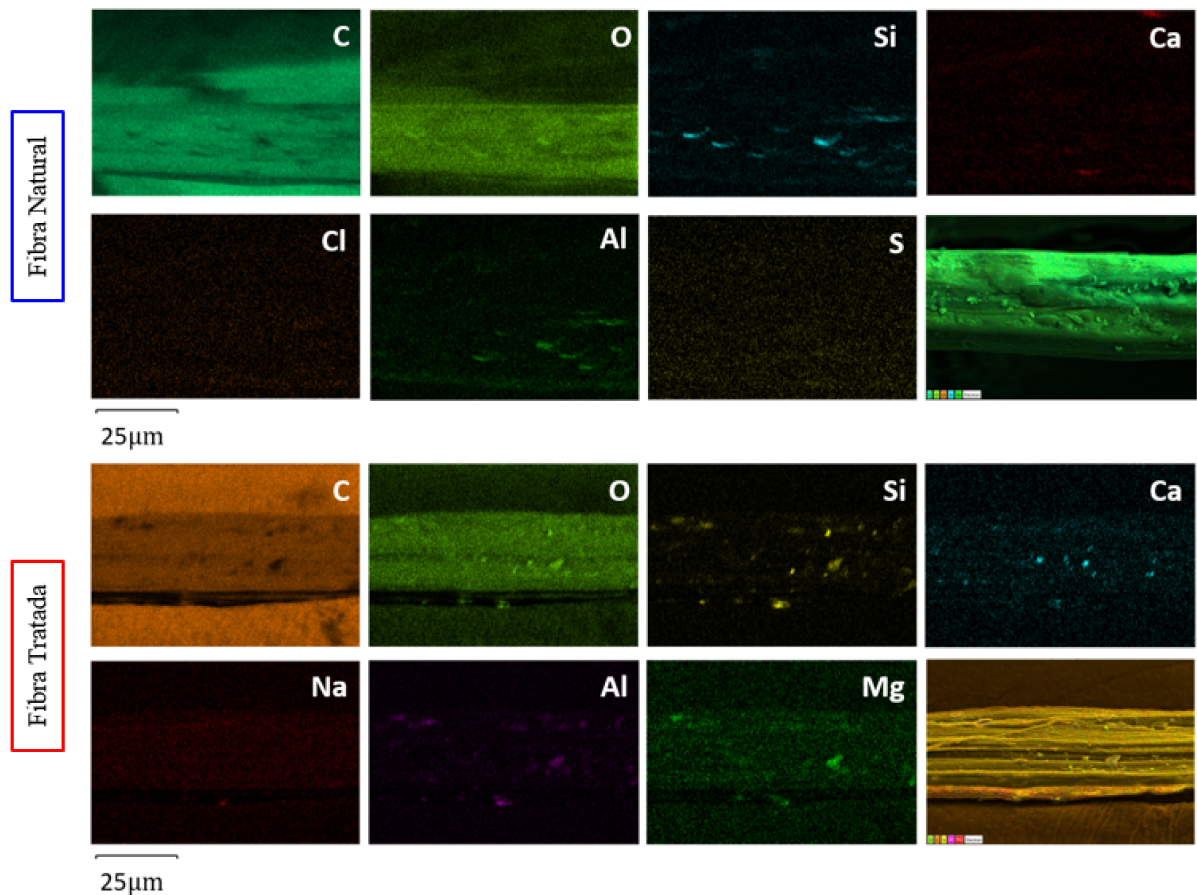
Figura 30 – EDS para a fibra de juta natural e tratada



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Por meio da Fig. 31, é possível visualizar a distribuição dos 7 elementos com a maior concentração presente nas fibras de juta expostas na Fig. 30 e uma imagem de sobreposição. Como mencionado anteriormente, nota-se que os principais elementos são C e O. Os outros elementos podem ser considerados impurezas. Observa-se que na fibra apresentada há a presença do elemento Na, resultante do resíduo do tratamento alcalino que foi realizado.

Figura 31 – EDS imagem para a fibra de juta natural e tratada



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.1.3 Caracterização da Resina Epóxi

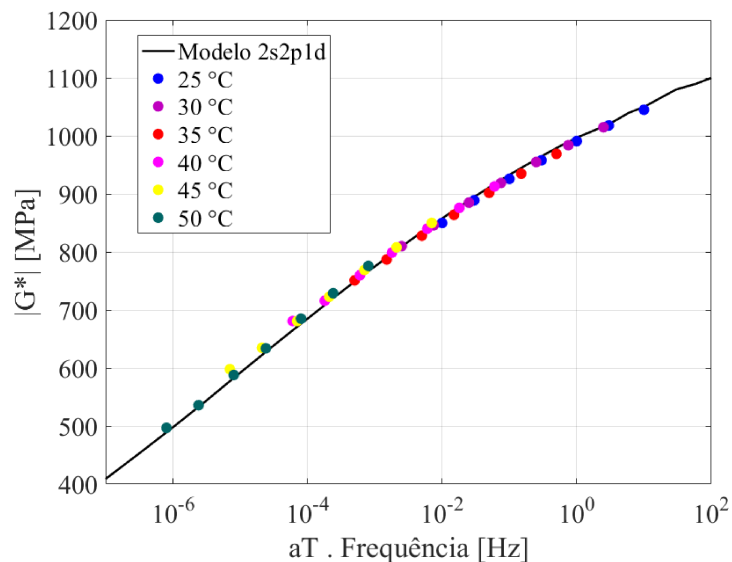
4.1.3.1 Reômetro Dinâmico de Cisalhamento - DSR

Dados os resultados obtidos por meio do ensaio DSR, considerando a resina epóxi como um material termorreológico simples e aplicando o princípio de superposição tempo-temperatura (PSTT), a curva mestra foi traçada para o módulo complexo da resina mostrado na Figura 32 para a temperatura de referência de 25.0°C. O modelo 2S2P1D foi usado para

simular o comportamento reológico (BENEDETTO *et al.*, 2004; NGUYEN *et al.*, 2009). O modelo contém uma mola linear em paralelo com o arranjo em série de uma mola linear, dois amortecedores parabólicos e um amortecedor linear (OLARD; BENEDETTO, 2003). A Tabela 4 apresenta os valores dos parâmetros que foram usados para calibração da curva mestra.

Na Figura 32, é possível observar que a resina apresenta um comportamento mais viscoso em temperaturas mais elevadas e em frequências mais baixas, enquanto exibe um comportamento mais elástico quando submetida a temperaturas mais baixas e frequências mais elevadas.

Figura 32 – Curva mestra para o módulo complexo, $T_{ref}=25^{\circ}\text{C}$



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Tabela 4 – Valores dos parâmetros do modelo 2S2P1D para o ensaio de módulo complexo

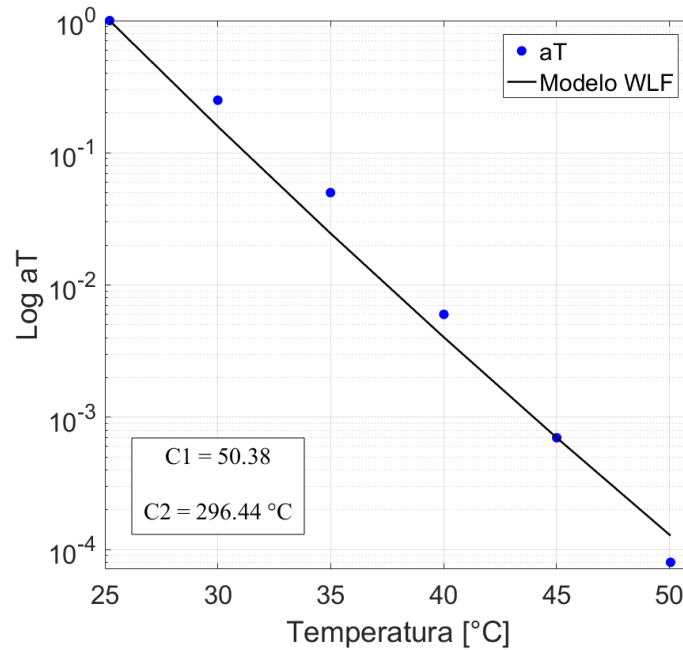
E_{00} (MPa)	E_0 (MPa)	k	h	δ	τ_E (s)	β	$C1$	$C2$ ($^{\circ}\text{C}$)
50.0	1300	0.10	0.20	1.34	1000000	500000	50.38	296.44

Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

A lei de Williams-Landel-Ferry (WLF) foi aplicada para modelar a tendência do fator de deslocamento com a temperatura (WILLIAMS *et al.*, 1955). A Figura 33 mostra os fatores de deslocamento calculados (aT), o modelo WLF ajustado e suas constantes de modelo $C1$ e $C2$. Observa-se que os fatores de deslocamento de temperatura são bem próximos a curva do modelo WLF. No entanto, apresentaram uma inconstância em relação a concavidade da curva, contrária a da curva do modelo WLF. Essa inconsistência também foi observada em outras pesquisas, no

entanto não foi debatida. No trabalho de Saseendran *et al.* (2016) é possível observar esse fato no gráfico dos fatores de deslocamento para resina curada com temperatura de referência de 23°C.

Figura 33 – Fatores de deslocamento do teste DSR para resina epóxi



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

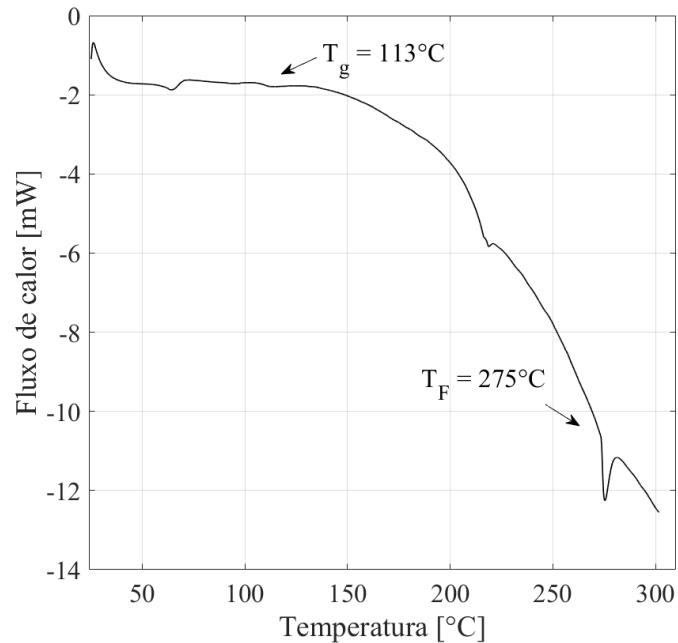
4.1.3.2 Calorimetria Exploratória Diferencial - DSC

O gráfico de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) para a resina epóxi é exposto na Figura 34. A temperatura vítrea (T_g) é de 113.0 °C e a temperatura de fusão (T_f) é de 275.0 °C.

4.2 Caracterização dos Compósitos

A seguir são apresentados os resultados e discussões referentes a caracterização dos compósitos.

Figura 34 – Gráfico de análise DSC para resina epóxi



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.2.1 Caracterização do compósito reforçado por fibras - CRF

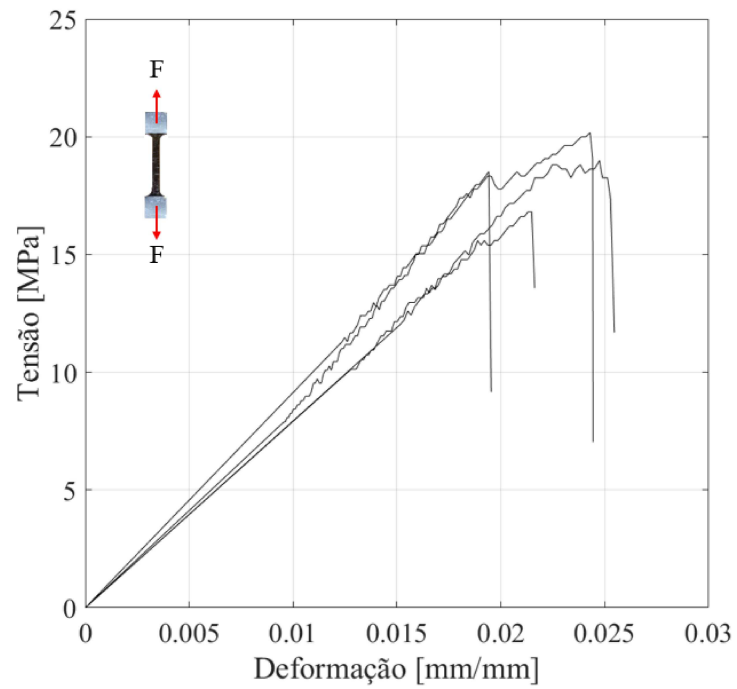
4.2.1.1 Tração direta

O gráfico da Figura 35 apresenta o resultado do teste de tração do compósito reforçado por fibra de juta (CRF). A resistência máxima à tração obtida no teste foi de 20.2 MPa, o valor médio foi de 18.7 MPa e o mínimo de 16.8 MPa. Os valores de resistência à tração têm um desvio padrão de 1.4 com um coeficiente de variação de 7.4%. O módulo de elasticidade médio das curvas foi de 779.7 MPa com desvio padrão de 55.6 e coeficiente de variação de 7.1%.

4.2.1.2 Resistência ao cisalhamento

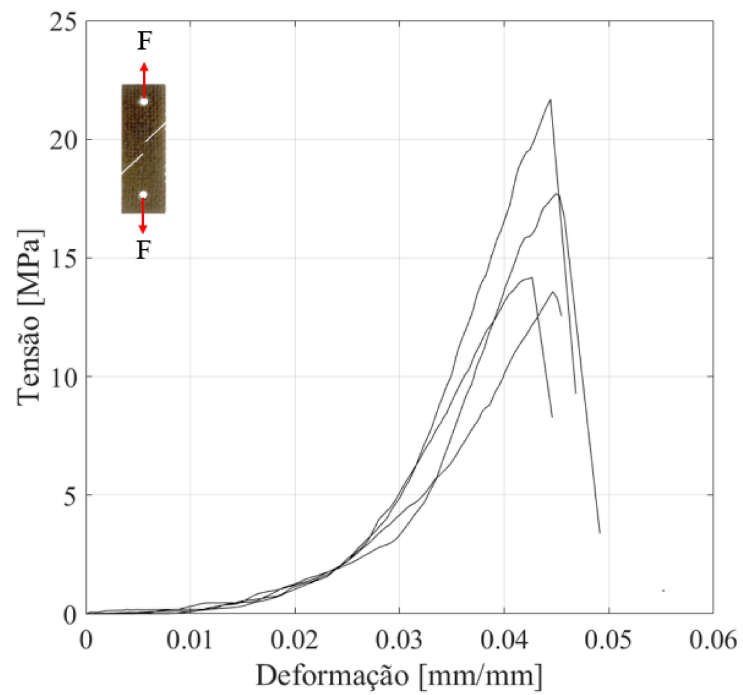
A Figura 36 mostra o gráfico de resistência ao cisalhamento, no total foram testados 4 corpos de prova. O ensaio mostrou uma resistência máxima de 21.7 MPa, com uma média de 16.8 MPa e um mínimo de 13.6 MPa. O módulo de cisalhamento médio (G) das curvas foi de 965.2 MPa.

Figura 35 – Curva de Tensão vs. deformação do ensaio de tração para o CRF



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Figura 36 – Curva de tensão vs. deformação do ensaio de cisalhamento o CRF

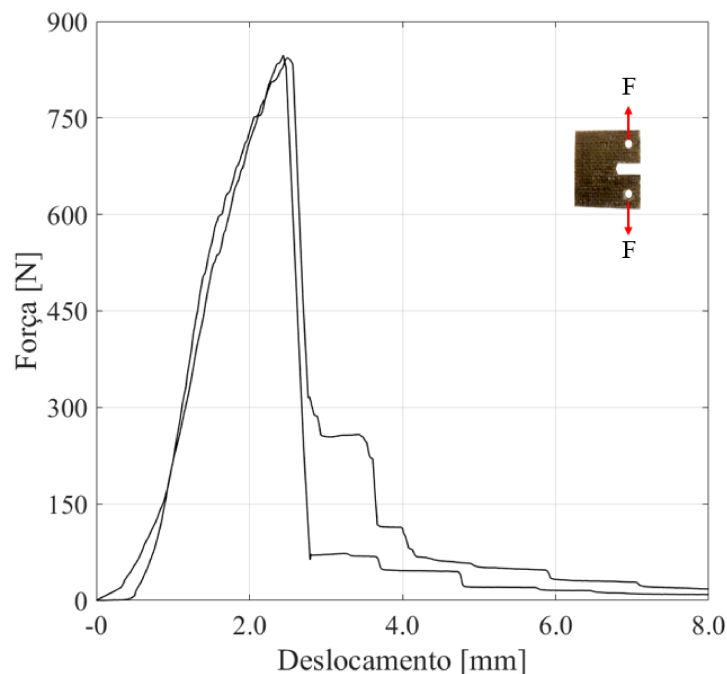


Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.2.1.3 Energia de fratura

A Figura 37 exibe o gráfico força vs. deslocamento para o ensaio de energia de fratura do CRF. De acordo com a norma ASTM D5045 (ASTM, 2014a), a energia de fratura obtida foi de 3.7 N/mm. A Figura 38 apresenta os quadros de cinco estágios em diferentes momentos obtidos durante a execução do teste de energia de fratura. É possível observar a deformação e o caminho da abertura em diferentes estágios. A Figura 39 mostra o campo de deformação de dois estágios para o ensaio de energia de fratura.

Figura 37 – Curva de força vs. deslocamento do ensaio de energia de fratura para o CRF

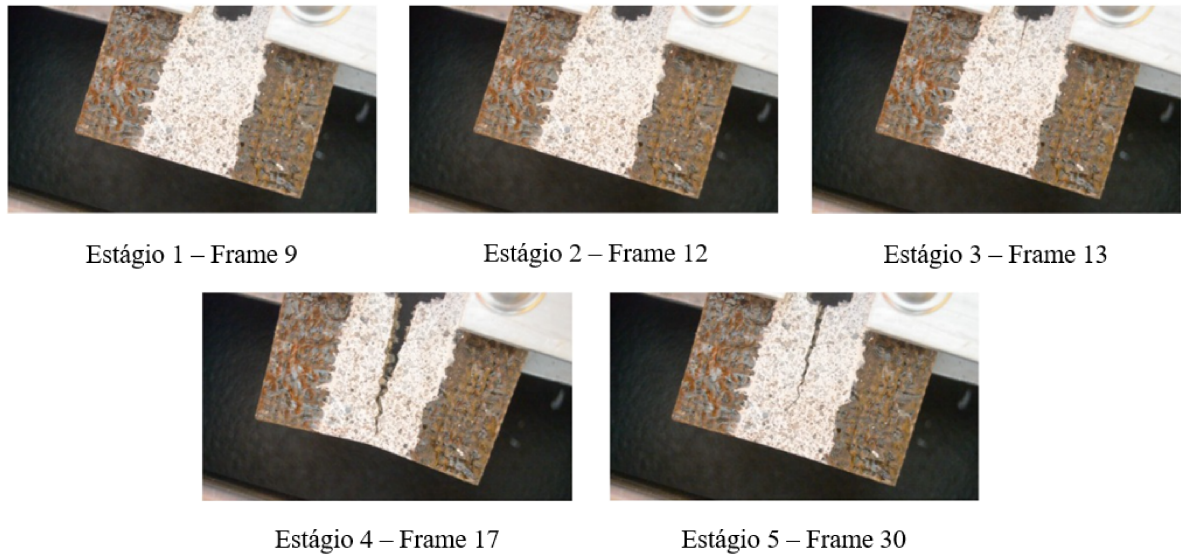


Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.2.1.4 Flexão de 3 pontos

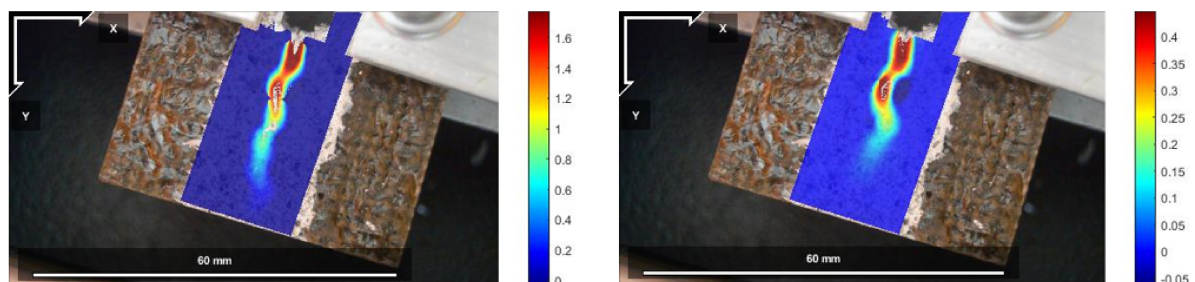
No total, foram testados 7 corpos de prova de flexão, e o resultado do teste é mostrado na Figura 40. Ao analisar o gráfico, a força máxima é de 456.1 N, com uma média de 389.3 N e um mínimo de 337.3 N, com um desvio padrão de 39.9 e um coeficiente de variação de 10.3%. O valor médio do módulo de elasticidade calculado com base nos resultados foi de 3067.6 MPa com coeficiente de variação de 13.2%. Na Figura 40 é possível visualizar a trinca intralaminar no laminado.

Figura 38 – Quadros em momentos diferentes para ensaio de energia de fratura



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Figura 39 – Campo de deformação em dois estágios diferentes durante o ensaio de energia de fratura



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.2.2 Caracterização do compósito metal/fibra - FML

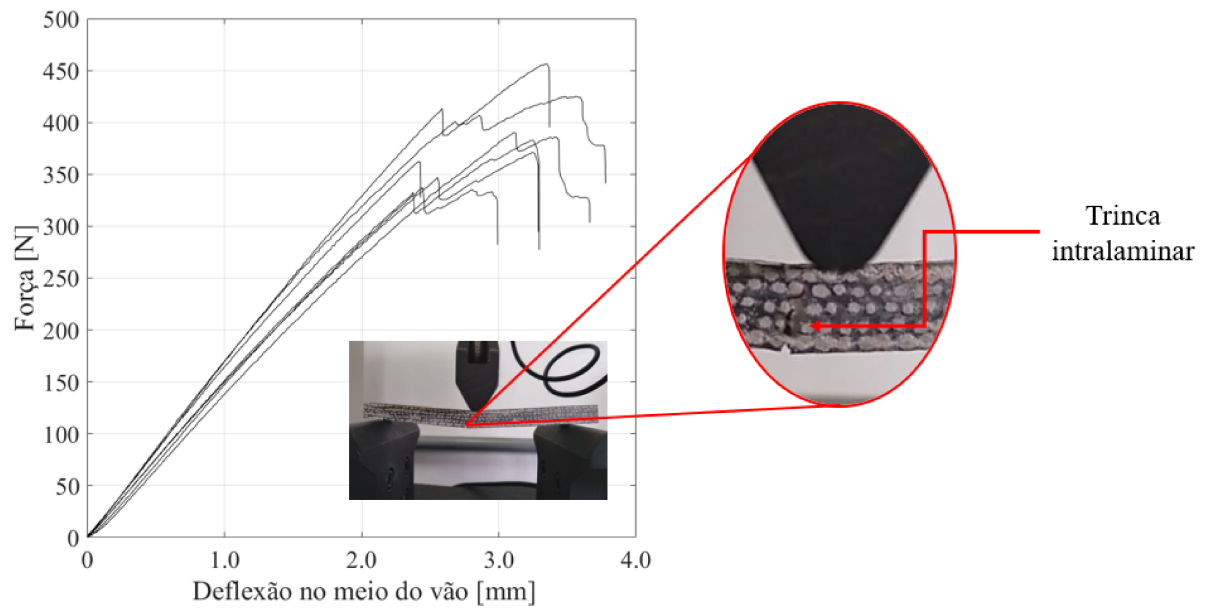
4.2.2.1 Tração direta

O gráfico da Figura 41 apresenta o resultado do teste de tração do compósito metal/fibra (FML). A resistência máxima à tração obtida no ensaio foi de 50.9 MPa, o valor médio foi de 48.5 MPa e o mínimo de 47.0 MPa. Os valores de resistência à tração têm um desvio padrão de 1.5 com um coeficiente de variação de 3.1%.

4.2.2.2 Flexão de 3 pontos

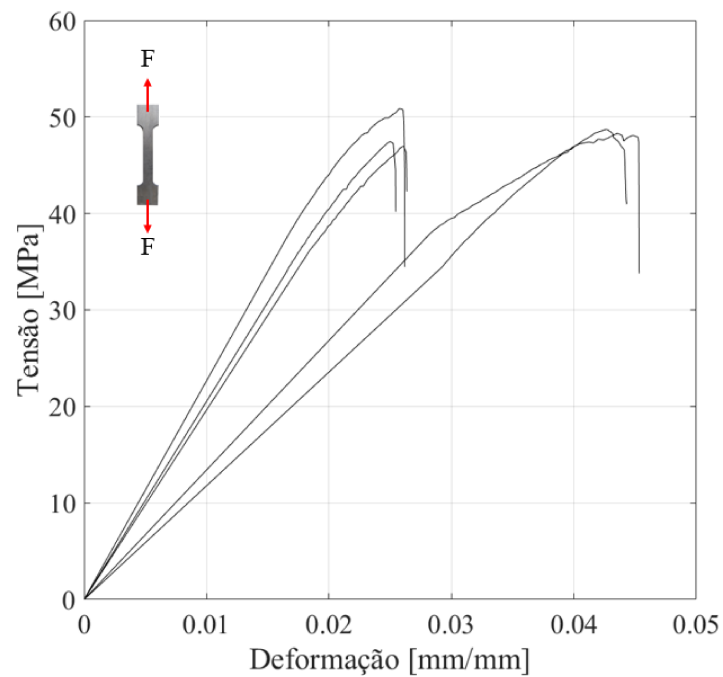
No total, foram testados 5 corpos de prova de flexão, e o resultado do ensaio é mostrado na Fig. 42. Ao analisar o gráfico, a força máxima é de 734.4 N, com uma média de 719 N e um mínimo de 633.9 N, com um desvio padrão de 40.7 e um coeficiente de variação de

Figura 40 – Curva do ensaio de flexão de três pontos para o CRF



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

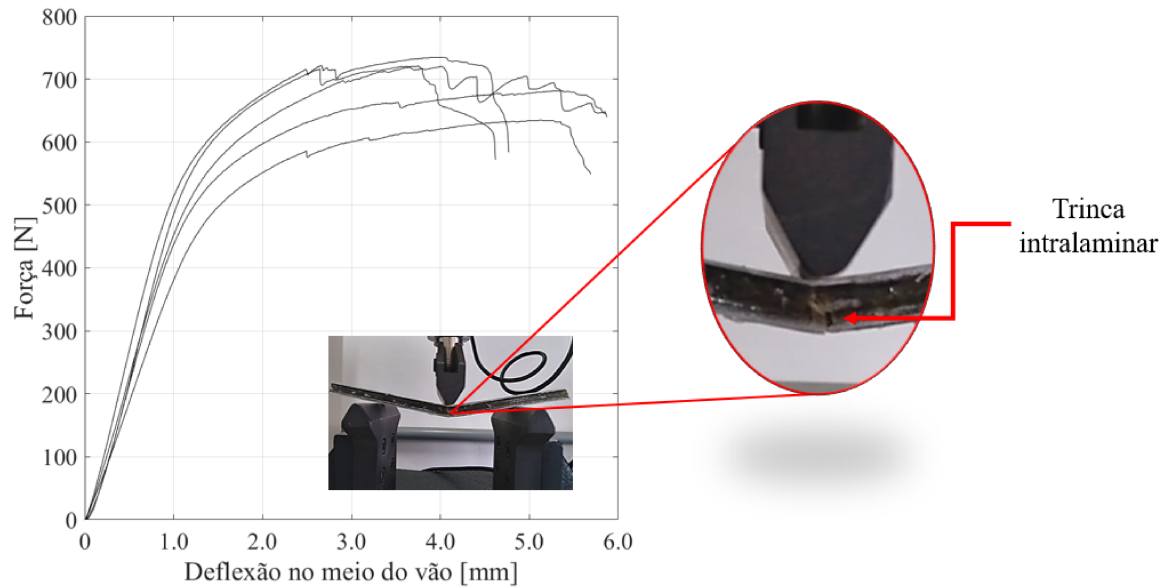
Figura 41 – Curva de tensão vs. deformação do ensaio de tração para o FML



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

5.7%. Na Figura 42 é possível visualizar a trinca intralaminar.

Figura 42 – Curva do ensaio de flexão de três pontos para o FML



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.3 Modelagem Numérica

A partir dos resultados obtidos com o plano experimental, foram realizadas as simulações numéricas para os compósitos laminados CRF e FML. Para a realização das simulações numéricas foi utilizado o software comercial de elemento finitos Abaqus.

4.3.1 Simulação - CRF

Realizou-se a simulação computacional para o compósito reforçado por fibra (CRF) submetido a dois esforços, tração e flexão.

4.3.1.1 Tração

As propriedades mecânicas aplicadas na simulação numérica de tração para o CRF são apresentadas na Tabela 5. As dimensões geométrica do corpo de prova (CP) são as expostas na Figura 14, que correspondem as dimensões médias dos CPs que foram ensaiados à tração direta.

A Figura 43 expõe a estrutura da malha de elementos finitos e as condições de contorno aplicadas. A malha foi discretizada em 790 elementos S4R. As condições de contorno, apresentadas na Figura 43, composta por uma base engastada e outra com deslocamento restrito com deslocamento livre em X (longitudinal). A região com deslocamento livre em X foi acoplada

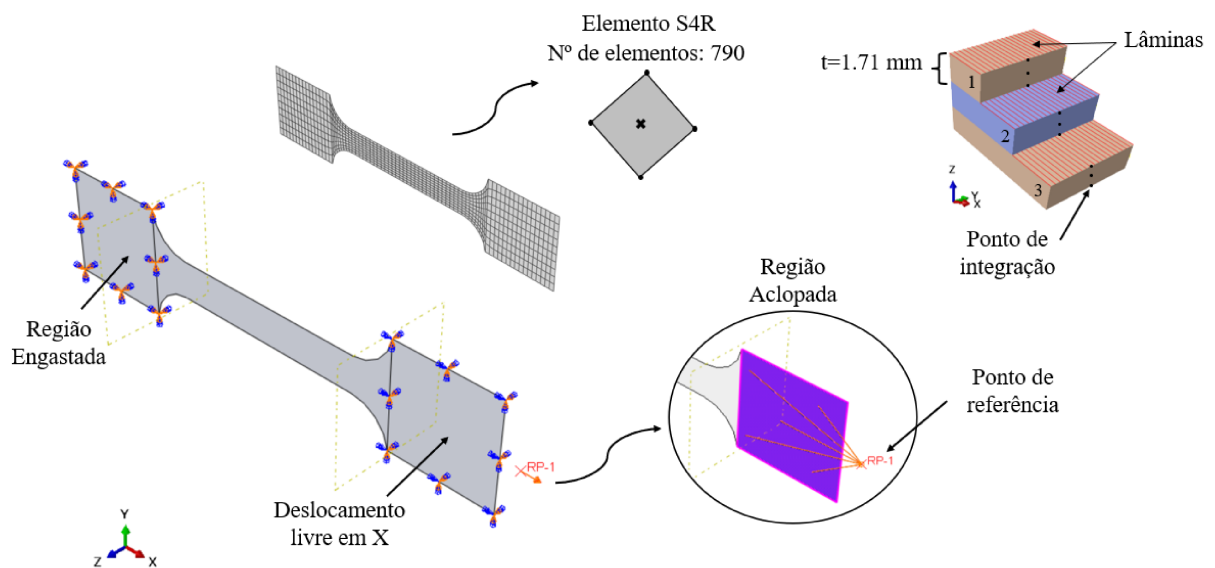
Tabela 5 – Propriedades aplicadas ao ensaio de tração do CRF

Propriedades Mecânicas e Elásticas	
E_1	779.7 MPa
E_2	779.7 MPa
G_{12}	965.2MPa
ν	0.3
X_T	18.7 MPa
X_C	37.4 MPa
Y_T	18.7 MPa
Y_C	37.4 MPa
S	16.8 MPa
G_f	3.7 N/mm
ν	1.0E-03

Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

à um ponto de referência, ao qual foi submetido a um deslocamento prescrito em X de 2 mm.

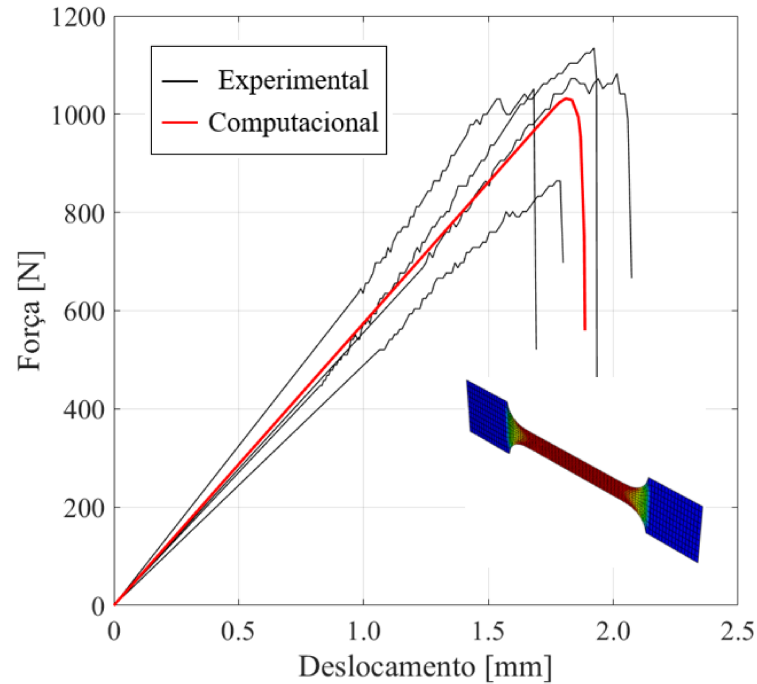
Figura 43 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de tração para CRF



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

O gráfico exposto na Figura 44 apresenta os resultados do ensaio experimental e o computacional para o ensaio de tração do CRF. Observa-se que a teoria de Hashin disponibilizada no software Abaqus representou bem o comportamento do laminado CRF à tração. O pico de força computacional obtido foi de 1031.8 N com deslocamento correspondente de 1.8 mm. Os valores médios experimentais são de 1033.3 N e 1.9 mm, assim o erro computacional foi de 0.1% para o pico de força e 2.3% para o deslocamento.

Figura 44 – Curva força versus deslocamento do ensaio de tração para CRF, experimental e computacional



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.3.1.2 Flexão de 3 pontos

As propriedades mecânicas aplicadas na simulação numérica da flexão de 3 pontos para o CRF são apresentadas na Tabela 6. As dimensões geométrica do CP são as expostas na Figura 15, que correspondem as dimensões médias dos CPs que foram ensaiados à flexão.

Tabela 6 – Propriedades aplicadas ao ensaio de flexão do CRF

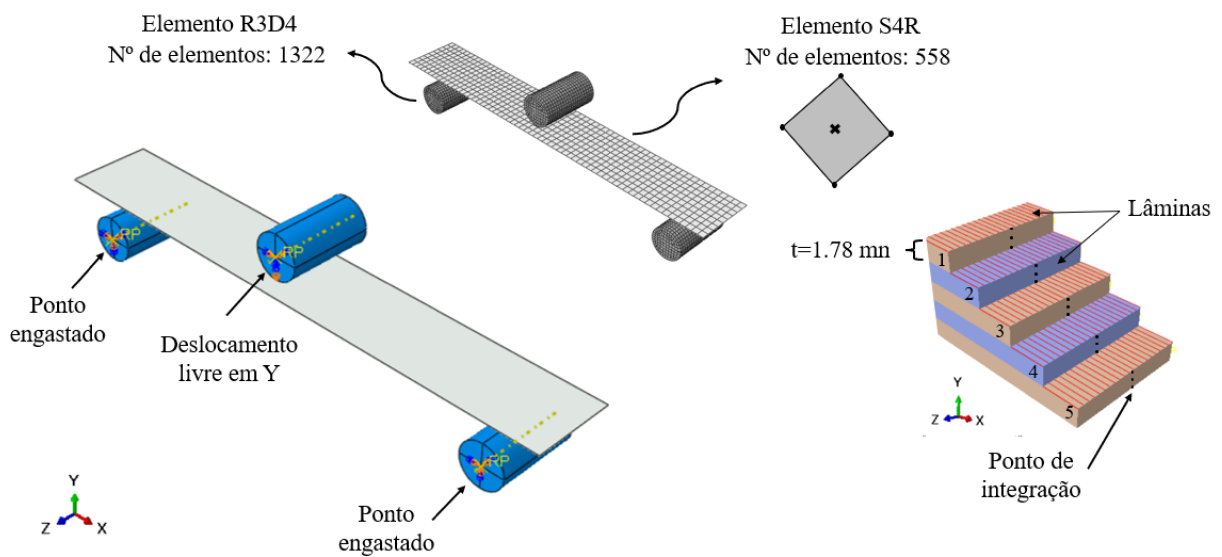
Propriedades Mecânicas e Elásticas	
E_1	3067.6 MPa
E_2	3067.6 MPa
G_{12}	965.2MPa
ν	0.3
X_T	18.7 MPa
X_C	37.4 MPa
Y_T	18.7 MPa
Y_C	37.4 MPa
S	16.8 MPa
G_f	3.7 N/mm
ν	1.0E-03

Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

A Figura 45 expõe a estrutura da malha de elementos finitos e as condições de contorno aplicadas. As condições de contorno, apresentadas na Figura 45, consistem em

restrição de deslocamento nos apoios e deslocamento prescrito na direção Y (transversal) de 4 mm. A malha foi discretizada em 558 elementos S4R. A região dos apoios e do aplicador de carga são consideradas indeformáveis, sendo discretizada em 1322 elementos rígidos R3D4. A interação entre os apoios, o aplicador e o laminado foi modelada considerando o contato rígido ("*hard contact*") entre as superfícies. Aplicou-se dois coeficientes de atrito, com a finalidade de avaliar o efeito do atrito na simulação, os valores aplicados foi de 0.1 e 0.99.

Figura 45 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de flexão de 3 pontos para CRF



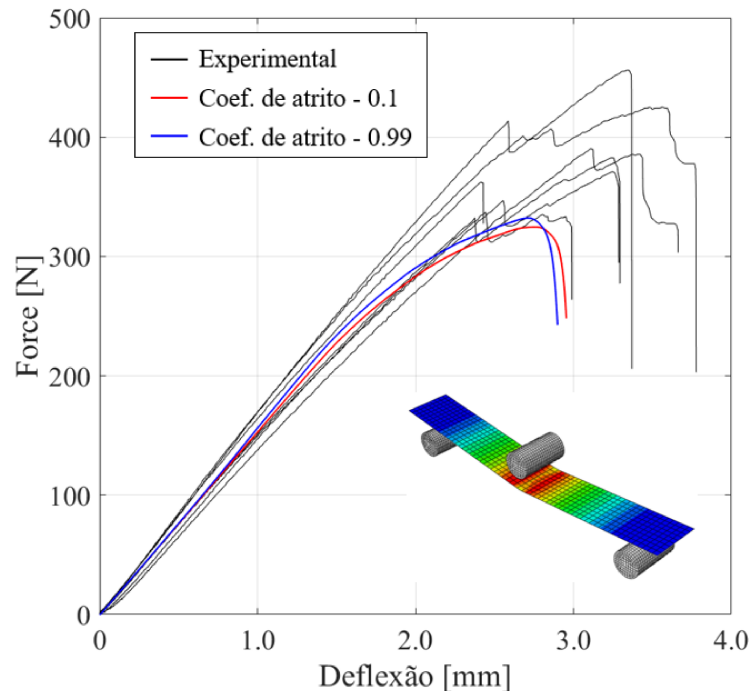
Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

O gráfico exposto na Figura 46 apresenta os resultados do ensaio experimental e o computacional. Observa-se que as curvas computacionais apresentaram picos de força inferiores aos experimentais. O pico de força computacional obtidos foram de 324.4 e 332.2 N com deflexão correspondente de 2.8 e 2.7 mm para coeficiente de atrito 0.1 e 0.99, respectivamente. Os valores médios experimentais são de 378.2 N e 3.0 mm, assim o erro computacional foi de 14.2% e 12.2% para o pico de força e 6.2% e 9.0% para a deflexão, para coeficiente de atrito 0.1 e 0.99, respectivamente. O erro computacional da força máxima diminuiu cerca de 2.0% com a aplicação do coeficiente de atrito de 0.99, consideravelmente.

4.3.2 Simulação - FML

Realizou-se a simulação computacional para o compósito metal/fibra (FML) submetido a dois esforços, tração e flexão.

Figura 46 – Curva força versus deslocamento do ensaio de flexão de 3 pontos para CRF, experimental e computacional



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.3.2.1 Tração

As propriedades mecânicas aplicadas nas lâminas do CRF do FML para a simulação numérica do ensaio de tração são apresentadas na Tabela 5. As propriedades do alumínio estão dispostas na Tabela 7, o comportamento do alumínio é assumido como isotrópico elasto-plástico. As dimensões geométrica do corpo de prova (CP) são as expostas na Figura 14, que correspondem às dimensões médias dos CPs que foram ensaiados à tração direta.

A Figura 47 apresenta a estrutura da malha de elementos finitos e as condições de contorno aplicadas para a simulação computacional do ensaio de tração do FML. A malha foi discretizada em 795 elementos de casca laminados com quatro nós, quadrilátero, com integração reduzida (S4R).

As condições de contorno, apresentadas na Figura 47, composta por uma base engastada e outra com deslocamento restrito com deslocamento livre em X (longitudinal). A região com deslocamento livre em X foi acoplada à um ponto de referência, ao qual foi submetido a um deslocamento prescrito em X de 3 mm.

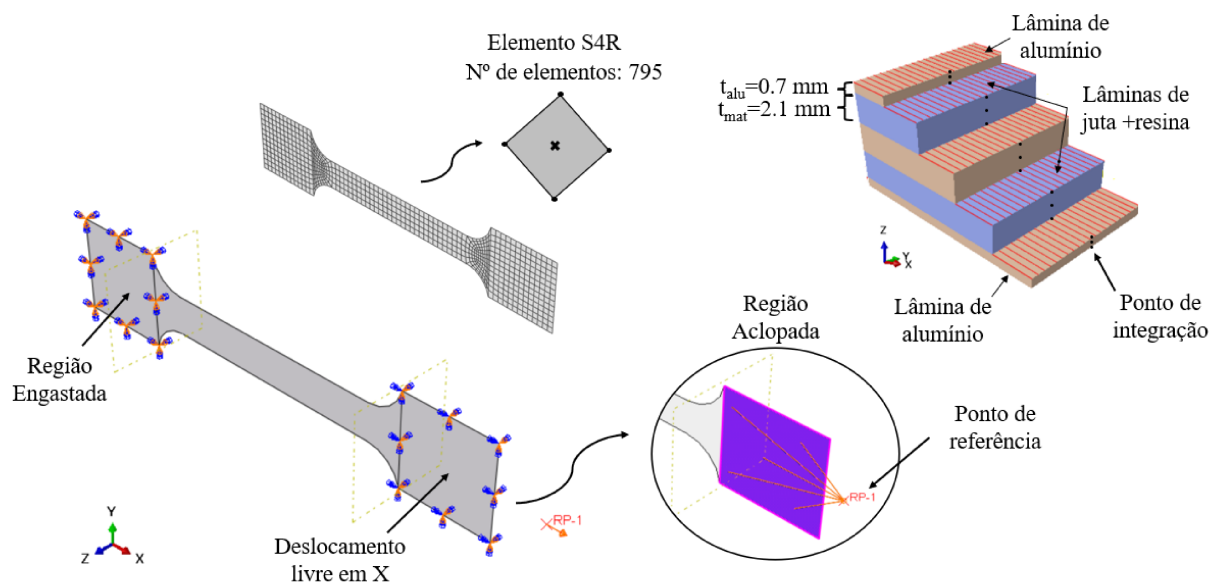
O gráfico exposto na Figura 48 apresenta os resultados do ensaio experimental e o computacional para o ensaio de tração do FML. O pico de força computacional obtido foi de 4271.8 N com deslocamento correspondente de 2.2 mm. Os valores médios experimentais são

Tabela 7 – Propriedades do alumínio aplicadas ao ensaio de flexão do FML

Propriedades Elásticas	
E (MPa)	ν
68000	0.33
Propriedades Plásticas	
Tensão (MPa)	Deformação plástica
101.3	0
140.1	0.5E-02
143.3	0.1E-01
145.0	1.5E-02
146.3	0.2E-01
147.3	2.5E-02
147.9	0.3E-01
148.5	3.5E-02
148.8	0.4E-01

Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Figura 47 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de tração para FML

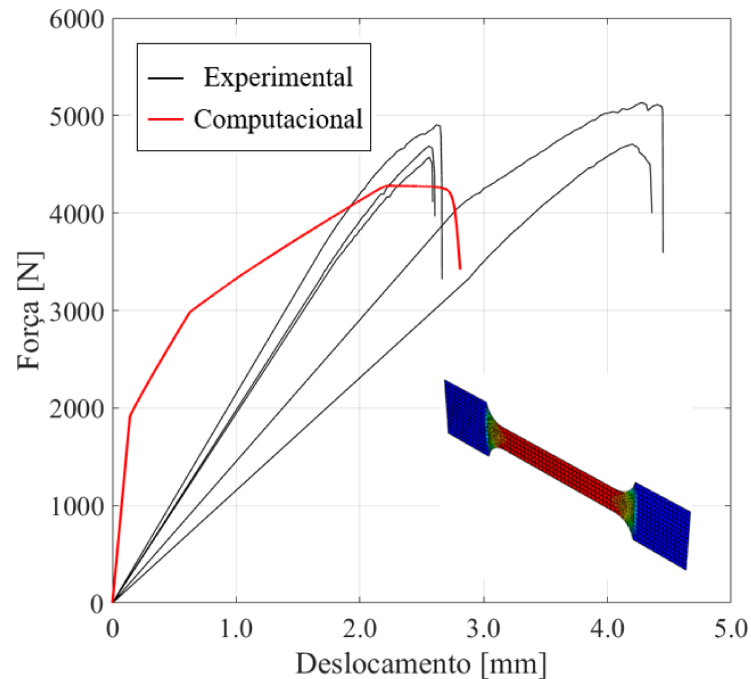


Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

de 4799.5 N e 3.2 mm. Assim o erro computacional foi de 11.0% para o pico de força e 32.1% para o deslocamento.

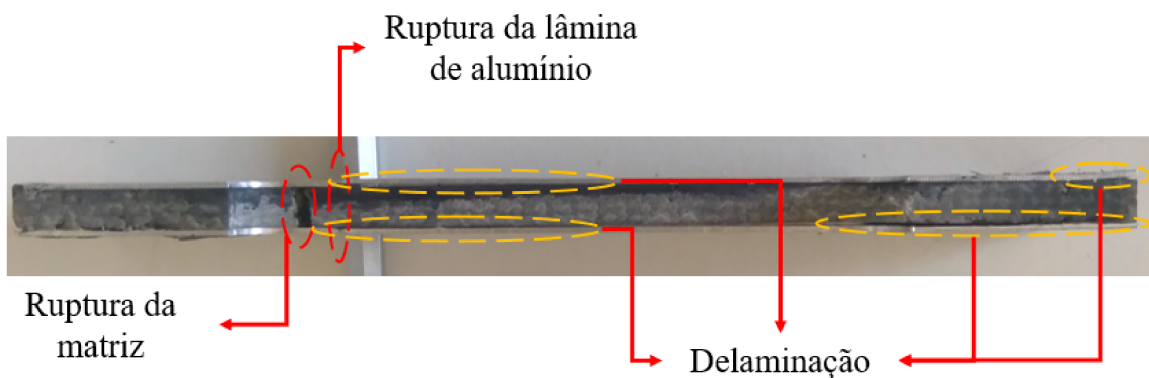
Observa-se na Figura 48 que inclinação inicial da curva do modelo numérico apresentou valor superior às curvas experimentais. Essa variação nas inclinações podem ser atribuídas ao nível de aderência das lâminas de alumínio com o CRF. Vale ressaltar que durante a realização do ensaio experimental de tração, observou-se a delaminação parcial das lâminas de alumínio. Assim, não obteve-se uma boa aderência das lâminas de alumínio com o CRF. Observa-se a delaminação em um dos CPs exposto na Figura 49.

Figura 48 – Curva força versus deslocamento do ensaio de tração para o FML, experimental e computacional



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

Figura 49 – Corpo de prova do compósito FML após o ensaio de tração direta



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

4.3.2.2 Flexão de 3 pontos

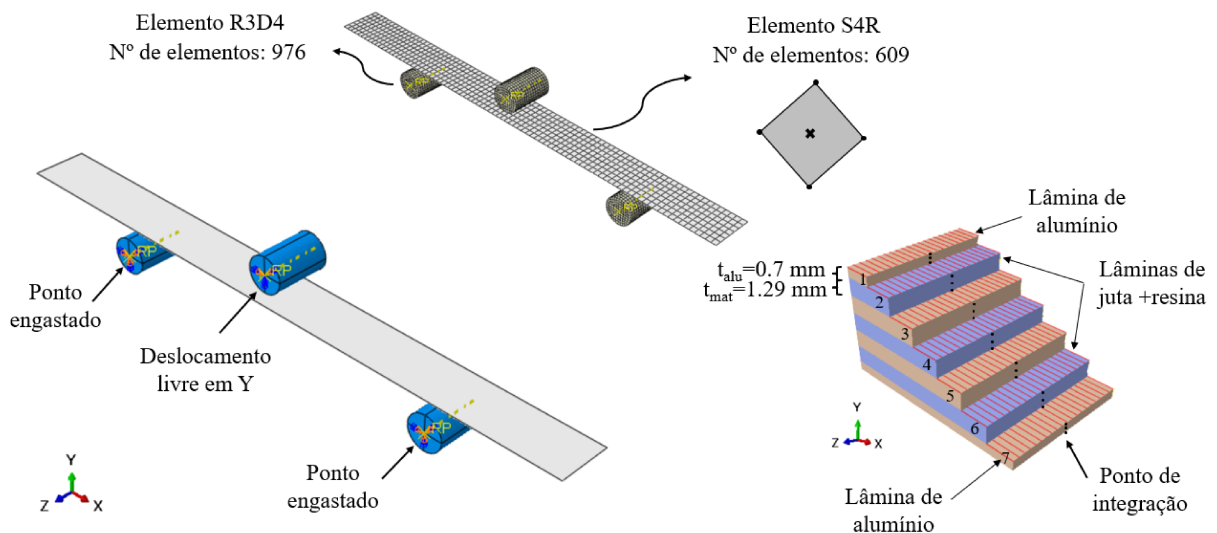
Assim como para o ensaio de tração do FML, as propriedades mecânicas aplicadas nas lâminas do CRF do FML para a simulação numérica do ensaio de flexão de 3 pontos são apresentadas na Tabela 6. As propriedades do alumínio estão dispostas na Tabela 7, o comportamento do alumínio é assumido como isotrópico elástico-plástico. As dimensões geométrica do CP são as expostas na Figura 15, que correspondem as dimensões médias dos CPs que foram ensaiados à flexão.

Na Figura 50, observa-se a estrutura da malha de elementos finitos e as condições

de contorno aplicadas na modelagem computacional. As condições de contorno, apresentadas na Figura 50, consistem em restrição de deslocamento nos apoios e deslocamento prescrito na direção Y (transversal) de 5.8 mm. A malha foi discretizada em 609 elementos S4R.

A região dos apoios e do aplicador de carga são consideradas indeformáveis, sendo discretizada em 976 elementos rígidos R3D4. A interação entre os apoios, o aplicador e o laminado foi modelada considerando o contato rígido ("*hard contact*") entre as superfícies. Aplicou-se também dois coeficientes de atrito, com a finalidade de avaliar o efeito do atrito na simulação, os valores aplicados foi de 0.1 e 0.99.

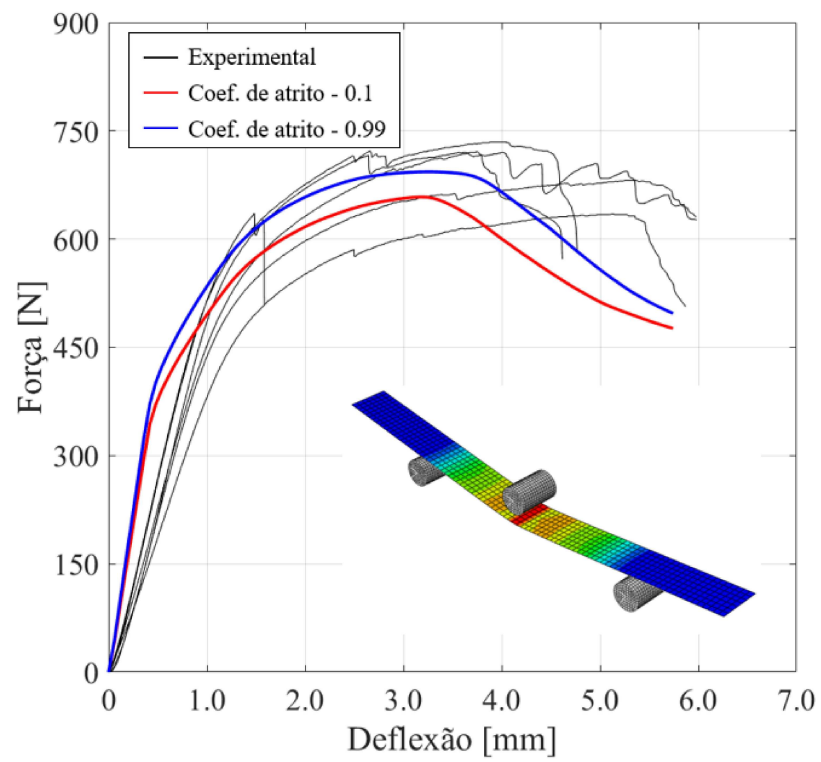
Figura 50 – Malha e condições de contorno da modelagem numérica do ensaio de flexão de 3 pontos para FML



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

A Figura 51 apresenta os resultados do ensaio experimental e o computacional. Observa-se que as curvas computacionais apresentaram picos de força inferiores aos experimentais. O pico de força computacional obtidos foram de 658.1 e 692.0 N com deflexão correspondente de 3.2 e 3.5 mm para coeficiente de atrito 0.1 e 0.99, respectivamente. Os valores médios experimentais são de 687.9 N e 3.9 mm, assim o erro computacional foi de 4.3% e 0.6% para o pico de força e 17.3% e 11.2% para a deflexão, para coeficiente de atrito 0.1 e 0.99, respectivamente. O coeficiente de atrito de 0.99 forneceu um erro computacional para a força máxima bem pequeno, a variação do coeficiente de atrito influenciou com 3.7% de diferença.

Figura 51 – Curva força versus deslocamento do ensaio de flexão de 3 pontos para FML, experimental e computacional



Fonte: Elaborado pelo Autor (2023).

5 CONCLUSÕES

Devido ao crescente interesse da indústria no desenvolvimento de compósitos naturais e à limitação na aquisição de dados na literatura para a realização de simulações numéricas, este trabalho buscou propor e realizar uma caracterização experimental dos materiais constituintes de dois compósitos laminados, bem como dos mesmos, para fornecer os dados necessários para a realização de simulações computacionais.

A eficácia do tratamento alcalino foi observada por meio de resultados mecânicos, térmicos e microscópicos. Vale ressaltar que os compósitos são produzidos com as fibras de juta dispostas em malha, e os resultados do ensaio de tração da malha mostrou que o tratamento alcalino ocasionou uma diminuição na dispersão dos dados. Além disso, apresentou diminuição da força média de pico em relação à malha não tratada de 25.0%. Porém, ao analisar os resultados referentes à resistência à tração do fio, há um aumento de 30.1%. Esse fato é justificado pelo alinhamento dos fios de juta gerados pelo tratamento, reduzindo assim a área da seção transversal do fio e aumentando a resistência.

Os resultados termogravimétricos (TGA e DTG) realizados na juta comprovaram que o tratamento realizado não afetou significativamente o perfil de degradação térmica da fibra. Por fim, por meio do ensaio de Microscopia Eletrônica de Varredura, observou-se um aumento na rugosidade da superfície do fio tratado, o que aumentaria a adesão interfacial entre a fibra e a matriz, que proporciona a melhoria nas propriedades finais do compósito.

Por meio da análise reológica da resina epóxi, pode-se concluir que a resina estudada apresenta um comportamento viscoelástico linear que pode ser representado pelo modelo reológico 2S2P1D para níveis infinitesimais de deformação. Os fatores de deslocamento de temperatura (aT) apresentaram valores próximos ao modelo WLF, no entanto, observou-se uma inconstância em relação a concavidade da curva, contrária a da curva do modelo WLF.

Em suma, por meio do extenso programa experimental, foi possível obter diversas propriedades mecânicas e térmicas relacionadas aos constituintes e ao compósito estudado. Dessa forma, são disponibilizados neste trabalho os dados necessários para a realização de futuros trabalhos científicos envolvendo simulações numéricas e validação de modelos computacionais referentes a um compósito laminado de fibra de juta, resina epóxi e lâminas alumínio.

Para simular o comportamento mecânico dos laminados desenvolvidos e caracterizados neste trabalho utilizou-se o software comercial de elementos finitos, Abaqus. O software utiliza o critério de Hashin, que considera quatro modos de falha: tensão da fibra, compressão

da fibra, tensão da matriz e compressão da matriz. Além, da evolução do dano no contexto da mecânica do dano contínuo. As simulações apresentaram excelente resultado para o ensaio de tração do CRF. Em relação ao ensaio de flexão de 3 pontos do CRF, a curva computacional apresentou um bom ajuste as curvas experimentais. Entretanto, a força máxima obtida foi inferior ao valor médio da força experimental, mas dentro da variabilidade característica do material ensaiado. Esse fato pode ser atribuído a variação das propriedades experimentais relacionados as fibras naturais, associada ao processo de laminação manual.

Em relação ao ensaio de tração do FML, obteve-se um pico de força 11.0% menor que a média dos valores experimentais. A inclinação da curva do modelo numérico não foi compatível com as inclinações das curvas experimentais. Esse fato pode ser devido à falta de aderência das lâminas de alumínio à superfície do CRF, que durante a realização dos ensaios experimentais apresentaram delaminação em algumas regiões, principalmente para o ensaio de tração. Observou-se também que ao término do ensaio as lâminas de alumínio apresentaram deformação permanente muito superior a deformação do CRF. Isso leva a crer que o alumínio foi o único a ser solicitado após a ruptura do CRF durante o ensaio.

O resultado da simulação do ensaio de flexão de 3 pontos para o FML, obteve-se uma boa concordância com o valor médio dos ensaios experimentais para o pico de força, a inclinação das curvas computacionais foram próximas as curvas experimentais.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

Dado o presente trabalho, suas contribuições e os resultados obtidos, podem-se sugerir os seguintes trabalhos a serem desenvolvidos:

- Investigar a possível redução da capacidade resistente dos compósitos metal/fibra devido ao dano induzido por delaminação;
- Investigar o efeito de novos tratamentos para as lâminas de alumínio, com a finalidade de minimizar a delaminação das lâminas de alumínio durante a submissão à esforços;
- Desenvolvimento de sub-rotinas UMAT para simular o comportamento mecânico dos compósitos laminados com critérios de iniciação de falha e modelos de degradação e dano que melhor se adéquem a modelagem dos laminados.

REFERÊNCIAS

- ALVES, C.; SILVA, A.; REIS, L.; FREITAS, M.; RODRIGUES, L.; ALVES, D. Ecodesign of automotive components making use of natural jute fiber composites. **Journal of cleaner production**, Elsevier, v. 18, n. 4, p. 313–327, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D3933**: Standard guide for preparation of aluminum surfaces for structural adhesives bonding (phosphoric acid anodizing). Washington, 1999.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D3039**: Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials. West Conshohocken, 2014.
- ANDRADES, R. C.; PEREIRA, N. C. Influência da mercerização nas propriedades dinâmico mecânicas de compósitos de polietileno de alta densidade reforçado com fibras de juta. 2015.
- ANGÉLICO, R. A. **Avaliação de modelos de falhas progressivas para estruturas em material compósito**. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, 2009.
- ARGON, A. S. Fracture of composites, treatise on materials science and technology. **New York: Academic Press**, v. 1, p. 79–114, 1972.
- ASTM. Standard test method for shear testing of thin aluminum alloy products. ASTM International West Conshohocken, PA, 2005.
- ASTM. D5045-14, standard test methods for plane-strain fracture toughness and strain energy release rate of plastic materials. **Ann. Book ASTM Stand. Part**, v. 99, p. 1–9, 2014.
- ASTM, A. D3039. **Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials**, 2014.
- ASTM, A. D3418. **Standard Test Method for Transition Temperatures and Enthalpies of Fusion and Crystallization of Polymers by Differential Scanning Calorimetry**, 2021.
- ASTM, C. 393, standard test. method for flexural properties of sandwich constructions. **American Society for Testing and Materials Annual Book of ASTM Standards: West Conshohocken, PA, USA**, 2000.
- BAILLIE, C. **Green composites: polymer composites and the environment**. [S. l.]: CRC Press, 2005.
- BARBERO, E.; COSSO, F.; ROMAN, R.; WEADON, T. Determination of material parameters for abaqus progressive damage analysis of e-glass epoxy laminates. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 46, p. 211–220, 2013.
- BARBERO, E. J. **Finite element analysis of composite materials using Abaqus™**. [S. l.]: CRC Press, 2013.
- BATISTA, A. C. M. C.; TINÔ, S. R. L.; FONTES, R. S.; NÓBREGA, S. H. S. d.; AQUINO, E. M. F. d. Anisotropy and holes in epoxy composite reinforced by carbon/glass and carbon/aramid hybrid fabrics: Experimental and analytical results. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 125, p. 9–18, 2017.

BELAADI, A.; BEZAZI, A.; BOURCHAK, M.; SCARPA, F.; ZHU, C. Thermochemical and statistical mechanical properties of natural sisal fibres. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 67, p. 481–489, 2014.

BENEDETTO, H. D.; OLARD, F.; SAUZÉAT, C.; DELAPORTE, B. Linear viscoelastic behaviour of bituminous materials: From binders to mixes. **Road Materials and Pavement Design**, Taylor & Francis, v. 5, n. sup1, p. 163–202, 2004.

BLEDZKI, A.; GASSAN, J. Composites reinforced with cellulose based fibres. **Progress in polymer science**, Elsevier, v. 24, n. 2, p. 221–274, 1999.

CALLISTER, W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. [S. l.]: John Wiley & Sons, 2007.

CAMANHO, P. P.; MAIMÍ, P.; DÁVILA, C. Prediction of size effects in notched laminates using continuum damage mechanics. **Composites science and technology**, Elsevier, v. 67, n. 13, p. 2715–2727, 2007.

CARLOS, G. M. L. *et al.* Estudo da descontinuidade geométrica em compósito polimérico reforçado com fibra de juta. Universidade Federal Rural do Semi-Árido, 2018.

CAVALCANTI, D.; BANEJA, M.; NETO, J.; LIMA, R.; SILVA, L. D.; CARBAS, R. Mechanical characterization of intralaminar natural fibre-reinforced hybrid composites. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 175, p. 107149, 2019.

CHAI, G. B.; MANIKANDAN, P. Low velocity impact response of fibre-metal laminates—a review. **Composite Structures**, Elsevier, v. 107, p. 363–381, 2014.

CHEON, J.; LEE, M.; KIM, M. Study on the stab resistance mechanism and performance of the carbon, glass and aramid fiber reinforced polymer and hybrid composites. **Composite Structures**, Elsevier, v. 234, p. 111690, 2020.

COLEMAN, B. D.; NOLL, W. The thermodynamics of elastic materials with heat conduction and viscosity. **Archive for Rational Mechanics and Analysis**, Springer, n. 13, p. 167–178, 1963.

DANIEL, I. M.; ISHAI, O.; DANIEL, I. M.; DANIEL, I. **Engineering mechanics of composite materials**. [S. l.]: Oxford university press New York, 2006. v. 1994.

DANTAS JÚNIOR, E. M. **Análise não linear de compósitos laminados utilizando o método dos elementos finitos**. 2014. 116 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil: Estruturas e Construção Civil) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

DATOO, M. H. **Mechanics of fibrous composites**. [S. l.]: Springer Science & Business Media, 2012.

DAVILA, C.; JAUNKY, N.; GOSWAMI, S. Failure criteria for frp laminates in plane stress. In: **44th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference**. [S. l.: s. n.], 2003. p. 1991.

DEUSCHLE, H. M. **3D failure analysis of UD fibre reinforced composites: Puck's theory within FEA**. Tese (Doutorado) – Universitat Stuttgart, 2010.

- DOBAH, Y.; BOURCHAK, M.; BEZAZI, A.; BELAADI, A.; SCARPA, F. Multi-axial mechanical characterization of jute fiber/polyester composite materials. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 90, p. 450–456, 2016.
- DUDA, S.; SMOLNICKI, M.; OSIECKI, T.; LESIUK, G. Determination of fracture energy (mode I) in the inverse fiber metal laminates using experimental–numerical approach. **International Journal of Fracture**, Springer, p. 1–10, 2021.
- D’AGUIAR, S. C. M.; PARENTE JÚNIOR, E. Local buckling and post-critical behavior of thin-walled composite channel section columns. **Latin American Journal of Solids and Structures**, SciELO Brasil, v. 15, 2018.
- EBRAHIMNEZHAD-KHALJIRI, H.; ESLAMI-FARSANI, R.; TALEBI, S. Investigating the high velocity impact behavior of the laminated composites of aluminum/jute fibers-epoxy containing nanoclay particles. **Fibers and Polymers**, Springer, v. 21, n. 11, p. 2607–2613, 2020.
- EL-BAKY, M. A.; ALSHORBAGY, A.; ALSAEEDY, A.; MEGAHED, M. Fabrication of cost effective fiber metal laminates based on jute and glass fabrics for enhanced mechanical properties. **Journal of Natural Fibers**, Taylor & Francis, v. 19, n. 1, p. 303–318, 2022.
- FERREIRA, J. M.; CAPELA, C.; MANAIA, J.; COSTA, J. D. Mechanical properties of woven mat jute/epoxy composites. **Materials Research**, SciELO Brasil, v. 19, p. 702–710, 2016.
- FIGLIORE, V.; BELLA, G. D.; VALENZA, A. The effect of alkaline treatment on mechanical properties of kenaf fibers and their epoxy composites. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 68, p. 14–21, 2015.
- GARNICH, M. R.; AKULA, V. M. Review of degradation models for progressive failure analysis of fiber reinforced polymer composites. 2009.
- GERMAN, R. M. **Particulate composites**. [S. l.]: Springer, 2016.
- HASHIN, Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites. 1980.
- HASHIN, Z.; ROTEM, A. A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials. **Journal of composite materials**, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 7, n. 4, p. 448–464, 1973.
- HEIDARI-RARANI, M.; SAYEDAIN, M. Finite element modeling strategies for 2d and 3d delamination propagation in composite DCB specimens using VCCT, CZM and XFEM approaches. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Elsevier BV, v. 103, p. 102246, oct 2019.
- HINTON, M.; SODEN, P.; KADDOUR, A.-S. **Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: the world-wide failure exercise**. [S. l.]: Elsevier, 2004.
- HUSSAIN, M.; IMAD, A.; SAOUAB, A.; KANIT, T.; NAWAB, Y.; HERBELOT, C.; KASHIF, M. Properties and characterization of novel 3d jute reinforced natural fibre aluminium laminates. **Journal of Composite Materials**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 55, n. 14, p. 1879–1891, 2021.
- HYER, M. W.; WHITE, S. R. **Stress analysis of fiber-reinforced composite materials**. [S. l.]: DEStech Publications, Inc, 2009.

JONES, R. M. **Mechanics of composite materials**. [S. l.]: CRC press, 2018.

KADDOUR, A.; HINTON, M.; LI, S.; SMITH, P. The world-wide failure exercises: How can composites design and manufacture communities build their strength. In: **Proceedings of the 16th European Conference on Composite Materials (ECCM16), Seville, Spain**. [S. l.: s. n.], 2014. p. 22–26.

KNIGHT, N. F.; REEDER, J. R. **User-defined material model for progressive failure analysis**. [S. l.], 2006.

KODAGALI, K. **Progressive Failure Analysis of composite Materials using the Puck Failure Criteria**. Tese (Doutorado) – University of South Carolina, 2017.

KUBIAK, T.; MANIA, R. J. Hybrid versus fr laminate channel section columns–buckling and postbuckling behaviour. **Composite Structures**, Elsevier, v. 154, p. 142–149, 2016.

KUMAR, S.; MANNA, A.; DANG, R. A review on applications of natural fiber-reinforced composites (NFRCS). **Materials Today: Proceedings**, Elsevier BV, v. 50, p. 1632–1636, 2022.

KURIEN, R. A.; SELVARAJ, D. P.; SEKAR, M.; KOSHY, C. P. Green composite materials for green technology in the automotive industry. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, IOP Publishing, v. 872, n. 1, p. 012064, jun 2020.

LAPCZYK, I.; HURTADO, J. A. Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials. **Composites Part A: Applied science and manufacturing**, Elsevier, v. 38, n. 11, p. 2333–2341, 2007.

LAU, K.-t.; HUNG, P.-y.; ZHU, M.-H.; HUI, D. Properties of natural fibre composites for structural engineering applications. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 136, p. 222–233, 2018.

LI, M.; PU, Y.; THOMAS, V. M.; YOO, C. G.; OZCAN, S.; DENG, Y.; NELSON, K.; RAGAUSKAS, A. J. Recent advancements of plant-based natural fiber–reinforced composites and their applications. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 200, p. 108254, 2020.

LINDE, P.; PLEITNER, J.; BOER, H. de; CARMONE, C. Modelling and simulation of fibre metal laminates. **ABAQUS Users' Conference**, 2004.

LLOBET, J.; MAIMÍ, P.; ESSA, Y.; ESCALERA, F. M. de la. A continuum damage model for composite laminates: Part iii-fatigue. **Mechanics of Materials**, Elsevier, v. 153, p. 103659, 2021.

LLOBET, J.; MAIMÍ, P.; TURON, A.; BAK, B.; LINDGAARD, E.; CARRERAS, L.; ESSA, Y.; ESCALERA, F. M. de la. A continuum damage model for composite laminates: Part iv-experimental and numerical tests. **Mechanics of Materials**, Elsevier, v. 154, p. 103686, 2021.

MAIMÍ, P.; CAMANHO, P. P.; MAYUGO, J.; DÁVILA, C. A continuum damage model for composite laminates: Part i–constitutive model. **Mechanics of materials**, Elsevier, v. 39, n. 10, p. 897–908, 2007.

MAIMÍ, P.; CAMANHO, P. P.; MAYUGO, J.; DÁVILA, C. A continuum damage model for composite laminates: Part ii–computational implementation and validation. **Mechanics of materials**, Elsevier, v. 39, n. 10, p. 909–919, 2007.

- MAJUMDER, A.; STOCHINO, F.; FARINA, I.; VALDES, M.; FRATERNALI, F.; MARTINELLI, E. Physical and mechanical characteristics of raw jute fibers, threads and diatons. **Construction and Building Materials**, Elsevier, v. 326, p. 126903, 2022.
- MALKAPURAM, R.; KUMAR, V.; NEGI, Y. S. Recent development in natural fiber reinforced polypropylene composites. **Journal of reinforced plastics and composites**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 28, n. 10, p. 1169–1189, 2009.
- MANIKANDAN, P.; CHAI, G. B. Mode-I metal-composite interface fracture testing for fibre metal laminates. **Advances in Materials Science and Engineering**, Hindawi, v. 2018, 2018.
- MATZENMILLER, A.; LUBLINER, J.; TAYLOR, R. L. A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. **Mechanics of materials**, Elsevier, v. 20, n. 2, p. 125–152, 1995.
- MITTAL, V.; SAINI, R.; SINHA, S. Natural fiber-mediated epoxy composites—a review. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 99, p. 425–435, 2016.
- NGUYEN, H. M.; POUGET, S.; BENEDETTO, H. D.; SAUZÉAT, C. Time-temperature superposition principle for bituminous mixtures. **European Journal of Environmental and Civil Engineering**, Taylor & Francis, v. 13, n. 9, p. 1095–1107, 2009.
- NING, H.; LI, Y.; HU, N.; ARAI, M.; TAKIZAWA, N.; LIU, Y.; WU, L.; LI, J.; MO, F. Experimental and numerical study on the improvement of interlaminar mechanical properties of al/cfrp laminates. **Journal of Materials Processing Technology**, Elsevier, v. 216, p. 79–88, 2015.
- OLARD, F.; BENEDETTO, H. D. General “2s2p1d” model and relation between the linear viscoelastic behaviours of bituminous binders and mixes. **Road materials and pavement design**, Taylor & Francis, v. 4, n. 2, p. 185–224, 2003.
- OUCHTE, I.; CHAFIQ, J.; FQIH, M. A. E.; CHAKIR, H. Effect of thermal treatment on mechanical properties and thermogravimetric analysis of laminate composite jute/epoxy. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier, 2022.
- PINHO, S. T.; DÁVILA, C. G.; CAMANHO, P. P.; IANNUCCI, L.; ROBINSON, P. Failure models and criteria for frp under-in-plane or three-dimensional stress states including shear non-linearity. 2005.
- PUCK, A.; SCHÜRMAN, H. Failure analysis of frp laminates by means of physically based phenomenological models. In: **Failure criteria in fibre-reinforced-polymer composites**. [S. l.]: Elsevier, 2004. p. 832–876.
- RANGASAMY, G.; MANI, S.; KOLANDAVELU, S. K. S.; ALSOUFI, M. S.; IBRAHIM, A. M. M.; MUTHUSAMY, S.; PANCHAL, H.; SADASIVUNI, K. K.; ELSHEIKH, A. H. An extensive analysis of mechanical, thermal and physical properties of jute fiber composites with different fiber orientations. **Case Studies in Thermal Engineering**, Elsevier, v. 28, p. 101612, 2021.
- REINOSO, J.; CATALANOTTI, G.; BLÁZQUEZ, A.; PAREIAS; CAMANHO, P. P.; PARÍS, F. A consistent anisotropic damage model for aminated fiber-reinforced composites using the 3d-version of the puck failure criterion. **International Journal of Solids and Structures**, Science Direct, p. 37–53, 2017.

- ROCHA, I. B. C. M. d. **Análise e otimização de cascas laminadas considerando não linearidade geométrica e falha progressiva**. 2013. 159 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil: Estruturas e Construção Civil) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.
- SAAIDIA, A.; BEZAZI, A.; BELBAH, A.; BOUCHELAGHEM, H.; SCARPA, F.; AMIROUCHE, S. Mechano-physical properties and statistical design of jute yarns. **Measurement**, Elsevier, v. 111, p. 284–294, 2017.
- SABIK, A. In-plane shear nonlinearity in failure behavior of angle-ply laminated shells. **Composite Structures**, Elsevier, v. 225, p. 111164, 2019.
- SADIGHI, M.; ALDERLIESTEN, R.; BENEDICTUS, R. Impact resistance of fiber-metal laminates: A review. **International Journal of Impact Engineering**, Elsevier, v. 49, p. 77–90, 2012.
- SANVEZZO, P. B.; BRANCIFORTI, M. C. Recycling of industrial waste based on jute fiber-polypropylene: Manufacture of sustainable fiber-reinforced polymer composites and their characterization before and after accelerated aging. **Industrial Crops and Products**, Elsevier, v. 168, p. 113568, 2021.
- SARMIENTO, E.; DÍAZ-CAMPOVERDE, C.; RIVERA, J.; CRUZATTY, C.; CANDO, E.; VALENCIA, E. Aero-structural numerical analysis of a blended wing body unmanned aerial vehicle using a jute-based composite material. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier, v. 49, p. 50–57, 2022.
- SASEENDRAN, S.; WYSOCKI, M.; VARNA, J. Evolution of viscoelastic behavior of a curing ly5052 epoxy resin in the glassy state. **Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science**, Taylor & Francis, v. 2, n. 2, p. 74–82, 2016.
- SHANMUGAM, D.; THIRUCHITRAMBALAM, M. Static and dynamic mechanical properties of alkali treated unidirectional continuous palmyra palm leaf stalk fiber/jute fiber reinforced hybrid polyester composites. **Materials & Design**, Elsevier, v. 50, p. 533–542, 2013.
- SHIBI, S.; TAMILSELVAN, C. *et al.* Fabrication and testing of composite leaf spring using carbon, glass and aramid fiber. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier, v. 21, p. 45–51, 2020.
- SIMULIA. Abaqus analysis user's manual. Abaqus Inc, Providence, RI, USA, v. 6.6, 2006.
- SMAIL, Y. B.; MOUMEN, A. E.; IMAD, A.; LMAI, F.; ELMINOR, H. The effects of environmental conditions on the mechanical properties of jute yarns. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier, v. 30, p. 860–864, 2020.
- SMAIL, Y. B.; MOUMEN, A. E.; IMAD, A.; LMAI, F.; EZAHRI, M. Effect of heat treatment on the mechanical properties of jute yarns. **Journal of Composite Materials**, SAGE Publications Sage UK: London, England, p. 0021998321999103, 2021.
- SMAIL, Y. B.; MOUMEN, A. E.; IMAD, A.; LMAI, F.; ELMINOR, H. Loading rate effect on mechanical properties of the jute yarns. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier, v. 37, p. 3827–3833, 2021.
- SMAIL, Y. B.; MOUMEN, A. E.; LMAI, F.; IMAD, A. The effects of the temperature on the mechanical properties of natural yarns. In: EDP SCIENCES. **MATEC Web of Conferences**. [S. l.], 2019. v. 286, p. 03003.

- SONG, J. H. Pairing effect and tensile properties of laminated high-performance hybrid composites prepared using carbon/glass and carbon/aramid fibers. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 79, p. 61–66, 2015.
- SOOD, M.; DWIVEDI, G. Effect of fiber treatment on flexural properties of natural fiber reinforced composites: A review. **Egyptian journal of petroleum**, Elsevier, v. 27, n. 4, p. 775–783, 2018.
- TSAI, S. W.; WU, E. M. A general theory of strength for anisotropic materials. **Journal of composite materials**, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 5, n. 1, p. 58–80, 1971.
- VINOD, A.; TENGSUTHIWAT, J.; GOWDA, Y.; VIJAY, R.; SANJAY, M.; SIENGCHIN, S.; DHAKAL, H. N. Jute/hemp bio-epoxy hybrid bio-composites: Influence of stacking sequence on adhesion of fiber-matrix. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Elsevier, v. 113, p. 103050, 2022.
- VLOT, A.; GUNNINK, J. W. **Fibre metal laminates: an introduction**. [S. l.]: Springer Science & Business Media, 2011.
- WAGNER, W.; BALZANI, C. Prediction of the postbuckling response of composite airframe panels including ply failure. **Engineering Fracture Mechanics**, Research Gate, v. 77, n. 18, p. 125–152, 2010.
- WILLIAMS, M. L.; LANDEL, R. F.; FERRY, J. D. The temperature dependence of relaxation mechanisms in amorphous polymers and other glass-forming liquids. **Journal of the American Chemical society**, ACS Publications, v. 77, n. 14, p. 3701–3707, 1955.
- XIONG, X.; SHEN, S. Z.; HUA, L.; LIU, J. Z.; LI, X.; WAN, X.; MIAO, M. Finite element models of natural fibers and their composites: A review. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, SAGE Publications, v. 37, n. 9, p. 617–635, feb 2018.
- YOOPRASERTCHAI, E.; WIWATROJANAGUL, P.; PIMANMAS, A. A use of natural sisal and jute fiber composites for seismic retrofitting of nonductile rectangular reinforced concrete columns. **Journal of Building Engineering**, Elsevier, v. 52, p. 104521, 2022.
- ZAREEI, N.; GERANMAYEH, A.; ESLAMI-FARSANI, R. The effect of different configurations on the bending and impact properties of the laminated composites of aluminum-hybrid basalt and jute fibers-epoxy. **Fibers and Polymers**, Springer, v. 20, n. 5, p. 1054–1060, 2019.
- ZHU, D.; ZHANG, X.; OU, Y.; HUANG, M. Experimental and numerical study of multi-scale tensile behaviors of kevlar® 49 fabric. **Journal of Composite Materials**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 51, n. 17, p. 2449–2465, 2017.
- ZOU, Z.; REID, S.; LI, S. A continuum damage model for delaminations in laminated composites. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Elsevier, v. 51, n. 2, p. 333–356, 2003.