



UNIVERSIDADE
ESTADUAL DE LONDRINA

LARISSA QUEIROZ MINILLO

**CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ EPÓXI
REFORÇADA POR FIBRA UNIDIRECIONAL DE DRACAENA
TRIFASCIATA PARA USO ESTRUTURAL**

Londrina

2024

LARISSA QUEIROZ MINILLO

**CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ EPÓXI
REFORÇADA POR FIBRA UNIDIRECIONAL DE DRACAENA
TRIFASCIATA PARA USO ESTRUTURAL**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil da Universidade Estadual de Londrina - PPGEC, como parte dos pré-requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia Civil.

Orientador: Prof. Dr. Altibano Ortenzi

Londrina

2024

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor, através do Programa de Geração Automática do Sistema de Bibliotecas da UEL

L323c Minillo, Larissa Queiroz.
CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ EPÓXI REFORÇADA POR FIBRA UNIDIRECIONAL DE DRACAENA TRIFASCIATA PARA USO ESTRUTURAL / Larissa Queiroz Minillo. - Londrina, 2024.
173 f.

Orientador: Altibano Ortenzi Jr.
Tese (Doutorado em Arquitetura e Urbanismo) - Universidade Estadual de Londrina, Centro de Tecnologia e Urbanismo, Programa de Pós-Graduação em Arquitetura e Urbanismo, 2024.
Inclui bibliografia.

1. Compósitos - Tese. 2. Fibras naturais - Tese. 3. Tração - Tese. 4. Flexão - Tese. I. Ortenzi Jr, Altibano. II. Universidade Estadual de Londrina. Centro de Tecnologia e Urbanismo. Programa de Pós-Graduação em Arquitetura e Urbanismo. III. Título.

CDU 62

LARISSA QUEIROZ MINILLO

**CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ EPÓXI
REFORÇADA POR FIBRA UNIDIRECIONAL DE DRACAENA
TRIFASCIATA PARA USO ESTRUTURAL**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil da Universidade Estadual de Londrina, como parte dos pré-requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia Civil.

BANCA EXAMINADORA:

Membro: Prof. Dr. André Luis Christoforo
Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

Membro: Prof. Dra. Delia do Carmo Vieira
Universidade Tecnológica Federal do Paraná
UTFPR – Londrina/PR

Membro: Prof. Dr. Jonas de Carvalho
Universidade de São Paulo – São Carlos

Membro: Prof. Dr. Túlio Hallak Panzera
Universidade Federal de São João Del Rei– UFSJ

Orientador: Prof. Dr. Altibano Ortenzi Jr
Universidade Estadual de Londrina – UEL

Londrina, 27 de março de 2024

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus, que foi quem me sustentou, dando-me forças todos os dias.

Ao meu pai, meu irmão, meu companheiro e minha prima Roberta, pela ajuda, patrocínio, confiança, compreensão e por toda alegria e ânimo transmitidos. Vocês foram a força motriz por trás de cada passo dado nesse caminho.

Ao meu orientador, Altibano Ortenzi Jr, por ter aceitado o desafio desta orientação e por mais que isso, pela amizade sempre demonstrada em toda a minha vida nesta universidade.

Aos meus colegas de programa de pós-graduação Bruna Bessa, Bruno Cardoso, Mariana Fiorelli, Vanessa Ambrósio e Paulo Duarte, que ao longo do tempo se transformaram em valiosos amigos. As trocas de experiências e amizade foram essenciais para o enriquecimento deste trabalho

À equipe do Laboratório de Ensaios Mecânicos em Polímeros da Universidade de São Paulo (USP), Campus de São Carlos, pela disponibilidade e ajuda na realização dos ensaios mecânicos.

À equipe do Laboratório do Centro de Inovação e Tecnologia em Compósito (CITEC), da Universidade Federal de São João del-Rei (UFSJ), em especial a Andre Luis dos Santos e Alexandre Einstein Vale pela disponibilidade e ajuda na caracterização da resina e ensaios mecânicos.

À equipe do Laboratório de Ciências dos Materiais da UNESP, de Ilha Solteira (FEIS-UNESP), em especial à Elton Jose de Souza pela ajuda nas análises MEV.

Aos pesquisadores Murilo Candido Azevedo e Gabrieli Roefero Tolosa e toda a equipe da pós-graduação em Ciência dos Materiais da UNESP de Presidente Prudente (FCT-UNESP), pela realização dos ensaios.

A todo o corpo docente do programa de pós-graduação em Engenharia Civil da UEL, pelos ensinamentos que ajudaram na melhor compreensão deste trabalho.

Ao grupo de pesquisa GetIN, pela ajuda na elaboração deste trabalho.

Aos professores que aceitaram participar de minha banca de defesa desta tese.

A todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para que esta tese fosse realizada com sucesso, muito obrigada.

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Airton Minillo e Mariza Gomes Queiroz Minillo, por terem me ensinado ética, moral e perseverança.

Minillo, Larissa Q. **PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ EPOXI REFORÇADA POR FIBRA CONTÍNUA DE DRACAENA TRIFASCIATA PARA USO ESTRUTURAL**. 173 p. Tese de Doutorado do Programa de Pós-Graduação em Construção Civil da Universidade Estadual de Londrina (UEL – PPGEC), Londrina, 2024.

RESUMO

Este trabalho investiga a fabricação e a caracterização de compósitos poliméricos reforçados com fibras lignocelulósicas, com o objetivo de criar materiais compósitos com propriedades mecânicas e físicas otimizadas para aplicações estruturais. O impulso para este estudo decorre da crescente necessidade de materiais ambientalmente amigáveis que combinem eficiência mecânica e baixa densidade. O foco central da pesquisa foi a utilização de fibras de *Dracaena trifasciata* (DT) como reforço em matrizes de resina epóxi. A escolha da fibra dessa planta é uma alternativa inovadora, considerando sua resistência, baixa densidade e fácil plantio, haja vista que essa planta é cultivada em várias regiões do país e resistente a condições adversas de crescimento. O estudo aborda um método de fabricação por infusão a vácuo de compósitos reforçados por fibra de DT unidirecional. Os compósitos foram testados na tração e na flexão com as fibras orientadas a 0° e a 90°. As análises mostraram que o compósito DT/epóxi com fibras orientadas a 0° apresentaram boa resistência à tração e módulo de elasticidade elevado quando comparado à sua matriz pura. Já para fibras orientadas a 90°, o módulo se manteve, e a resistência apresentou declínio. O coeficiente de Poisson demonstrou um compósito anisotrópico. Os resultados da flexão mostraram que o compósito se comporta de maneira parecida a outros materiais naturais como madeira, com relação entre módulo de elasticidade longitudinal e transversal em 1:8, e o coeficiente de Poisson para esse ensaio apresentou diferença significativa, assim como o esperado. O material estudado pode ser alternativa viável a compósitos convencionais em várias aplicações, especialmente onde baixa densidade e resistência são fundamentais.

Palavras-chave: Compósitos Poliméricos; Fibras Lignocelulósicas; *Dracaena Trifasciata*; Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

This work investigates the manufacturing and characterization of polymer reinforced composites with lignocellulosic fibers, aiming to create composites with optimized mechanical and physical properties for structural applications. The incentive for this study stems from the growing search for environmentally friendly materials that combine mechanical efficiency and low density. The central focus of the research was the use of *Dracaena trifasciata* (DT) fibers as epoxy matrix reinforcement. The choice of this plant's fiber is an innovative alternative, considering its strength, low density, and easy cultivation, as the plant is abundant in various regions and resistant to adverse growth conditions. The study addresses a vacuum infusion manufacturing method for unidirectional DT fiber-reinforced composites. The mechanical properties of the composites were tested with fibers oriented at 0 and 90°, for tensile and flexural strength. The analyses showed that the DT/epoxy composite with fibers oriented at 0° presents good tensile strength and modulus of elasticity when compared to its pure matrix. For fibers oriented at 90°, the modulus remained the same, and the strength declined. The Poisson's ratio demonstrated an anisotropic composite. The flexural results showed that the composite behaves similarly to other natural materials like wood, with a ratio between longitudinal and transversal Young modulus at 1:8, the Poisson's ratio for this test also presents a significant difference. The studied material can be a viable alternative to conventional composites in various applications, especially where low density and strength are fundamental.

Keywords: Polymer Composites; Lignocellulosic Fibers; *Dracaena Trifasciata*; Mechanical Properties.

LISTA DE TABELAS

Figura 1 - Classificação das fibras naturais de acordo com sua origem.....	33
Figura 2 - Composição de fibras lignocelulósicas.....	34
Figura 3 - Classificação de fibras naturais como material	34
Figura 4 - Microestrutura de uma fibra	35
Figura 5 - Gráfico de dispersão que relaciona resistência à tração e fração de celulose contida nas fibras	36
Figura 6 - Esquema de classificação para os vários tipos de compósitos.....	38
Figura 7 - Efeito do comprimento de fibras de vidro em relação à performance: Módulo de Young, Resistência à tração e Impacto.....	39
Figura 8 - Esquema de classificação para os vários tipos de matriz	40
Figura 9 - Efeito do reforço com fibra em um compósito comparativamente à fibra unitária e à matriz pura.....	41
Figura 10 - Mecanismos de adesão entre fibra e matriz.....	42
Figura 11 - Relação entre resistência à tração e porcentagem de fibras na matriz polimérica de diversas fibras.....	44
Figura 12 - Efeito da orientação de fibras na resistência à tração de compósitos reforçados	45
Figura 13 - Efeito da orientação de fibras de juta a 0° e 90° na resistência à tração de compósitos reforçados com proporções volumétricas de fibra variando de 0% a 50%	46
Figura 14 - Diferença da composição química da fibra de DT em relação à juta e ao linho.....	52
Figura 15 - Resultados de resistência à tração da fibra unitária em relação ao diâmetro	54
Figura 16 - Resultados de resistência à tração da fibra unitária em relação ao módulo de elasticidade	55
Figura 17 - Resultados de resistência à tração da fibra unitária em relação ao módulo de elasticidade de diversas fibras e fibras de DT	55
Figura 18 - Modos de falha de compósitos unidirecionais sob carga uniaxial de tração	59

Figura 19 - Modos de falha comuns aos compósitos laminados reforçados por fibras	60
Figura 20 – Modos de falha de compósitos unidirecionais sob carga uniaxial de flexão	61
Figura 21 - Aspecto das folhas de DT utilizadas na pesquisa	62
Figura 22 - Processo de maceração e limpeza das fibras	63
Figura 23 - Equipamento para MEV	64
Figura 24 - Fibras dispostas no equipamento para análise FTIR	65
Figura 25 - Equipamento utilizado para determinação da umidade das fibras de DT	66
Figura 26 - Corpos de prova em epóxi puro tipo I, de acordo com ASTM D638 (2022)	67
Figura 27 - Corpos de prova em epóxi puro	68
Figura 28 - Corpos de prova em epóxi puro durante ensaio	69
Figura 29 - Amostras e equipamento utilizado para análise TGA.....	71
Figura 30 - Molde para corpos de prova com abas para ensaio de tração em compósitos UD	72
Figura 31 – Processo de fabricação por infusão a vácuo em etapa preliminar	74
Figura 32 - Compósito DT/epóxi após cura	75
Figura 33 - Fibras de DT organizadas unidirecionalmente	76
Figura 34 - Disposição das fibras sobre vidro para fabricação	76
Figura 35 - Compósito após impregnação.....	77
Figura 36 - Projeto de corte dos corpos de prova para ensaio de tração e flexão....	77
Figura 37 - Projeto de corte dos corpos de prova para ensaio de tração e flexão....	78
Figura 38 - Ensaio mecânico para determinação da resistência à tração e módulo de elasticidade	79
Figura 39 - Dimensões utilizadas para o ensaio de tração na fase definitiva	80
Figura 40 - Corpos de prova para ensaios de tração, fibras orientadas a 0° (CP 4) e a 90° (CP 1)	81
Figura 41 - Corpo de prova instrumentado durante ensaio à tração paralela à fibra	82
Figura 42 - Ensaio de resistência à flexão.....	83
Figura 43 – Corpos de prova instrumentados para ensaio de resistência à flexão ..	84

Figura 44 - Imagem de MEV da ligação da fibra de DT com a matriz, vista em corte, aumento 1000 vezes	88
Figura 45 - Imagem de MEV da fibra de DT em matriz com aumento de 500 vezes	89
Figura 46 - Imagem de MEV impregnação da fibra de DT pela matriz, aumento 1000 vezes	90
Figura 47 - Análise FTIR para fibra elementar.....	91
Figura 48 - Gráfico de resistência à tração <i>versus</i> módulo de elasticidade epóxi puro	93
Figura 49 - Gráfico de resistência à tração <i>versus</i> módulo de elasticidade epóxi puro em azul e compósito DT/epóxi em vermelho.....	94
Figura 50 - Gráfico de resistência à tração <i>versus</i> módulo de elasticidade epóxi puro em azul, compósito DT/epóxi em vermelho e fibras unitárias de DT.....	95
Figura 51 - Corpos de prova ensaiados à tração paralela à fibra – fase definitiva	96
Figura 52 - Aspecto dos corpos de prova submetidos ao ensaio de resistência à tração	97
Figura 53 - Diagrama tensão x deformação longitudinal obtido através dos dados do <i>strain gage</i>	98
Figura 54 - Diagrama tensão x deformação transversal obtido através dos dados do <i>strain gage</i>	99
Figura 55 - Corpos de prova ensaiados à tração perpendicular à fibra – fase definitiva	100
Figura 56 - Aspecto dos corpos de prova submetidos ao ensaio de resistência à tração	102
Figura 57 - Diagrama tensão x deformação longitudinal obtido através dos dados do <i>strain gage</i>	102
Figura 58 - Diagrama tensão x deformação transversal obtido através dos dados do <i>strain gage</i>	103
Figura 59 – Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 50x	104
Figura 60 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 150x	105

Figura 61 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 500x	106
Figura 62 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 500x	106
Figura 63 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 1500x	107
Figura 64 – Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 100x	107
Figura 65 – Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 300x	108
Figura 66 -Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 1000x	109
Figura 67 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 1000x	110
Figura 68 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 1000x	110
Figura 69 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista longitudinal, com aumento de 50x	111
Figura 70 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista longitudinal, com aumento de 500x	112
Figura 71 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista em corte, com aumento de 100x	113
Figura 72 - Células de parênquima vistas em corte paralelo ao comprimento longitudinal do bambu	114
Figura 73 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista em corte, com aumento de 300x	114
Figura 74 - Corpos de prova de compósitos DT/Epóxi 0° antes da ruptura à flexão	115
Figura 75 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com fibras orientadas a 90° em relação a maior dimensão do corpo de prova – Deformação medida por strain gages posicionados paralelamente e perpendicularmente as fibras	117

Figura 76 - Corpos de prova de compósitos DT/epóxi 90° antes da ruptura à flexão	119
Figura 77 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com fibras orientadas a 90° em relação a maior dimensão do corpo de prova – Deformação medida por strain gages posicionados paralelamente e perpendicularmente as fibras	121
Figura 78 - Tipos de ruptura esperados para corpos de prova solicitados à flexão	123
Figura 79 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 50x	123
Figura 80 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 150x	124
Figura 81 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 500x	125
Figura 82 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 250x	126
Figura 83 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 90° vista da superfície inferior, com aumento de 50x e 500x	126
Figura 84 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 90° vista da superfície inferior, com aumento de 4500x	127
Figura 85 - Gráfico de resistência à tração x módulo de elasticidade de compósitos	128
Figura 86 - Gráfico de resistência à tração <i>versus</i> módulo de elasticidade para tração de diversos materiais	129
Figura 87 - Gráfico de resistência à tração <i>versus</i> densidade para tração de materiais lenhosos	130
Figura 88 - Gráfico de módulo de elasticidade <i>versus</i> densidade para tração de materiais lenhosos	130
Figura 89 - Gráfico de resistência à flexão x módulo de elasticidade de compósitos	131
Figura 90 - Gráfico de resistência à tração <i>versus</i> módulo de elasticidade epóxi puro em azul, compósito DT/epóxi em vermelho	132

Figura 91 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com as fibras orientadas a 0° em relação à maior dimensão	133
Figura 92 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com as fibras orientadas a 0° em relação à maior dimensão	133
Figura 93 - Gráfico com módulo de elasticidade à flexão (MOE) <i>versus</i> a resistência à flexão específica (MOR/ ρ).....	135
Figura 94 - Resultados da massa residual, por análise termogravimétrica de compósito em fase exploratória.....	136
Figura 95 - Gráfico TGA de compósitos DT/Epóxi em fase preliminar	137
Figura 96 - Gráfico DrTGA de compósitos DT/Epóxi em fase preliminar	138
Figura 97 - Gráficos TGA de compósitos DT/epóxi em fase definitiva	139

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Compósitos organizados de maneira decrescente quanto à resistência à tração	43
Tabela 2 - Processos de obtenção de fibras de DT	50
Tabela 3 - Teores de hemicelulose, celulose e lignina de fibras de DT	51
Tabela 4 - Tipos de tratamento já utilizados na fibra de DT encontrados na literatura	53
Tabela 5 - Propriedades mecânicas da fibra unitária de DT encontradas na literatura	56
Tabela 6 - Métodos de fabricação de compósitos com fibras de DT alinhadas e contínuas.....	57
Tabela 7 - Propriedades mecânicas para compósitos de fibra de DT contínuas alinhadas unidirecionalmente com diversas matrizes encontradas na literatura com teores variados.....	58
Tabela 8 - Parâmetros utilizados na análise por TGA.....	70
Tabela 9 - Relação entre painel utilizado, fase da pesquisa, espessura e ensaios realizados.....	86
Tabela 10 – Teor de umidade das amostras de fibras de DT com desvio padrão	91
Tabela 11 - Resumo dos resultados de resistência à tração da matriz epóxi pura ...	92
Tabela 12 - Resumo dos resultados de resistência à tração do compósito DT/epóxi	93
Tabela 13 – Resumo dos resultados da medição dos corpos de prova ensaiados à tração 0°	96
Tabela 14 – Resumo dos resultados de resistência à tração a 0° do compósito DT/epóxi.....	97
Tabela 15 - Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à tração a 0° instrumentados	100
Tabela 16 - Resumo dos resultados da medição dos corpos de prova ensaiados à tração a 90°	101

Tabela 17 - Resumo dos resultados de resistência à tração do compósito DT/epóxi a 90°	101
Tabela 18 - Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à tração a 90° instrumentados	104
Tabela 19 - Resumo das medidas obtidas dos corpos de prova ensaiados à flexão com fibras a 0° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi.....	116
Tabela 20 - Resumo dos resultados de resistência à flexão com fibras a 0° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi – Fase definitiva	116
Tabela 21 – Gráfico dos dados de coeficiente de Poisson obtidos ao longo do ensaio de flexão com fibras a 0° do compósito DT/epóxi	118
Tabela 22 - Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à flexão a 0°	118
Tabela 23 - Resumo dos resultados de resistência à flexão com fibras a 90° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi – Fase definitiva	120
Tabela 24 - Resumo dos resultados de resistência à flexão com fibras a 90° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi – Fase definitiva	120
Tabela 25 - Gráfico dos dados de coeficiente de Poisson obtidos ao longo do ensaio de flexão com fibras a 90° do compósito DT/epóxi	121
Tabela 26 – Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à flexão a 90°	122
Tabela 27 - Relação entre módulo de elasticidade à flexão transversal e longitudinal de diversos materiais	134
Tabela 28 - Resultados do ensaio de TGA colhidos sempre após os picos de degradação	139

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Diagrama de etapas do uso do método SSF.....	25
Quadro 2 - Segmentação das palavras-chaves organizadas em grupos por ordem de relevância	26
Quadro 3 - Query de pesquisa em ordem numérica.....	26
Quadro 4 - Resultados obtidos para cada base de dados e query utilizada.....	28

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA	Análise de Variância
ASTM	American Society for Testing and Materials
DT	Dracaena Trifasciata
ISO	International Organization for Standardization
UD	Unidirecional
ROM	Rule of mixtures (Lei das misturas)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
TGA	Thermogravimetric analysis (Análise Termogravimétrica)
TEX	Unit of textile measurement (Densidade linear)
MPa	Mega Pascal
GPa	Giga Pascal
FL	Fibras Lignocelulósicas
$E_{long,ft}$	Módulo de elasticidade longitudinal na tração
$E_{transv,ft}$	Módulo de elasticidade transversal na tração
f_t	Resistência à tração
f_b	Resistência à flexão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	21
1.1	Objetivo da pesquisa	22
1.2	Objetivos Específicos	22
1.3	Justificativa	22
1.4	Contribuição	23
1.4.1	<i>Lacuna do conhecimento e aspectos de ineditismo</i>	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	29
2.1	Fibras Lignocelulósicas	29
2.1.1	<i>A obtenção de fibras lignocelulósicas</i>	30
2.1.2	<i>Morfologia e composição</i>	32
2.2	Compósitos reforçados por fibras lignocelulósicas	37
2.2.1	<i>Matriz polimérica termoplástica e termorrígida</i>	39
2.2.2	<i>A influência da proporção em volume de fibras</i>	42
2.2.3	<i>A influência da orientação das fibras</i>	44
2.2.4	<i>A influência do tratamento químico</i>	47
2.2.5	<i>Método de fabricação</i>	48
2.3	Fibra de <i>Dracaena Trifasciata</i>	49
2.3.1	<i>Obtenção</i>	50
2.3.2	<i>Propriedades químicas da fibra elementar</i>	51
2.3.3	<i>Tratamento químico</i>	52
2.3.4	<i>Propriedades mecânicas</i>	53
2.3.5	<i>Propriedades mecânicas do compósito de fibra de Dracaena Trifasciata</i>	56
2.3.6	<i>Modos de falha em compósito de fibra de Dracaena Trifasciata</i>	59
3	MATERIAIS E MÉTODOS	62
3.1	Fibra de <i>Dracaena Trifasciata</i>	62
3.1.1	<i>Obtenção da fibra</i>	62
3.1.2	<i>Morfologia da fibra e teste de adesão entre fibra e matriz</i>	63
3.1.3	<i>Composição por análise FTIR</i>	65
3.1.4	<i>Teor de umidade - Fibra unitária</i>	65

3.2 Matriz epóxi	66
3.2.1 <i>Comportamento mecânico à tração da matriz</i>	67
3.2.2 <i>Comportamento térmico por TGA</i>	70
3.3 Fabricação do compósito	71
3.3.1 <i>Fabricação por transferência de resina</i>	71
3.3.2 <i>Fabricação por Infusão a vácuo – Fase Exploratória</i>	72
3.3.3 <i>Fabricação por Infusão a vácuo – Fase definitiva</i>	75
3.3.4 <i>Resistência à tração – Fase exploratória</i>	78
3.3.5 <i>Resistência à tração – Fase definitiva</i>	79
3.3.6 <i>Resistencia à flexão – Fase definitiva</i>	83
3.3.7 <i>Modos de falha – MEV</i>	87
4 RESULTADOS	88
4.1 Morfologia da fibra e teste de adesão entre fibra e matriz	88
4.2 Composição por análise FTIR	90
4.2.1 <i>Teor de umidade - Fibra unitária</i>	91
4.3 Comportamento à tração	92
4.3.1 <i>Matriz epóxi</i>	92
4.3.2 <i>Compósitos unidirecionais ensaiados à tração – fase exploratória</i>	93
4.3.3 <i>Compósito DT/epóxi UD 0° - Fase definitiva</i>	95
4.3.4 <i>Compósito DT/epóxi UD 90° - Tração</i>	100
4.3.5 <i>Modos de falha – MEV tração 0° e 90°</i>	104
4.4 Comportamento à flexão	115
4.4.1 <i>Compósito DT/epóxi UD 0° - Flexão</i>	115
4.4.2 <i>Compósito DT/epóxi UD 90° - Flexão</i>	119
4.4.3 <i>Modos de falha – MEV flexão 0° e 90°</i>	122
5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	128
5.1.1 <i>Análise por termogravimetria – Fase Preliminar</i>	136
5.1.2 <i>Análise por termogravimetria – Fase definitiva</i>	138
6 CONCLUSÃO	140

7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	142
----------	---	------------

1 INTRODUÇÃO

Em 2018, a dimensão do mercado de biocompósitos na Europa era de 470 mil toneladas, e a participação de mercado dos compósitos de fibra natural foi de apenas 9%, os quais foram usados principalmente para aplicação automotiva (MIDANI; ELSEIFY, 2022 *apud* NOVA-INSTITUTE, 2019).

As fibras naturais podem ser aplicadas nos mais diversos produtos. Mais recentemente, as fibras de cânhamo têm sido utilizadas em painéis de vedação (TOMÁS, 2014); as fibras de coco têm sido utilizadas no preenchimento de bancos e painéis de automóveis (DOS SANTOS *et al.*, 2018; OKAFOR *et al.* 2022); as de mafumeira - também conhecida como kapok - na produção de salva-vidas (COELHO, 2015 *apud* EDHARDT *et al.*, 1975); e as fibras de sisal são utilizadas no interior de cabos de aço para linhas de vida (ABNT, 2019), entre outros usos.

Nos últimos anos, as fibras naturais têm atraído a atenção da comunidade científica, devido ao baixo custo, a biodegradabilidade, a renovabilidade, a resistência elevada e à menor massa específica (ADENIYI *et al.*, 2020). Apesar dessas características, poucas aplicações de biocompósitos são notadas no setor industrial.

A busca por materiais sustentáveis no setor da construção civil tem impulsionado o uso de alternativas naturais e renováveis, como é o caso da fibra *Dracaena Trifasciata* (DT). Este material destaca-se por ser altamente renovável e biodegradável, apresentando vantagens significativas em comparação a outras fibras, como a de sisal. Enquanto a fibra de sisal é comumente utilizada, a DT permite plantio e obtenção da fibra em condições adversas de manejo e cultura, tornando-a uma opção mais robusta para aplicações que exigem maior durabilidade e menor impacto ambiental. Além disso, a DT não requer o uso de pesticidas ou herbicidas durante seu cultivo, contrastando com o cultivo de sisal que, embora seja menos intensivo do que as culturas tradicionais, ainda podem necessitar de tratamentos químicos dependendo do ambiente. Portanto, a escolha da DT insere-se numa estratégia de sustentabilidade mais ampla, visando a minimização do impacto ambiental ao longo de todo o processo de produção e uso dos materiais.

A fabricação de compósitos por infusão a vácuo, embora amplamente reconhecida nas indústrias aeronáutica e naval, é relativamente subutilizada no setor

da construção civil. No entanto, com a incorporação de fibras naturais como reforço em compósitos estruturais, essa técnica emerge como uma solução inovadora. A infusão a vácuo assegura uma distribuição uniforme da resina e uma aderência exemplar à fibra. Este método diminui substancialmente a incidência de bolhas e imperfeições no material, culminando em um produto final de elevada qualidade e com uma resistência mecânica superior.

Nesse contexto, o presente trabalho investigou a viabilidade do uso das fibras de *Dracaena Trifasciata* (DT) como reforço para compósitos laminados com matriz polimérica de epóxi. Esses compósitos foram produzidos por meio de infusão a vácuo, com o objetivo de investigar suas propriedades físico-mecânicas para uso estrutural.

1.1 Objetivo da pesquisa

Investigar o desempenho de compósitos laminados reforçados com fibras contínuas unidirecionais de *Dracaena trifasciata* para uso como material estrutural.

1.2 Objetivos Específicos

- Fabricar compósitos laminados unidirecionais de matriz epóxi reforçada com fibras de DT através de infusão à vácuo.
- Produzir corpos de prova com fibras orientadas a 0° e 90°.
- Ensaiai os corpos de prova para tração e flexão.
- Analisar as propriedades físico-mecânicas do compósito produzido.

1.3 Justificativa

A tendência global atual é reduzir o consumo de materiais baseados em combustíveis fósseis, devido aos custos energéticos e ambientais (ROBINSON, 1993). No entanto a maioria dos países ainda usa esses materiais de forma descontrolada, alegando custos elevados. As fibras lignocelulósicas (FL) são uma opção de baixo custo e alto apelo ambiental, pois liberam pouco carbono e outros gases tóxicos em sua cadeia produtiva (ARINZE *et al.*, 2023). O desenvolvimento de

materiais compósitos com fibras lignocelulósicas pode reduzir o impacto ambiental e substituir materiais não renováveis (GOVIL *et al.*, 2020).

1.4 Contribuição

A substituição de fibras sintéticas ou minerais por alternativas mais sustentáveis em compósitos é uma abordagem promissora, considerando que a produção de fibras baseadas em carbono, vidro ou polímeros implica em custos energéticos e impactos ambientais significativos.

É fundamental para o desenvolvimento de materiais sustentáveis o desenvolvimento de compósitos cuja qualidade da matriz seja preservada e seu volume reduzido. A resina epóxi, derivada de fontes não renováveis como o petróleo, é frequentemente utilizada na fabricação de compósitos. Reduzir seu uso não só traz benefícios ambientais significativos, como também diminui a dependência de recursos não sustentáveis.

As fibras de DT têm vantagens em sua morfologia em relação a outras fibras usuais por ter comprimento e diâmetro da fibra elementar condizentes ao uso como fibra longa de compósitos estruturais, além de menor impacto energético na obtenção (ADENIYI *et al.*, 2020).

As propriedades mecânicas de fibra são necessárias para diversos compósitos ortotrópicos e são a base para o campo de projeto de engenharia e simulação numérica pelo Método dos Elementos Finitos (MEF ou FEA – *Finite Element Analysis*) (SAADATI *et al.*, 2020). Dessa forma, essas propriedades devem ser determinadas em ensaios mecânicos em laboratório.

As fibras lignocelulósicas são conhecidas pela sua resistência e baixa densidade e, como reforço de polímeros, podem criar materiais leves e resistentes. Os materiais com módulo de elasticidade específico (E/ρ) e resistência específica (σ/ρ) altos são desejados para um amplo uso na engenharia (AUGUSTYNIAK, 2018).

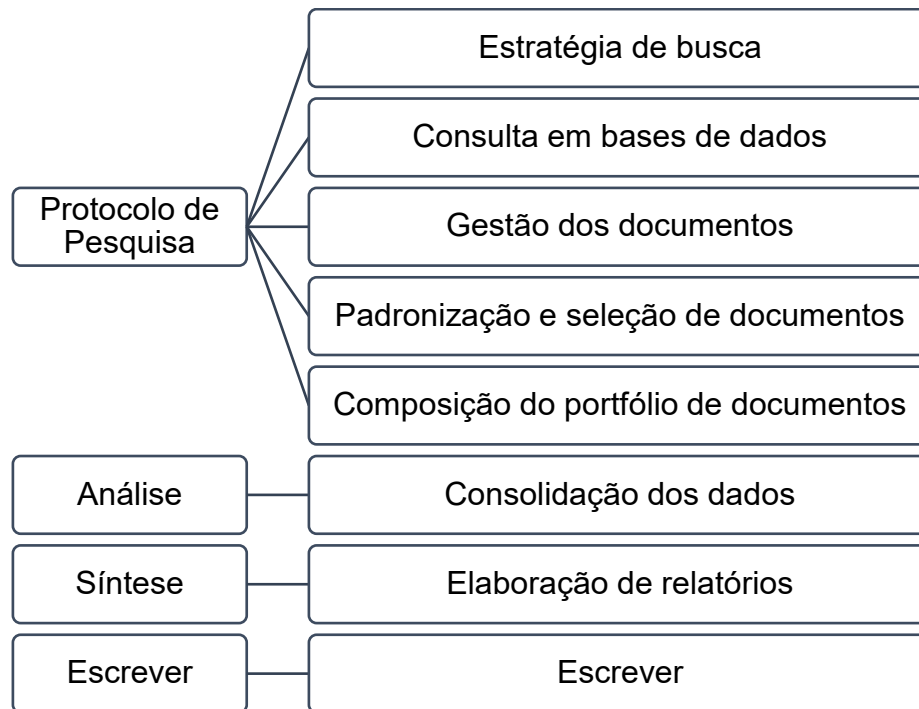
Portanto, a contribuição desta pesquisa é expandir o conhecimento acerca da utilização de fibras de *Dracaena Trifaciata* (DT) como um material de reforço de compósitos estruturais.

1.4.1 Lacuna do conhecimento e aspectos de ineditismo

Neste estudo, foi empregado o método Systematic Search Flow (SSF), que envolve quatro fases interconectadas, as quais abrangem desde a concepção do protocolo de pesquisa até a redação do trabalho final (FERENHOF; FERNANDES, 2016). Tal método inicia-se com a elaboração do protocolo de pesquisa, em que se define uma estratégia de busca meticulosa, determinando palavras-chave e bases de dados relevantes. Posteriormente, procede-se à consulta nessas bases para reunir um corpo substancial de literatura pertinente ao tema em estudo.

A gestão dos documentos coletados é um passo essencial, em que se organiza e se filtra a informação de acordo com critérios preestabelecidos de padronização e seleção. A partir daí, compõe-se um portfólio de documentos, que consiste na base para a fase de análise, quando os dados são consolidados, revisados e preparados para síntese.

Na fase de síntese, os dados analisados são compilados em relatórios que resumem e destacam as descobertas-chave. Finalmente, o processo culmina na redação do manuscrito, em que os resultados são articulados de forma coerente e sistemática, refletindo todas as conclusões obtidas por meio da análise e síntese dos dados. Esse método garante que a pesquisa seja conduzida de forma lógica e eficiente, seguindo um caminho claro desde a formulação da pergunta inicial até a disseminação dos resultados. O quadro 1 apresenta o diagrama das etapas de uso do método.

Quadro 1 - Diagrama de etapas do uso do método SSF

Fonte: Adaptado de Ferenhof e Fernandes (2016).

A revisão bibliográfica de forma sistemática, além de ser utilizada aqui para identificar a lacuna de conhecimento, teve o objetivo de determinar as diferenças e relações entre os conceitos de fibra lignocelulósicas utilizadas com o reforço de compósitos laminados em matrizes termorrígidas, identificando as definições e período temporal, assim como termos que se alteraram, termos que caíram em desuso e termos que estão em crescimento, nas pesquisas desse tema.

A partir das palavras-chaves dos artigos aderentes a esta pesquisa, foi montada a estrutura base para a realização da revisão bibliográfica de forma sistemática, buscando comprovar o ineditismo da lacuna de conhecimento encontrada na revisão narrativa.

Com as palavras definidas, a semelhança entre elas foi adotada de forma que, pelo menos, uma das palavras encontradas estivesse no resultado da busca, obtendo-se assim sete grupos, que, organizados por ordem de relevância, serviriam para embasar a revisão de forma sistemática (Quadro 2).

Quadro 2 - Segmentação das palavras-chaves organizadas em grupos por ordem de relevância

Composite	<ul style="list-style-type: none"> •"fiber reinforced" •"laminated"
Matrix	<ul style="list-style-type: none"> •"epoxy" •"thermoset"
Fabrication	<ul style="list-style-type: none"> •"vacuum infusion" •"compression molding"
Type	<ul style="list-style-type: none"> •"Lignocelulosic fiber" •"Natural fiber"
Angle	<ul style="list-style-type: none"> •"Unidirecional" •"angular variation" •"angle variation" <ul style="list-style-type: none"> •"angle" •"ply angle"
Analisis	<ul style="list-style-type: none"> •"tensile" •"stress" •"strain" •"compression" •"bending" •"shear" •"testing"
Fiber	<ul style="list-style-type: none"> •"Dracaena Trifasciata" •"Sansevieria Trifasciata"

Fonte: A própria autora.

Na elaboração de pesquisas bibliográficas e revisões de literatura, a aplicação de técnicas de estruturação de buscas em bases de dados bibliográficos que organizam resultados em uma sequência específica é fundamental. Este método se mostra particularmente valioso em contextos onde a ordem dos dados coletados afeta significativamente a análise e a interpretação das informações. Isso ocorre porque, em estudos acadêmicos, a sequência temporal de publicações pode revelar a

evolução do pensamento e das descobertas em uma área específica, enquanto a priorização por citações pode indicar a influência e relevância de determinados trabalhos.

O Quadro 3 mostra a aplicação desta técnica e, através desta, como as palavras-chave de buscas em bases de dados bibliográficas são organizados. Configurando as queries para que os resultados sejam apresentados desde os temas com o maior número de artigos publicados até os com o menor, é possível identificar quais áreas do estudo de compósitos são menos saturadas e, conseqüentemente, oferecem maior potencial para contribuições inéditas.

Quadro 3 - Query de pesquisa em ordem numérica

	Query
1	("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*")
2	("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*")
3	("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*") AND ("vacuum infusion" OR "compression mold*")
4	("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*" OR "polymer") AND ("vacuum infusion" OR "compression mold*") AND ("tension" OR "tensile" OR "strength" OR "stress" OR "strain" OR "compression" OR "bending" OR "shear")
5	("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*" OR "polymer") AND ("vacuum infusion" OR "compression mold*") AND ("tension" OR "tensile" OR "strength" OR "stress" OR "strain" OR "compression" OR "bending" OR "shear") AND ("natural fib*" OR "lignocelulosic fib*")
6	("Dracaena trifasciata" OR "Sansevieria Trifasciata") AND ("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*")
7	("Dracaena trifasciata" OR "Sansevieria Trifasciata") AND ("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*" OR "polymer")
8	("Dracaena trifasciata" OR "Sansevieria Trifasciata") AND ("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*" OR "polymer") AND ("vacuum infusion" OR "compression mold*")
9	("Dracaena trifasciata" OR "Sansevieria Trifasciata") AND ("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*" OR "polymer") AND ("vacuum infusion" OR "compression mold*") AND ("tension" OR "tensile" OR "strength" OR "stress" OR "strain" OR "compression" OR "bending" OR "shear")
10	("Dracaena trifasciata" OR "Sansevieria Trifasciata") AND ("composite" OR "fib* reinforce*" OR "laminat*") AND ("matrix" OR "epoxy" OR "thermoset*" OR "polymer") AND ("vacuum infusion"

OR “compression mold”) AND (“tension” OR “tensile” OR “strength” OR “stress” OR “strain”
OR “compression” OR “bending” OR “shear”) AND (“unidirecional” OR “angle” OR “angular”)

Fonte: A própria autora.

O Quadro 4 apresenta uma visão dos resultados obtidos para cada base de dados e *query* utilizada em um estudo de pesquisa bibliográfica. A análise deste quadro permite uma compreensão de como as estratégias de busca influenciam a quantidade e a qualidade dos dados recuperados.

Quadro 4 - Resultados obtidos para cada base de dados e query utilizada

Query	Scopus (5 anos)	Scopus (todos os anos)
1	1,668,342	4,237,527
2	592,369	1,232,039
3	7,462	14,382
4	9,665	19,713
5	2,992	4,801
6	240	296
7	208	248
8	11	14
9	11	14
10	1	1

Fonte: A própria autora.

O destaque das áreas menos exploradas na literatura existente fornece uma visão clara de onde as contribuições acadêmicas podem ser significativas para o avanço do conhecimento no assunto em questão.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo é dedicado a explorar as fibras lignocelulósicas, componentes essenciais no desenvolvimento de compósitos biodegradáveis e sustentáveis. As fibras lignocelulósicas, extraídas de fontes naturais renováveis, são conhecidas por suas excelentes propriedades mecânicas e menor impacto ambiental em comparação com materiais sintéticos tradicionais. Este estudo aprofundado visa não apenas entender as características e processos envolvidos na utilização dessas fibras, mas também investigar os seus potenciais aplicações em diferentes tipos de matrizes poliméricas.

A revisão bibliográfica foi dividida em subitens que abordam as fibras lignocelulósicas em relação a sua obtenção, morfologia e composição química. Em sequência, é abordado como essas fibras são integradas em compósitos reforçados, enfatizando o papel das matrizes poliméricas termorrígidas. Aspectos como a proporção em volume de fibras, a orientação das fibras no compósito, e o impacto dos tratamentos químicos nas propriedades finais do material são examinados em detalhe.

Além disso, métodos de fabricação de compósitos são explorados e o estudo focado na fibra de *Dracaena Trifasciata* é introduzido, avaliando suas propriedades, métodos de obtenção, tratamentos químicos aplicados, e as características mecânicas tanto da fibra isolada quanto do compósito final.

2.1 Fibras Lignocelulósicas

A prática de reforçar compósitos com fibras lignocelulósicas é uma técnica antiga, povos da China, por exemplo, e outras culturas ao redor do mundo utilizaram as fibras naturais com barro para fortalecer estruturas. Artesãos realizavam esse procedimento para melhorar a resistência mecânica dos tijolos, uma vez que essas fibras, geralmente locais, tornavam o material mais coeso e flexível.

Outras culturas utilizavam uma técnica em que estruturas de madeira eram preenchidas e revestidas com uma mistura de barro e fibras. Isso não só fortalecia as construções como proporcionava isolamento térmico a elas. Paralelamente, a fabricação de tijolos de adobe era comum em várias culturas, incluindo Mesopotâmia

e Egito Antigo. Esse processo envolvia a mistura de terra argilosa com palha e água. A palha, atuando como reforço, aumentava a resistência à tração dos tijolos e ajudava a prevenir rachaduras

Neste tópico, serão abordadas as fibras naturais de reforço, com ênfase:

- na compreensão do processo de obtenção dessas fibras;
- no tratamento dado a elas para sua aplicação em compósitos;
- em uma avaliação de suas propriedades de resistência.

As características resistentes das fibras serão estudadas em relação a diversos fatores, como densidade, diâmetro, teor de celulose, entre outros. A qualidade do reforço será analisada em relação às características mecânicas, oferecendo uma compreensão de como a natureza das fibras tem um impacto direto na capacidade mecânica do compósito resultante.

2.1.1 A obtenção de fibras lignocelulósicas

A diversidade de fibras naturais são de origem biológica e podem ser categorizada em: animal, vegetal e mineral. As fibras de origem animal, como a lã e a seda, são conhecidas por sua maciez e isolamento térmico, sendo amplamente utilizadas na indústria têxtil. As fibras minerais, incluindo amianto, basalto e grafeno, são destacadas por suas notáveis propriedades de resistência ao calor e reforço estrutural. Finalmente, as fibras vegetais (ou lignocelulósicas) são subdivididas com base na parte da planta de onde são extraídas: talo (como linho e cânhamo), folha (como sisal e banana), semente (como algodão e coco), gramíneas (como centeio e trigo) e tronco, com distinções entre monocotiledôneas e dicotiledônea (SPĀRNIŅŠ, 2009).

A obtenção de fibras naturais é um processo que tem sido praticado desde tempos antigos, na Europa e na Ásia, e envolve várias etapas, desde o plantio até o produto final.

Tradicionalmente, a maceração é uma técnica utilizada para extrair a polpa e casca da planta, deixando apenas as fibras. Pode ser feita manualmente, seguindo métodos tradicionais, ou por meio de processos químicos, biológicos ou mecânicos

(RAJAN *et al.*, 2005; ALAM, 2008; STEVE; SUMANASIRI, 2010; SRINIVASA; BHARATH 2011; SINGH *et al.*, 2018).

Na maceração mecânica, a parte da planta da qual se deseja extrair as fibras é introduzida entre rolos de aperto e raspagem de um moedor mecânico, onde a planta é esmagada pelos rolos, separando a polpa das fibras. A extração mecânica é mais amigável ao meio ambiente, rápida, simples e gera uma alta quantidade de fibras, no entanto afeta negativamente as propriedades mecânicas das fibras extraídas, pois reduz seu comprimento e diâmetro.

O processo de maceração química é uma técnica amplamente utilizada na indústria para extrair as fibras lignocelulósicas de plantas como o sisal e a juta. Uma das principais vantagens desse método é sua eficiência na remoção da polpa e na obtenção de fibras de alta pureza. As desvantagens são o alto custo de processamento e a deterioração da resistência à tração da fibra macerada (LEE *et al.*, 2020). O processo também reduz o diâmetro e piora suas propriedades resistivas (PHONG *et al.*, 2012; RAO; RAO, 2007).

A maceração biológica utiliza a digestão microbiana por meio de consórcio de fungos e bactérias que consomem a polpa da planta (HASAN *et al.*, 2020). A maceração microbiana em água é feita por bactérias que consomem a pectina, que despolimeriza a lignina e, com isso, torna a fibra mais macia para remoção seletiva de hemiceluloses não fibrosas, sem afetar a resistência da fibra celulósica (HASAN *et al.*, 2020). Nesse processo, as partes da planta das quais se pretende obter as fibras são mergulhadas em água à temperatura ambiente de 25 °C a 30 °C, por 30 dias em média, com água de cloração com pH entre 5,04 e 7,75; após esse período, lavam-se as fibras com água corrente até eliminação completa da polpa. Esse processo gera fibras de alta qualidade (UDAYA KIRAN *et al.*, 2007), porém consome um período considerável e produz grandes quantidades de águas residuais. O processo de maceração microbiana tem sua eficácia influenciada por diversas variáveis, incluindo duração, temperatura, umidade, concentração do inóculo e outros parâmetros ambientais (ASHIK; SHARMA; GUPHTA, 2018).

Após a maceração, as fibras são secas em temperatura ambiente ou a 60 °C, em estufa, para remover a umidade após recebem tratamento químico (OKAFOR *et al.*, 2022). As fibras, após tratamento químico ou não, passam também por processo de alinhamento por pentes manuais ou mecânicos (LE; PICKERING, 2015), para que

fiquem em apenas uma direção. As fibras que são empregadas curtas e desalinhas em compósitos não são submetidas a um processo de alinhamento (SIMACEK *et al.*, 2022).

As condições de maceração afetam diretamente a morfologia e as propriedades mecânicas da fibra e também ditam os mecanismos de adesão entre as paredes celulares da planta e matrizes termoplásticas ou termofixas (DE MEIJER, 2004). Para a utilização das fibras lignocelulósicas em escala industrial, a extração é um desafio (SADRMANESH; CHEN, 2019).

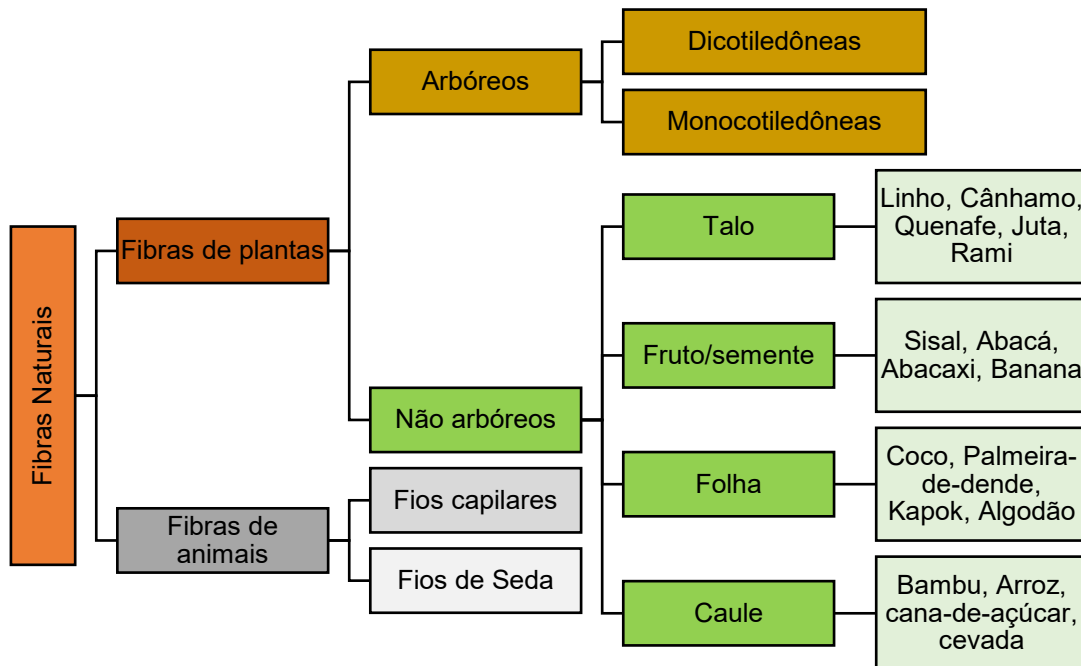
2.1.2 Morfologia e composição

Fibras naturais são constituídas de uma cadeia longa de moléculas conhecidas como macromoléculas (ARAÚJO, 2011). As fibras vegetais são constituídas de microfibrilas de celulose enroladas helicoidalmente e unidas por matriz de lignina. A lignina é responsável, por exemplo, pela resistência do caule. Já a hemicelulose é o agente compatibilizador entre a celulose e a lignina (HANSEN; BJORKMAN, 1998).

As propriedades morfológicas e mecânicas das fibras vegetais são parâmetros fundamentais para a produção de compósitos reforçados por fibras (BOURMAUD *et al.*, 2018), e a composição das fibras varia de acordo com as partes da planta de onde foi elas foram extraídas: raiz, caule, folha, flor, fruto ou semente (JONES *et al.*, 2017; MOKSHINA *et al.*, 2018).

Com base nas partes da planta das quais as fibras são extraídas, elas são classificadas como liberianas, folhas, frutos/sementes e caules (BALLA *et al.*, 2019). Já em uma categoria separada, estão as madeiras monocotiledôneas e dicotiledôneas (RAMESH; PALANIKUMAR, 2017; REDDY, 2010). A Figura 1 contém um fluxograma dessa classificação.

Figura 1 - Classificação das fibras naturais de acordo com sua origem

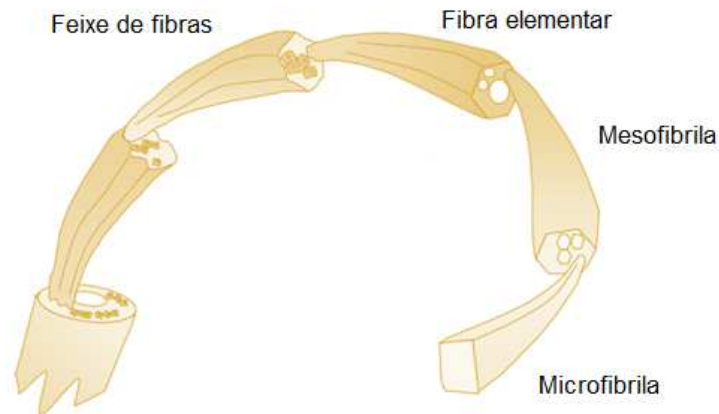


Fonte: Adaptada de Parameswaranpillai *et al.* (2023).

As fibras extraídas do talo das plantas são chamadas de fibras liberianas, e ajudam na sustentação do tecido condutor da seiva. Cada fibra liberiana é uma célula com forma de tubo longo e estreito, formado por cadeias de celulose (AZZINI *et al.*, 1993). Essas fibras, distribuídas ao longo dos caules, formam filamentos que se agrupam em feixes flexíveis (LEE *et al.*, 2020; RICHELLY *et al.*, 2021).

As fibras do talo têm em seu interior feixes de fibras que, por sua vez, são compostos por fibras elementares, que são constituídas por mesofibras, estas são formadas, finalmente, por microfibrilas (SPĀRNIŅŠ, 2009), como encontra-se esquematizado na Figura 2.

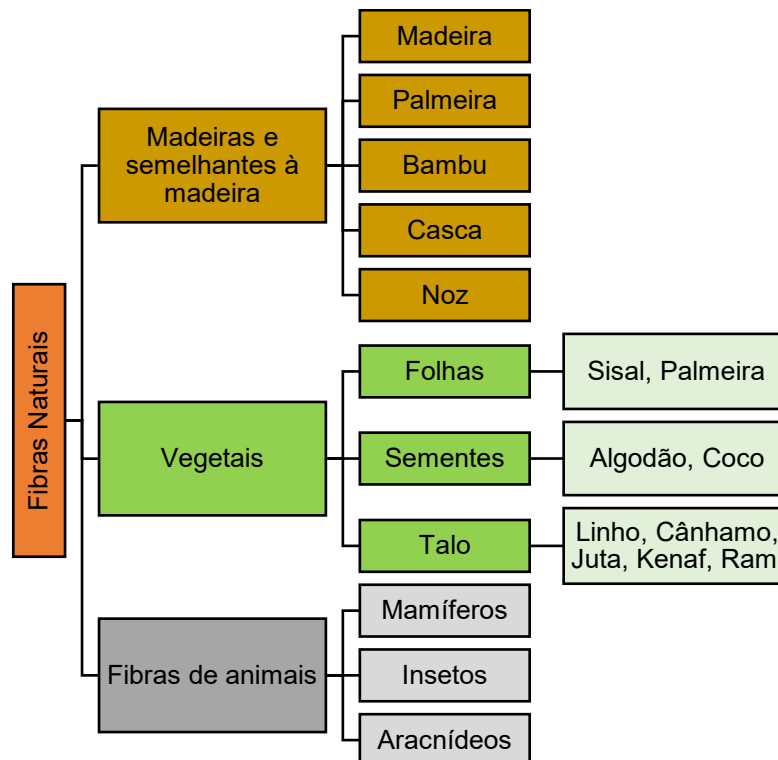
Figura 2 - Composição de fibras lignocelulósicas



Fonte: Adaptada de Bos *et al.* (2004).

As fibras também podem ser separadas como materiais (ASHBY, 2008). Dessa forma, são adicionados na categoria da madeira os materiais semelhantes à madeira (*wood-like*), os quais são o bambu, a palmeira, as sementes ou nozes e a casca (ASHBY, 2008), como apresentado no fluxograma a seguir.

Figura 3 - Classificação de fibras naturais como material



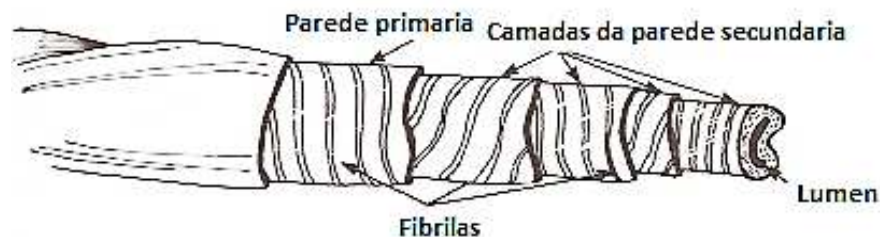
Fonte: Adaptada de Ashby (2008).

Essa classificação considera como base a dependência da celulose para rigidez e resistência mecânica. São leves e, quando testadas com carga paralela à fibra, são rígidas e resistentes. A madeira e materiais semelhantes à madeira têm como característica suas fibras mais curtas em relação às fibras coletadas de folhas e talos de outros vegetais (AZZINI *et al.*, 1993).

Mesmo quando se considera uma parte específica da planta, as fibras encontradas podem variar em termos de diâmetro e outras características físicas de uma espécie de planta para outra (KUMAR, AMMA; THOMAS, 1995). Além das variações entre as espécies, as fibras naturais também apresentam variações no seu diâmetro ao longo de seu comprimento. Isso significa que uma única fibra, isolada de uma planta, tem seu diâmetro não constante ao longo de toda a sua extensão (CHARLET; BALEY; MORVAN, 2007). Assim, de acordo com a parte da planta de onde foi extraída, a função exercida na planta ou a morfologia, a disposição estrutural da fibra e as propriedades mecânicas podem variar.

A morfologia das fibras naturais afeta suas características mecânicas. A parede secundária é responsável por um aumento de 70% no módulo de elasticidade das fibras (BLEDZKI; GASSAN, 1999). A Figura 4 ilustra a disposição das camadas da microestrutura de uma fibra, bem como a variação do ângulo das fibrilas em cada camada.

Figura 4 - Microestrutura de uma fibra



Fonte: Adaptada de Khatri e Jhatial *et al.* (2015).

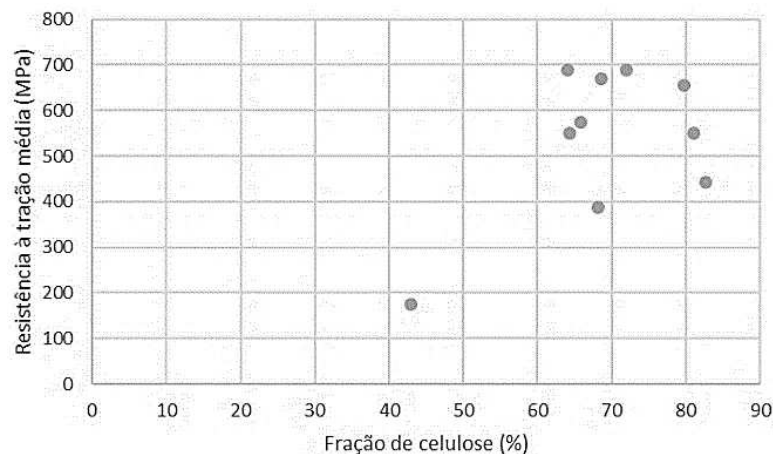
Estudos revelaram que quanto menor a parte interna do lúmen e parede celular secundária, maior é a resistência à tração e o módulo de elasticidade das fibras (FIDELIS *et al.*, 2013; LE; PICKERING, 2015).

A diferença entre fibras verdes e fibras já secas não é significativa em relação ao teor de lignina e celulose, ou seja, não altera as propriedades resistivas (CORRADINI *et al.*, 2009).

As fibras são formadas por diferentes componentes, e suas propriedades gerais são influenciadas pelas características individuais desses componentes. Por exemplo, a hemicelulose é responsável por propriedades como a biodegradação e a absorção de umidade, o que pode afetar a durabilidade e a resistência da fibra em ambientes específicos. Já a lignina pode conferir à fibra resistência ao calor, no entanto é mais suscetível à degradação por radiação ultravioleta (UV), o que pode ser uma preocupação em aplicações ao ar livre ou se expostas à luz solar intensa (ZHIYING *et al.*, 2018). Já um teor mais elevado de celulose pode resultar em maior resistência à ruptura por tração (BLEDZKI; GASSAN, 1999).

Na Figura 5, é possível notar a relação entre resistência à tração e o teor de celulose (BEAKOU, 2008; BLEDZKI; GASSAN, 1999; GEETHAMMA, 1998; TAJ *et al.*, 2011; MOHANTY; MISRA; DRZAL, 2005; ROWELL; ROWELL, 1996).

Figura 5 - Gráfico de dispersão que relaciona resistência à tração e fração de celulose contida nas fibras



Fonte: A própria autora.

De maneira geral, fibras retiradas de partes da planta que têm a função de fornecer suporte em altura tendem a possuir maior teor de celulose e microfibrilas, as quais estão mais alinhadas com a direção longitudinal da fibra e, em razão disso, alcançam melhores propriedades mecânicas (BOURMAUD *et al.*, 2018). Assim, fibras

provenientes de folhas longas e eretas possuem propriedades resistivas próximas às fibras provenientes do caule (IÑIGUEZ-COVARRUBIAS *et al.*, 2001).

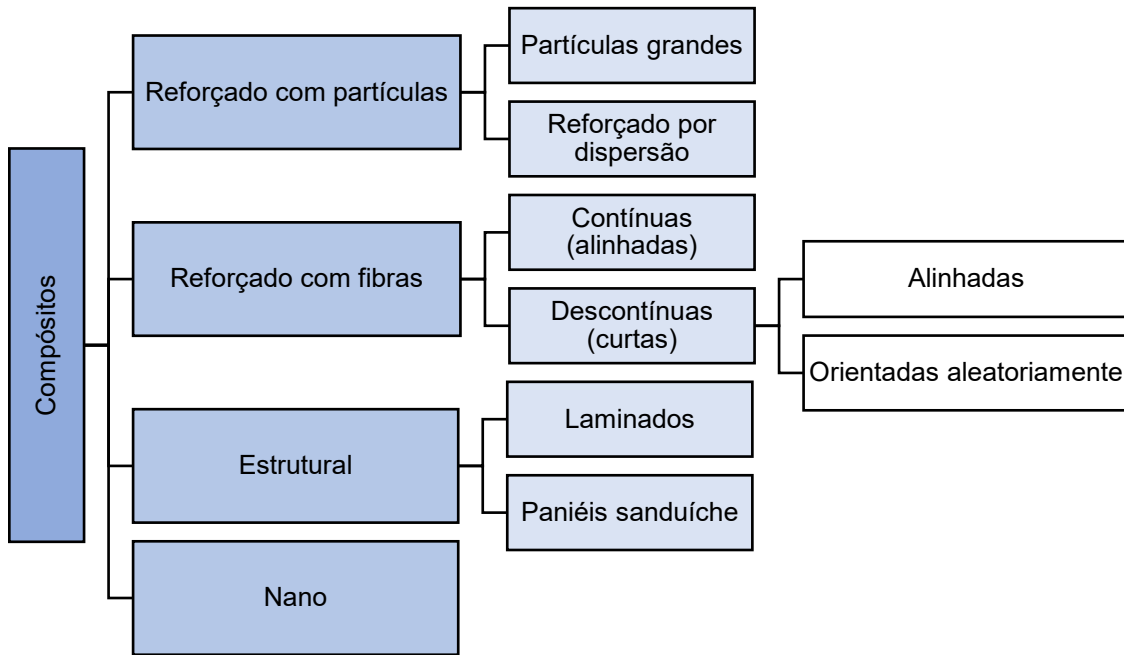
O cálculo de utilização de fibras longas por densidade linear é conhecido como TEX, que é a medida simples da massa de fibras por comprimento, em gramas por quilômetro. Um feixe com 2.400 g/km, por exemplo, é designado como 2.400 kTEX. Há ainda a unidade de medida *yeild*, que, de maneira equivalente ao TEX, mede a gramatura de um tecido por comprimento, neste caso jardas por libra.

Além dessas unidades de medida, existe a unidade Denier, que é equivalente a TEX vezes 9. Para a fabricação industrial, esse tipo de medida é de fácil manipulação, já que, em uma cadeia produtiva, são fabricados rolos de fios de milhares de quilômetros. Para fibras naturais, não há uma cadeia produtiva tão eficiente e rápida. Pode-se observar uma industrialização próxima à de fibras sintéticas apenas com fibras de linho e cânhamo, que tiram proveito das cadeias produtivas de tecidos (SEN; REDDY, 2011; MUZYCZEK, 2020; NEGOIȚĂ *et al.*, 2017; RANALLI; VENTURI, 2004).

2.2 Compósitos reforçados por fibras lignocelulósicas

Materiais compósitos são substâncias formadas por dois ou mais componentes insolúveis entre si, que são combinados para formar um novo material (ASTM 3878, 2023). Esses componentes são escolhidos e combinados de forma a produzir um material com características e propriedades que não são encontradas em nenhum dos materiais constituintes quando estão isolados (NING HU, 2012).

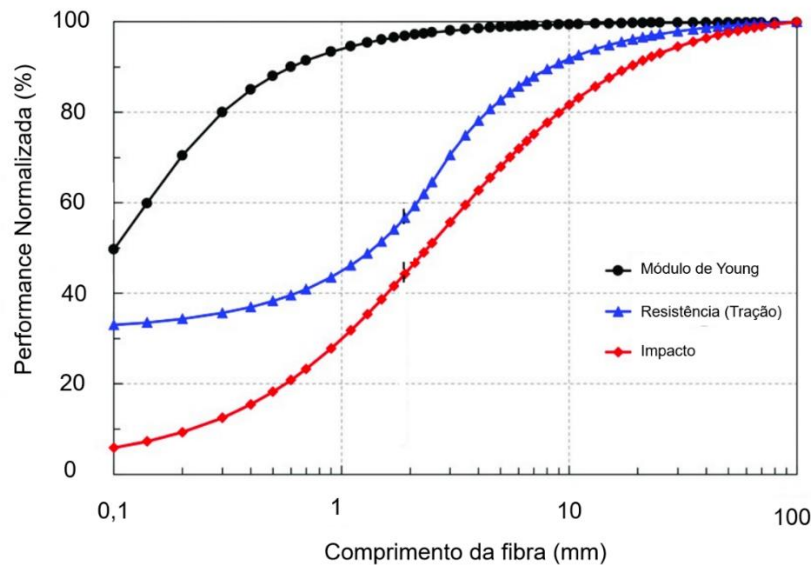
Os compósitos podem ser divididos entre compósitos reforçados com partículas, compósitos reforçados com fibras, compósitos estruturais e nanocompósitos, conforme esquema na Figura 6.

Figura 6 - Esquema de classificação para os vários tipos de compósitos

Fonte: Adaptada de Callister e Rethwisch (2020).

As melhores propriedades mecânicas geralmente podem ser obtidas para compósitos quando a fibra está alinhada paralelamente à direção da carga aplicada, portanto, fibras longas e contínuas demonstram propriedades notavelmente superiores, tais como resistência e módulo de elasticidade elevados (THOMASON, 2023).

Figura 7 - Efeito do comprimento de fibras de vidro em relação à performance: Módulo de Young, Resistência à tração e Impacto.



Fonte: Adaptada de Thomason (2023).

É importante, no entanto, ressaltar que fibras longas apresentam desafios significativos em termos de processamento, pois são mais complexas para se incorporarem aos materiais em comparação com as fibras curtas (HERRERA-FRANCO; DRZAL, 1992).

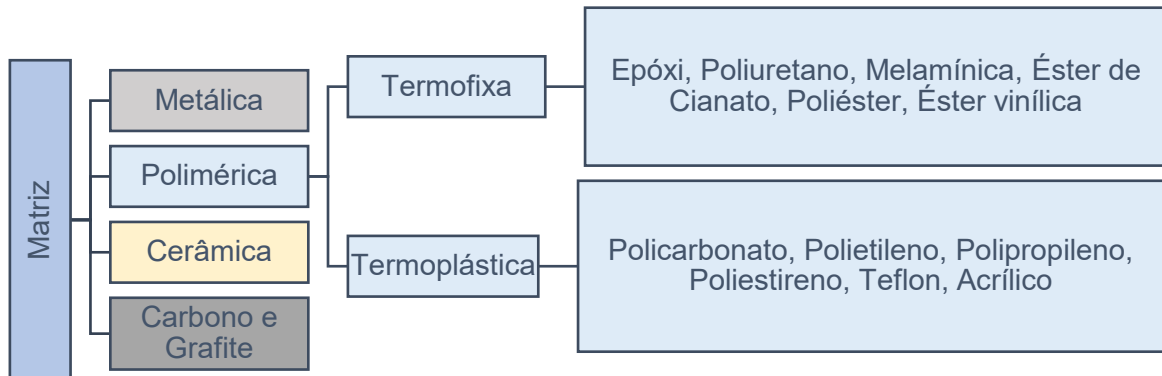
2.2.1 Matriz polimérica termoplástica e termorrígida

O material da matriz desempenha um papel fundamental nas propriedades físicas, químicas e mecânicas do compósito. A matriz polimérica, objeto deste estudo, é geralmente feita de um polímero termoplástico ou termofixo e tem como objetivo agir como uma estrutura de suporte para as fibras de reforço, proporcionando coesão e integridade ao compósito (CHAWLA, 2012).

Polímeros termoplásticos, como polietileno e polipropileno, oferecem flexibilidade e facilidade de processamento, sendo adequados para aplicações em que a conformabilidade é importante (TANZI *et al.*, 2019). Por outro lado, polímeros termofixos, como resinas epóxi e éster vinílica, oferecem excelente resistência química e térmica, o que os tornam ideais para ambientes hostis e aplicações de alta

temperatura (CASE; REIFSNIDER, 2003). Na Figura 8, encontra-se o esquema de classificação de matrizes.

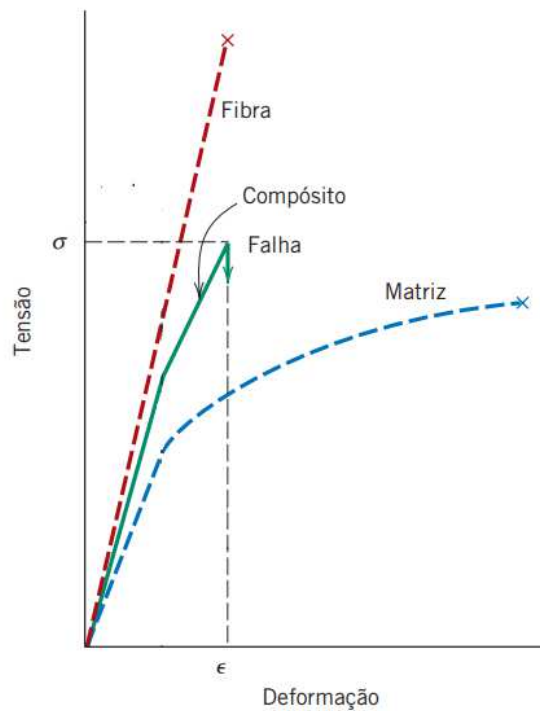
Figura 8 - Esquema de classificação para os vários tipos de matriz



Fonte: Adaptada de Sharma *et al.* (2020) e Callister e Rethwisch (2020).

As matrizes poliméricas devem atender a certos requisitos, como dureza, resistência ao cisalhamento, estabilidade em condições adversas de intempéries e umidade, boa resistência térmica e eficiência de custo. As fibras, por sua vez, devem atender a parâmetros de resistência e elasticidade a fim de reforçar a matriz após sua incorporação. No entanto a eficácia dessa integração depende fortemente da adesão interfacial entre a fibra e a matriz (SHAH; SCHUBEL; CLIFFORD, 2013). A Figura 9 mostra o efeito do reforço da fibra em um compósito comparado à fibra unitária e à matriz pura.

Figura 9 - Efeito do reforço com fibra em um compósito comparativamente à fibra unitária e à matriz pura



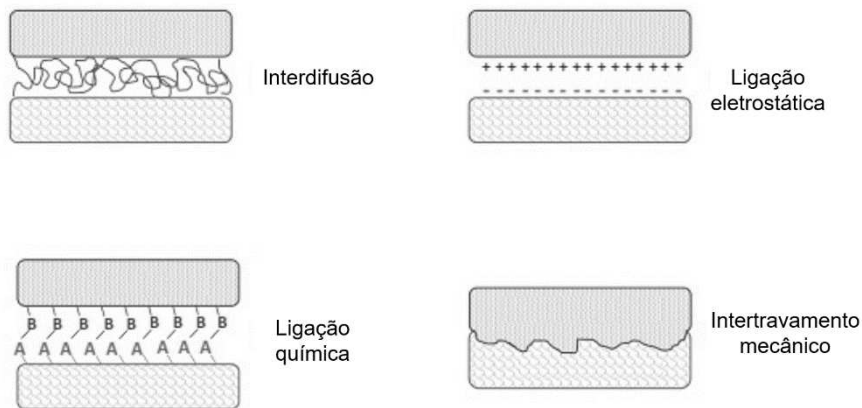
Fonte: Adaptada de Askeland, Fulay e Wright (2010).

A matriz escolhida tem um papel fundamental nas propriedades mecânicas do compósito devido à sua capacidade de aderir à fibra e transferir tensões. A compatibilidade interfacial, ou a adesão da fibra à matriz, é de importância fundamental para a eficácia do compósito (TAJ *et al.*, 2006). Uma matriz inadequada pode resultar em delaminação e falhas prematuras do material.

A integração de fibras em matrizes poliméricas é uma estratégia significativa para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais compósitos. As resinas termorrígidas são, em sua maioria, líquidas e têm baixa temperatura de fusão para o estado líquido (LOOS, 2014). Portanto, quando utilizadas em fibras naturais, oferecem vantagens em relação às resinas termoplásticas, devido à sua fácil aplicação em temperatura ambiente e sua capacidade de fluir pela superfície rugosa das fibras naturais (PICKERING; EFENDY; LE, 2016).

Existem alguns tipos de adesão que unem a matriz à sua fibra de reforço. Esses mecanismos têm origens físicas, químicas e mecânicas. A Figura 10 apresenta esquemas de como os mecanismos de adesão ocorrem.

Figura 10 - Mecanismos de adesão entre fibra e matriz



Fonte: Adaptada de Zhou, Fan e Chen (2016).

Na adesão mecânica, ou intertravamento mecânico, o adesivo penetra nos poros e nas cavidades da superfície, estabelecendo uma ligação física (RAO; ZHOU; FAN, 2018). Um exemplo comum dessa adesão é o fecho de velcro (MARSHALL *et al.*, 2010).

Já a interdifusão ocorre devido às forças intermoleculares entre o adesivo e a superfície a que se adere, incluindo ligações covalentes e forças de Van der Waals (CALLISTER, 2006, p. 558).

Na ligação eletrostática ou covalente, a fibra e a matriz compartilham elétrons; esse tipo de ligação é mais forte em matrizes termorrígidas. (AHN *et al.*, 2022; EBNESAJJAD, 2011).

A ligação química ocorre quando ligações atômicas e iônicas, como ligações covalentes C – O – C, C – Si e Si – O – C são criadas entre a matriz e a fibra.

2.2.2 A influência da proporção em volume de fibras

Para compósitos estruturais, é essencial que o volume de fibras exceda o volume mínimo ou crítico, volumes inferiores não proporcionam resistência suficiente e podem resultar em perda de resistência do compósito devido à incorporação de ar entre as fibras e a matriz (SHAH *et al.*, 2014).

Assim, as propriedades mecânicas tendem a melhorar com o aumento do volume de fibras. No entanto o aumento do teor de fibras encontra limitações de

fabricação, como porosidade e problemas de interface de adesão (PICKERING; EFENDY; LE, 2016).

A Tabela 1 relaciona alguns compósitos poliméricos reforçados por fibras lignocelulósicas e seus resultados de resistência à tração (ft) e módulo de elasticidade (E). Os dados foram organizados em relação à sua resistência à tração (ft), do maior para o menor resultado. Notadamente, os compósitos reforçados por linho e juta obtiveram os melhores resultados de resistência.

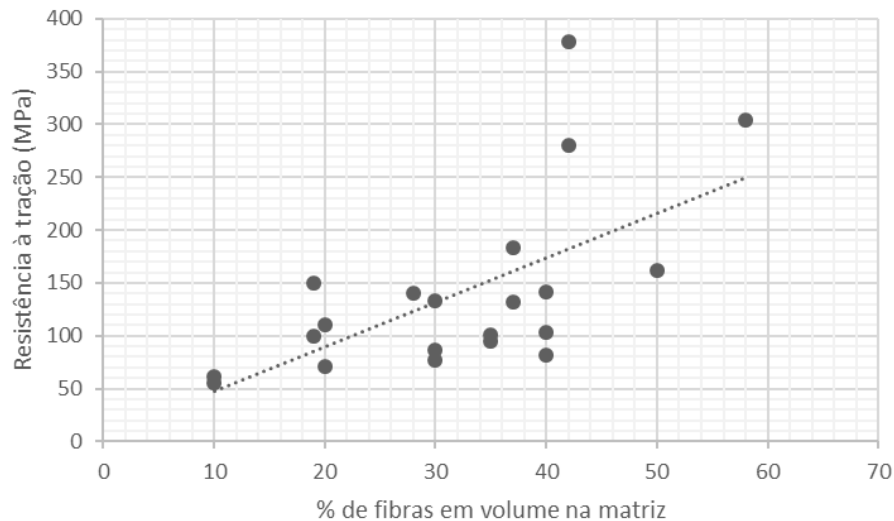
Tabela 1 - Compósitos organizados de maneira decrescente quanto à resistência à tração

Fibra	Matriz	Volume de fibra (%)	ft (MPa)	E (GPa)	Referência
Linho	Epóxi	42	378	39,9	Beats <i>et al.</i> (2011)
Linho	Poliéster	58	304	29,9	Hughes <i>et al.</i> (2007)
Linho	Epóxi	42	280	35,0	Oksman (2001)
Sisal	Epóxi	37	183	15,0	Pickering; Efendy; Le (2016)
Juta	Poliéster	50	162	5,6	Laranjeira (2006)
Linho	Poliéster	19	150	6,5	Charlet <i>et al.</i> (2010)
Juta	Poliéster	40	142	5,6	Laranjeira (2006)
Juta	Poliéster	30	133	4,8	Laranjeira (2006)
Linho	Epóxi	37	132	15,0	Pickering; Efendy; Le (2016)
Juta	Poliéster	20	110	3,5	Laranjeira (2006)
Curauá	Poliéster	40	103	2,3	Beats <i>et al.</i> (2011)
Linho	Ester vinílica	35	101	13,7	Amiri (2015)
Juta	Epóxi	19	100	8,2	Virk <i>et al.</i> (2012)
Curauá	Epóxi	35	95	1,3	Lopes (2011)
Curauá	Poliéster	30	87	2,3	Lopes (2011)
Kenaf	Ácido Polilático	40	82	8,0	Pickering; Efendy; Le (2016)
Cânhamo	Ácido Polilático	30	77	10,0	Pickering; Efendy; Le (2016)
Curauá	Poliéster	20	71	1,9	Lopes (2011)
Curauá	Poliéster	10	62	2,0	Lopes (2011)
Juta	Poliéster	10	56	3,5	Laranjeira (2006)

Fonte: A própria autora.

A Figura 11 apresenta o gráfico que relaciona os resultados obtidos pelos autores citados na Tabela 1, referentes à resistência à tração em função do teor de fibras.

Figura 11 - Relação entre resistência à tração e porcentagem de fibras na matriz polimérica de diversas fibras



Fonte: A própria autora.

Logo, compósitos de matriz epóxi com fibras lignocelulósicas demonstram melhora na sua resistência em relação ao teor de fibra, apesar da fraca interface fibra-matriz (LOPES, 2011).

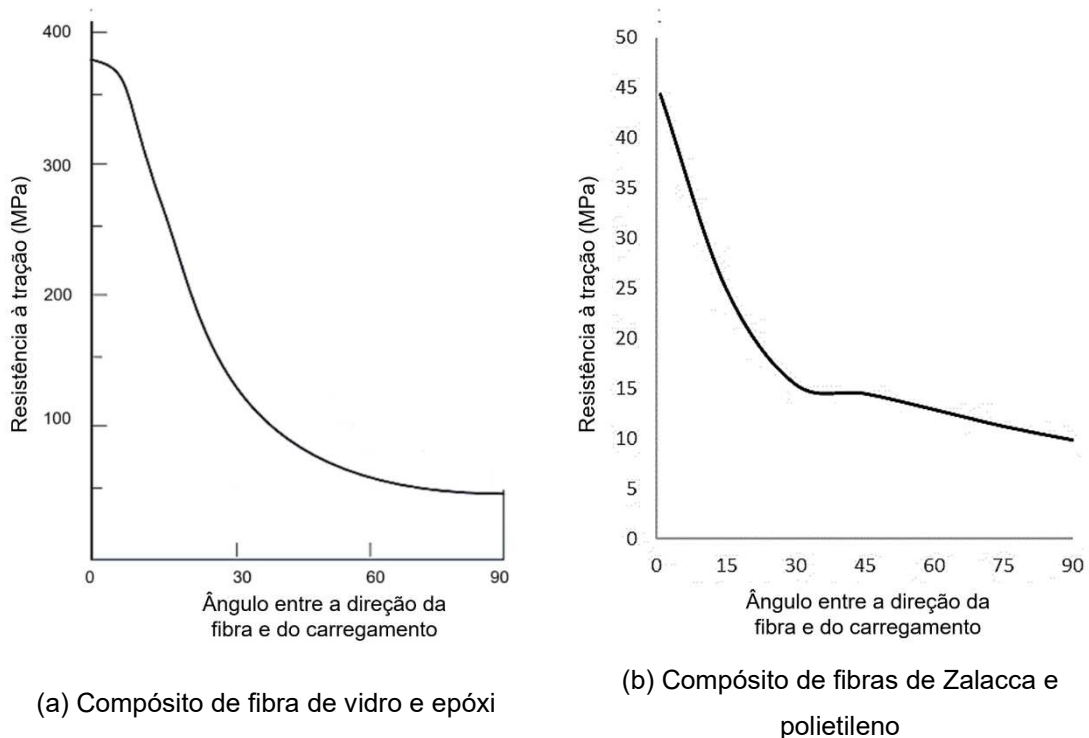
2.2.3 A influência da orientação das fibras

As fibras de reforço apresentam disposição de acordo com o seu uso, elas podem estar em feixes paralelos em uma única direção; entrelaçadas em várias direções em forma de tecidos; desorientadas ou aleatórias; em camadas isoladas; ou em várias lâminas (CALLISTER, 2016).

A resistência de um compósito ortotrópico também demonstra uma forte dependência de sua orientação estrutural (HILL, 1964; AZZI; TSAI, 1965). Quando se alinham todas as fibras na mesma direção da carga aplicada, o compósito alcança sua melhor performance (NORMAN; ROBERTSON, 2003; BASARUDDIN, 2009; ASKELAND; FULAY; WRIGHT, 2010).

No entanto, quando se posicionam as fibras a 90° em relação à direção da carga, o desempenho do compósito é comprometido, resultando em seu pior desempenho (ASKELAND, 2016). Esse efeito é notado tanto para fibras sintéticas quanto para fibras lignocelulósicas. A resistência decai em até 80%, e o módulo de elasticidade, em 60% (LASIKUN *et al.*, 2018). A Figura 12 apresenta a relação entre ângulo da fibra e resistência.

Figura 12 - Efeito da orientação de fibras na resistência à tração de compósitos reforçados



Fonte: Adaptada de Askeland, Fulay e Wright (2016); Lasikun *et al.* (2018).

É mais difícil obter alinhamento com fibras naturais do que com fibras sintéticas contínuas (PICKERING; EFENDY; LE, 2016). Lembrando que as fibras naturais podem apresentar diferença no diâmetro da fibra ao longo do seu comprimento (CHARLET; BAILEY; MORVAN, 2007), e este fator pode afetar a resistência final do compósito (VIRK; HALL; SUMMERSCALES, 2010).

Estudos mostram que a resistência à tração de compósitos com fibras naturais orientadas a 90° é, em média, apenas 10% da resistência à tração a 0° (LARANJEIRA *et al.*, 2006).

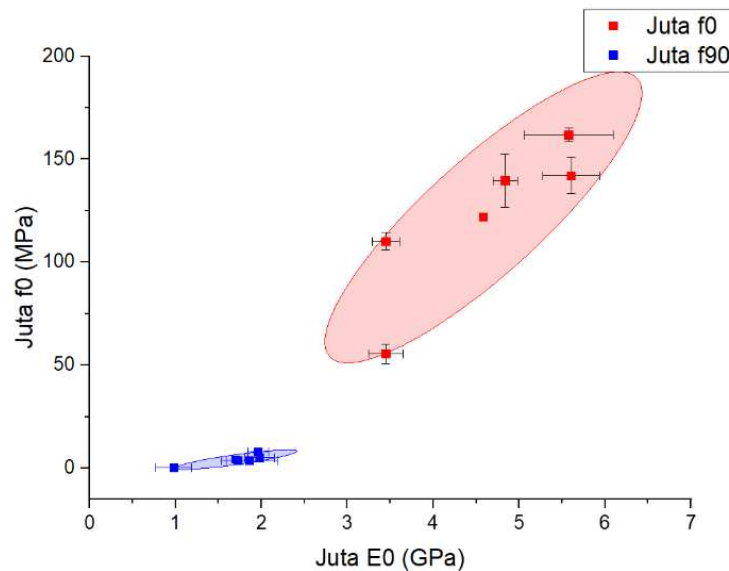
Fibras lignocelulósicas têm propriedades anisotrópicas. O módulo de elasticidade longitudinal para a juta, por exemplo, foi estimado em sete vezes o valor

do módulo transversal (MADSEN; LILHOLT, 2003). Quando adicionadas como reforço, produzem compósitos também anisotrópicos (HABIBI; LAPERRIERE; HASSANABADI, 2018).

A resistência à tração a 0° em relação à tração a 90° , em materiais isotrópicos reforçados por fibras isotrópicas alinhadas, tem o comportamento anisotrópico reduzido quando comparado a compósitos reforçados por fibras anisotrópicas.

À medida que se adicionam fibras anisotrópicas ao compósito, mais acentuada é a variação da resistência à tração entre 0° e 90° (LARANJEIRA *et al.*, 2006). A Figura 13 mostra esse efeito.

Figura 13 - Efeito da orientação de fibras de juta a 0° e 90° na resistência à tração de compósitos reforçados com proporções volumétricas de fibra variando de 0% a 50%



Fonte: Adaptada de Laranjeira *et al.* (2006)

A anisotropia de compósitos de fibra natural é bastante similar ao comportamento anisotrópico da madeira, na qual a resistência à tração a 90° é de apenas 2% da resistência à tração a 0° , em uma madeira sem defeitos.

2.2.4 A influência do tratamento químico

As fibras naturais, cada vez mais utilizadas em materiais compósitos, podem ser tratadas para melhorar a adesão aos materiais da matriz. A adesão química, incluindo ligações atômicas e iônicas, são melhoradas após a aplicação de tratamentos com silano em compósitos de fibra natural (RAO; ZHOU; FAN, 2018).

As propriedades mecânicas dos compósitos reforçados com fibras naturais dependem em grande parte de: constituintes, polaridade, matriz e adesão interfacial entre matriz e fibras (GANESH; REKHA, 2013).

As propriedades das fibras naturais, como a hidrofiliabilidade, limitam sua compatibilidade com materiais hidrofóbicos, resultando frequentemente em uma ligação interfacial fraca e propriedades mecânicas reduzidas no compósito (AZIZ; ANSELL, 2004; GOWDA *et al.*, 1999).

O tratamento alcalino ou mercerização, por exemplo, remove impurezas e dissolve parcialmente a lignina e a hemicelulose, aumentando a rugosidade da superfície e expondo mais celulose. A introdução de mais grupos reativos, como grupos hidroxila, melhoram a ligação química com a matriz (HUGHES; CARPENTER; HILL, 2007; MITTAL, 2016; PIL *et al.* 2016; VAN DE WEYENBERG *et al.* 2003; YAN; CHOUW; JAYARAMAN, 2014).

O tratamento com silano, por outro lado, envolve o uso de agentes de acoplamento, que formam ligações covalentes com a superfície da fibra e reagem com a matriz, criando uma ponte entre elas.

A acetilação reduz a hidrofiliabilidade das fibras, substituindo grupos hidroxila por grupos acetila, o que melhora a compatibilidade com matrizes hidrofóbicas (TAJ *et al.*, 2006).

É notado que tratamentos mais leves ("*Green fibres*") produzem fibras que exibem comportamento mecânico linear, indicando sua menor susceptibilidade a danos ou deformações permanentes sob tensão. Em contraste, as fibras mais processadas ("*Cottonized fibres*") apresentam ambos os comportamentos linear e não linear, o que pode ser interpretado como uma indicação de maior complexidade na sua resposta mecânica (ASLAN *et al.*, 2011).

A espectroscopia FTIR é uma das técnicas utilizadas para avaliar o impacto dos tratamentos alcalinos nas fibras naturais, com ênfase nas propriedades adesivas das

superfícies. O pico no gráfico FTIR em 1.730 cm^{-1} , comum para fibras naturais não tratadas, é reduzido com tratamento alcalino, sugerindo a remoção de hemicelulose e lignina. Observa-se, então, que as propriedades de superfície são alteradas após tratamento, melhorando a adesão em aplicações de materiais compósitos (SGRICCIA; HAWLEY; MISRA, 2008; OUAJAI; SHANKS, 2005; MWAIKAMBO; ANSELL, 2002).

Em relação à Resistência à Flexão e Módulo de Elasticidade na flexão, há diferenças entre as fibras tratadas e não tratadas nos resultados finais. Agentes de acoplamento podem ser usados com sucesso em fibras naturais bem como tratamentos químicos, com destaque para tratamento álcali-silano, que demonstram melhorar as propriedades de flexão significativamente (SOOD; DWIVEDI, 2017).

2.2.5 Método de fabricação

Uma grande variedade de diferentes técnicas é empregada na conformação dos materiais poliméricos. O método usado para um polímero específico depende de diversos fatores, sendo eles: o tipo de matriz, a estabilidade atmosférica do material que está sendo conformado, a geometria e o tamanho do produto acabado (CALLISTER, 2006).

Os métodos de fabricação mais comuns para compósitos reforçados com fibras naturais incluem infusão a vácuo, moldagem por compressão, moldagem por transferência de resina, entre outros (HUGHES; CARPENTER; HILL, 2007; OKSMAN, 2001; PHILLIPS *et al.*, 2013; VAN DE WEYENBERG *et al.*, 2003; YAN; CHOUW; JAYARAMAN, 2014).

As fibras naturais encontram desafios específicos durante a moldagem por injeção. O formato e o tamanho irregulares dessas fibras, além de sua textura áspera de superfície, podem levar a problemas com o fluxo do polímero em máquinas de moldagem por injeção. Essa questão não afeta apenas a eficiência do processo de fabricação mas também pode levar a defeitos como bolhas.

Fibras de linho, por exemplo, dispostas paralelamente, tiveram sua impregnação a vácuo analisada em relação à pressão aplicada. Houve melhora no módulo de

elasticidade para pressões de vácuo maiores, afirmando a importância da pressão na impregnação da matriz à fibra (ASLAN *et al.*, 2011)

2.3 Fibra de *Dracaena Trifasciata*

A Espada-de-São-Jorge, de nome científico *Sansevieria trifasciata* (LU; MORDEN, 2014) reclassificada e renomeada como *Dracaena Trifasciata* (TAKAWIRA-NYENYA; THIEDE; MUCINA, 2021), é uma planta originária da África, sendo encontrada em regiões que abrangem desde a Nigéria até a Tanzânia. Além de sua notável beleza ornamental e habilidade de purificar o ar (TINGGI, 2018; KAUR, 2023), a espécie *Dracaena* possui um alto valor econômico marcado pela diversidade de híbridos e variedades. Sua variedade mais comercializada, a *Dracaena Trifasciata* (DT), conta com pelo menos 20 cultivares distintos ao redor do mundo. Pesquisas genéticas indicam que, apesar das diferenças morfológicas entre esses cultivares, não há uma grande divergência evolutiva dentro da espécie, sugerindo um gênero monofilético (TALLEI *et al.*, 2016).

Adicionalmente, a DT é reconhecida pelo uso de sua fibra forte e branca em produtos como cordas, roupas e linhas de pesca, devido à sua alta resistência (SATHISHKUMAR, 2016). É frequentemente cultivada em jardins ou vasos, sendo uma escolha popular para decoração tanto em parques quanto em residências (TINGGI, 2018).

A DT também é como uma planta invasora de ecossistemas devido ao seu crescimento rápido em diversos tipos de solo e sua capacidade de prosperar tanto em áreas ensolaradas quanto sombreadas. Como resultado de sua adaptação a uma ampla variedade de habitats, com necessidade mínima de cuidados, é uma planta popular em diversas partes do mundo (TALLEI *et al.*, 2016).

A fibra obtida a partir das folhas de DT é uma descoberta recente e promissora para a produção de compósitos reforçados com fibras (ADENIYI; ADEOYE; IGHALO, 2020). A fibra de DT possui várias vantagens, incluindo baixo custo e ampla disponibilidade, além de uma relação comprimento *versus* diâmetro consideravelmente elevada em comparação com a maioria das fibras naturais (KANIMOZHI, 2011).

2.3.1 Obtenção das fibras de DT

Existem várias técnicas para extrair a fibra de DT de sua polpa. Entre essas técnicas, a raspagem manual e o processo de maceração são os mais comuns (ADENIYI *et al.*, 2019).

Na maceração em água, as folhas de DT são submersas em água por 10 dias (KANIMOZHI,2011), 14 dias (VEGA; TAVARA, 2018), 21 dias (WOLELA, 2019) ou 30 dias (THANESH *et al.*, 2017), nesse processo, não há inserção de bactérias ou fungos. Após esse período, as folhas submersas são retiradas da água estagnada, lavadas e secas ao sol por um período de 5 a 7 horas.

A adição de bactérias, como *Bacillus megaterium*, na maceração microbiana em meio aquoso, aprimora e reduz o tempo do processo (HASAN *et al.* 2020; CARDIM, 2022). Empregando esse método, as fibras podem também receber o tratamento químico em solução alcalina de NaOH a 5% em uma proporção de 25:1 de solução para folha, a uma temperatura de 70 °C por 1 hora (WOLELA, 2019) ou tratamento químico em solução alcalina de NaOH a 3% em uma proporção de 100:1 de solução para folha, a uma temperatura de 100 °C por 2 horas (SHIEDDIEQUE *et al.*, 2018).

A Tabela 2 destaca diferentes métodos de extração mencionados na literatura. Observa-se que a maceração aquática e a decorticação são as técnicas mais empregadas.

Tabela 2 - Processos de obtenção de fibras de DT

Extração de Fibra	Referência
Maceração aquática	Abraal e Kenedy (2015)
Decorticação	Hariharashayee <i>et al.</i> (2018)
Decorticação	Pradipta <i>et al.</i> (2017)
Extração manual	Rwawiire <i>et al.</i> (2014)
Maceração aquática	Rwawiire e Tomkova (2015)
Maceração aquática	Sathishkumar <i>et al.</i> (2012)
Decorticação	Sathishkumar <i>et al.</i> (2013)
Maceração aquática	Shieddieque <i>et al.</i> (2018)
Maceração aquática	Thanesh <i>et al.</i> (2017)
Decorticação	Nurzain <i>et al.</i> (2018)

Fonte: Adaptada de Adeniyi, Adeoye e Ighalo (2020).

Atualmente, os métodos de obtenção mencionados não são tão comuns para fibras utilizadas em tecidos de vestuário, uma vez que estas fibras já possuem processos de produção mecanizados devido à sua aplicação industrial.

Subsequentemente à maceração, as fibras são submetidas a um processo de secagem, que pode ocorrer à temperatura ambiente ou em estufa a 60 °C, com o objetivo de eliminar a umidade residual.

2.3.2 Propriedades químicas da fibra elementar

A fibra de DT possui teor de lignina relativamente baixo (ADENIYI *et al.*, 2020) se comparada com outras fibras de folhas longas, como o abacaxi (KANIMOZHI, 2011). Esse aspecto sugere uma melhor aderência a matrizes poliméricas, sem a necessidade de processos químicos extensos.

A análise por FTIR identificou bandas associadas aos grupos funcionais na fibra, como celulose, hemicelulose e grupos carbonila (RWAWIIRE; TOMKOVA, 2015; VEGA; TAVARA, 2018; WOLELA, 2019). A Tabela 3 relaciona os teores de hemicelulose, celulose, lignina e umidade encontrados na literatura.

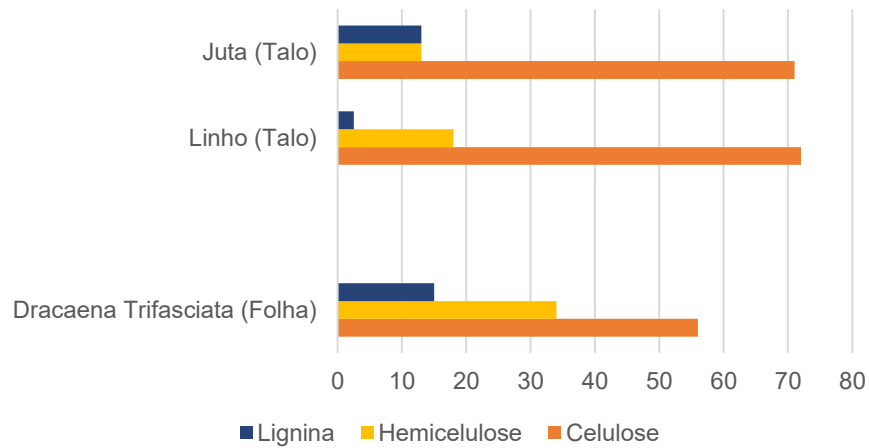
Tabela 3 - Teores de hemicelulose, celulose e lignina de fibras de DT

Hemicelulose	Celulose	Lignina	Umidade	Referência
-	58,10	15,04	-	Yusnimar <i>et al.</i> (2022)
34,00	56,00	6,00	-	Mardiyati <i>et al.</i> (2016)
23,76	39,97	28,04	11,52	Vega e Tavara (2018)
19,44	40,91	14,82	-	Widodo <i>et al.</i> (2024)

Fonte: A própria autora.

Quando comparada às fibras de linho e juta, conhecidas como fibras de resistência alta, a fibra de DT tem teores de lignina, hemicelulose e celulose próximos. A Figura 14 apresenta graficamente essa relação.

Figura 14 - Diferença da composição química da fibra de DT em relação à juta e ao linho



Fonte: Adaptado de Laranjeira *et al* (2006)

Relações comparativas entre propriedades químicas de fibras lignocelulósicas são valiosas para prever o comportamento mecânico de fibras não conhecidas.

2.3.3 Tratamento químico

Diversos tratamentos químicos têm sido aplicados em fibras de DT para melhorar suas propriedades e adequá-las a diferentes usos. Nesse contexto, a mercerização surge como um dos tratamentos mais utilizados e testados para as fibras de DT, destacando-se por sua eficácia na melhoria das características dessas fibras. A Tabela 4 relaciona os tratamentos realizados em fibras de DT de acordo com a literatura.

Tabela 4 - Tipos de tratamento já utilizados na fibra de DT encontrados na literatura

Tratamento	Referência
Mercerização	Abraal e Kenedy (2015)
Oxidação	Hariharashayee <i>et al.</i> (2018)
Mercerização e Tratamento ácido	Pradipta <i>et al.</i> (2017)
Mercerização	Sameer <i>et al.</i> (2015)
Múltiplo	Sathishkumar <i>et al.</i> (2013)
Mercerização	Shieddieque <i>et al.</i> (2018)
Mercerização	Sankar <i>et al.</i> (2014)
Mercerização	Mardiyat <i>et al.</i> (2023)

Fonte: A própria autora.

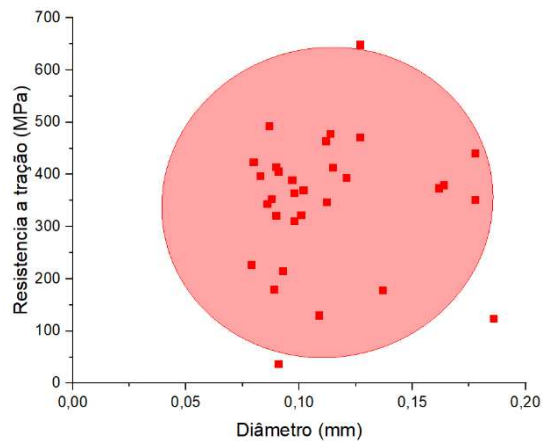
A mercerização em solução aquosa tem efeito positivo nas características da fibra (OKAFOR *et al.*, 2022), pois aumenta a pureza da celulose removendo lignina e hemicelulose (MARDIYAT *et al.*, 2023). A fibra, contudo, sofre redução de 10% do diâmetro após o tratamento químico, sendo esse efeito indesejável para compósitos de fibras naturais (VEGA; TAVARA, 2018).

2.3.4 Propriedades mecânicas

As fibras de DT apresentam aspectos morfológicos específicos da superfície, como a presença de cristas paralelas conectadas por nós intermediários ao longo do comprimento da fibra (RWAWIIRE; TOMKOVA, 2015). Tais aspectos morfológicos são importantes, pois contribuem para uma maior resistência à ruptura, maior módulo de elasticidade e menor deformação das fibras (ADENIYI *et al.*, 2020; MOHAMMED; ABDULLAH, 2019). Observa-se, ainda, a presença de um lúmen oco, que sugere aplicações em isolamento acústico e térmico (RWAWIIRE; OKELLO; HABBI, 2014), e que as fibras de DT apresentam diâmetro superior em relação a outras fibras comumente utilizadas (KANIMOZHI, 2011).

A Figura 15 mostra o gráfico produzido a partir dos resultados sobre a resistência à tração e o diâmetro da fibra unitária, obtidos com a utilização do ensaio prescrito na norma ASTM C1557 (2020).

Figura 15 - Resultados de resistência à tração da fibra unitária em relação ao diâmetro

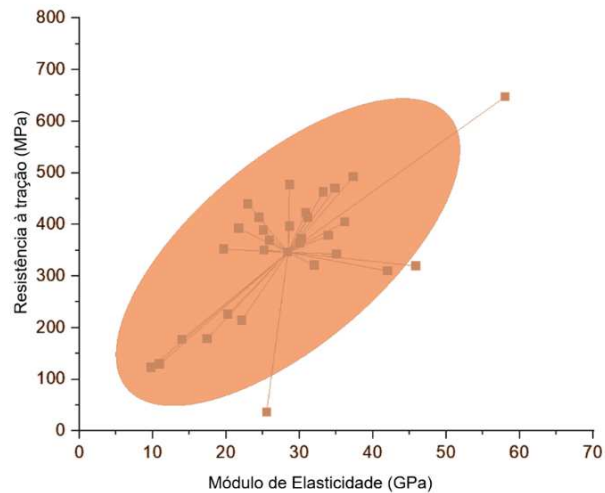


Fonte: Dados de Cardim, Ortenzi e Minillo (2022).

Não se observa uma relação significativa entre o diâmetro das fibras e sua resistência à tração. Fibras que desempenham um papel de suporte na planta, como as fibras liberianas e as fibras de folhas longas e eretas, possuem lúmen oco, portanto, seu maior diâmetro não tem relação direta com a resistência à tração.

O módulo de elasticidade, por outro lado, tem uma relação direta com a resistência à tração, indicando que fibras mais resistentes tendem a ter um módulo de elasticidade mais elevado (Figura 16). Essa é uma propriedade desejável em materiais, pois um módulo de elasticidade maior pode resultar em rupturas mais dúcteis. Isso contribui para a segurança dos compósitos finais reforçados por essas fibras.

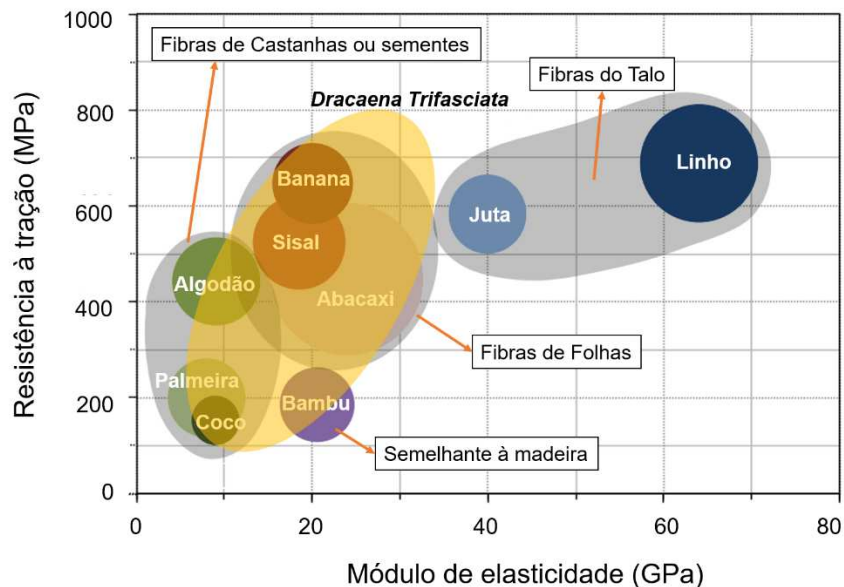
Figura 16 - Resultados de resistência à tração da fibra unitária em relação ao módulo de elasticidade



Fonte: Adaptada de Cardim (2022).

Em uma análise dos parâmetros mecânicos da fibra de DT, é importante reconhecer a relevância da resistência à tração *versus* módulo de elasticidade na formulação de compósitos reforçados por fibras lignocelulósicas. Para uma avaliação comparativa, a fibra de DT pode ser contrastada com fibras previamente empregadas em compósitos poliméricos. A Figura 17 fornece uma análise dos resultados obtidos para as fibras de DT em relação às fibras empregadas em compósitos.

Figura 17 - Resultados de resistência à tração da fibra unitária em relação ao módulo de elasticidade de diversas fibras e fibras de DT



Fonte: Adaptada de Shah (2014).

As propriedades da fibra de DT são comparáveis a fibras derivadas de folhas, como o sisal. Mesmo com a variabilidade de dimensões da fibra de DT, esta é semelhante às fibras de folha e fibras semelhantes à madeira. A Tabela 5 apresenta dados da literatura, por meio dos quais é possível notar a variabilidade nas propriedades mecânicas das fibras de DT.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas da fibra unitária de DT encontradas na literatura

$\Phi(\mu\text{m})$	ft (MPa)	E (GPa)	$\varepsilon(\%)$	ρ (g/cm ³)	Referência
80-120	349	15	2,3	1,42	Rwawiire e Tomkova (2015)
112-128	-	-	2,1	-	Kanimozhi (2011)
92-106	-	-	2,6	-	Wolela (2019)
-	647-902	-	-	-	Mardiyati <i>et al.</i> (2016)
51	-	-	3,3	-	Kant <i>et al.</i> (2015)
-	345	21	9,6	-	Ramanaiah <i>et al.</i> (2011)
45-250	279	10	2,9	-	Sathishkumar <i>et al.</i> (2012)
64	-	-	-	-	Shieddieque <i>et al.</i> (2018)
42-113	-	-	-	-	Vega e Tavera (2018)
100-120	-	-	-	-	Sankar (2014)
-	605	27	2,0	1,29	Mardiyat <i>et al.</i> (2023)
231	483	4	-	1,16	Widodo <i>et al.</i> (2024)

Fonte: A própria autora.

Quando se trata de resistência específica e módulo de elasticidade específico da fibra, ou seja, sua resistência (ft) e módulo de elasticidade (E) divididos pela densidade, a variabilidade desses valores tendem a reduzir.

2.3.5 Propriedades mecânicas do compósito de fibra de *Dracaena Trifasciata*

A Tabela 6 apresenta compósitos fabricados com fibras de DT alinhadas como reforço de diversas matrizes. A variedade de métodos de fabricação de compósitos com fibras de DT reflete a diversidade e a adaptabilidade dessas fibras no *design* de compósitos. Desde o uso de polipropileno em prensas quentes até a aplicação de poliéster em processos de moldagem por compressão, cada técnica oferece *insights* únicos sobre como otimizar a incorporação da fibra de DT em diferentes matrizes para alcançar propriedades desejadas.

Tabela 6 - Métodos de fabricação de compósitos com fibras de DT alinhadas e contínuas

Matriz	Processo de Fabricação	Referência
Polipropileno	<i>Hand lay up</i> e prensa aquecida	Abraal e Kenedy (2015)
Epóxi	<i>Hand lay up</i> e moldagem por compressão	Hariharashayee <i>et al.</i> (2018)
PVC	<i>Casting</i>	Pradipta <i>et al.</i> (2017)
Epóxi	<i>Casting</i>	Rwawiire, Okello e Habbi, (2014)
PVC	<i>Hand lay up</i> e prensa fria por 12 horas	Sameer <i>et al.</i> (2015)
Poliéster	<i>Hand lay up</i> e prensa fria por 8 horas	Sathishkumar <i>et al.</i> (2012)
Poliéster	<i>Hand lay up</i> e prensa fria por 4 horas a 35 toneladas métricas (à temperatura ambiente)	Sathishkumar <i>et al.</i> (2013)
Polipropileno	<i>Hand lay up</i> e prensa quente a 240 °C, 10 min. e 140 barras	Shieddieque <i>et al.</i> (2018)
Poliéster	<i>Hand lay up</i> e moldagem por compressão à temperatura ambiente por 24 horas	Thanesh <i>et al.</i> (2017)
HDPE-Borracha	Mistura mecânica e prensa quente a 145 °C	Zakaria <i>et al.</i> (2018)
Poliéster	<i>Hand lay up</i>	Sankar <i>et al.</i> (2014)

Fonte: Adaptada de Adeniyi *et al.*, 2020.

É importante destacar a escassez de estudos focados em compósitos reforçados por fibras longas de DT. A literatura disponível tende a concentrar-se em fibras curtas e desorientadas.

Os estudos existentes que exploram fibras longas DT seguem normas estabelecidas para ensaios de tração em compósitos reforçados por fibras sintéticas. Essas normas estipulam a fabricação de corpos de prova moldados com fibras dispostas ao longo das direções 0° e 90° em relação à maior dimensão da amostra. Durante os ensaios, a tensão é aplicada na direção paralela à maior dimensão do corpo de prova. Os corpos de prova são ensaiados em uma máquina universal de ensaios com o objetivo de identificar a resistência máximas e módulo de elasticidade, além de coeficiente de Poisson.

A Tabela 7 apresenta os resultados de estudos que investigaram compósitos reforçados por fibras de DT alinhadas.

Tabela 7 - Propriedades mecânicas para compósitos de fibra de DT contínuas alinhadas unidirecionalmente com diversas matrizes encontradas na literatura com teores variados

Matriz	Resistência à tração f_{t0} (MPa)	Módulo de Elasticidade E_{ft0} (GPa)	Resistência à Flexão f_{b0} (MPa)	Módulo de Elasticidade E_{fb0} (GPa)	Densidade ρ (g/cm ³)	Referência
Poliéster	39,97 ±4	-	94,20±7,7	-	-	Hariprasad et al. (2022)
Poliéster	121	-	-	-	-	Vega e Távora (2018)
Poliéster (fibra curta)	40	-	-	-	-	Sankarv (2014)
Polipropileno	59,8	1,9	-	-	0,975	Shieddieque et al. (2018)
Estervinilica	121,06	7,6	-	-	1,260	Shieddieque et al. (2021)

Fonte: Adaptado de Adeniyi et al, 2020.

Observa-se na análise tabular a ausência de referências à utilização de resinas epóxi reforçadas por fibras DT alinhadas e contínuas na literatura, destacando-se, assim, como uma das contribuições distintivas deste trabalho de tese.

Já em relação à resistência à flexão, as normas mais comumente utilizadas para compósitos reforçados por fibras são ASTM D790 e D7264. A primeira é um método de teste padrão para propriedades de flexão de plásticos não reforçados e reforçados e materiais isolantes elétricos; e a D7264 se concentra em materiais compósitos de matriz polimérica.

Ambas as normas trabalham com a flexão por três pontos, em que dois apoios suportam o corpo de prova, e a carga é aplicada em um único ponto central da amostra. Contudo, apenas a ASTM D7264 engloba a flexão por 4 pontos, em que a carga é aplicada por dois pontos, o que fornece uma distribuição de tensão mais uniforme na amostra de teste

É importante enfatizar que os compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas, quando submetidos a ensaios de flexão simples, demonstram uma tendência de atingir um pico de resistência máxima ao incorporar aproximadamente 30% em volume de fibras. E, ao ultrapassar este teor, ocorre uma inversão na tendência, manifestando-se uma redução progressiva na resistência. Esse fenômeno pode ser atribuído à distribuição e à adesão das fibras no interior da matriz

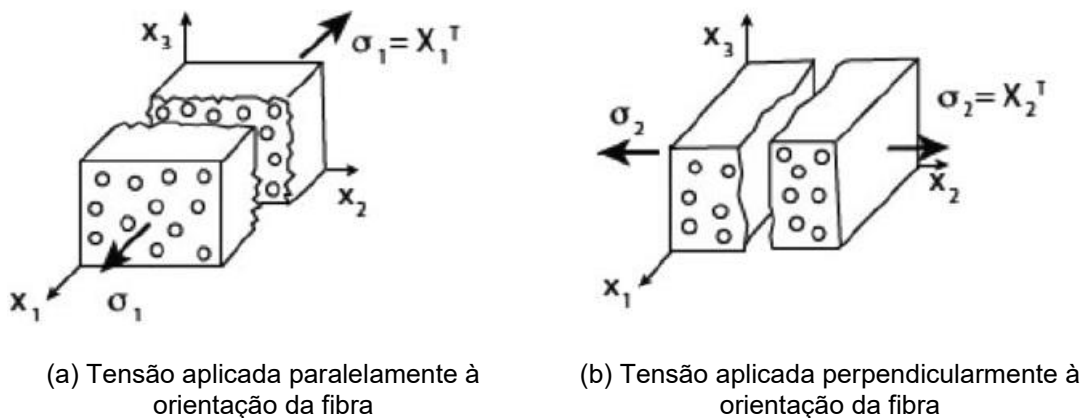
(NAGARAJAGANESH; REKHA, 2019) ou ainda à redução de matriz entre as fibras, o que gera uma fina camada entre fibras e leva ao aumento do contato fibra-fibra, em que a tensão não pode ser transferida de maneira uniforme (ABDUL KHALIL, 2018; IBRAHIM *et al.*, 2014; SREEKUMAR *et al.*, 2007).

2.3.6 Modos de falha em compósito de fibra de *Dracaena Trifasciata*

Os modos de falha de um compósito reforçado por fibras do tipo laminado dependem do tipo de disposição das fibras, a qual pode ser: unidirecionais e bidirecionais, em tecidos, ou ainda se estão dispostas de forma aleatória. Os modos de falha de compósitos de fibras orientadas unidirecionalmente a 0° ou 90° , em relação à carga de tração e perpendicular à carga de flexão, também alteram a maneira com que esse compósito irá se romper (CARLSSON; ADAMS; PIPES, 2013).

Para cargas de tração alinhadas com a fibra (paralelas à fibra), a ruptura será tanto da fibra quanto da matriz (Figura 18-a). Quando a carga estiver aplicada perpendicularmente à orientação da fibra, ou seja, a 90° , a matriz irá se romper (Figura 18-b).

Figura 18 - Modos de falha de compósitos unidirecionais sob carga uniaxial de tração

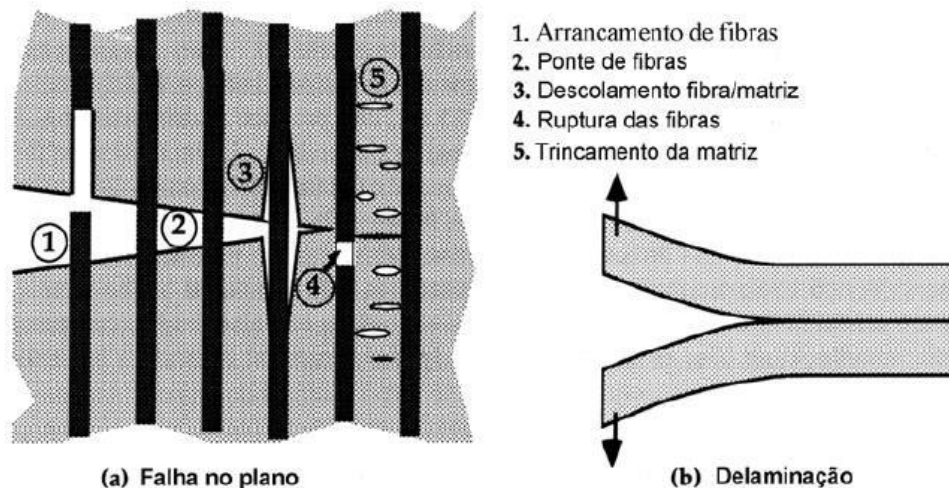


Fonte: Carlsson, Adams e Pipes (2013).

Nessas falhas, consideradas falhas no plano, ocorrem efeitos de arrancamento de fibras (*fiber pull-out*), ponte de fibras, descolamento entre fibra e matriz (*debonding*), ruptura das fibras e trincamento da matriz (*matrix-crack*) (CHIANG,

2001). A Figura 19 ilustra os modos de falha comuns em compósitos reforçados por fibras.

Figura 19 - Modos de falha comuns aos compósitos laminados reforçados por fibras

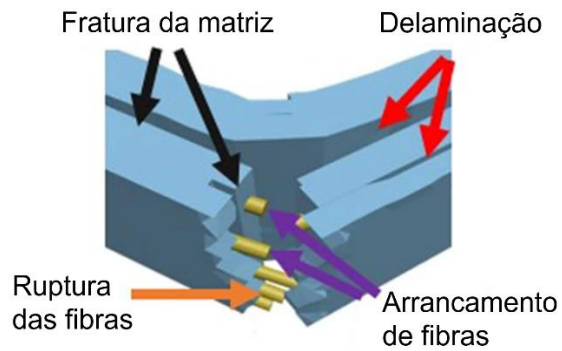


Fonte: Adaptada de Anderson (2017).

A delaminação, outra falha muito comum dos compósitos, é considerada uma falha fora do plano e ocorre de forma interlaminar, ou seja, entre duas camadas, de orientações diferentes ou de mesma orientação. As altas tensões interlaminares, que atuam na interface entre as camadas superior e inferior de um laminado, levam a essa ruptura (KELLY; ZWEBEN, 2000).

Os principais mecanismos de falha em relação à flexão em materiais compósitos unidirecionais são: flambagem das fibras, o cisalhamento das fibras e a delaminação do compósito. A superfície de dano e o corte transversal são observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV), muito comum para análise de materiais poliméricos (GOLDSTEIN, 2003), que revela a fratura da matriz, delaminação, ruptura das fibras e arrancamento da fibra (KADIYALA *et al.*, 2022). A análise por MEV, no entanto, é uma técnica que detecta apenas as superfícies das amostras (KIMURA *et al.*, 2019).

Figura 20 – Modos de falha de compósitos unidirecionais sob carga uniaxial de flexão



Fonte: Adaptada de Anderson (2017)

A ruptura por compressão das fibras da face superior do compósito também é notada em compósitos de fibras ortotrópicas. Esse efeito pode levar a uma ruptura antecipada do compósito (HU *et al.*, 2020), por flambagem à compressão das fibras.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Fibra de *Dracaena Trifasciata*

3.1.1 Tratamento e obtenção da fibra

As fibras de DT utilizadas foram colhidas em um canteiro experimental de 0,50 m de largura por 1,50 m de comprimento, com profundidade de 0,60 m, preparado com mistura de solo natural, sem adubação ou qualquer outra correção.

A incidência solar média no período foi das 9h30 às 14h30, no verão, e das 10h30 às 12h40, no inverno (considerando o fuso GMT-3). O canteiro experimental foi criado no município de Franca, São Paulo, por já possuir rizomas de três variedades de *Dracaena* que, posteriormente, foram selecionadas da variedade *trifasciata*.

A colheita das folhas foi feita a 150 mm acima do nível do solo, para reduzir o efeito de espessamento e arredondamento da folha abaixo dessa altura, ao se aproximar do rizoma. Dessa forma, é possível o rebrotamento a partir do talo cortado. A Figura 21-a mostra as folhas prontas para iniciar o processo de separação da fibra.

Figura 21 - Aspecto das folhas de DT utilizadas na pesquisa



(a) Folhas de DT, antes da maceração



(b) Folhas de DT, após 30 dias de maceração

Fonte: A própria autora.

As folhas foram imersas em um reservatório contendo água não tratada, conforme pode ser observado na Figura 21-a. Esse procedimento, denominado maceração aquática (*water retting*), promove a separação das fibras por meio da

decomposição microbiana. A duração desse processo estendeu-se por um período de 30 dias.

Figura 22 - Processo de maceração e limpeza das fibras



(a) Fibras de DT antes da limpeza



(b) Fibras de DT já limpas e secas

Fonte: A própria autora.

Concluída a maceração, a polpa já digerida se separa facilmente das fibras, como notado na Figura 22-a, e são lavadas em água corrente. Após a lavagem, as fibras passam por secagem ao ar livre sob exposição solar. A Figura 22-b mostra o aspecto das fibras limpas e secas. Após o processo de secagem, são removidas manualmente quaisquer defeitos e, então, as fibras estão prontas para o uso.

3.1.2 *Morfologia da fibra e teste de adesão entre fibra e matriz*

Para determinação da morfologia da fibra, ensaios foram conduzidos utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV), com fibras impregnadas pela resina epóxi Araldite LY5052[®]. O processo de preparação das amostras envolveu o uso de uma superfície de vidro limpa, sobre a qual as fibras foram dispostas. A resina foi depositada sobre as fibras aproveitando a característica autonivelante da resina epóxi.

Após um período de cura de 24 horas, mantido em ambiente com temperatura oscilando entre 25 °C e 35 °C e umidade relativa do ar entre 50% e 60%, a amostra

foi submersa em nitrogênio líquido. A baixa temperatura do nitrogênio líquido (-160 °C) auxilia na fratura de fibras naturais e matrizes poliméricas, pois evita deformações na seção transversal da fibra.

Posteriormente, com o auxílio de dois alicates, procedeu-se à quebra da amostra na região central para obtenção de uma visão da seção transversal. Imagens foram capturadas por MEV da superfície do corte transversal e da parte superior, local da deposição da resina no processo de impregnação.

Figura 23 - Equipamento para MEV



Fonte: Laboratório... (2022).

O equipamento empregado para a MEV foi o microscópio eletrônico de varredura da Carl Zeiss, modelo EVO LS 15A, pertencente ao Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica de Varredura (LabMMEV) da Universidade Estadual Paulista (UNESP).

A microscopia é uma técnica importante na análise de compósitos reforçados por fibras, pois permite uma investigação detalhada da superfície da amostra. Para a microscopia, é feita a metalização das amostras com alvos de ouro e grafite, com espessura de 5 nm, com um Sputtering Quorum e, em seguida, a amostra é introduzida no microscópio com atmosfera a vácuo.

As análises realizadas por esse método são importantes para avaliar aspectos como a qualidade da impregnação das fibras, a identificação e caracterização de vazios e a homogeneidade na distribuição da matriz ao redor das fibras.

3.1.3 Espectroscopia molecular vibracional na região do infravermelho (FTIR)

A análise FTIR (Espectroscopia molecular vibracional na região do infravermelho) permite compreender os grupos funcionais presentes na fibra, por meio dos picos de onda analisados no espectrômetro.

Figura 24 - Fibras dispostas no equipamento para análise FTIR



Fonte: A própria autora.

O equipamento utilizado para FTIR, conforme ilustrado na Figura 24, pertence ao Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica de Varredura (LabMMEV) da Universidade Estadual Paulista (UNESP).

3.1.4 Teor de umidade - Fibra unitária

A umidade da fibra pode ser medida de diversas formas, sendo a mais comum, a diferença entre o peso inicial da amostra e o peso final após 24 horas em estufa.

$$h = \frac{m_i - m_f}{m_f} \cdot 100$$

Sendo:

h a umidade, em %;

m_i a massa inicial da amostra, em gramas;

m_f a massa final da amostra, em gramas.

Foi utilizada a balança determinadora de umidade M5 Thermo, da marca BEL (Figura 25), que possui potência halógena 400W e que é capaz de incrementar a temperatura de 35 °C a 160 °C e, assim, retirar a umidade presente na amostra.

Figura 25 - Equipamento utilizado para determinação da umidade das fibras de DT



Fonte: A própria autora.

As amostras utilizadas para este ensaio tinham aproximadamente 0,600 gramas, com mínimo de 0,500 gramas, devido à especificação do equipamento.

3.2 Matriz epóxi

A matriz epóxi selecionada para este trabalho foi a resina Araldite LY 5052[®], fabricada pela Huntsman Advanced Materials[®]. Esse produto foi especificamente projetado para a colagem e união de compósitos avançados, como plásticos reforçados com fibras.

Essa resina possui baixa viscosidade (de 40 à 60 MPa.s), o que permite a impregnação de superfícies complexas, e tem como característica tempo de trabalho (*pot life*), que se refere ao tempo em que ela permanece utilizável antes de começar a endurecer, de pelo menos 2 horas.

Dentre as diversas resinas comerciais disponíveis, optou-se, para este estudo, pela resina epóxi líquida de baixa viscosidade e extenso tempo de vida útil (pot life). Tal escolha se justifica pela exigência de um período prolongado para a impregnação manual, tanto por meio de deposição quanto por infusão a vácuo.

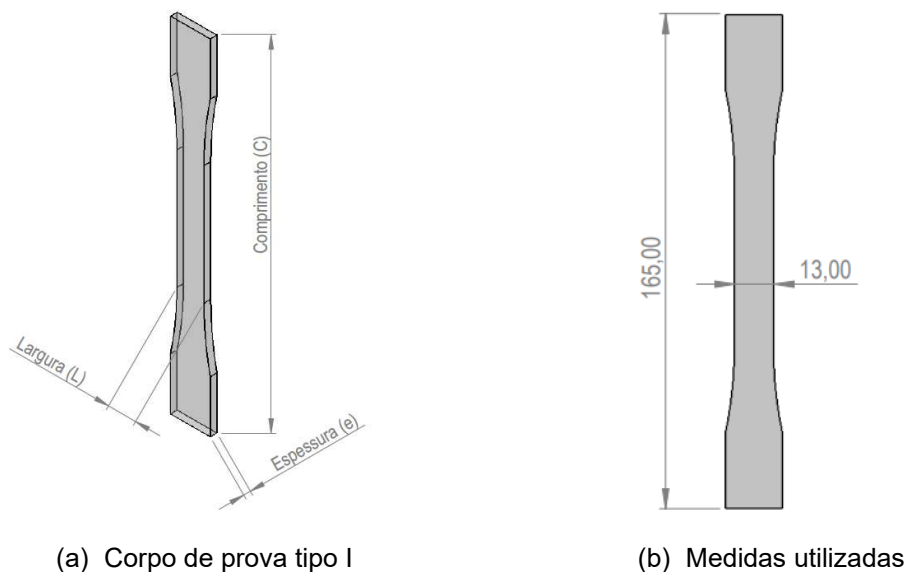
A resina epóxi Araldite LY5052[®] é uma resina bicomponente, sendo composta pela resina LY5052[®] e pelo catalisador ARADUR 5052[®], que são misturados na proporção de 100:38, em peso, ou 100:47, em volume.

Uma vez curada, ela forma uma ligação resistente e resiliente com aderência à diversos substratos, incluindo vidros, metais, cerâmicas e a maioria dos plásticos.

3.2.1 Comportamento mecânico à tração da matriz

O ensaio de resistência à tração da matriz epóxi LY5052 foi executado de acordo com a norma ASTM D638 (2022). A preparação das amostras foi feita utilizando molde de silicone com as dimensões de comprimento, largura e espessura do corpo de prova tipo I, no formato osso de cachorro (*dogbone*), conforme indica ASTM D638 (2022). As principais dimensões do corpo de prova estão demonstradas na Figura 26.

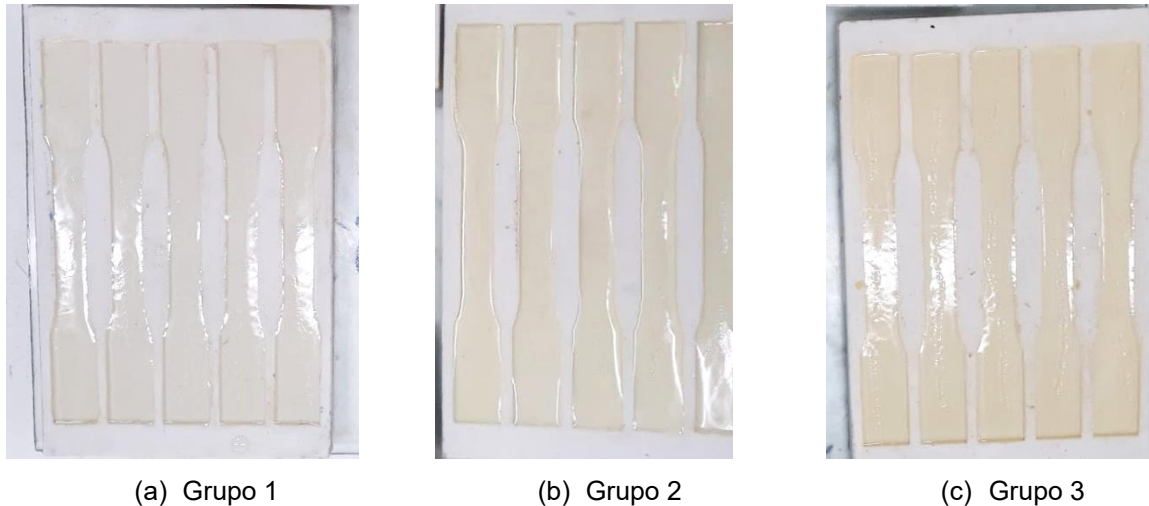
Figura 26 - Corpos de prova em epóxi puro tipo I, de acordo com ASTM D638 (2022)



Fonte: Adaptada de ASTM D638 (2022).

Os corpos de prova, como pode ser visto na Figura 27, foram preparados seguindo a proporção recomendada pelo fabricante, com 100:38 em peso de resina para endurecedor. O processo de cura foi controlado em um ambiente com temperatura estabilizada em 23 °C e umidade relativa em 70%, mantido por 24 horas para garantir uma polimerização ideal.

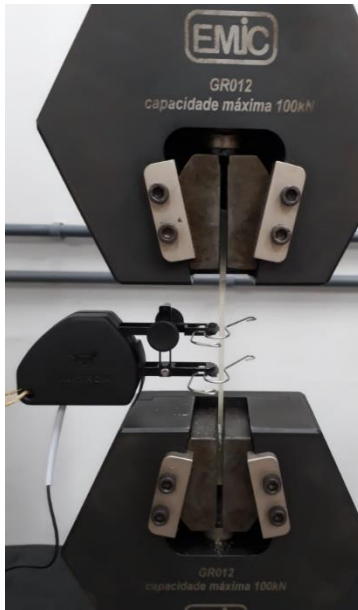
Figura 27 - Corpos de prova em epóxi puro



Fonte: A própria autora.

Utilizou-se uma máquina universal de ensaios Instron®, pertencente ao Laboratório do Centro de Inovação e Tecnologia em Compósito (CITEC), da Universidade Federal de São João del-Rei (UFSJ). A máquina foi equipada com célula de carga de 100 kN, calibrada e ajustada para o ensaio de tração. Durante o teste, a carga de tração foi aplicada a uma taxa constante de 2 mm/min até a ruptura do corpo de prova. Sensores de deformação do tipo clip-on® foram empregados para registrar a tensão máxima e a deformação longitudinal do material. A Figura 28 mostra os corpos de prova durante ensaio com os sensores de deformação.

Figura 28 - Corpos de prova em epóxi puro durante ensaio



(a) Vista frontal da montagem do ensaio



(b) Vista isométrica da montagem do ensaio

Fonte: A própria autora.

Os dados de tensão e deformação são fundamentais para o cálculo da resistência à tração, do limite de resistência, do alongamento na ruptura e do módulo de elasticidade. As dimensões dos corpos de prova foram medidas, e as condições ambientais durante o teste, como temperatura e umidade, foram registradas. Os resultados obtidos foram analisados utilizando as equações 1 e 2, o que proporcionou a análise das propriedades mecânicas dos compósitos estudados.

$$\sigma = \frac{F}{b \cdot h} \quad \text{(Equação 1)}$$

Sendo:

σ a resistência à tração na carga máxima (MPa);

F é a força aplicada (N);

b e h são largura e espessura (mm).

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad \text{(Equação 2)}$$

E é o módulo de elasticidade (GPa);

ε é a deformação ($\Delta L/L$) dada em mm/mm.

3.2.2 Comportamento térmico por TGA

A análise do comportamento térmico por termogravimetria (TGA) é uma maneira rápida e eficiente de compreender os efeitos causados pelo reforço em matrizes poliméricas, como fibras naturais, e permite a comparação da estabilidade térmica de compósitos (SILVA NETO *et al.*, 2021; GAAN, 2022).

O ensaio de termogravimetria foi realizado de acordo com a norma ASTM E1131 (2014). Essa norma estabelece um método para avaliar a perda de massa de uma amostra em intervalos de temperatura específicos e em atmosfera controlada.

Foi utilizado um equipamento do Laboratório de Espectroscopia da UEL, modelo TGA-50 da Shimadzu®, Figura 29-b. As especificações do ensaio estão descritas na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros utilizados na análise por TGA

Faixa de temperatura	20 °C – 800 °C
Taxa de aquecimento	20 °C/min
Atmosfera inerte	Nitrogênio

Fonte: A própria autora.

As amostras foram cortadas a laser conforme Figura 29-a, com dimensões máximas de até 3,5 mm e massa de até 10 mg, utilizando-se cadinho de alumina, segundo especificações do equipamento.

Figura 29 - Amostras e equipamento utilizado para análise TGA



(a) Amostras cortadas a laser

(b) Equipamento utilizado

Fonte: A própria autora.

Em compósitos de fibra natural e matriz polimérica, observam-se duas etapas principais de perda de peso, uma correspondente à degradação das fibras lignocelulósicas e outra relacionada à degradação do epóxi (DEVALLENCOURT; SAITER; CAPITAINE, 1996).

3.3 Fabricação do compósito

3.3.1 Fabricação por transferência de resina

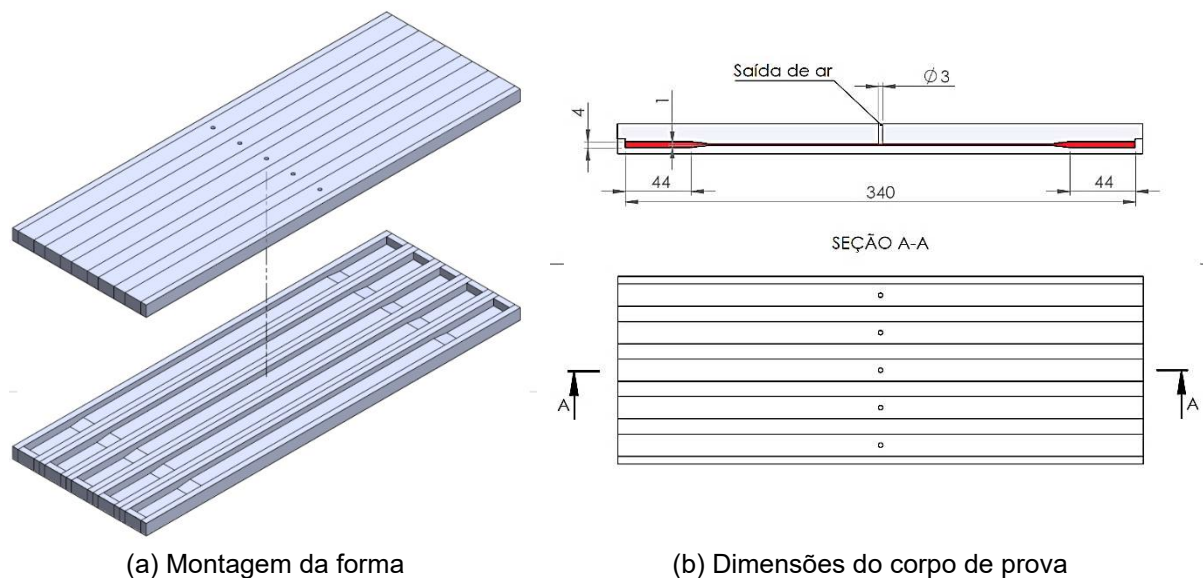
Inicialmente, a fabricação dos corpos de prova seguiu o formato indicado na ASTM D3039 (2017), que prevê duas regiões de espessura maior, chamadas de abas (*tabs*).

Esse formato de corpo de prova para ensaios de tração garante que a carga aplicada seja introduzida de forma eficaz, evitando falhas prematuras nas abas, o que poderia levar a modos de falha inadequados. Uma configuração de aba bem projetada leva a uma falha válida, ou seja, falhas localizadas na parte central do corpo de prova.

Os moldes foram projetados em SolidWorks® e fabricados em politetrafluoretileno (PTFE) para que produzissem corpos de prova com dimensões

ASTM D3039 (2017). A dimensão longitudinal do corpo de prova foi estabelecida em 340 mm. As abas possuem um comprimento de 44 mm e 4 mm de espessura, enquanto a espessura da região central foi definida em 1 mm e a largura foi padronizada em 15 mm. A montagem do molde e as dimensões em corte estão representados na Figura 30, a e b, respectivamente.

Figura 30 - Molde para corpos de prova com abas para ensaio de tração em compósitos UD



Fonte: A própria autora.

Uma abertura para a saída do ar remanescente foi projetada na parte superior do molde, para facilitar a remoção do excesso de resina resultante do processo de moldagem do compósito. O molde foi empregado em uma única ocasião com a resina epóxi LY5052®. Posteriormente, tornou-se inutilizável, devido à elevada adesão entre o material constituinte do molde e a resina, o que impediu a separação eficaz da peça moldada.

O método de moldagem foi reestruturado, sendo substituído pela técnica de infusão a vácuo.

3.3.2 Fabricação por Infusão a vácuo – Fase Exploratória

A técnica de infusão a vácuo foi escolhida para a fabricação do compósito deste trabalho. A fabricação de compósitos laminados de fibra natural por infusão a vácuo é uma técnica já utilizada em compósitos de fibra longa reforçados por fibras de linho (GOUTIANOS *et al.*, 2007). Esse processo envolve a disposição de fibras em um molde, seguida pela aplicação de vácuo para remover o ar. A matriz polimérica, geralmente uma resina termorrígida, é então infundida no molde, permeando completamente as fibras.

Foram empregadas duas camadas de fibras orientadas unidirecionalmente, com gramatura (TEX) de 110 g/m², distribuídas em uma área definida de 50 centímetros por 30 centímetros, prevendo-se espessura de 3,0 mm em uma placa cujo teor de fibras em volume teórico era de 55%.

Utilizou-se vidro tratado com agente desmoldante QZ5111[®] para a base do molde. Fitas adesivas dupla-face foram aplicadas para manter as fibras alinhadas, enquanto uma fita de vedação a vácuo (*tacky tape*) foi utilizada para prevenir a infiltração de ar. Empregou-se, ainda, filme plástico conhecido comumente como bolsa de vácuo (*vacuum bag*) para assegurar a vedação do sistema.

Nas extremidades laterais, posicionaram-se os dispositivos de condução da resina, compostos por duas conexões T (Figura 31-d) e tubo em espiral flexível, que foi utilizado como dreno. Em uma extremidade, foi conectada uma bomba de sucção junto a um reservatório para coleta de resina excedente (modelo Trap 2 litros) e, na outra extremidade, um recipiente contendo a resina a ser infundida no processo de moldagem.

Figura 31 – Processo de fabricação por infusão a vácuo em etapa preliminar



(a) Aplicação desmoldante



(b) Disposição da primeira camada de fibras e fixação com fita dupla-face



(c) Disposição da segunda camada de fibras e fixação da fita de vedação

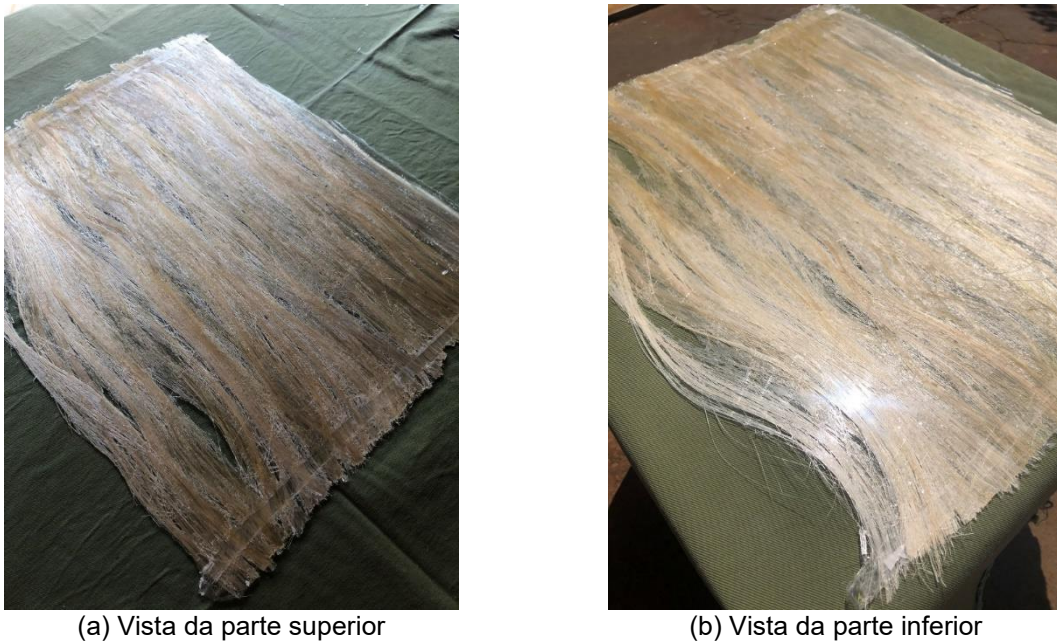


(d) Fechamento do sistema com a bolsa de vácuo e posicionamento das conexões T

Fonte: A própria autora.

Decorridas 24 horas de cura a vácuo, procedeu-se à desmoldagem do compósito. A Figura 32-a e a Figura 32-b mostram a face superior e inferior do compósito, respectivamente.

Figura 32 - Compósito DT/epóxi após cura



Fonte: A própria autora.

O painel foi, então, cortado a laser, para eliminação das bordas e partes não impregnadas. O corte a laser foi utilizado também para o corte dos corpos de prova para ensaio.

3.3.3 *Fabricação por Infusão a vácuo – Fase definitiva*

Na fase definitiva da pesquisa, o tipo de fabricação foi mantido, porém com alguns ajustes: a impregnação não foi feita apenas pela pressão negativa exercida pela bomba a vácuo, mas também por meio da deposição e espalhamento da resina sobre as fibras de maneira manual, resultando em uma adaptação do processo de infusão a vácuo que inclui parte do processo de *hand lay-up* para facilitar a impregnação da resina.

O teor de fibras empregado foi de 55%, selecionado para se equiparar aos teores típicos de fibras encontrados em compósitos projetados para aplicações estruturais. As fibras foram pesadas antes de sua disposição no vidro, e a espessura da camada foi estimada em 0,6 mm. A Figura 33 mostra as fibras separadas e organizadas unidirecionalmente antes do processo de impregnação.

Figura 33 - Fibras de DT organizadas unidirecionalmente



Fonte: A própria autora.

A massa de fibras, em temperatura e umidade ambiente (23 °C e 60% respectivamente), foi de 169,49 gramas. O compósito teve suas bordas cortadas e sua massa foi mensurada em 356 g após 24 horas de cura. O teor de fibras calculado é de 47,6%, em massa.

A Figura 34 mostra as fibras dispostas anteriormente ao processo de fabricação.

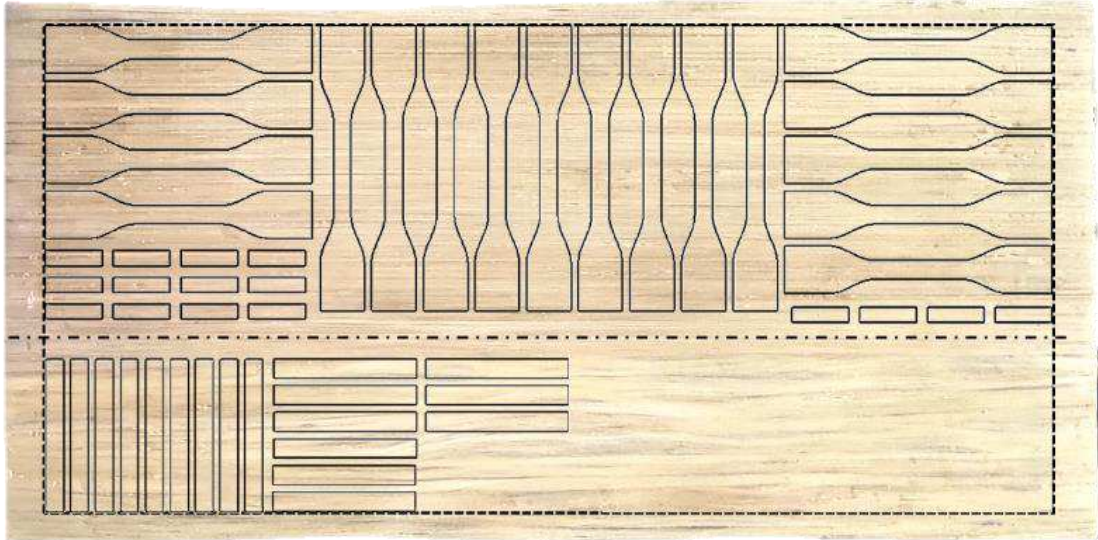
Figura 34 - Disposição das fibras sobre vidro para fabricação



Fonte: A própria autora.

A Figura 35 mostra o compósito após cura, já com o projeto de corte sobreposto.

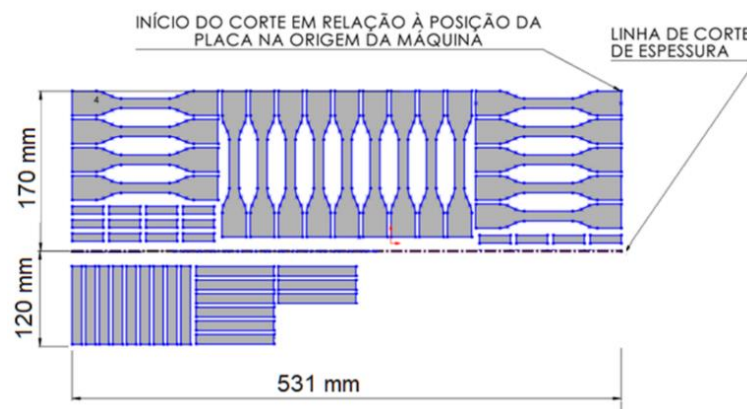
Figura 35 - Compósito após impregnação



Fonte: A própria autora.

Após a fabricação, procedeu-se à análise visual para identificação de pontos de falha, como zonas com baixo teor de fibras e zonas com bolhas, considerados defeitos de fabricação. A maior quantidade de defeitos foi localizada próxima à borda, dessa maneira, o projeto de corte a laser (Figura 36) foi pensado para eliminar essas partes.

Figura 36 - Projeto de corte dos corpos de prova para ensaio de tração e flexão

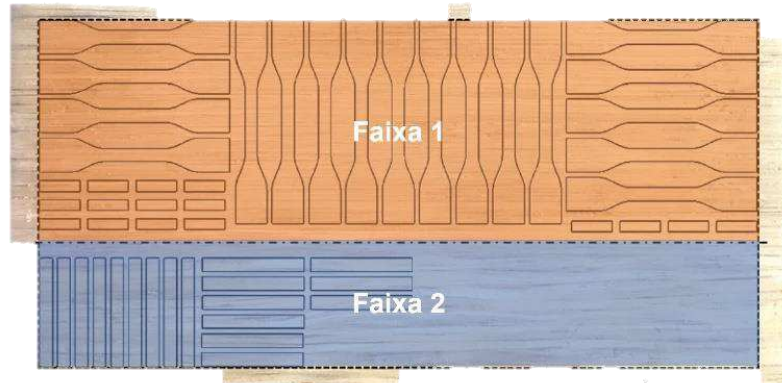


Fonte: A própria autora.

O compósito tem duas zonas de espessura diferentes, a faixa 1 com 2,48 mm e a faixa 2 com 6,64 mm de espessura. A faixa 2 tem 6 camadas de fibras, e a faixa 1 tem 2 camadas de fibras (Figura 37). O incremento na espessura resultou da conformidade com as exigências

dimensionais estabelecidas pela norma, não estando diretamente relacionado ao número de camadas, dado que todas as camadas empregadas foram todas utilizadas alinhadas entre si.

Figura 37 - Projeto de corte dos corpos de prova para ensaio de tração e flexão



Fonte: A própria autora.

Foram utilizadas as relações de massa e volume de fibra e matriz para o cálculo da espessura final do compósito.

$$v_{fibras} = \frac{\rho_{compósito}}{\rho_{fibras}} \cdot m_{fibras} \quad (\text{Equação 3})$$

$$v_{matriz} = \frac{\rho_{compósito}}{\rho_{matriz}} \cdot m_{matriz} \quad (\text{Equação 4})$$

Sendo:

v_{fibras} o volume de fibras;

v_{matriz} o volume de matriz;

ρ_{fibras} a densidade das fibras;

ρ_{matriz} a densidade da matriz

m_{fibras} a massa de fibras;

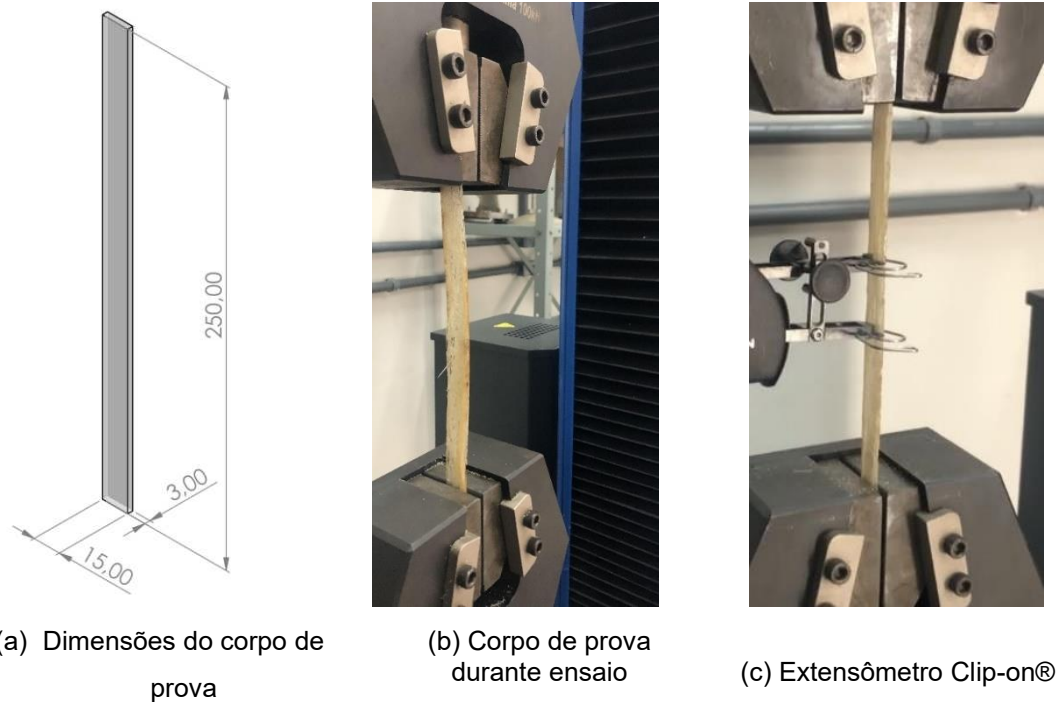
m_{matriz} a massa de matriz.

A densidade das fibras foi adotada como a média previamente estudada em trabalhos anteriores..

3.3.4 Resistência à tração – Fase exploratória

As dimensões dos corpos de prova dessa fase seguiram as recomendações da norma ASTM D3039 (2017) para compósitos unidirecionais orientados a 0° em relação à carga (Figura 38-a). A taxa de deformação utilizada no ensaio foi de 2 mm/min e célula de carga de 100 kN.

Figura 38 - Ensaio mecânico para determinação da resistência à tração e módulo de elasticidade



Fonte: A própria autora.

Um extensômetro de comprimento do tipo *Clip-on*® foi usado para monitorar a deformação. Foram testadas 6 amostras para garantir a reprodutibilidade e nível de confiança.

3.3.5 Resistência à tração – Fase definitiva

Os ensaios de tração da fase definitiva seguiram as diretrizes estabelecidas pela norma ASTM D638 (2022), e foi utilizado o corpo de prova do tipo IV. Essa decisão foi motivada pelos desafios encontrados na fase preliminar.

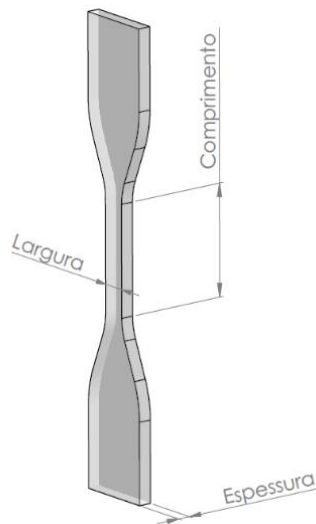
Utilizou-se uma máquina universal de ensaios Instron®, pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos em Polímeros da Universidade de São Paulo

(USP), São Carlos. A máquina foi equipada com célula de carga de 100 kN, calibrada e ajustada para o ensaio de tração. Durante o teste, a carga foi aplicada a uma taxa constante de 2 mm/min até a ruptura do corpo de prova.

Durante a fase preliminar da pesquisa, observou-se uma tendência dos corpos de prova a romperem próximos às garras das máquinas de ensaio, resultando em um número limitado de dados válidos para análise — apenas 6 resultados puderam ser efetivamente utilizados.

Este fato levou à decisão de modificar o formato dos corpos de prova, abandonando-se o formato retangular da ASTM D3039 em favor de uma geometria em formato de osso de cachorro (*dogbone*), visto no esquema da Figura 39.

Figura 39 - Dimensões utilizadas para o ensaio de tração na fase definitiva



Fonte: Adaptada de D638 (2022).

As medidas dos corpos de prova cortados a laser foram de 49,45 mm de comprimento, 9,93 mm de largura e 1,82 mm de espessura, em média.

A Figura 40 mostra os corpos de prova 4 e 1, com fibras orientadas a 0 e a 90°, respectivamente.

Figura 40 - Corpos de prova para ensaios de tração, fibras orientadas a 0° (CP 4) e a 90° (CP 1)

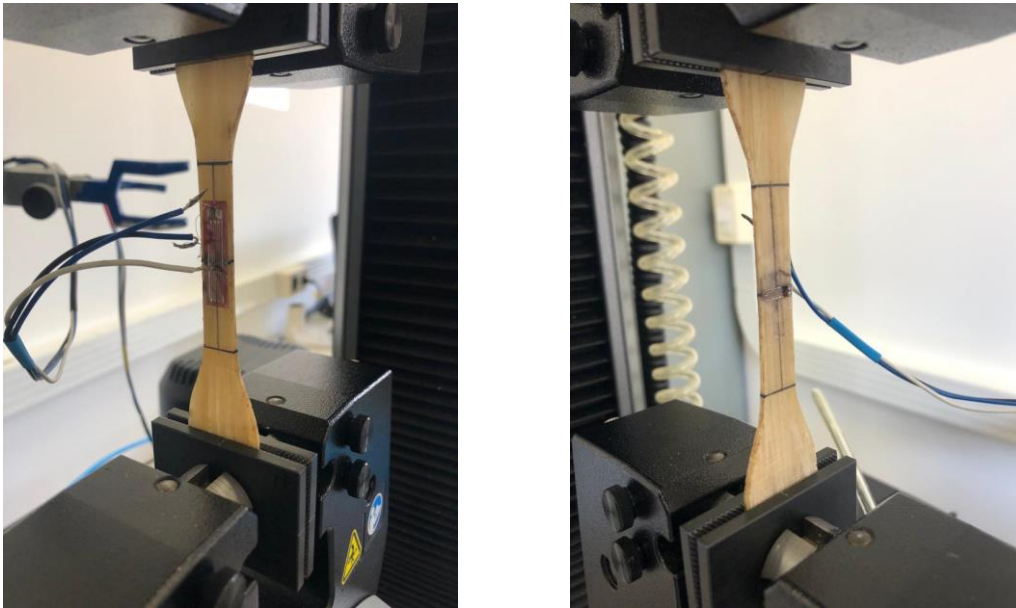


Fonte: A própria autora.

A utilização de corpos de prova do tipo IV para ensaios de resistência à tração é relatado como prática para a redução da concentração de tensões nas regiões próximas às garras da máquina universal de ensaios (YOSHIHARA; YOSHINOBU, 2014). Os corpos de prova de largura reduzida na região das garras e em regiões fora da região central de interesse tendem a romper prematuramente, o que pode comprometer a integridade dos resultados dos ensaios de tração.

Três corpos de prova com fibras orientadas a 0° e três corpos de prova com fibras orientadas a 90° foram instrumentados com sensores *strain gages* longitudinal e transversal. A Figura 41 mostra um corpo de prova instrumentado.

Figura 41 - Corpo de prova instrumentado durante ensaio à tração paralela à fibra



(a) Vista da face instrumentada com *strain gage* transversal

(b) Vista da face instrumentada com *strain gage* longitudinal

Fonte: A própria autora.

Com os dados de deformação longitudinal e transversal, adquiridos pelos sensores *strain gage*, é possível calcular o coeficiente de Poisson, segundo a equação 5.

$$\nu = \frac{\Delta\varepsilon_t}{\Delta\varepsilon_l} \quad (\text{Equação 5})$$

Sendo:

ν é o coeficiente de Poisson;

$\Delta\varepsilon_t$ é a deformação transversal medida entre dois pontos longitudinais (em mm/mm);

$\Delta\varepsilon_l$ é a deformação longitudinal medida entre dois pontos transversais (em mm/mm).

3.3.6 Resistência à flexão – Fase definitiva

Foram conduzidos testes de flexão em compósito de fibra DT/epóxi com orientações de fibras a 0° e a 90° em relação ao eixo de maior comprimento do corpo de prova e, seguindo as diretrizes da norma ASTM D790, a carga foi aplicada perpendicularmente à face de menor espessura.

Os corpos de prova foram cortados a laser do compósito da fase definitiva, com dimensões de 80 mm de comprimento, 10 mm de largura e 4 mm de espessura.

A distância entre os apoios deve ser 16 vezes o valor da espessura (1:16), o que resulta em um vão de ensaio de 60 mm. Por volta de 6 camadas de fibra foram necessárias para atingir esta espessura.

Para a realização do ensaio, utilizou-se a máquina universal de ensaios Instron®, do Laboratório de Ensaios Mecânicos em Polímeros da Universidade de São Paulo (USP), São Carlos, equipada com uma célula de carga de 1 kN e taxa de deslocamento de 0,1 mm/min. Foram testadas 8 amostras para cada orientação de fibras. A Figura 42 mostra a montagem do ensaio de flexão.

Figura 42 - Ensaio de resistência à flexão



(a) Vista frontal do ensaio



(b) Vista superior do ensaio

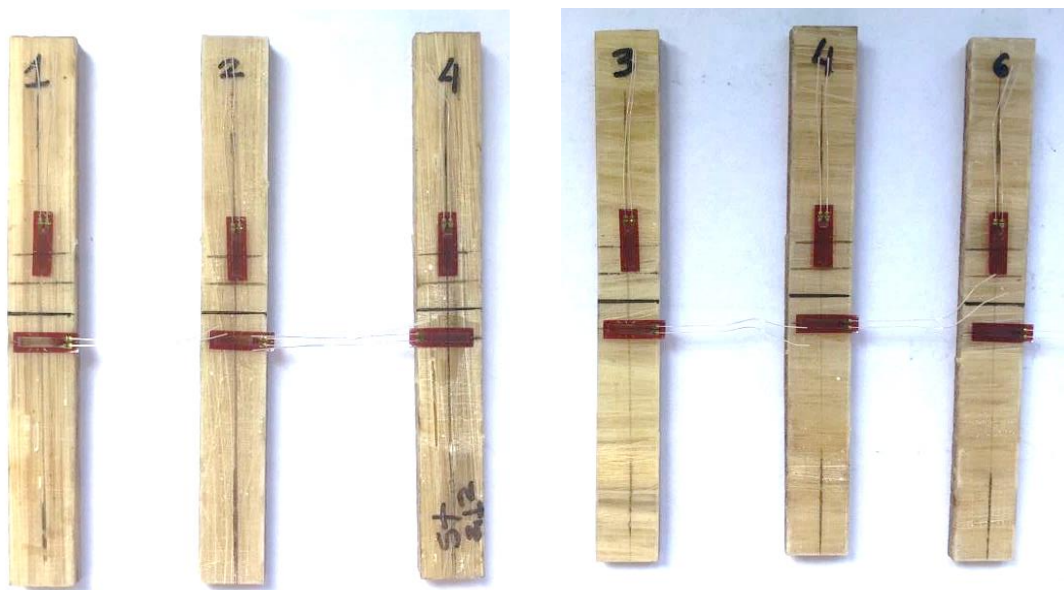
Fonte: A própria autora.

O modelo de *strain gage* utilizado foi KFGS-5-120-C1-11, que mede deformações superficiais de compósitos. Esse modelo tem um fator de calibração (*gage factor*) de 2,13 com uma tolerância de $\pm 1\%$, este fator reflete a sensibilidade do sensor às deformações mecânicas.

A extensão longitudinal do *strain gage* (*gage length*) é de 5 mm. A resistência do *strain gage* (*gage resistance*) utilizado é de 119,8 Ohms, variando em até $\pm 0,2\%$. O coeficiente de influência transversal (*transverse ratio*) de 0,3 com uma variação de $\pm 0,3$, que é um indicador da sensibilidade a deformações perpendiculares à direção principal de medição.

A Figura 43 mostra os *strain gages* já colados à face superior dos corpos de prova ensaiados à flexão. Para colagem, utilizou-se adesivo de ciano.

Figura 43 – Corpos de prova instrumentados para ensaio de resistência à flexão



(a) Corpos de prova com fibras a 0° instrumentados com dois *strain gages*, para medição da deformação longitudinal e transversal na face superior

(b) Corpos de prova com fibras a 90° instrumentados com dois *strain gage* para medição da deformação longitudinal e transversal na face superior

Fonte: A própria autora.

O ensaio foi executado em duas etapas: o primeiro carregamento foi feito dentro dos limites da zona elástica do diagrama tensão *versus* deformação, e o segundo carregamento foi feito até a ruptura.

A resistência à flexão máxima é dada pela equação 6.

$$\sigma = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (\text{Equação 6})$$

Sendo:

σ é a tensão máxima a que o corpo de prova foi submetido, em MPa;

P é a força aplicada, em N;

L é o vão livre medido entre apoios, em mm;

b é a largura do corpo de prova, em mm;

h é a espessura do corpo de prova, em mm;

Esta equação leva em consideração apenas cargas aplicadas no centro de peças ensaiadas à flexão. Para tal, considera a tensão máxima que esta irá suportar em relação a falha na face inferior, ou seja, falha à tração na flexão (ASTM D790).

A deformação é calculada pela equação 7.

$$\varepsilon = \frac{6\delta h}{L^2} \quad (\text{Equação 7})$$

ε é a deformação na face inferior do corpo de prova, em mm/mm;

δ é o deslocamento máximo, ou deflexão, no meio do vão, em mm;

h é a espessura do corpo de prova, em mm;

L é o comprimento do vão livre, entre apoios, em mm;

O módulo de elasticidade à flexão foi calculado com o intervalo de resistência ($\Delta\sigma$) correspondente ao intervalo de deformação ($\Delta\varepsilon$) medidos. Para o cálculo, utilizou-se o intervalo de 0,05% a 0,25 % de deformação da peça.

A equação 8 permite cálculo do módulo de elasticidade, em MPa.

$$Eb = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (\text{Equação 8})$$

Sendo:

E_b é o módulo de elasticidade à flexão do corpo de prova antes da sua deformação plástica;

$\Delta\sigma$ é a diferença entre a tensão de flexão para dois pontos diferentes de deformação, em MPa;

$\Delta\varepsilon$ é a diferença entre dois pontos de deformação, nesse caso, 0,05% e 0,025%.

O coeficiente de Poisson é calculado segundo a equação 9.

$$\nu = \frac{\Delta\varepsilon_t}{\Delta\varepsilon_l} \quad (\text{Equação 9})$$

Sendo:

ν é o coeficiente de Poisson;

$\Delta\varepsilon_t$ é a deformação lateral medida pelo *strain gage* posicionado a 0° em relação às fibras (em mm/mm);

$\Delta\varepsilon_l$ é a deformação longitudinal medida pelo *strain gage* posicionado a 90° em relação às fibras (em mm/mm).

Para tornar mais claras as referências de espessura utilizadas no estudo, a Tabela 9 separa e relaciona a qual fase pertence cada ensaio e espessura do painel ensaiado.

Tabela 9 - Relação entre painel utilizado, fase da pesquisa, espessura e ensaios realizados

Painel	Espessura (mm)	Ensaio	ASTM
Fase Preliminar	1,56	Tração	D3039
Fase Definitiva	1,85	Tração	D638
	2,95	Flexão	D790

Fonte: A própria autora.

3.3.7 Modos de falha – MEV

Para a análise dos modos de falha por MEV na fase definitiva, foi utilizado microscópio Zeiss fornecido pelo Laboratório de Ciências dos Materiais da UNESP, de Ilha Solteira.

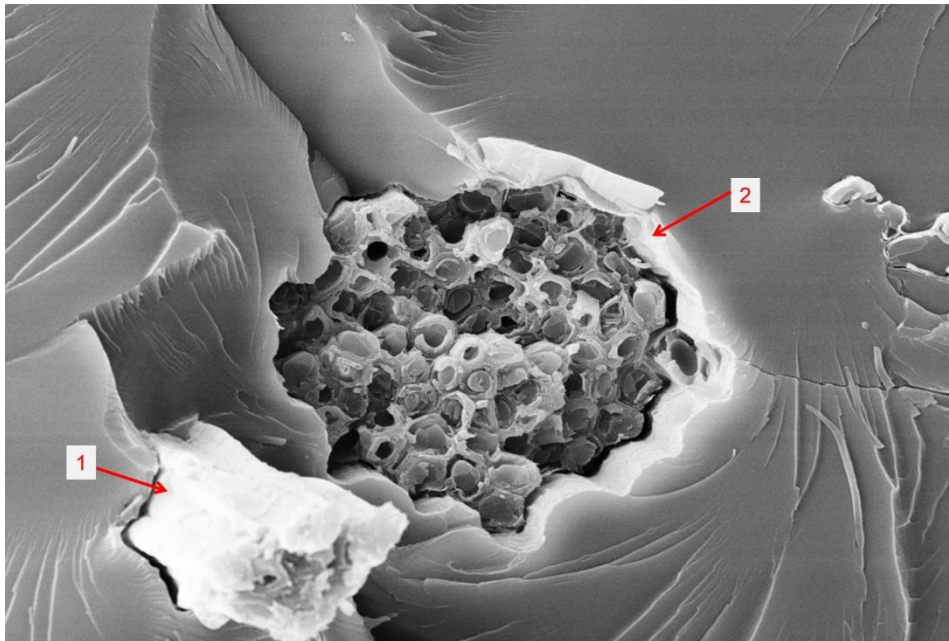
Aumentos de 500 a 1000 vezes foram utilizados em zonas de falha à tração e flexão dos corpos de prova com fibras alinhadas a 0° e a 90° em relação ao eixo de maior comprimento.

4 RESULTADOS

4.1 Morfologia da fibra e teste de adesão entre fibra e matriz

A Figura 44 ilustra a seção transversal do compósito e permite uma avaliação detalhada da zona de interface entre fibra e matriz.

Figura 44 - Imagem de MEV da ligação da fibra de DT com a matriz, vista em corte, aumento 1000 vezes

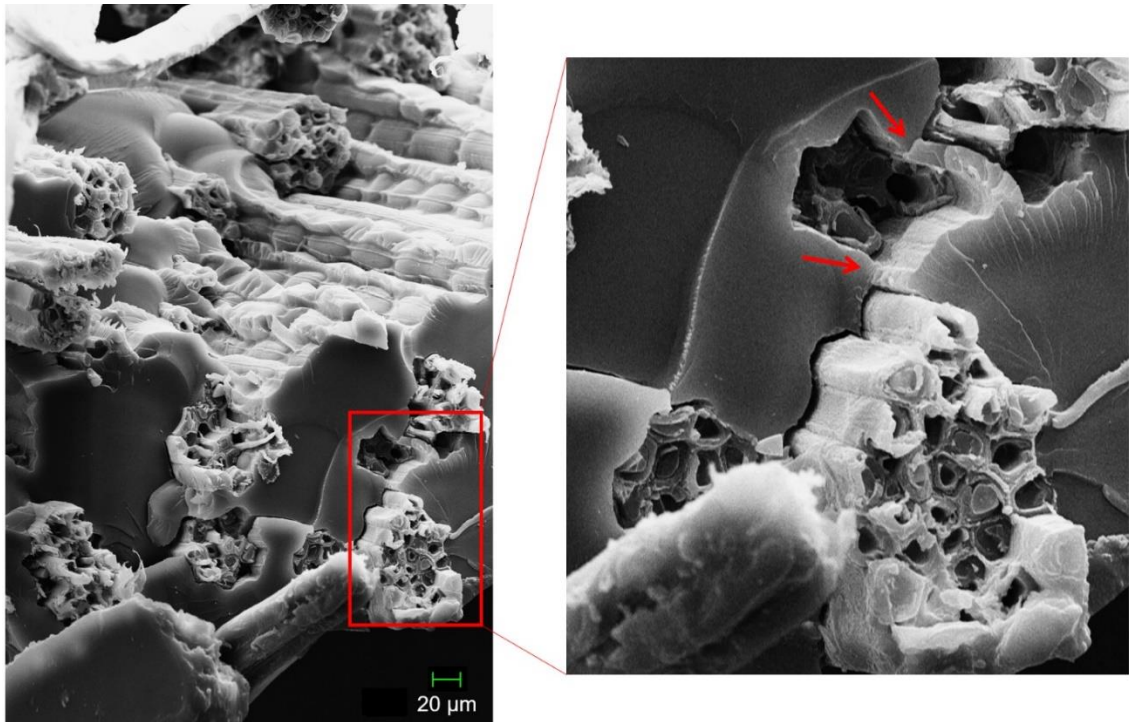


Fonte: A própria autora.

A Figura 44 revela a diversidade de diâmetro de fibras, sendo possível observar fibra com seção transversal menor, indicado por 1, e maior, indicado por 2. Essa observação enfatiza a heterogeneidade natural das fibras. É importante observar também a ausência de vazios na matriz, o que indica boa impregnação.

Nota-se, ainda, que, por se encontrarem próximas, as fibras obstruem a penetração da matriz polimérica em regiões de alto volume de matriz, o que pode ser verificado em detalhe na Figura 45. Nesse contexto, a cobertura de resina ao redor das fibras é reduzida, predispondo a formação de fraturas.

Figura 45 - Imagem de MEV da fibra de DT em matriz com aumento de 500 vezes

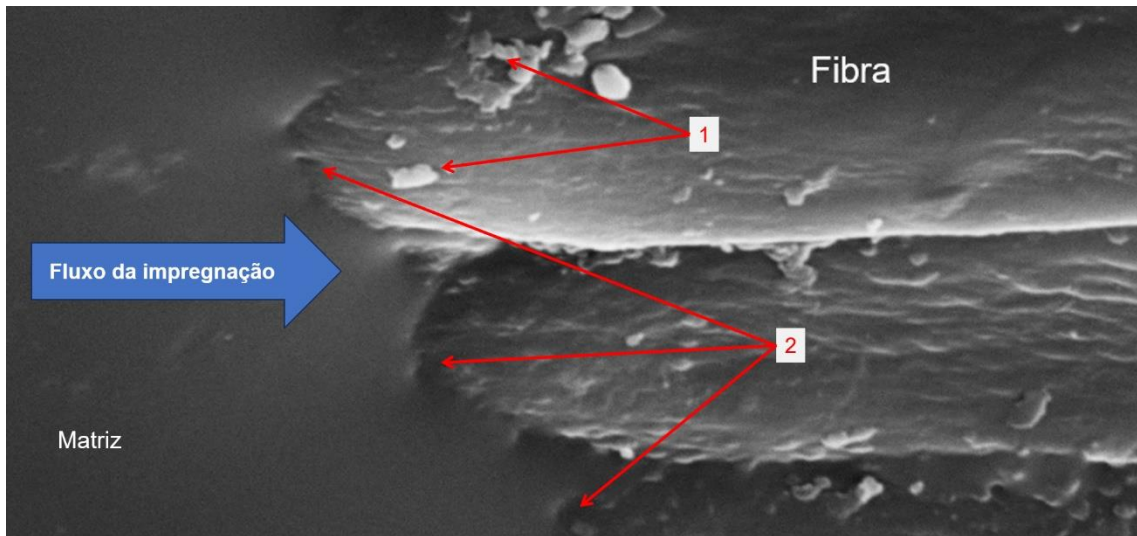


Fonte: A própria autora.

Nota-se também na Figura 45 um sulco correspondente ao contorno da fibra, indicativo de que a fibra foi removida por meio do mecanismo de arrancamento (*pull-out*).

Já a Figura 46 mostra fibra e matriz não rompidas, sendo possível notar que a resina preenche de maneira eficaz os vazios e contornos da fibra.

Figura 46 - Imagem de MEV impregnação da fibra de DT pela matriz, aumento 1000 vezes



Fonte: A própria autora.

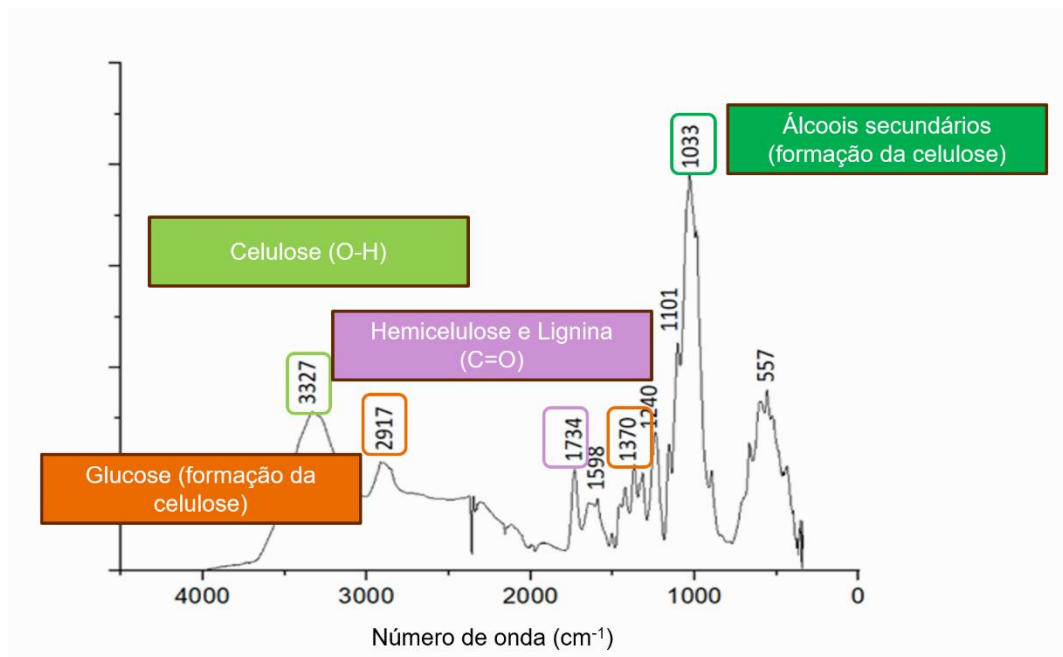
É relevante destacar que as fibras secas, em seu estado natural, demonstram uma tendência à desintegração sob o feixe de elétrons com aumento superior a 1000 vezes.

Observou-se também que a fibra não submetida a tratamentos prévios apresenta resíduos de material sobressalente do processo de maceração, como casca ou polpa (indicado com o número 1 na Figura 46).

A fibra natural não tratada pode apresentar imperfeições e barreiras físicas ao escoamento da resina, levando a uma impregnação ineficaz. O número 2 na Figura 46 aponta a região onde o fluxo da resina foi interrompido.

4.2 Composição por análise FTIR

Por meio da análise de FTIR, observa-se um banda em 1033 cm^{-1} , característico de materiais com a presença de hemicelulose.

Figura 47 - Análise FTIR para fibra elementar

Fonte: A própria autora.

A análise de FTIR confirmou a ocorrência de celulose (presença da banda O-H em 3327; álcoois secundários em 1033), lignina (presença da banda 1370, indicando presença de C=O) e monossacarídeos (glucose, indicada pela banda 2917, que está presente na formação de celulose.), conforme já descritos na literatura (RWAWIIRE; TOMKOVA, 2015; KANIMOZHI, 2011; WOLELA, 2019).

4.2.1 Teor de umidade - Fibra unitária

As fibras lignocelulósicas têm natureza hidrofílica e tendem a absorver umidade. Os resultados de teor de umidade para fibras *in natura* foram medidos e são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 – Teor de umidade das amostras de fibras de DT com desvio padrão

Amostra	Massa (g)	Umidade (%)
1	0,503	7,03
2	0,517	7,05
3	0,656	7,63
4	0,558	8,47

5	0,645	7,20
6	0,609	8,25
Média		7,6 ±0,63

Fonte: A própria autora.

Para processos de fabricação de compósitos reforçados por fibra natural, são aceitas umidades da fibra de até 12% da fibra a ser utilizada (SILVA *et al.*, 2021). Neste trabalho, para a fabricação dos painéis compósitos, as fibras foram mantidas em sala com umidade e temperatura controladas.

4.3 Comportamento à tração

4.3.1 Matriz epóxi

Ao analisar os resultados dos ensaios de tração realizados na matriz epóxi, conforme a norma ASTM D638 (2022), constatou-se uma confiabilidade aceitável. Os testes indicaram uma média de resistência à tração de 38,45 MPa, e este valor se alinha com as expectativas para resinas epóxi utilizadas. A Tabela 11 contém o resumo dos resultados obtidos.

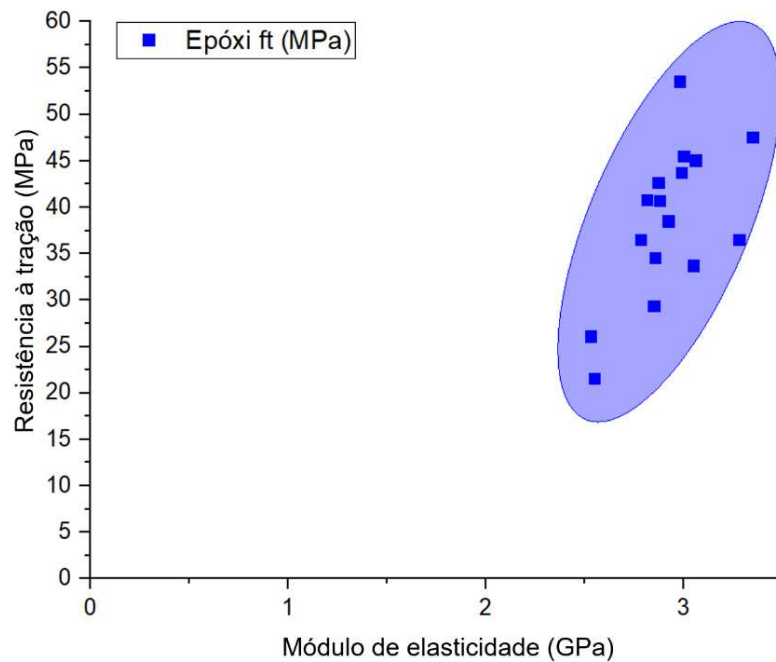
Tabela 11 - Resumo dos resultados de resistência à tração da matriz epóxi pura

Epóxi puro	$E_{long,ft}$ (GPa)	f_t (MPa)	Deformação (%)
Média	2,93	38,45	1,51
Coeficiente de Variação	7,63	22,26	22,13
Desvio padrão	0,22	8,56	0,33

Fonte: A própria autora.

Observa-se que os resultados são semelhantes aos indicados pelo fabricante, com valores, após cura de 7 dias, de 48 MPa, para resistência à tração, e de 3,35 GPa, para módulo de elasticidade (HUNSTMAN®, 2012).

O gráfico da Figura 48 apresenta os resultados de resistência a tração (ft) em relação ao módulo de elasticidade (Elong) do epóxi.

Figura 48 - Gráfico de resistência à tração *versus* módulo de elasticidade epóxi puro

Fonte: A própria autora.

Esse gráfico será, posteriormente, comparado aos compósitos fabricados, a fim de analisar o aumento ou decréscimo das propriedades mecânicas da matriz.

4.3.2 Compósitos unidirecionais ensaiados à tração – fase exploratória

Os corpos de prova ensaiados à tração na fase exploratória tinham em média 1,56 mm de espessura. Os resultados desse ensaio foram resumidos e organizados na Tabela 12.

Tabela 12 - Resumo dos resultados de resistência à tração do compósito DT/epóxi

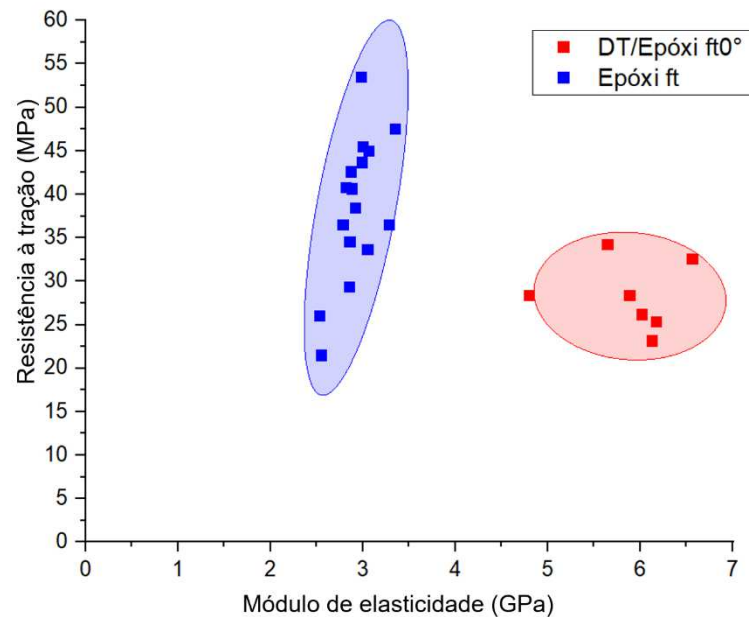
DT/Epóxi – Fase exploratória	Módulo de elasticidade $E_{long, f0^\circ}$ (GPa)	Resistencia à tração $f_{t, 0^\circ}$ (MPa)	Deformação $\epsilon_{long, f0^\circ}$ (%)
Média	5,89	28,28	0,51
Máximo	6,57	34,21	0,66
Mínimo	4,80	23,13	0,39
Coefficiente de Variação	10,37	15,28	22,25
Desvio Padrão	0,61	4,32	0,11

Fonte: A própria autora.

Verificou-se que o reforço de matriz epóxi por fibras de DT aumenta o módulo de elasticidade em 77,6% para o teor de fibras de 55%.

Já em relação ao pico máximo de resistência à tração, a fibra de DT não demonstrou melhorias, conforme pode ser observado no gráfico da Figura 49.

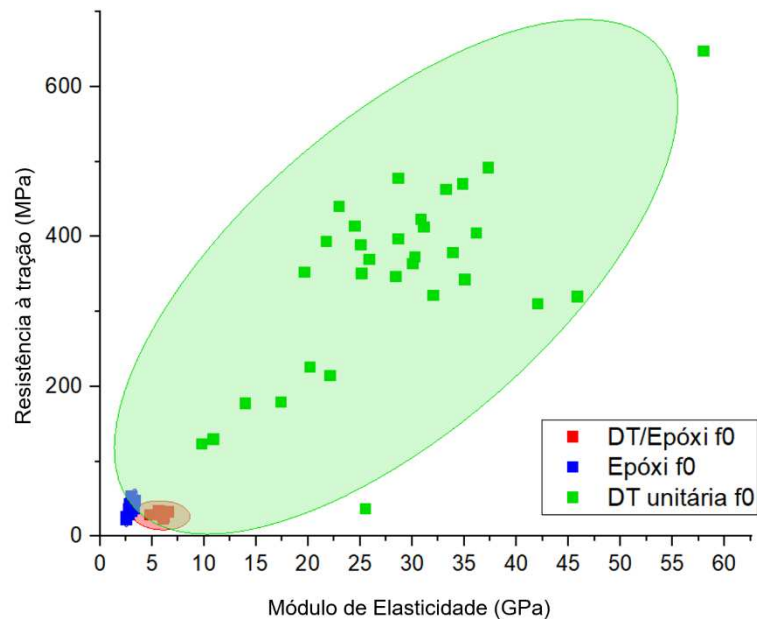
Figura 49 - Gráfico de resistência à tração *versus* módulo de elasticidade epóxi puro em azul e composto DT/epóxi em vermelho



Fonte: A própria autora.

A Figura 50 apresenta um gráfico que compara resultados de resistência à tração de fibra unitária de DT em relação ao epóxi puro e ao composto de fibra de DT.

Figura 50 - Gráfico de resistência à tração *versus* módulo de elasticidade epóxi puro em azul, compósito DT/epóxi em vermelho e fibras unitárias de DT



Fonte: A própria autora.

A diferença significativa entre resistência a tração da fibra unitária e compósito reforçado pode ser explicada pelo número de vazios maior no compósito comparativamente ao epóxi puro. Os vazios e as bolhas em um compósito geram uma multiplicidade de pontos suscetíveis à falha. O processo de fabricação, o teor de fibras e a adesão fibra/matriz também interferem na resistência do compósito final em relação à resistência da fibra unitária.

4.3.3 Compósito DT/epóxi UD 0° - Fase definitiva

Os resultados do ensaio à tração em fase definitiva podem ser vistos na Figura 51. Por meio do corte a laser, obteve-se estabilidade dimensional nos corpos de prova confirmada pelo desvio padrão baixo nos dados de comprimento, largura e espessura da zona de ruptura apresentados na Tabela 13.

Figura 51 - Corpos de prova ensaiados à tração paralela à fibra – fase definitiva



Fonte: A própria autora.

A massa foi medida em corpos de prova após a ruptura, cortando-se a laser apenas a zona de ruptura, ou seja, a parte linear entre as abas. Com os resultados de massa, foi possível realizar o cálculo da densidade dos compósitos, apresentados na Tabela 13.

Tabela 13 – Resumo dos resultados da medição dos corpos de prova ensaiados à tração 0°

CP 0° Tração Fase definitiva	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
Média	49,45	9,93	1,82	0,94	1,04
C.V.	0,68	0,67	3,36	5,04	2,77
Desvio padrão	0,33	0,07	0,06	0,05	0,03

Fonte: A própria autora.

Os resultados de massa e densidade com coeficiente de variação de 5,04 e 2,77, respectivamente, indicam que a fabricação do compósito manteve a uniformidade e balanceamento.

A Tabela 14 traz um resumo dos resultados obtidos no ensaio de tração a 0°.

Tabela 14 – Resumo dos resultados de resistência à tração a 0° do compósito DT/epóxi

CP 0° - Tração Fase definitiva	Tensão Máxima $f_{t,0^\circ}$ (MPa)	$E_{long,ft0^\circ}$ (GPa)	$f_{t,0^\circ}$ específica (MPa/(g/cm ³))	$E_{long,ft0^\circ}$ específico (GPa/(g/cm ³))
Média	49,63	25,97	49,31	23,91
Máximo	61,21	29,47	58,60	28,21
Mínimo	40,23	21,11	38,79	20,36
Coefficiente de Variação	13,10	10,81	13,24	10,65
Desvio padrão	6,50	2,81	6,53	2,55

Fonte: A própria autora.

O desvio padrão com valor baixo indica que os resultados se encontram próximos à média, garantindo a confiabilidade e a consistência do ensaio. A Figura 52 mostra o aspecto dos corpos de prova após a ruptura, tanto os instrumentados (Figura 52-b) quanto os não instrumentados (Figura 52-a). As medidas de comprimento, largura, espessura e peso foram feitas apenas nos corpos de prova não instrumentados, pois a massa do *strain gage* e o adesivo utilizado em sua instalação trariam resultados errôneos.

Figura 52 - Aspecto dos corpos de prova submetidos ao ensaio de resistência à tração



(a) Não instrumentados

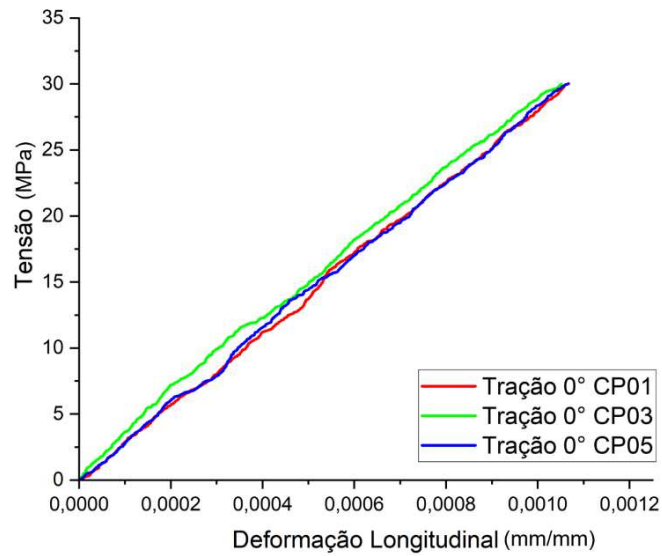


(b) Instrumentados

Fonte: A própria autora.

A Figura 53 traz os resultados de tensão e deformação longitudinais obtidos mediante medição do sensor *strain gage*. Nota-se que são resultados positivos e crescentes, que formam uma reta. Logo, esta é a parte elástica do diagrama tensão x deformação do compósito ensaiado.

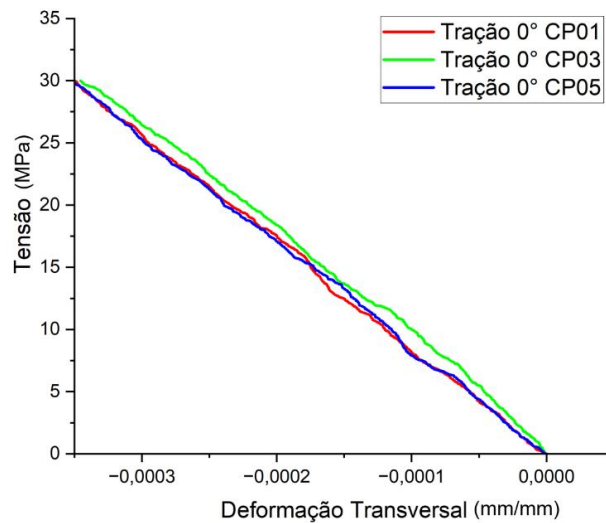
Figura 53 - Diagrama tensão x deformação longitudinal obtido através dos dados do *strain gage*



Fonte: A própria autora.

A Figura 54 traz os resultados de tensão e deformação obtidos pelo sensor *strain gage* para deformações transversais. São valores negativos e em decréscimo, o que mostra o estreitamento no corpo de prova durante a sua deformação elástica.

Figura 54 - Diagrama tensão x deformação transversal obtido através dos dados do *strain gage*



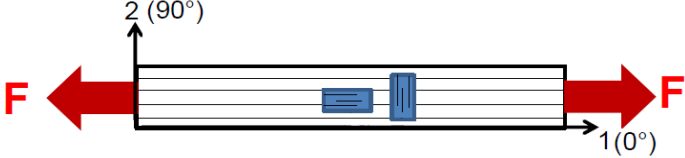
Fonte: A própria autora.

O ensaio de tração era interrompido nos corpos de prova instrumentados quando este atingia 30,0 MPa de tensão aplicada, a fim de se obter a faixa elástica do diagrama. Após essa interrupção, descarregava-se o corpo de prova e retomava-se o ensaio de tração com acréscimo de carga até a ruptura final.

A Tabela 15 apresenta um resumo dos dados obtidos no ensaio de tração a 0° contendo os dados de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson obtidos por meio das equações 2 e 5, respectivamente.

O módulo de elasticidade foi calculado utilizando-se os valores de tensão e deformação entre 20% e 60% da carga.

Tabela 15 - Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à tração a 0° instrumentados



Tração 0°	$f_{t,0^\circ} = \sigma_1$	49,63 MPa	±6,5
	$E_{long,ft0^\circ} = E_{11}$	28,26 GPa	±0,23
	$E_{transv,ft0^\circ} = E_{12}$	85,72 GPa	±1,03
	ν_{12}	0,33	±0,0016

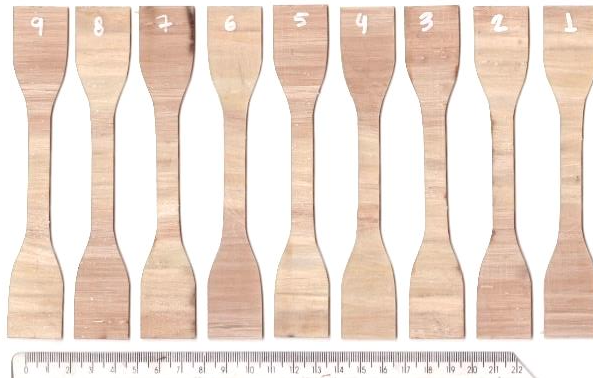
Fonte: A própria autora.

Na Tabela 15, também são apresentadas novas siglas para tensão e módulo de elasticidade do compósito que, ao longo dos resultados, serão utilizadas em outras relações neste aspecto.

4.3.4 Compósito DT/epóxi UD 90° - Tração

Os corpos de prova ensaiados à tração em fase definitiva podem ser vistos na Figura 55. Assim como os corpos de prova com fibras orientadas a 0°, o corte a laser proporcionou a estabilidade dimensional e possibilitou resultados de comprimento, largura e espessura com desvio padrão baixo, como exposto pela Tabela 15.

Figura 55 - Corpos de prova ensaiados à tração perpendicular à fibra – fase definitiva



Fonte: A própria autora.

A Tabela 16 relaciona os dados de comprimento, largura e espessura da zona de ruptura dos corpos de prova com fibras orientadas a 90°, não instrumentados, de fase definitiva.

Tabela 16 - Resumo dos resultados da medição dos corpos de prova ensaiados à tração a 90°

CP 90° Tração	Comprimento (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
Média	48,89	9,98	1,64	0,80	1,01
Coeficiente de Variação	0,67	1,31	3,32	3,62	2,78
Desvio padrão	0,33	0,13	0,05	0,03	0,03

Fonte: A própria autora.

A Tabela 17 relaciona os resultados médios das propriedades mecânicas dos corpos de prova não instrumentados, ensaiados à tração, com fibras a 90° em relação à direção da carga aplicada.

Tabela 17 - Resumo dos resultados de resistência à tração do compósito DT/epóxi a 90°

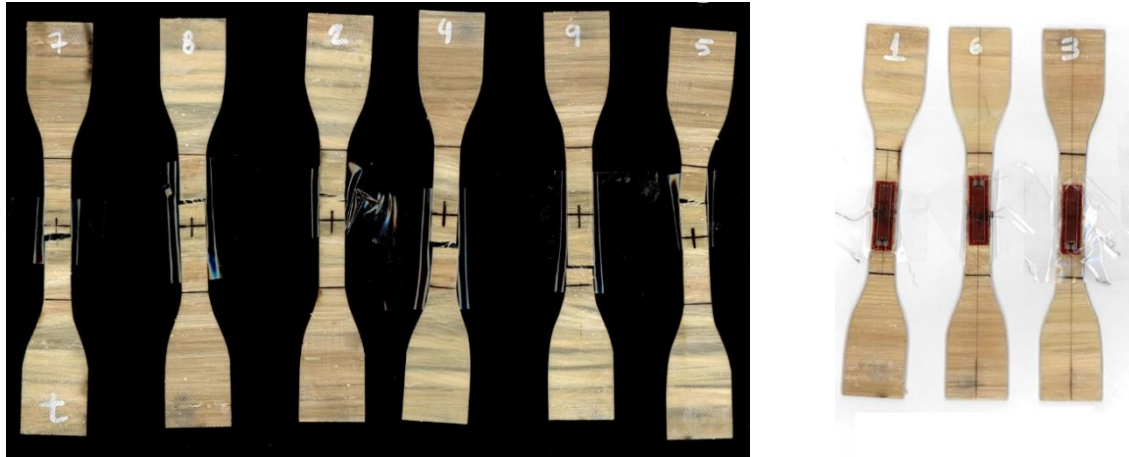
CP 90° - Tração	Tensão Máxima $f_{t,90^\circ}$ (MPa)	$E_{long,ft90^\circ}$ (GPa)	$f_{t,90^\circ}$ específica (MPa/(g/cm ³))	$E_{long,ft90^\circ}$ específico (GPa/(g/cm ³))
Média	3,31	2,55	3,59	2,15
Máximo	4,01	2,65	4,01	2,48
Mínimo	1,77	2,49	3,24	1,87
Coeficiente de Variação	20,68	3,19	9,16	9,91
Desvio padrão	0,68	0,08	0,33	0,21

Fonte: A própria autora.

A Figura 56 mostra o aspecto dos corpos de prova com fibras a 90° após a ruptura, tanto os instrumentados (Figura 56-b) quanto os não instrumentados (Figura 56-a). As medidas de comprimento, largura, espessura e peso foram feitas apenas nos corpos de prova não instrumentados, de maneira análoga aos corpos de prova de

tração 0° , apresentados anteriormente. É possível observar na imagem que a ruptura dos corpos de prova ocorreu sempre próxima à linha central.

Figura 56 - Aspecto dos corpos de prova submetidos ao ensaio de resistência à tração



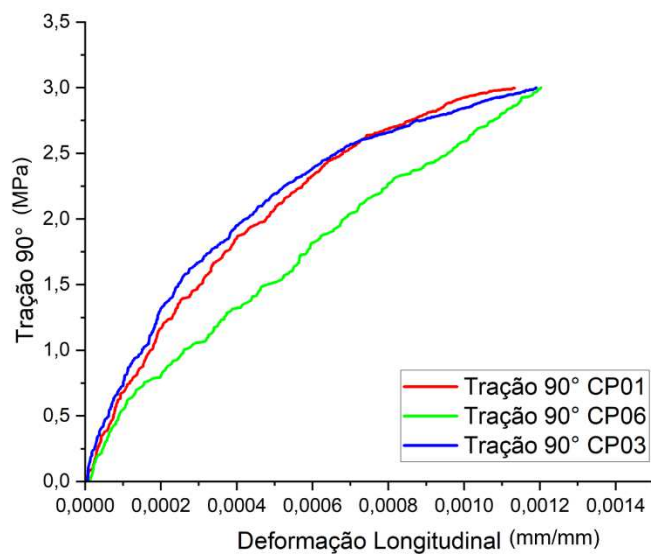
(a) Corpos de prova não instrumentados

(b) Corpos de prova instrumentados

Fonte: A própria autora.

A Figura 57 traz os resultados de tensão e deformação transversais, de maneira análoga ao ensaio de corpos de prova com fibras orientadas a 0° . Nota-se que são resultados negativos e com curva característica a funções exponenciais. Logo, os resultados apresentados no diagrama incluem a fase plástica do material.

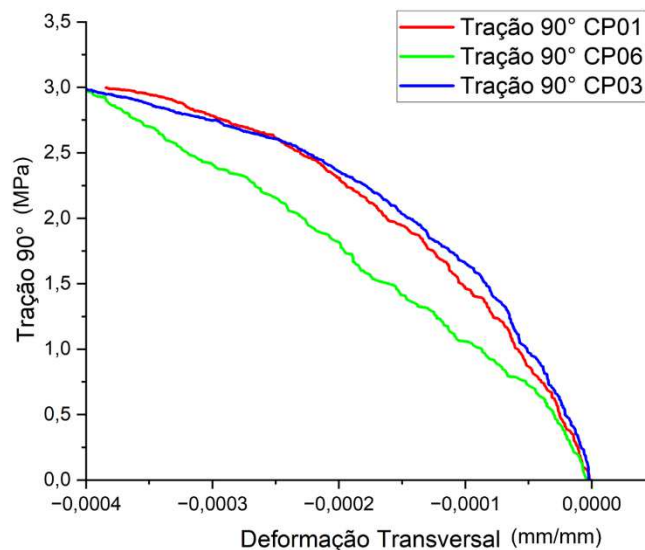
Figura 57 - Diagrama tensão x deformação longitudinal obtido através dos dados do *strain gage*



Fonte: A própria autora.

A Figura 58 traz os resultados de tensão e deformação obtidos pelo sensor *strain gage* para deformações transversais. São valores negativos e em decréscimo, com curva característica a funções exponenciais novamente. Este gráfico mostra o estreitamento no corpo de prova ao longo de seu carregamento à tração. A deformação também tem características plásticas nessa configuração.

Figura 58 - Diagrama tensão x deformação transversal obtido através dos dados do *strain gage*

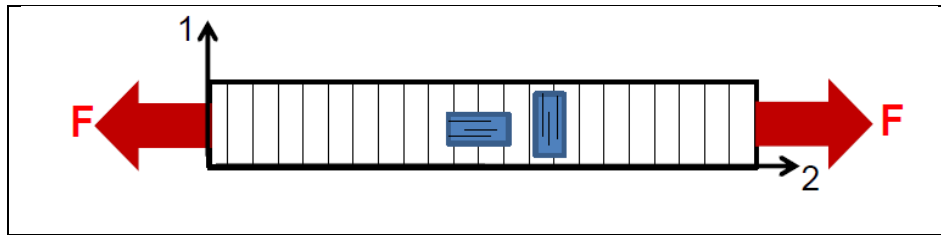


Fonte: A própria autora.

O ensaio de tração nos corpos de prova com fibras a 90° para os corpos de prova instrumentados era interrompido quando este atingia 3,0 MPa de tensão, a fim de se obter a faixa elástica do diagrama. Em seguida, retomava-se o ensaio de tração com acréscimo de carga até a ruptura final do corpo de prova. Nesse caso, porém, não se pôde separar a fase elástica da fase plástica.

A Tabela 18 apresenta um resumo dos dados obtidos no ensaio de tração a 90°. O módulo de elasticidade foi calculado utilizando-se as equações 2 e os valores de tensão e deformação entre 20% e 60% da carga aplicada. O coeficiente de Poisson foi calculado utilizando-se a equação 5.

Tabela 18 - Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à tração a 90° instrumentados



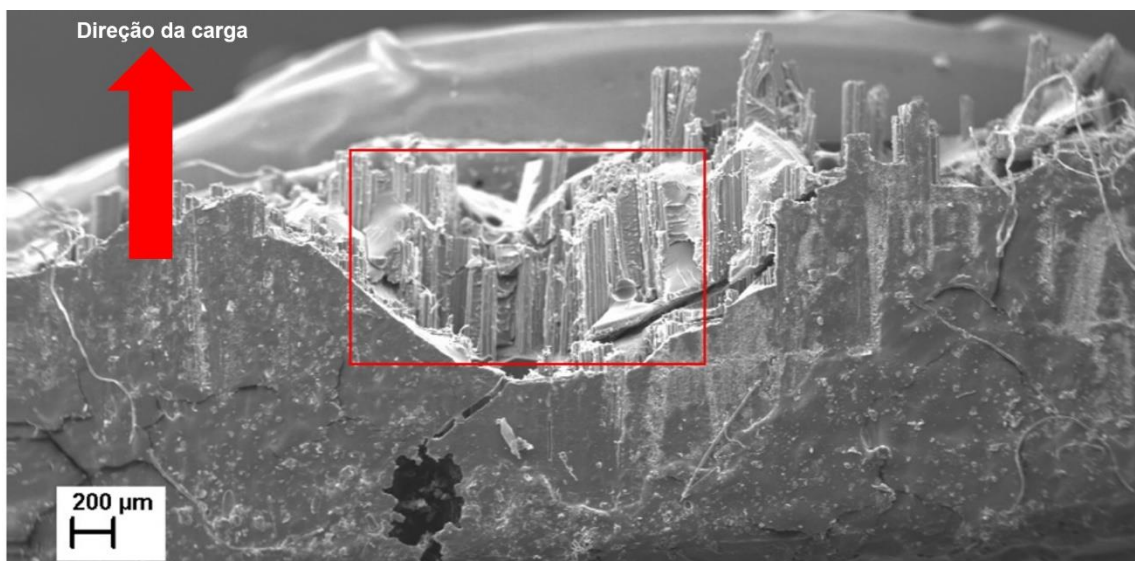
Tração 90°	$f_{t,90^\circ} = \sigma_{11}$	3,31 MPa	0,68
	$E_{long,ft90^\circ} = E_{22}$	2,55 GPa	0,08
	$E_{transv,ft90^\circ} = E_{21}$	7,56 GPa	0,21
	ν_{21}	0,34	0,0032

Fonte: A própria autora.

4.3.5 Modos de falha – MEV tração 0° e 90°

A análise por MEV foi realizada na superfície fraturada dos corpos de prova testados em tração 0° e 90°. A Figura 59 mostra a superfície fraturada do corpo de prova solicitado à tração com fibras a 0° em relação à direção da carga.

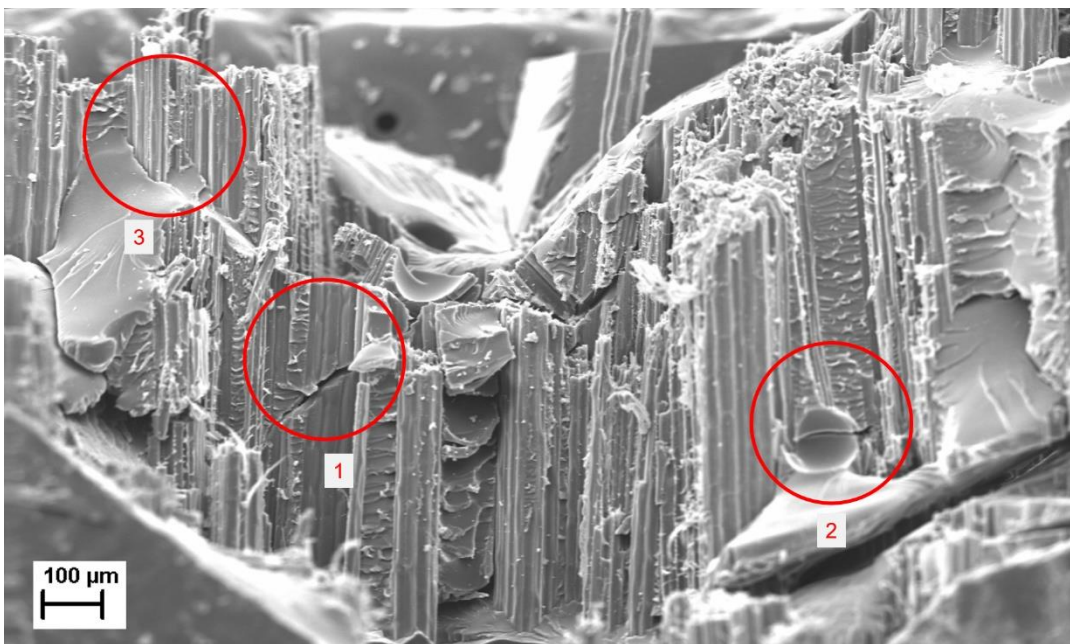
Figura 59 – Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 50x



Fonte: A própria autora.

Em geral, observou-se maior quantidade de fibras quebradas do que vazios ou bolhas, o que indica fratura principal por arrancamento da fibra e descolamento desta em relação à matriz. A região destacada na Figura 59 foi aumentada em 150x, e a Figura 60 apresenta essa região em detalhe. Nessa região, indicada pelo número 1, observa-se trincamento ou ruptura da matriz. Na indicação número 2, uma bolha também pode ser notada, sendo possível também observar descolamento da fibra em relação à matriz, na indicação número 3.

Figura 60 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 150x

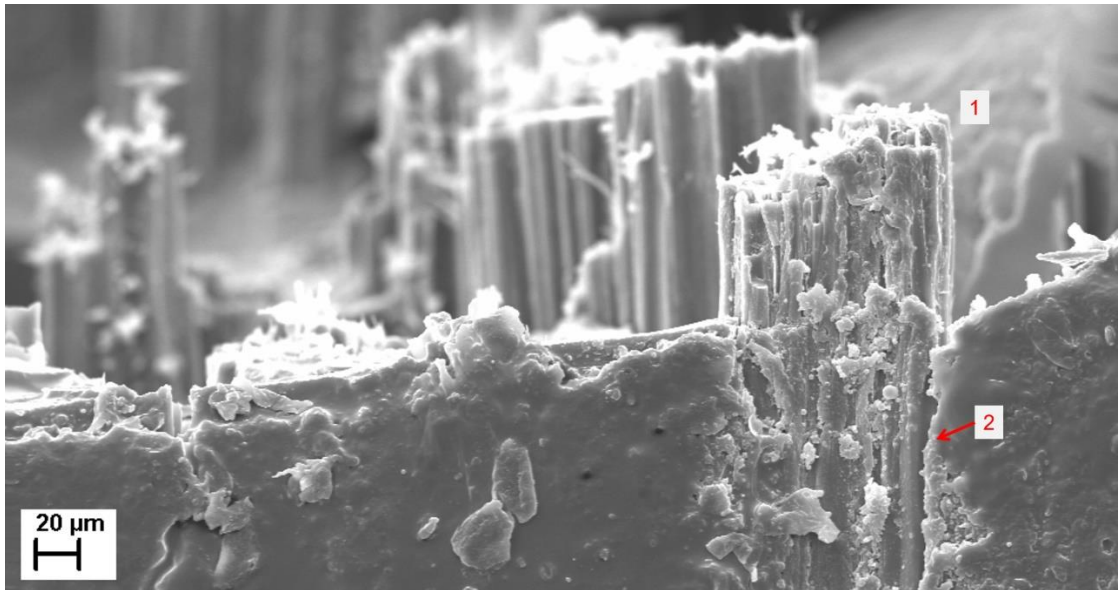


Legenda: 1 – Trincamento da matriz; 2 – Bolha; 3 – Descolamento fibra/matriz

Fonte: A própria autora.

Uma fibra rompida, em destaque, pode ser vista na Figura 61, indicada pelo número 1. Em algumas regiões, foi observada fraca adesão fibra-matriz, como pode ser observado na indicação número 2 da mesma figura. Esse fenômeno pode ser atribuído à baixa compatibilidade entre a natureza hidrofílica da fibra e a natureza hidrofóbica da matriz utilizada (FIORE *et al.*, 2014).

Figura 61 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 500x

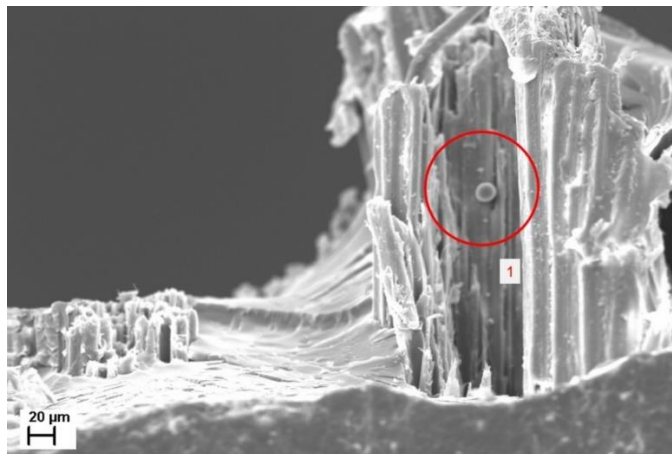


Legenda: 1 – Fibra rompida; 2 – Matriz não aderida à fibra

Fonte: A própria autora.

A Figura 62 mostra uma fibra rompida e, nesse caso, parte de seu interior pode ser visto. Na região do interior da fibra, foi possível notar gotícula de resina, indicado por 1.

Figura 62 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 500x

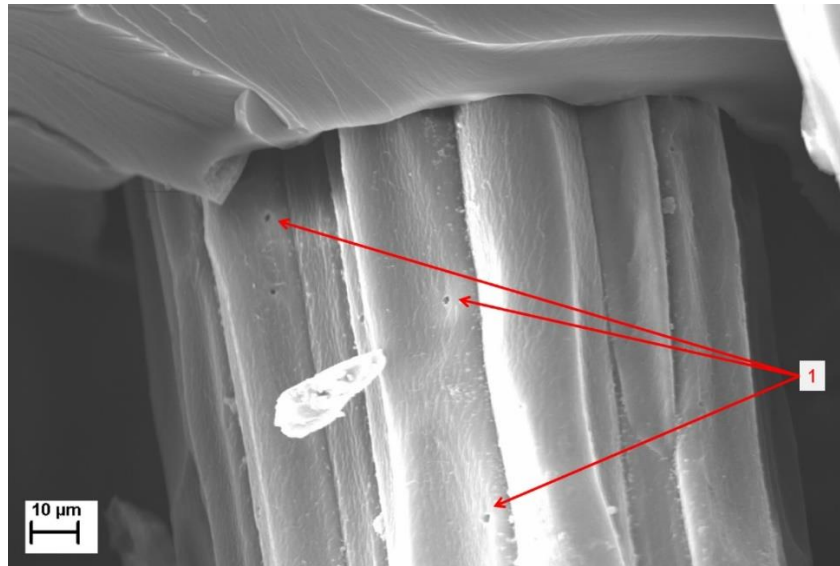


Legenda: 1 – Gota de matriz no interior da fibra

Fonte: A própria autora.

A Figura 63 mostra os pequenos orifícios, indicados pelo número 1, por onde a resina infiltra pela parede da fibra e se deposita dentro do lúmen.

Figura 63 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista longitudinal, com aumento de 1500x

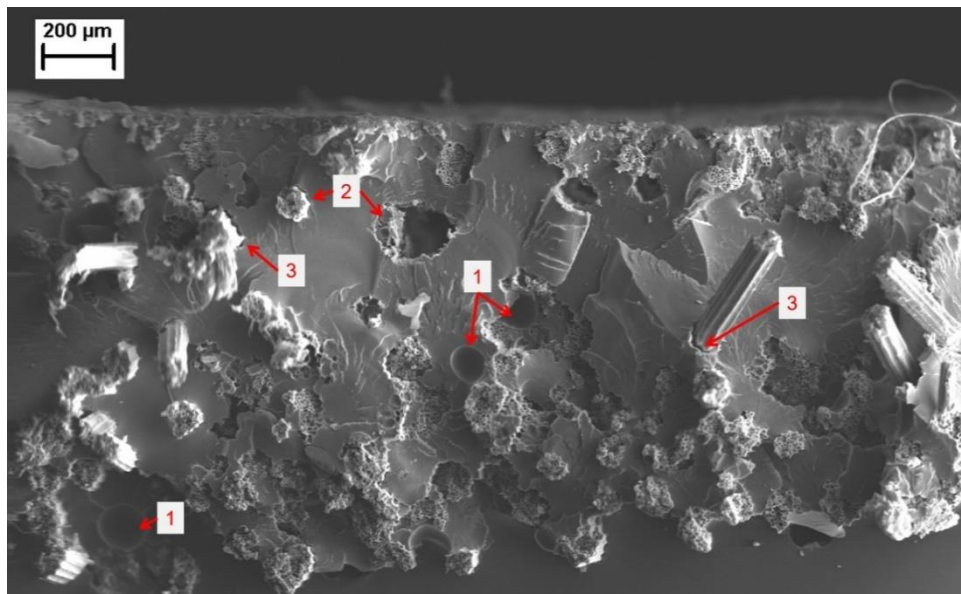


Legenda: 1 – Orifícios na parede fibra

Fonte: A própria autora.

A Figura 64 mostra a seção transversal do compósito rompido por tração a 0°. Na indicação número 1, é possível notar bolhas na resina. Nota-se também fibras arrancadas e rompidas, na indicação pelo número 2. Nas regiões indicadas pelo número 3, é possível notar fibras ainda presas à matriz, mas apresentando descolamento e baixa adesão.

Figura 64 – Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 100x

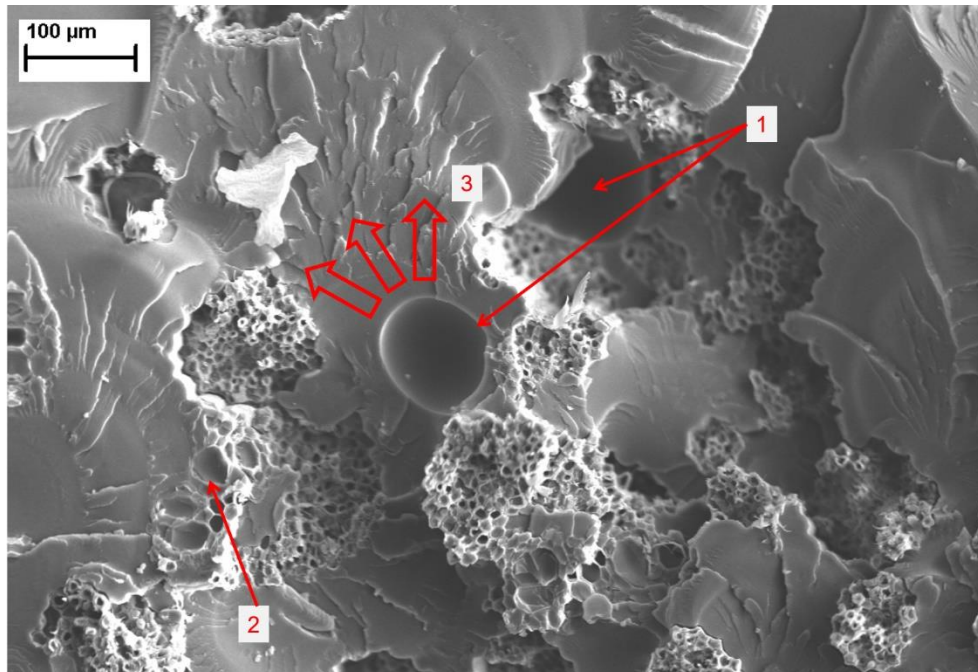


Legenda: 1 – Bolha; 2 – Arrancamento da fibra; 3 – Descolamento fibra/matriz

Fonte: A própria autora.

A Figura 65 mostra região da Figura 64 em detalhe. O número 1 indica duas bolhas provavelmente formadas no processo de fabricação. O número 2 indica uma região de fronteira entre fibra e matriz, onde a propagação de tensões se inicia após a superfície da fibra e ruptura por *pull-out* da mesma. O número 3 indica a direção da propagação da falha, que se iniciou na bolha indicada pelo número 1.

Figura 65 – Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 300x



Legenda: 1 – Bolha; 2 – Região de fronteira entre fibra e matriz; 3 – Direção da propagação de tensões

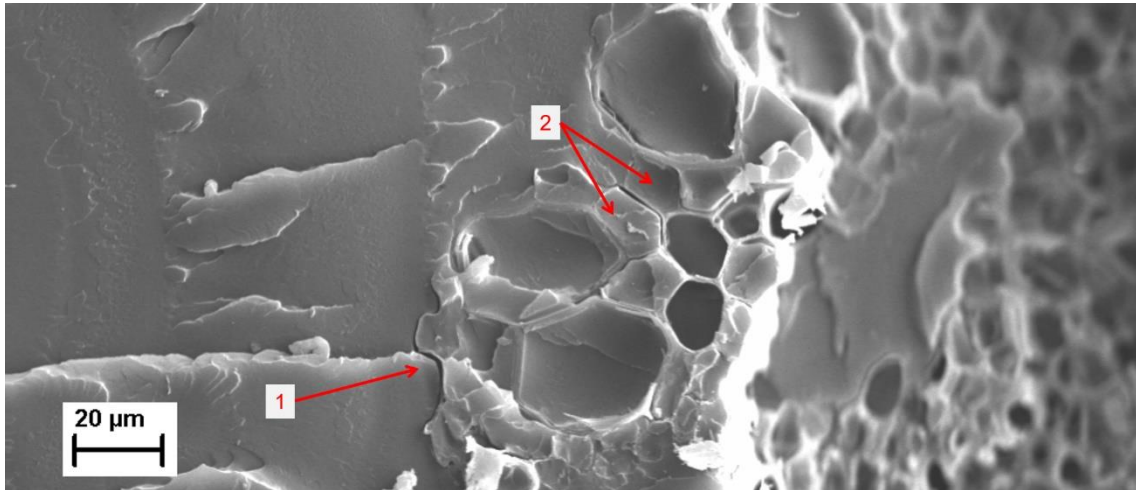
Fonte: A própria autora.

O fato de as fibras não apresentarem esmagamento da seção transversal demonstra um processo de fabricação adequado para esse tipo de fibra. A baixa quantidade de vazios na direção longitudinal demonstra uma boa fluidez da matriz ao longo das fibras. A fibra utilizada não teve nenhum tipo de tratamento além da maceração biológica em água, portanto, apresenta suas propriedades de hidrofobicidade e superfície de baixa adesão.

A Figura 66 mostra em detalhe a região do início do descolamento entre fibra e matriz, indicado pelo número 1. As células de lúmens parcialmente ou totalmente preenchidos por resina estão indicados pelo número 2. Esse fenômeno da

impregnação de fibras foi comentado na literatura em compósitos plásticos de madeira (RAO; ZHOU; FAN, 2018).

Figura 66 -Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 1000x

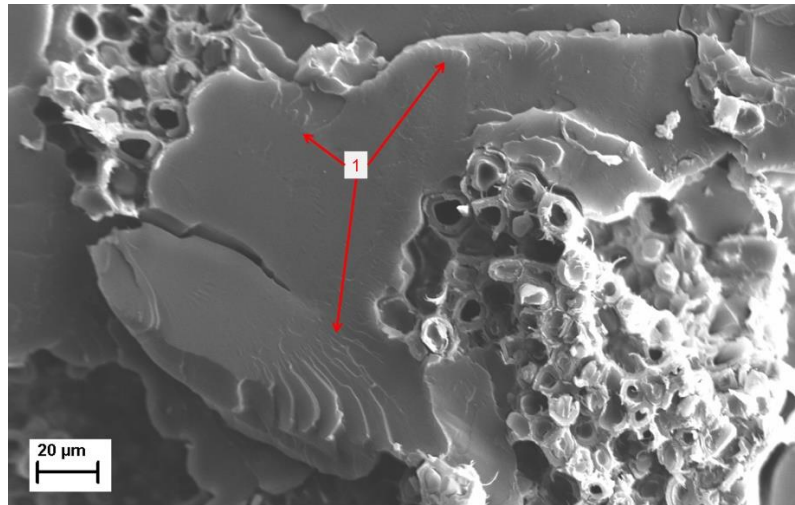


Legenda: 1 – Trincamento da matriz; 2 – Boa adesão entre fibra e matriz

Fonte: A própria autora.

A Figura 67 mostra outra zona de ruptura em corte transversal, onde é possível notar a ruptura da matriz em uma região rica em matriz, ou seja, uma região onde as fibras encontram-se longe uma das outras. Nesse tipo de ruptura da matriz por tração, é possível notar linhas chamadas de *riverlines*, na tradução livre, “curvas de rio” (HULL, 1999), indicadas pelo número 1. Nesse tipo de ruptura, múltiplas fraturas iniciam-se a partir de um defeito ou de uma fibra e se espalham, em múltiplos planos com alturas ligeiramente diferentes entre si e convergem em apenas um plano (GREENHALGH, 2009).

Figura 67 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 1000x

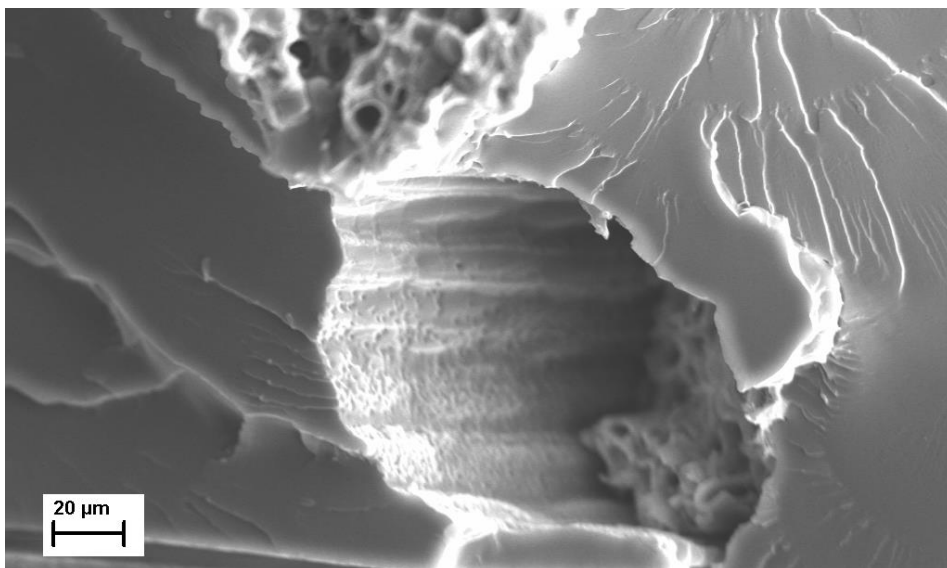


Legenda: 1 – Ruptura da matriz (*Riverlines*)

Fonte: A própria autora.

No detalhe apresentado na Figura 68, é possível notar a cavidade deixada pela fibra após seu arrancamento (*pull-out*). A cavidade formada pela matriz apresenta a rugosidade referente à parede da fibra. Essas marcas deixadas pela fibra na resina são chamadas de *fiber imprints* ou *fiber tracks*, na tradução livre, “imprimação da fibra” ou “rastro da fibra” (GREENHALGH, 2009). A presença desse tipo de fenômeno indica boa impregnação e adesão entre fibra e matriz por intertravamento.

Figura 68 - Aspectos de falha do CP 08 à tração 0°, vista em corte, com aumento de 1000x

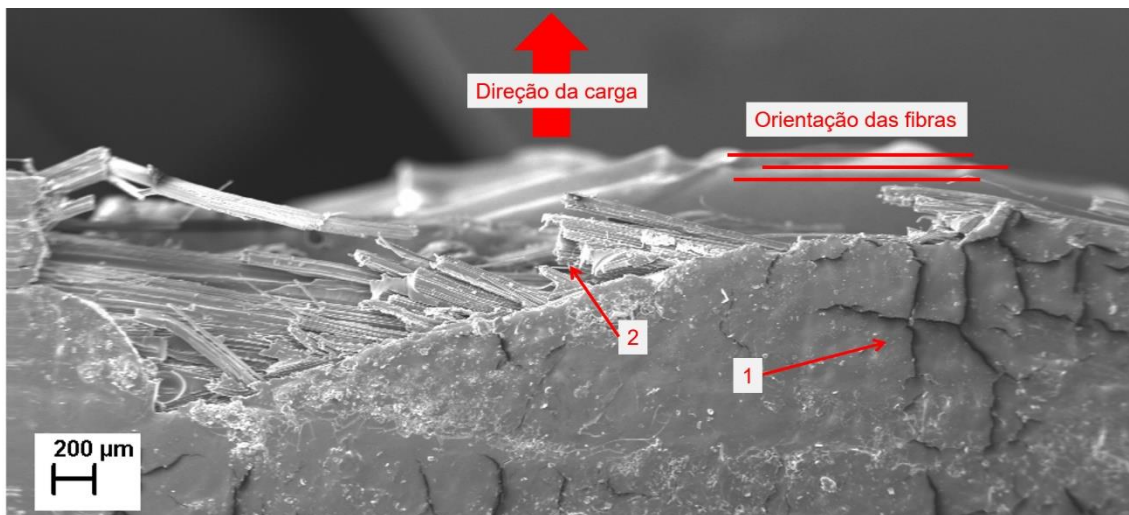


Fonte: A própria autora.

O intertravamento mecânico ocorreu através da penetração da resina nas cavidades que se formaram ao longo do eixo longitudinal da fibra, além de outras cavidades formadas pela porosidade, rugosidade e irregularidades superficiais da fibra, comuns às fibras naturais. Após a solidificação, essas características servem de ancoragem promovendo a aderência e atrito, permitindo a adesão mecânica.

Na Figura 69, é possível notar a ruptura da matriz, além da ruptura das fibras por tração perpendicular às fibras. A região indicada pelo número 1, na Figura 69, mostra a ruptura da resina, e a região indicada pelo número 2 mostra as fibras rompidas.

Figura 69 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista longitudinal, com aumento de 50x



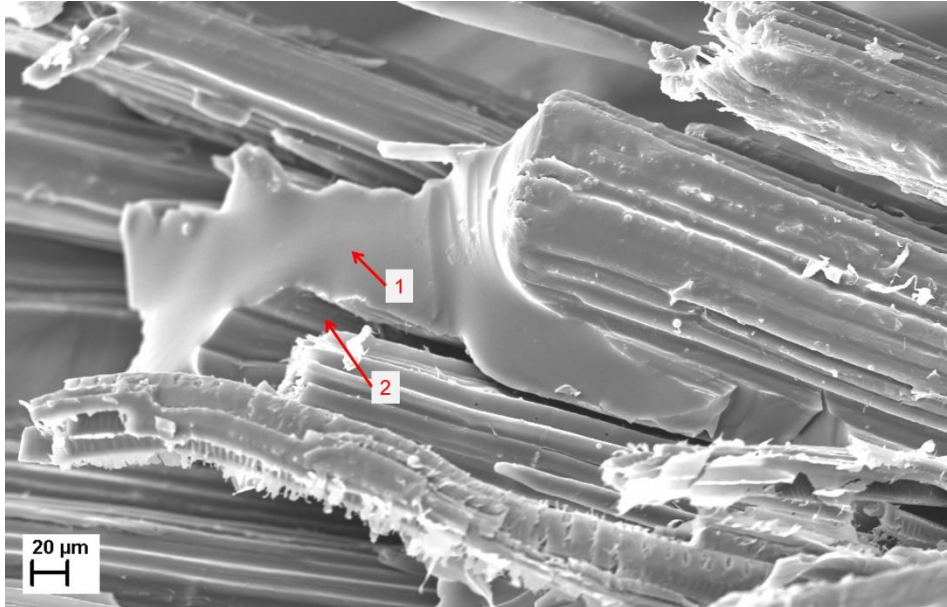
Legenda: 1 – Ruptura da matriz; 2 – Ruptura das fibras

Fonte: A própria autora.

Na Figura 70, é possível notar a ruptura da matriz, além da ruptura das fibras. O processo de ruptura da matriz se dá logo após seu descolamento da fibra.

Observa-se que, nos locais onde a matriz encontra-se mais espessa, a região da ruptura é mais lisa, como apontado na Figura 70, na indicação número 1. Nessas regiões de maior teor em volume de matriz, a propagação da fissura é reduzida devido a zonas de relaxação das tensões dentro da matriz.

Figura 70 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista longitudinal, com aumento de 500x



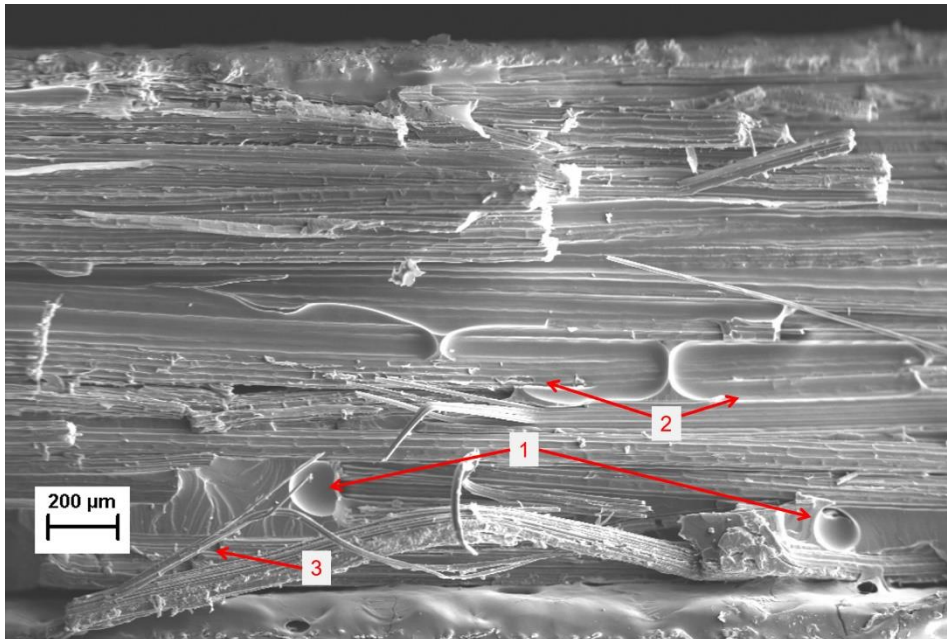
Legenda: 1 – Ruptura da matriz; 2 – Descolamento entre fibra e matriz

Fonte: A própria autora.

O descolamento entre a matriz e a fibra é observado desde antes do alcance da carga máxima e da ruptura total. Esse fenômeno inicia-se quando a carga aplicada atinge aproximadamente 50% de seu valor final (TAKARASHI *et al.*, 2022) e ocorre por meio da formação de microvazios na interface entre a fibra e a matriz. À medida que o comprimento de deslocamento da matriz aumenta, esses vazios se expandem em tamanho e quantidade, tornando-se visíveis. Posteriormente, o deslocamento das faces da fissura ocorre, culminando na ruptura da matriz.

A Figura 71 mostra a região de falha do compósito na tração a 90° em relação à fibra. Nessa perspectiva, é possível notar que a ruptura é desencadeada principalmente nas regiões onde há bolhas transversais, ou seja, ruptura da matriz devido ao seu volume reduzido por vazios formados longitudinalmente. Nesse caso, o compósito contém reduzida área de contato tanto entre fibra e matriz quanto entre matriz e matriz, o que reduz a tensão de tração. A tensão de tração leva em consideração para o cálculo a área da seção transversal do corpo de prova e, neste caso, essa área encontra-se reduzida (KIMURA *et al.*, 2022).

Figura 71 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista em corte, com aumento de 100x



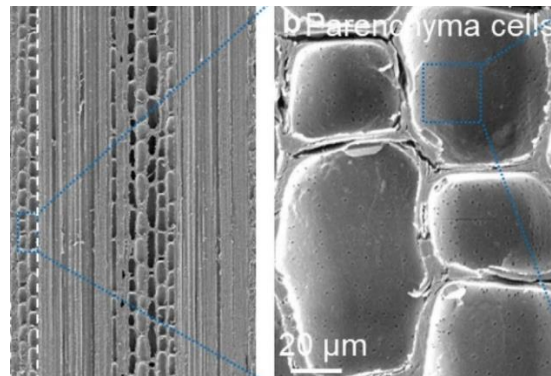
Legenda: 1 – Bolha; 2 – Bolha ao longo da fibra; 3 – Ruptura da fibra longitudinalmente

Fonte: A própria autora.

O início da ruptura da matriz pode também ser induzido pelo descolamento entre fibra e matriz, ambos os mecanismos podem ocorrer como modo de falha inicial ou podem se completar, dependendo das irregularidades da distribuição da fibra na matriz (HOJO *et al.*, 2009).

Efeito parecido foi notado em peças de bambu natural que apresentavam células ocas do parênquima dispostas em um padrão de favo de mel distribuídas ao redor das macrofibras sólidas, conforme pode ser notado na Figura 72. O parênquima é constituído de células alongadas, distribuídas no sentido axial (BERALDO *et al.*, 2004). Quando ensaiados à tração perpendicular às fibras, essa região se rompe com valor de resistência final reduzido, já que pequenas porções de material, neste caso parede celular, estão suportando a carga na devida seção transversal (ZHIHAN LI *et al.*, 2022).

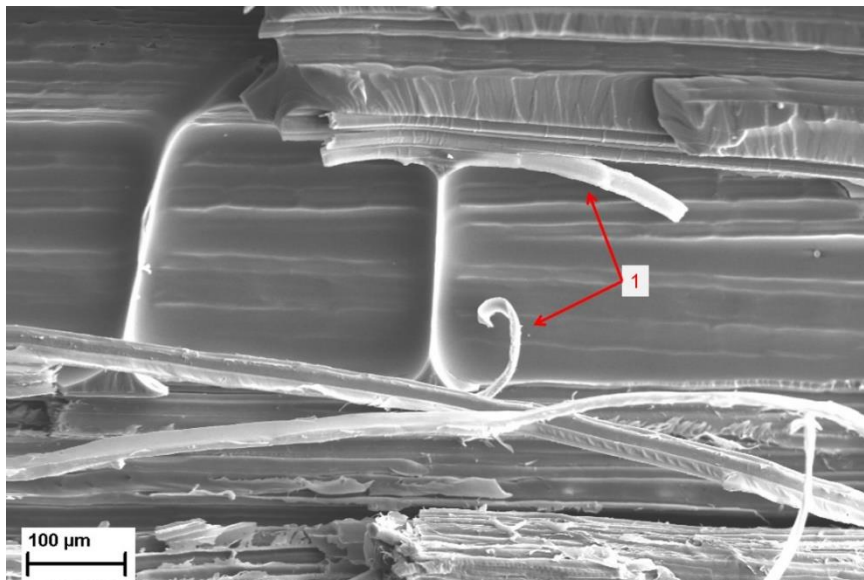
Figura 72 - Células de parênquima vistas em corte paralelo ao comprimento longitudinal do bambu



Fonte: Zhihan Li *et al.* (2022).

A ruptura da resina nas paredes das bolhas é observada em detalhe na Figura 73, na região marcada pelo indicador 1. Nesse local, uma ponte plástica (KIMURA *et al.*, 2019) entre interfaces é observada. Esse tipo de falha é observado no descolamento da interface entre fibra e matriz, e a matriz é estirada, devido ao seu comportamento plástico e dúctil. A tira que se forma é também chamada de *fibrillation*, em tradução livre, “fibrilação”, decorrente da plasticidade em grande escala que ocorre na matriz do compósito (GREENHALGH, 2009).

Figura 73 - Aspectos de falha do CP 04 à tração 90°, vista em corte, com aumento de 300x



Legenda: 1 – Fibrilação.

Fonte: A própria autora.

A ruptura dos corpos de prova ensaiados com tensão aplicada a 0° e a 90° em relação à orientação da fibra se mostra dependente principalmente do volume de matriz encontrado entre as fibras. Espessuras de matriz mais finas entre fibras mostram ruptura prematura, desencadeada por um processo de descolamento entre fibra e matriz. Em seguida, a falha por ruptura da fibra e matriz é observada, levando a um efeito combinado. Já em regiões onde a matriz encontra-se mais espessa, a ruptura ocorre com comportamento dúctil, iniciando-se pelos mesmos processos.

4.4 Comportamento à flexão

4.4.1 Compósito DT/epóxi UD 0° - Flexão

O aspecto dos corpos de prova utilizados para ensaio de flexão em fase definitiva pode ser visto na Figura 74. Através do corte a laser, obteve-se estabilidade dimensional nos corpos de prova, a qual também foi confirmada pelo desvio padrão baixo nos dados de comprimento, largura e espessura, apresentados na Tabela 19, de forma análoga aos corpos de prova do ensaio de tração.

Figura 74 - Corpos de prova de compósitos DT/Epóxi 0° antes da ruptura à flexão



Fonte: A própria autora.

Após feitas todas as medições de comprimento, largura, espessura e massa, os sensores *strain gage* foram unidos à superfície superior do corpo de prova por meio de adesivo à base de ciano. Com os resultados de massa, foi possível calcular a

densidade dos compósitos, apresentados na Tabela 13. Os resultados de massa e densidade com coeficiente de variação baixos indicam que a fabricação do compósito manteve a uniformidade e balanceamento.

Tabela 19 - Resumo das medidas obtidas dos corpos de prova ensaiados à flexão com fibras a 0° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi

CP 0° Flexão	Comprimento (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm³)
Máximo	79,79	9,88	4,04	3,28	1,03
Mínimo	79,62	9,63	3,59	2,82	1,00
Coeficiente de Variação	0,08	0,93	3,78	4,46	1,26
Desvio padrão	0,06	0,09	0,14	0,13	0,01

Fonte: A própria autora.

A Tabela 20 traz um resumo dos resultados obtidos no ensaio flexão com fibras a 0° em relação à maior dimensão do corpo de prova. Os resultados de deformação utilizados para o cálculo do módulo de elasticidade presentes na Tabela 20 foram obtidos por meio da medição de deformação da própria máquina universal de ensaios.

Tabela 20 - Resumo dos resultados de resistência à flexão com fibras a 0° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi – Fase definitiva

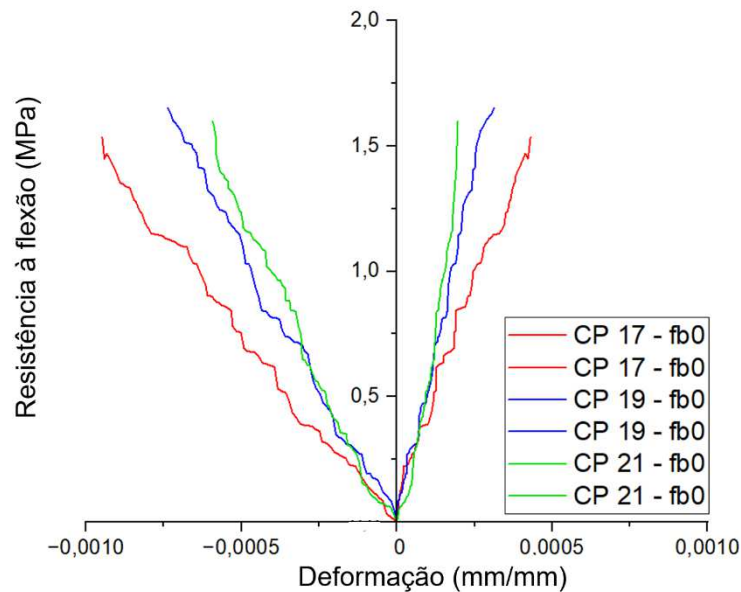
CP 0° Flexão	Tensão Máxima $f_{b,0^\circ}$ (MPa)	$E_{long,fb0^\circ}$ (GPa)	$f_{b,0^\circ}$ específica (MPa/(g/cm³))	$E_{long,fb0^\circ}$ específico (GPa/(g/cm³))
Média	31,93	2,25	31,33	2,21
Máximo	40,10	2,65	38,94	2,66
Mínimo	27,27	1,80	26,43	1,78
Coeficiente de Variação	13,96	11,02	14,23	11,54
Desvio padrão	4,46	0,25	4,46	0,25

Fonte: A própria autora.

A Figura 75 mostra os dados de deformações transversal e longitudinal para o compósito DT/epóxi com fibras orientadas a 0° na flexão. É possível notar que a deformação longitudinal é bem maior do que a deformação transversal. Esse resultado

é esperado, devido ao deslocamento que o corpo de prova sofre ao longo do carregamento central.

Figura 75 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com fibras orientadas a 90° em relação a maior dimensão do corpo de prova – Deformação medida por strain gages posicionados paralelamente e perpendicularmente as fibras



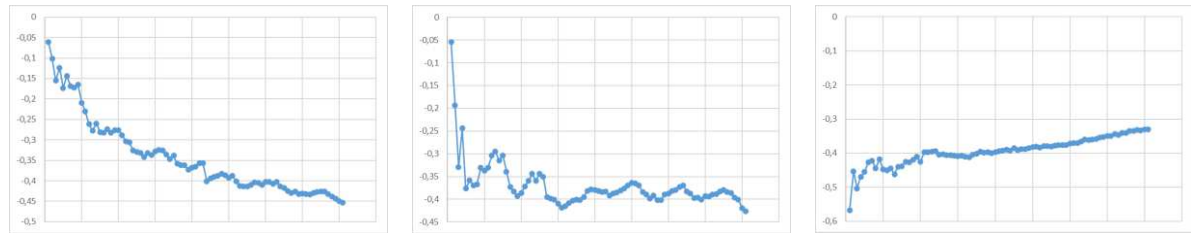
Fonte: A própria autora.

O ensaio de flexão com fibras a 0° para os corpos de prova instrumentados era interrompido quando se atingia 1,5 MPa de tensão, a fim de se obter a faixa elástica do diagrama. Em seguida, retomava-se o ensaio de flexão com acréscimo de carga até a ruptura final do corpo de prova.

Para a determinação do coeficiente de Poisson no ensaio de flexão, empregou-se a equação 5, que possibilita o cálculo do coeficiente por meio da correlação entre as deformações longitudinal e transversal na flexão com fibras a 0°. Os dados coletados pelos extensômetros, posicionados na superfície superior do corpo de prova, foram utilizados para realizar esse cálculo.

A Tabela 21 mostra o coeficiente de Poisson ao longo do ensaio de flexão, para os corpos de prova 17, 19 e 21.

Tabela 21 – Gráfico dos dados de coeficiente de Poisson obtidos ao longo do ensaio de flexão com fibras a 0° do compósito DT/epóxi



(a) CP 17 – Flexão 0°

(b) CP 19 – Flexão 0°

(c) CP 21 – Flexão 0°

Fonte: A própria autora.

No experimento de flexão, observou-se uma variação nos coeficientes de Poisson ao longo do ensaio. A expectativa inicial era de um coeficiente de Poisson constante, a qual era fundamentada na premissa de que esse coeficiente representa a razão entre as deformações longitudinal e transversal sob uma carga aplicada simultaneamente. Diante das variações observadas, foram considerados para análise apenas os valores de Poisson que apresentaram comportamento linear. O valor de coeficiente de Poisson e o seu desvio padrão encontram-se na Tabela 22.

A Tabela 22 apresenta um resumo dos dados obtidos no ensaio de flexão com fibras orientadas a 0°, já com os dados de resistência à flexão, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson obtidos por meio das equações 6, 8 e 9, respectivamente.

Tabela 22 - Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à flexão a 0°

Flexão 0°	$f_{b,0^\circ}$	31,93 MPa	±4,46
	$E_{long,fb0^\circ}$	2,25 GPa	±0,25
	ν_{1b}	0,39	±0,014

Fonte: A própria autora.

4.4.2 Compósito DT/epóxi UD 90° - Flexão

O aspecto dos corpos de prova utilizados para ensaio de flexão, em fase definitiva, pode ser visto na Figura 76. Assim como nos corpos de prova com fibra a 0°, o corte a laser foi utilizado e garantiu desvio padrão baixo nos dados de comprimento, largura e espessura, apresentados na Tabela 23.

Figura 76 - Corpos de prova de compósitos DT/epóxi 90° antes da ruptura à flexão



Fonte: A própria autora.

Após feitas todas as medições, os sensores *strain gage* foram unidos à superfície superior do corpo de prova com adesivo à base de ciano. Com os resultados de massa, foi possível o calcular a densidade dos compósitos, que estão apresentados na Tabela 23. Os resultados de massa e densidade com coeficiente de variação baixos indicam que a fabricação do compósito manteve a uniformidade e o balanceamento.

Tabela 23 - Resumo dos resultados de resistência à flexão com fibras a 90° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi – Fase definitiva

CP 90° Flexão	Comprimento (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
Média	79,64	9,75	3,63	2,89	1,03
Máximo	79,87	9,88	3,83	3,08	1,04
Mínimo	79,55	9,62	3,53	2,75	1,00
Coeficiente de Variação	0,14	0,90	2,85	3,91	1,26
Desvio padrão	0,11	0,09	0,10	0,11	0,01

Fonte: A própria autora.

A Tabela 24 traz um resumo dos resultados obtidos no ensaio flexão com fibras a 90° em relação à maior dimensão do corpo de prova.

Tabela 24 - Resumo dos resultados de resistência à flexão com fibras a 90° em relação ao eixo longitudinal do compósito DT/epóxi – Fase definitiva

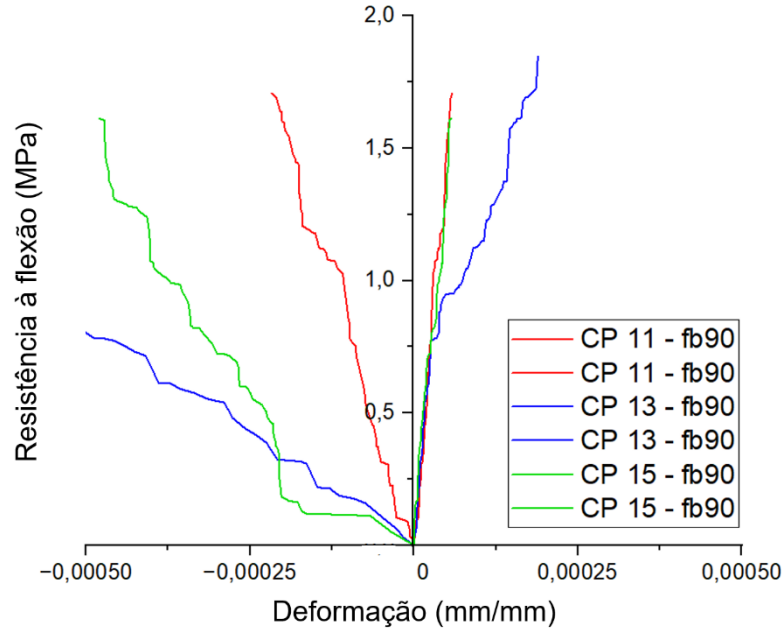
CP 90° Flexão	Tensão Máxima $f_{b,90^\circ}$ (MPa)	$E_{long,fb90^\circ}$ (GPa)	$f_{b,90^\circ}$ específica (MPa/(g/cm ³))	$E_{long,fb90^\circ}$ específico (GPa/(g/cm ³))
Média	4,57	0,28	4,45	0,27
Máximo	8,13	0,49	7,79	0,47
Mínimo	2,59	0,09	2,49	0,09
Coeficiente de Variação	42,16	47,18	41,55	46,68
Desvio padrão	1,93	0,13	1,85	0,13

Fonte: A própria autora.

A Figura 77 exibe os dados das deformações transversal e longitudinal do compósito DT/epóxi, cujas fibras estão orientadas a 90°, quando submetido ao ensaio de flexão. Observa-se que a deformação longitudinal é significativamente maior que a transversal, sendo um resultado esperado em virtude do deslocamento que o corpo de prova experimenta sob a aplicação da carga central.

Observa-se que os resultados são negativos e apresentam uma tendência decrescente, configurando uma linha reta. Portanto, esta representa a região elástica do diagrama tensão-deformação do compósito submetido ao ensaio.

Figura 77 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com fibras orientadas a 90° em relação a maior dimensão do corpo de prova – Deformação medida por strain gages posicionados paralelamente e perpendicularmente as fibras



Fonte: A própria autora.

Para determinar o coeficiente de Poisson no ensaio de flexão, utilizou-se a equação 5, que permite calcular esse coeficiente através da relação entre as deformações longitudinal e transversal em corpos de prova com fibras orientadas a 90°. Os dados obtidos pelos extensômetros, localizados na face superior do corpo de prova, foram empregados nesse cálculo.

A Tabela 25 apresenta os valores do coeficiente de Poisson ao longo do ensaio de flexão para os corpos de prova de números 11, 13 e 15.

Tabela 25 - Gráfico dos dados de coeficiente de Poisson obtidos ao longo do ensaio de flexão com fibras a 90° do compósito DT/epóxi

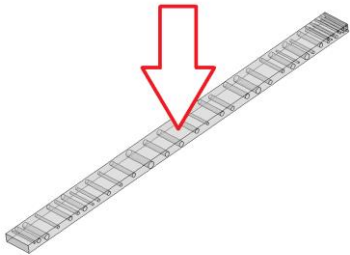
(a) CP 11 – Flexão 90°	(b) CP 13 – Flexão 90°	(c) CP 15 – Flexão 90°

Fonte: A autora.

De maneira semelhante ao observado no ensaio de flexão a 90°, constatou-se uma variação nos coeficientes de Poisson ao longo do ensaio. Diante das variações notadas, optou-se por analisar apenas os valores de Poisson que exibiram um comportamento linear.

A Tabela 26 exhibe o resumo dos resultados obtidos através do ensaio de flexão a 90° e o desvio padrão desses resultados.

Tabela 26 – Resumo dos dados obtidos através dos corpos de prova ensaiados à flexão a 90°



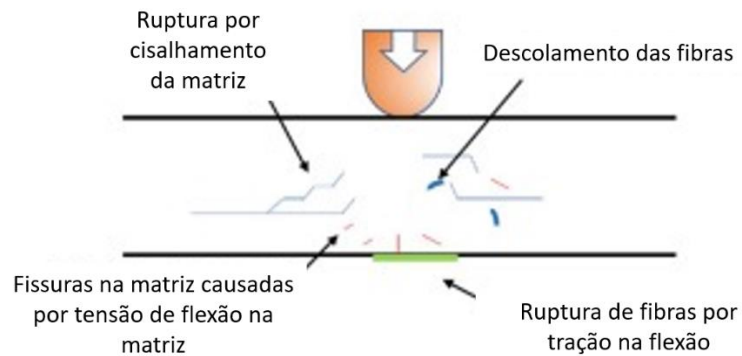
Flexão 90°	$f_{b,90^\circ}$	4,57	$\pm 1,93$
	$E_{long,fb90^\circ}$	0,28	$\pm 0,13$
	ν_{2b}	0,26	$\pm 0,0064$

Fonte: A própria autora.

4.4.3 Modos de falha – MEV flexão 0° e 90°

O comportamento do compósito DT/epóxi esperado para flexão era de ruptura dúctil, tanto para fibras a 0° quanto para fibras a 90°, pois, em ambas as rupturas, há a possibilidade da ruptura da matriz por flexão e por cisalhamento antes da ruptura da matriz por tração da face inferior do compósito. A Figura 78 demonstra os tipos de ruptura esperados para o compósito.

Figura 78 - Tipos de ruptura esperados para corpos de prova solicitados à flexão

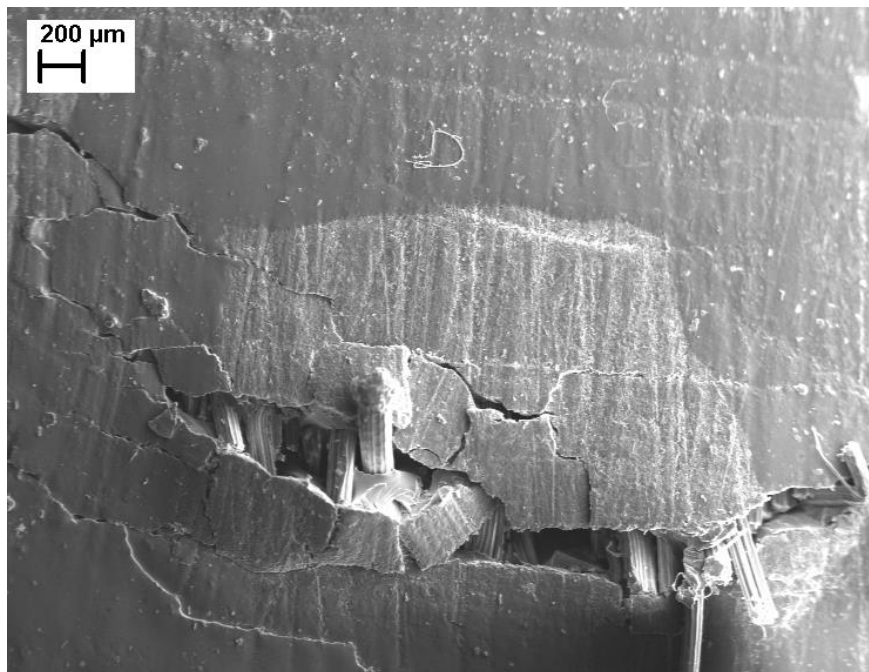


Fonte: Adaptada de Javanshour *et al.* (2021).

A partir de imagens permitidas pela MEV, é possível analisar as rupturas dos compósitos na fase final do dano, ou seja, após ensaio destrutivo finalizado e em relação à face analisada.

A Figura 79 mostra a face inferior do compósito rompido por flexão com aumento de 50 vezes. A diferença de brilho entre algumas regiões da superfície da resina epóxi curada se dá pela caneta de tinta permanente utilizada para demarcação das áreas para análise MEV, não interferindo no resultado.

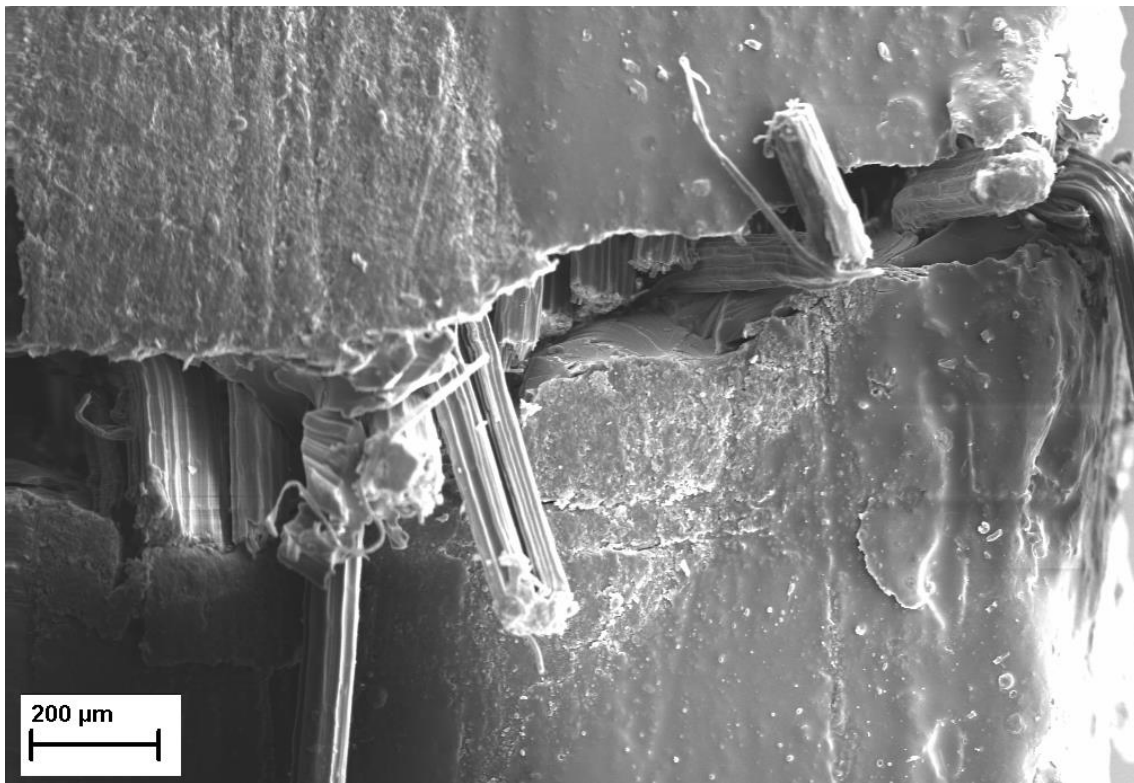
Figura 79 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 50x



Fonte: A própria autora.

A Figura 80 destaca a mesma região, porém com aumento de 150 vezes, então, é possível observar as fibras que se romperam por tração durante o ensaio de flexão na face inferior do corpo de prova. Esse fenômeno ocorre porque, durante a flexão, a face inferior do corpo de prova é submetida a tensões de tração, enquanto a face superior é submetida a tensões de compressão. As fibras rompidas por tração na face inferior indicam que a resistência à tração do compósito foi superada nessa região, levando ao início da falha do material.

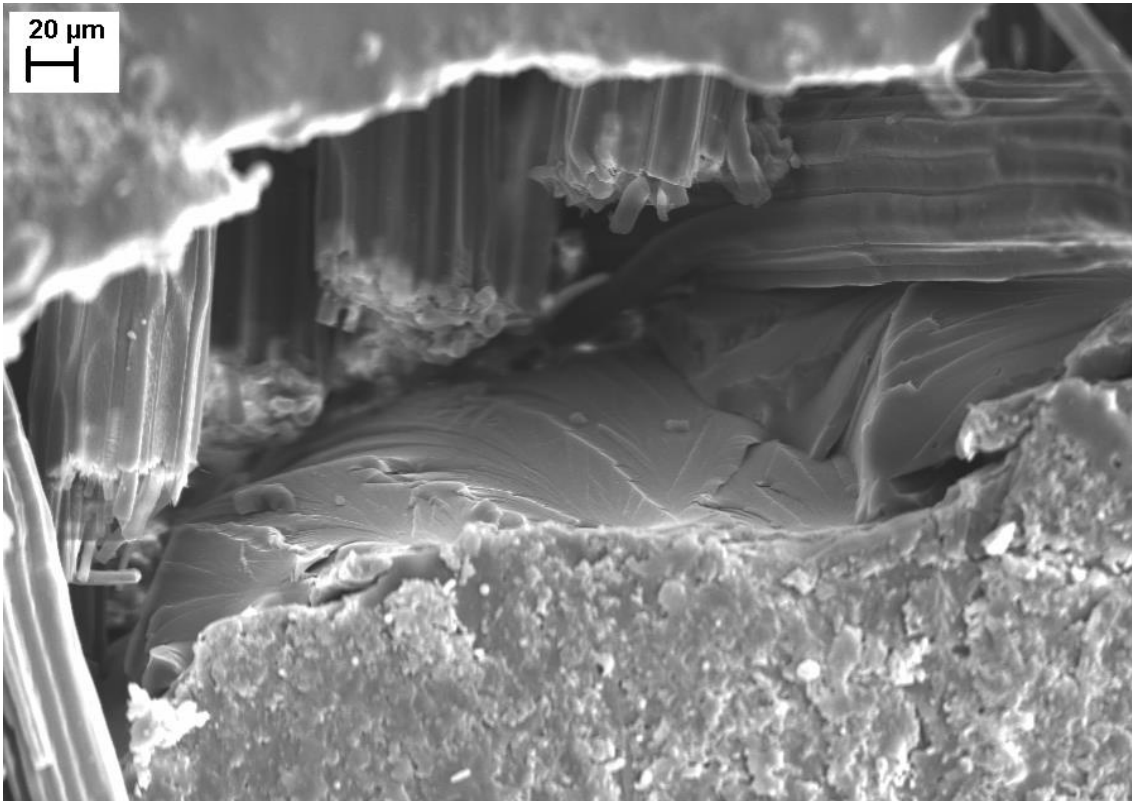
Figura 80 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 150x



Fonte: A própria autora.

Na Figura 81, é possível notar que a ruptura das fibras ocorre internamente na parte inferior da face do corte transversal gerado pela ruptura durante o ensaio de flexão. Isso acontece porque a tensão de tração não se limita apenas à superfície externa do corpo de prova, mas se estende da seção transversal do material e se propaga até a região próxima à linha neutra, onde as tensões de tração e compressão anulam.

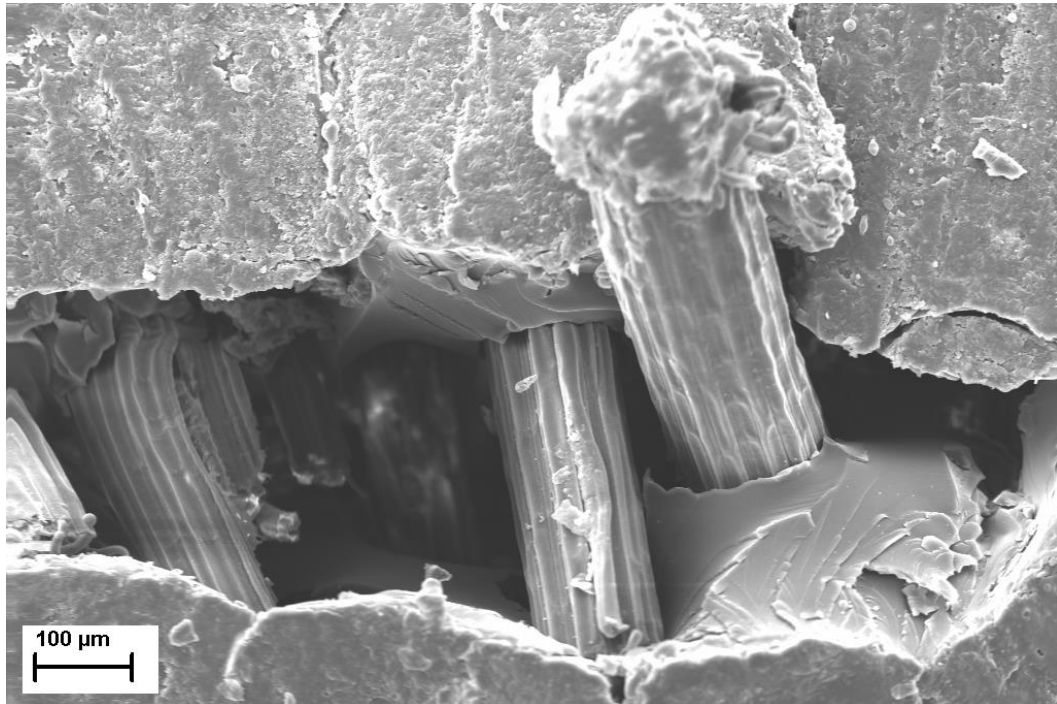
Figura 81 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 500x



Fonte: A própria autora.

Na Figura 82, é possível notar fibras ainda fixas na matriz, esse fenômeno é chamado de ponte de fibras, que ocorre em compósitos reforçados com fibras quando há uma ruptura na matriz, mas as fibras permanecem intactas e ancoradas em ambos os lados da fissura. Apesar da falha na matriz, as fibras continuam a transmitir carga através da região danificada, criando uma "ponte" que mantém a integridade do material.

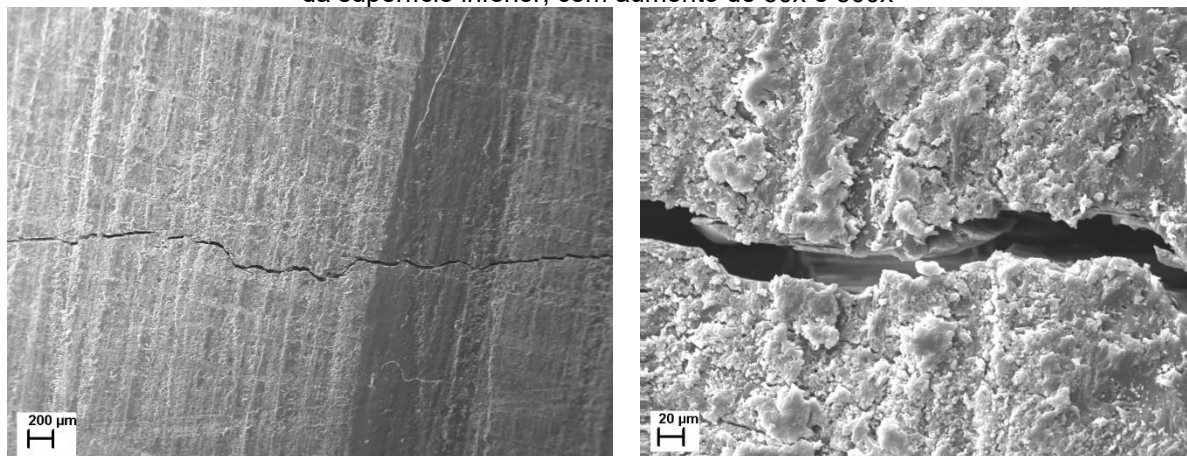
Figura 82 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 0° vista da superfície inferior, com aumento de 250x



Fonte: A própria autora.

A Figura 83 apresenta a face inferior de um corpo de prova com fibras orientadas a 90° que foi rompido por flexão. Observa-se que, após a ruptura, o compósito fechou a trinca. No entanto, com aumentos ópticos maiores, torna-se possível analisar detalhadamente a falha, observando as características específicas da fratura e a interação entre as fibras e a matriz na região afetada.

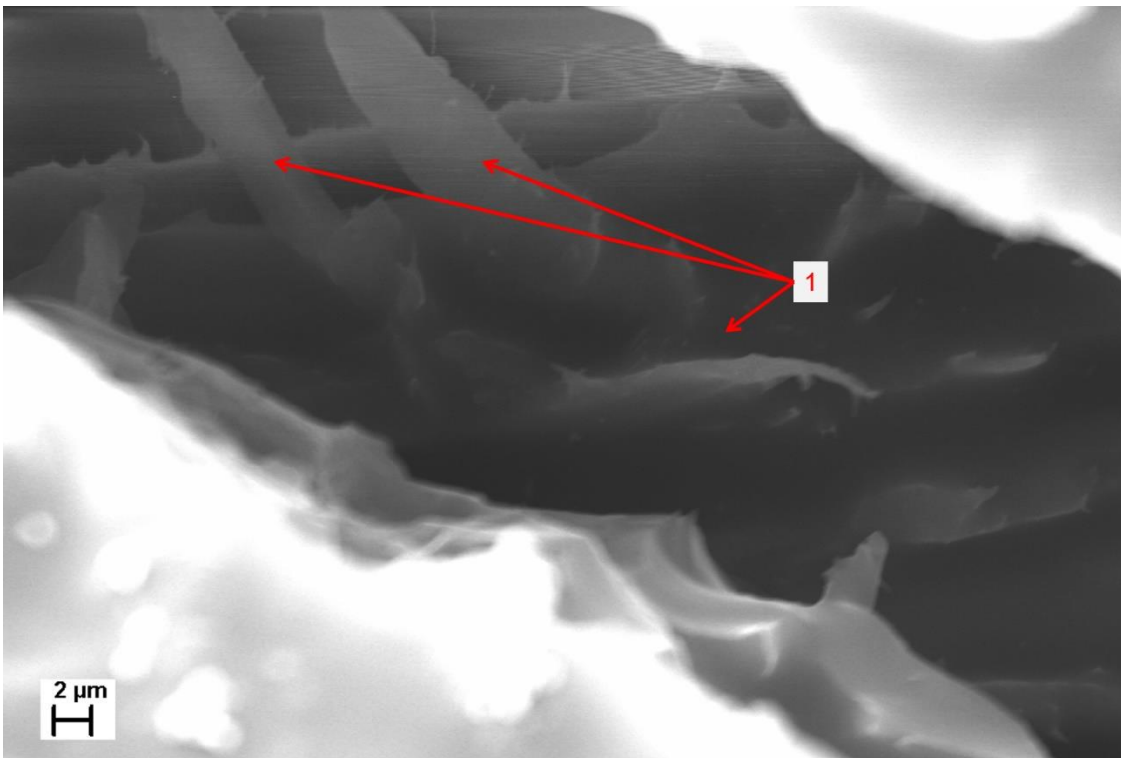
Figura 83 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 90° vista da superfície inferior, com aumento de 50x e 500x



Fonte: A própria autora.

Nota-se na Figura 84 que o corpo de prova se rompeu na flexão por cisalhamento; esse tipo de falha é nomeado como delaminação por cisalhamento e é muito peculiar para materiais anisotrópicos. É possível sua identificação devido à formação de *cusps*, em tradução livre, “cúspides” (Figura 88, item 1), resultantes da fissura por cisalhamento e que se iniciam em microfissuras e se propagam por trincas inclinadas (QUARESIMIN; CARRARO, 2014).

Figura 84 - Aspectos de falha de corpo de prova submetido à flexão com fibras orientadas a 90° vista da superfície inferior, com aumento de 4500x



Fonte: A própria autora.

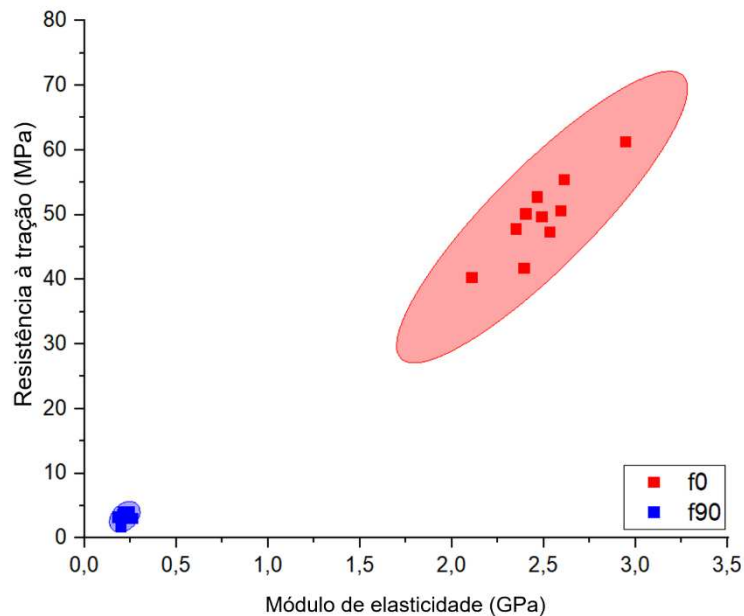
As direções de inclinação das cúspides se opõem às faces da seção transversal da ruptura e fornecem uma indicação da direção do cisalhamento das superfícies envolvidas (GREENHALGH, 2009).

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os materiais são selecionados para aplicações estruturais em função de combinações de características, como os módulos elásticos e a resistência mecânica. É importante determinar as tensões e as distribuições dessas tensões nos materiais. A relação entre resistência à tração a 0° e a 90° é útil na caracterização de compósitos.

A Figura 85 mostra a relação entre resistência e módulo de elasticidade em compósitos ensaiados quanto à tração.

Figura 85 - Gráfico de resistência à tração x módulo de elasticidade de compósitos



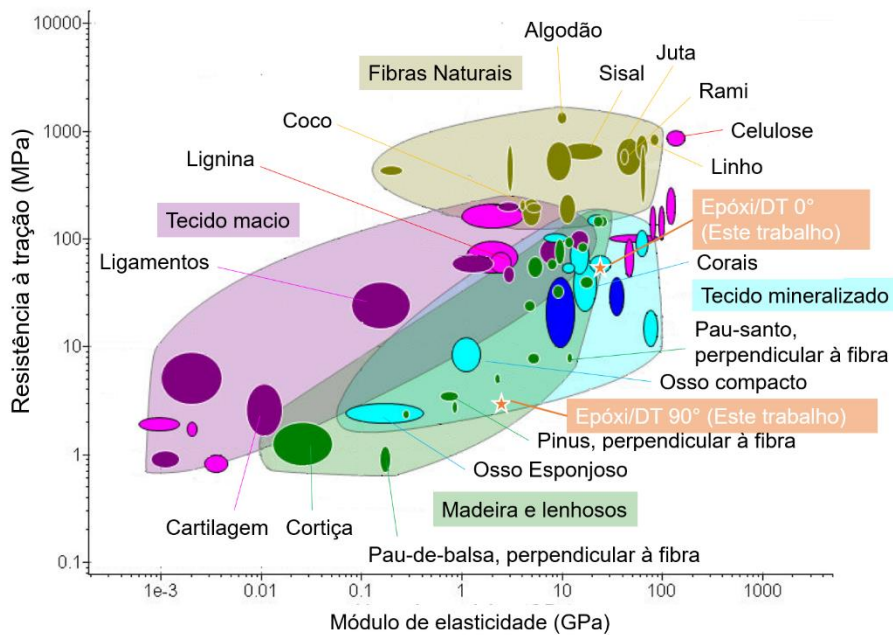
Fonte: A própria autora.

Os resultados apresentados em vermelho correspondem aos ensaios de tração com fibras orientadas a 0° , enquanto os resultados em azul representam as fibras orientadas a 90° .

Observa-se que os valores em azul são significativamente inferiores aos valores em vermelho, o que se deve ao fato de que as fibras não proporcionam reforço nessa direção específica. Além disso, os resultados em vermelho tendem a exibir um comportamento linear e possuem um desvio padrão elevado, ao passo que os resultados em azul apresentam um desvio padrão reduzido.

Isso ocorre porque os resultados em azul são predominantemente influenciados pela ruptura da matriz, que possui menor variabilidade na resistência à tração, enquanto as fibras, devido à sua natureza heterogênea, contribuem para uma maior variabilidade na resistência. A Figura 86 mostra os resultados obtidos neste estudo comparados a outros materiais em um diagrama do tipo Ashby.

Figura 86 - Gráfico de resistência à tração *versus* módulo de elasticidade para tração de diversos materiais

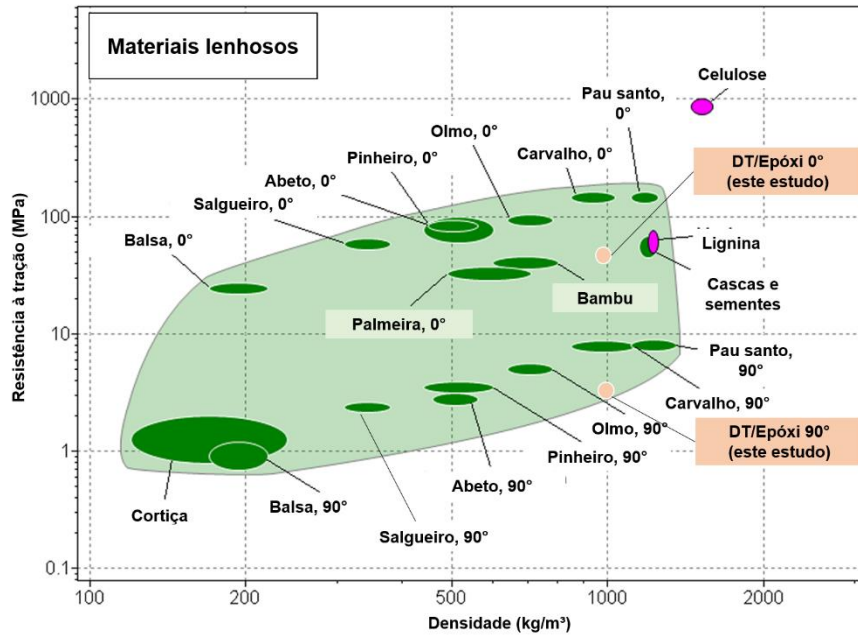


Fonte: Adaptada de Ashby (2008).

O compósito DT/epóxi deste trabalho apresenta comportamento na tração a 0° e a 90° dentro da bolha de resultados esperados para madeiras e materiais parecidos com a madeira, também chamados de materiais lenhosos.

O fato dos resultados deste trabalho também se aproximarem aos materiais lenhosos é notada quando se compara aos resultados de madeiras e lenhosos quanto a sua resistência a tração *versus* sua densidade (figura 87) e módulo de elasticidade *versus* densidade (figura 88)

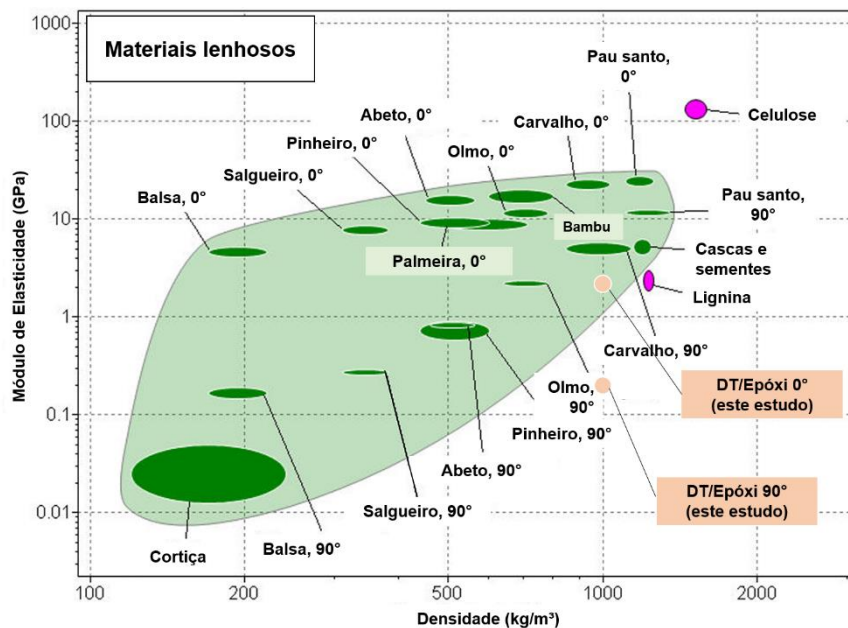
Figura 87 - Gráfico de resistência à tração *versus* densidade para tração de materiais lenhosos



Fonte: Adaptada de Ashby (2008).

O compósito obtido neste trabalho se comporta dentro dos parâmetros de um material lenhoso. Quanto ao módulo de elasticidade, do compósito DT/epóxi tem resultados comparáveis às madeiras de salgueiro e balsa na tração perpendicular à fibra. No módulo de elasticidade medido na tração paralela à fibra, o compósito DT/Epóxi se mostra comparável à lignina pura e melhor que cortiça.

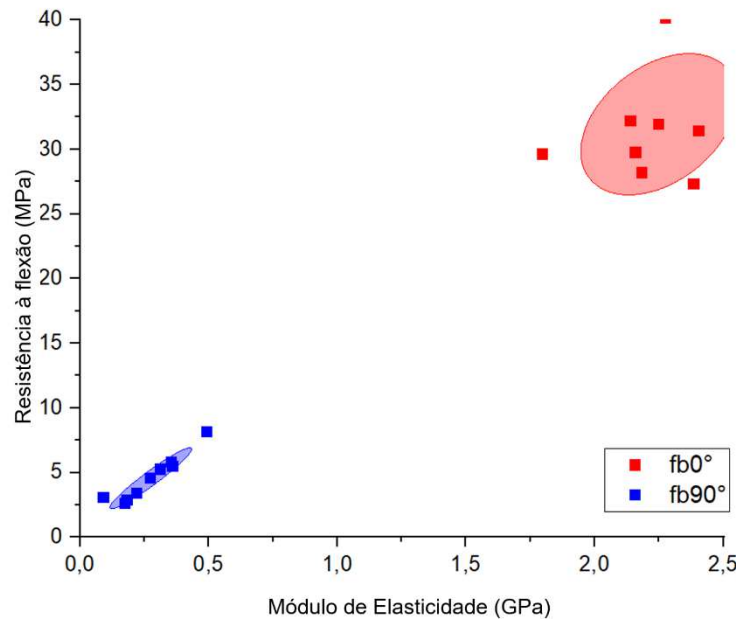
Figura 88 - Gráfico de módulo de elasticidade *versus* densidade para tração de materiais lenhosos



Fonte: Adaptada de Ashby (2008).

A Figura 89 mostra a relação entre resistência à flexão e módulo de elasticidade de corpos de prova com fibras orientadas a 0° e a 90°.

Figura 89 - Gráfico de resistência à flexão x módulo de elasticidade de compósitos



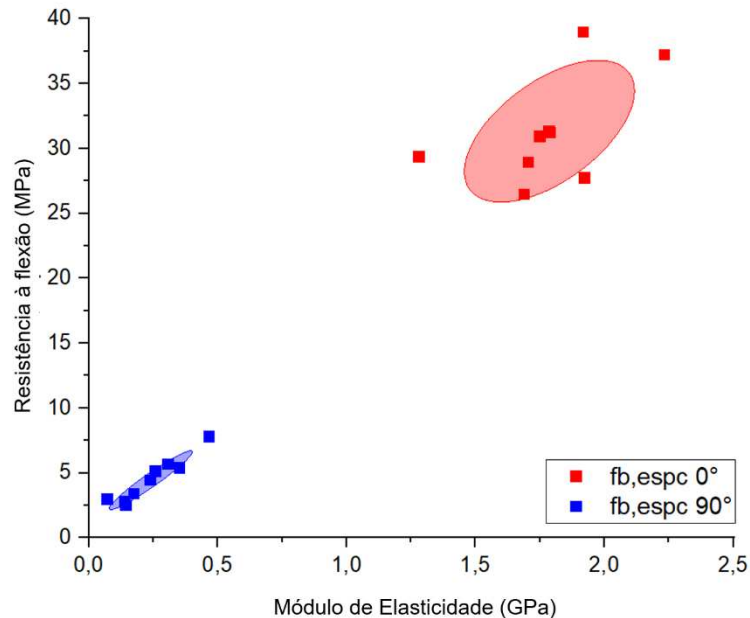
Fonte: A própria autora.

No diagrama, observa-se que a resistência de compósitos com fibras orientadas a 0° é superior àquela dos compósitos com fibras orientadas a 90°. Esse fenômeno ocorre devido ao reforço proporcionado pelas fibras na resistência à tração na região inferior do corpo de prova durante o ensaio de flexão.

Nesse tipo de ensaio, a ruptura se deve essencialmente à tração na parte inferior do corpo de prova, e a falha total ocorre por meio do cisalhamento entre camadas de lâminas. Por outro lado, os resultados para fibras a 90° são inferiores, pois as fibras não oferecem reforço na região tracionada durante a flexão, resultando no descolamento entre fibra e matriz. Assim, a resistência à tração nesses casos é provida principalmente pela matriz.

A Figura 90 apresenta um diagrama de tensão *versus* deformação, relacionando a resistência específica à flexão. Observa-se uma pequena diferença entre os resultados de tensão e tensão específica, o que pode ser atribuído ao fato de que a densidade do compósito é próxima de 1.

Figura 90 - Gráfico de resistência à tração *versus* módulo de elasticidade epóxi puro em azul, compósito DT/epóxi em vermelho

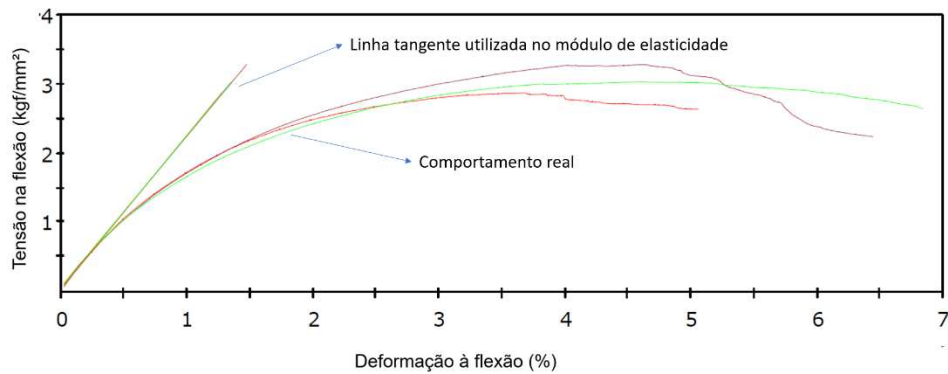


Fonte: A própria autora.

A matriz do compósito exibe um comportamento viscoelástico, enquanto a fibra apresenta características elásticas. Geralmente, o compósito tende a apresentar ruptura na fibra antes da matriz, evidenciando uma resistência à tração da fibra mais acentuada em comparação à resistência à tração da matriz. O aumento da espessura do corpo de prova pode potencialmente aprimorar as propriedades mecânicas dos compósitos reforçados com fibra, tanto pelo incremento do teor de fibras quanto pelo aumento do momento de inércia da seção transversal submetida ao ensaio.

Os diagramas de tensão e deformação obtidos durante o ensaio de flexão, apresentados na Figura 91, mostram que o comportamento do corpo de prova tem a fase elástica e a fase plástica. Na fase elástica, é possível se obter o módulo de elasticidade por meio da linha tangente dos dados; após esta fase, o corpo de prova apresenta plasticidade até a ruptura. Esse comportamento é comum para resinas poliméricas, portanto, as fibras oferecem reforço ao compósito apenas na fase inicial de carregamento e, posteriormente, tendem a se descolar da matriz, permitindo deslocamento maior e o início da ruptura plástica.

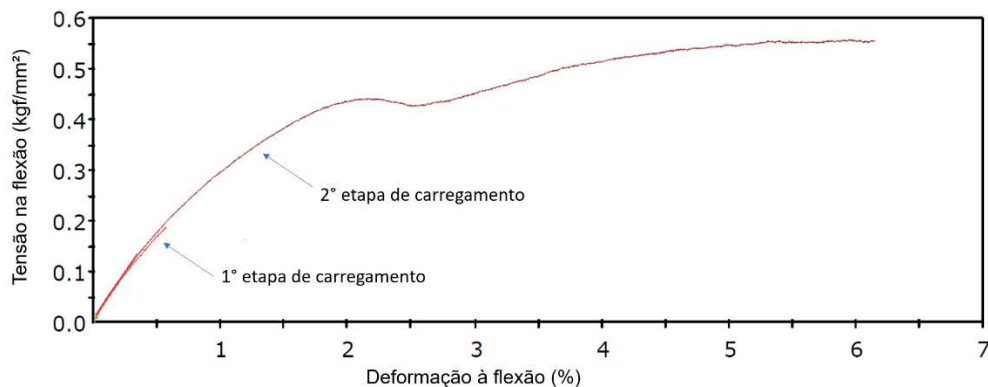
Figura 91 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com as fibras orientadas a 0° em relação à maior dimensão



Fonte: A própria autora.

O diagrama tensão-deformação obtido durante o ensaio de flexão revela a primeira etapa de carregamento, seguida pelo descarregamento e, posteriormente, a segunda etapa de carregamento do corpo de prova instrumentado. A sobreposição das curvas indica a fase elástica do material, como apresentado na Figura 92.

Figura 92 - Diagrama tensão x deformação de corpos de prova ensaiados à flexão com as fibras orientadas a 0° em relação à maior dimensão



Fonte: A própria autora.

As propriedades de elasticidade e resistência à flexão em materiais ortotrópicos diferem significativamente nas duas principais direções: longitudinal e transversal (ARRIAGA *et al.*, 2023). A madeira, material composto lignocelulósico, tem relações já tradicionais entre seus módulos de elasticidade (HALÁSZ; SCHEER, 1986.)

MOE transversal : MOE longitudinal

1: 20 para Monocotiledôneas

1: 13 para Dicotiledôneas

De maneira análoga, essas relações podem ser levadas também para o campo dos compósitos de matriz polimérica reforçados por fibra lignocelulósica.

A Tabela 27 mostra as relações entre MOE transversal e longitudinal de compósitos reforçados por fibras de DT e fibras de linho, comparados à madeira em estado natural de dicotiledôneas e monocotiledôneas.

Os compósitos reforçados por fibra apresentam relação menor entre os módulos, o que indica melhoria nas características mecânicas à flexão. A madeira, quando é utilizada como lajes de grandes dimensões, necessita ser utilizada de forma cruzada (CLT) para que suas propriedades resistivas sejam compensadas nas duas direções. Quando se trata de compósitos, essa compensação entre as duas direções será melhorada, ou seja, a peça final fletida necessitará de menor espessura para vencer vãos equivalentes.

Tabela 27 - Relação entre módulo de elasticidade à flexão transversal e longitudinal de diversos materiais

	MOE transversal: MOE longitudinal	Referência
DT/Epóxi	1:8,0	Este trabalho
Linho/Epóxi	1:6,9	Santos <i>et al.</i> (2020)
Linho/Epóxi	1:7,5	Panzera <i>et al.</i> (2020)
Linho/Epóxi	1:6,5	Bachmann, Wiedemann e Wierach (2018)
Dicotiledôneas	1:13	Arriaga <i>et al.</i> (2023)
Monocotiledôneas	1:20	Arriaga <i>et al.</i> (2023)

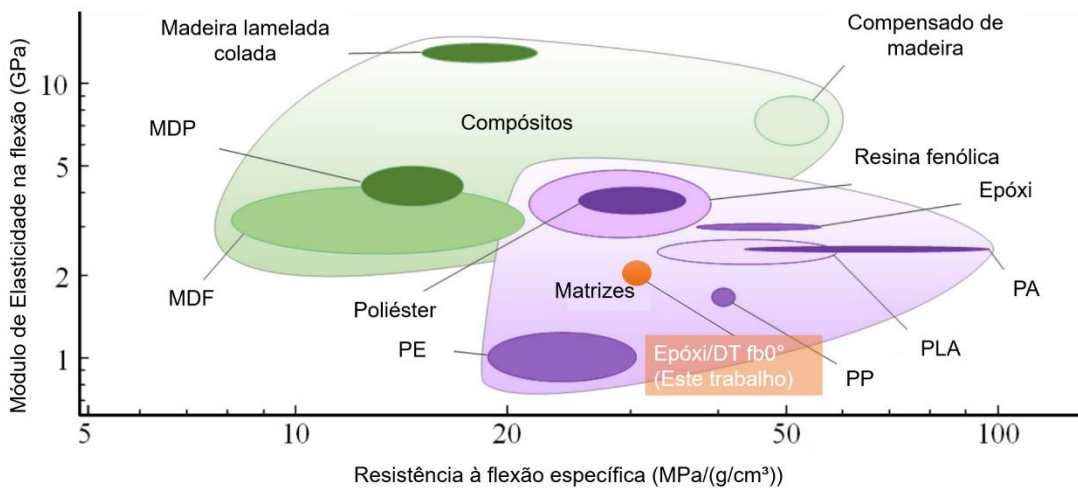
Fonte: A própria autora.

Nota-se que o compósito DT/epóxi apresenta a relação entre módulo de elasticidade à flexão transversal e longitudinal próximos ao compósito linho/epóxi. Essa observação vai na direção dos estudos que colocam como semelhantes os compósitos de matriz polimérica reforçados por fibras vegetais, com o mesmo tipo de fabricação ou com a mesma quantidade de fibras.

Há uma tendência de as fibras vegetais terem resultados parecidos umas com as outras e, além disso, resultados próximos a fibras sintéticas com propriedades de resistência e módulo de elasticidade parecidas com os naturais. Dessa forma, os compósitos de fibra natural não devem ser separados dos demais compósitos no que diz respeito à resistência e ao módulo de elasticidade (ASHBY, 2008).

A Figura 93 compara os resultados deste trabalho com compósitos comercialmente conhecidos e matrizes também comerciais. É possível notar que os resultados de resistência à flexão se encontram na transição entre os dois círculos de previsão de resultados de materiais compósitos e matrizes puras. Isso demonstra que o compósito DT/epóxi tem resultados aceitáveis mesmo com baixa espessura em relação a compósitos comerciais como CLT (*Cross Laminated Timber*) e MDF (*Medium Density Fiberboard*)

Figura 93 - Gráfico com módulo de elasticidade à flexão (MOE) *versus* a resistência à flexão específica (MOR/ ρ)



Fonte: Adaptada de Shi *et al.* (2024).

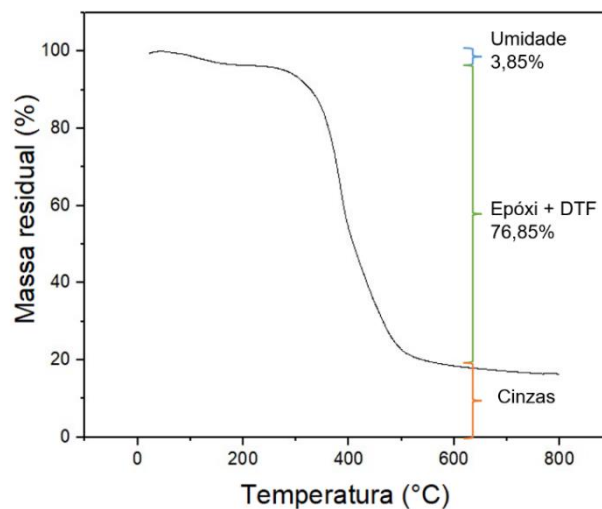
O CLT é um compósito de lamelas de madeira colados entre si com resina de forma cruzada cujo objetivo é obter resistência à flexão para grandes vãos (LI; HAO *et al.* 2019, SIDDIKA *et al.* 2021). O MDF é um tipo de compósito produzido a partir de fibra de madeira ou outro material que contenha fibras lignocelulósicas que se

misturam com adesivo ou outro ligante e depois é prensado em alta temperatura (PUSPANINGRUM *et al.* 2020; YILMAZ *et al.*, 2024).

5.1.1 Análise por termogravimetria – Fase Preliminar

O compósito DT/epóxi, em fase preliminar, exibiu três etapas distintas de perda de massa no ensaio por termogravimetria. A primeira etapa corresponde à liberação de água, com uma porcentagem de umidade aproximada de 3,85%. Em seguida, ocorreu uma significativa perda de peso, com o patamar de degradação entre 300 °C e 400 °C, representando a degradação da substância celulósica (principalmente hemicelulose e celulose), como pode ser notado na Figura 94.

Figura 94 - Resultados da massa residual, por análise termogravimétrica de compósito em fase exploratória



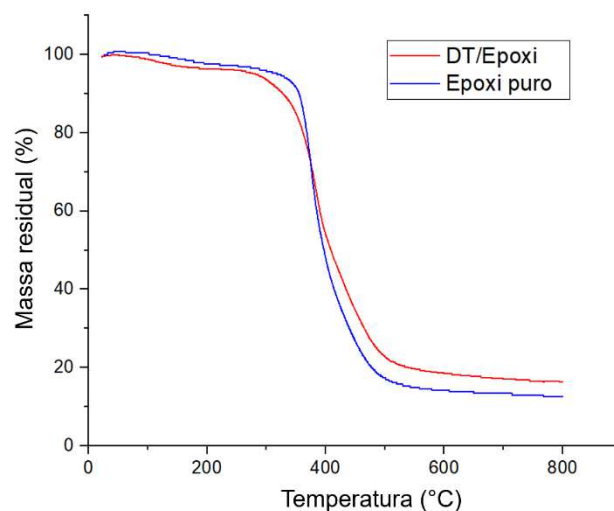
Fonte: A própria autora.

A degradação de substâncias não celulósicas (incluindo lignina, derivados de açúcar, entre outros) ocorre gradualmente até 550 °C. A 600 °C, o compósito apresenta um peso residual de 20%, em conformidade com os valores relatados na literatura (GHEITH *et al.*, 2019)

Obteve-se o gráfico de perda de massa em gramas *versus* temperatura; o gráfico de perda de massa residual em porcentagem *versus* temperatura; e o gráfico da derivada da perda de massa (DrTGA) em gramas *versus* temperatura. Neste último,

é possível distinguir patamares diferentes para cada material. A incorporação de fibras de DT à matriz epóxi aumentou a estabilidade térmica em relação à matriz pura, conforme evidenciado na Figura 97. O início da degradação se dá em 364 °C, que indica a degradação da despolimerização da celulose. Os produtos finais resultantes são resíduos carbonáceos e preenchimentos não degradados (DEVALLEN COURT; SAITER; CAPITAINE, 1996). A Figura 95 mostra o gráfico de massa residual do compósito comparado à matriz epóxi pura.

Figura 95 - Gráfico TGA de compósitos DT/Epóxi em fase preliminar



Fonte: A própria autora.

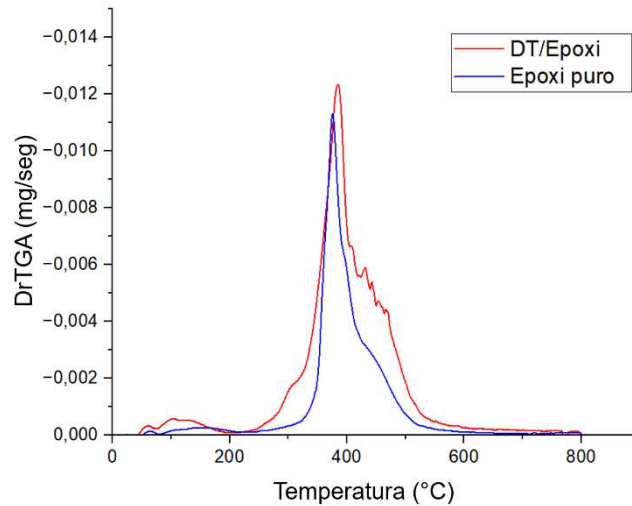
O epóxi utilizado como matriz apresenta, em seu estado puro, degradação máxima entre 330 °C e 430 °C (SAHMETLIOGLU *et al.*, 2006) e, após a adição de fibras de DT, seu pico máximo se deslocou para a direita, indicando maior temperatura necessária para degradação do compósito em relação ao epóxi puro. Na literatura, adição de fibras à matriz epóxi melhora a estabilidade térmica, se comparado ao epóxi puro (TEIXEIRA *et al.*, 2021; HIDALGO-SALAZAR; CORREA, 2018; GHEITH *et al.*, 2019; GEORGE *et al.*, 2020; CAVALCANTI *et al.* 2021).

As amostras de epóxi puro apresentaram perda de peso de 95,3% a 300 °C, e o resíduo final remanescente (a 600 °C) foi de 14,17%. O mecanismo de degradação de uma matriz epóxi pode ser explicado por um mecanismo de duas etapas, começando com a desidratação seguida pela etapa de cisão da cadeia (LIU *et al.*, 2008; SABA *et al.*, 2017). Os compósitos com 50% de fibras de DT apresentaram perda de peso de 93,5% à temperatura de 300 °C, e o resíduo final (a 600 °C) foi de

18,38 %, valor 30% maior em comparação ao epóxi puro; esse efeito pode ter sido provocado devido ao teor de lignina das fibras de DT (GHEITH *et al.*, 2019).

A Figura 96 mostra os patamares de degradação de compósitos DT/Epóxi em comparação com epóxi puro.

Figura 96 - Gráfico DrTGA de compósitos DT/Epóxi em fase preliminar



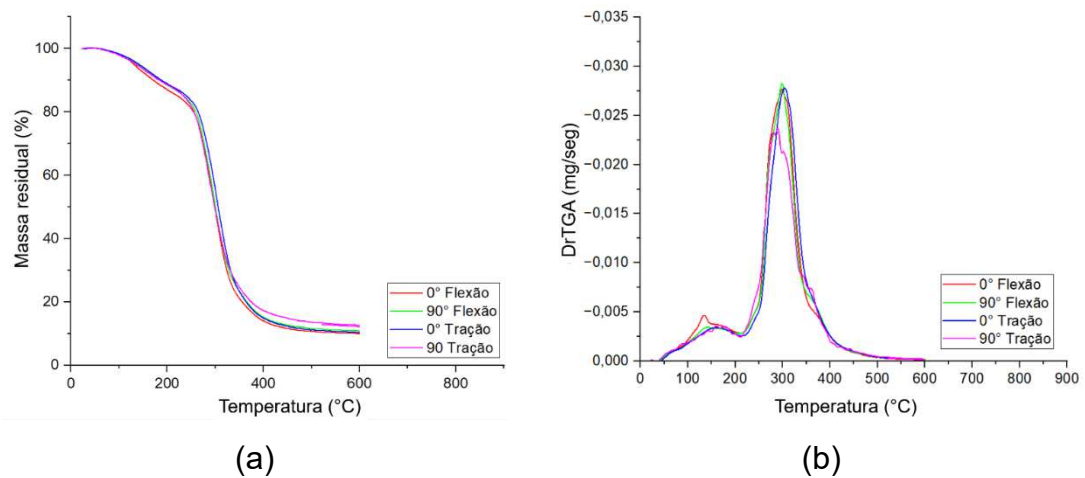
Fonte: A própria autora.

Em caráter preliminar, o ensaio se mostrou útil para o entendimento da relação dos dois materiais em relação à temperatura. Compósitos de fibra de carbono podem ter seus ensaios de TGA utilizados para mensurar o volume de fibras em suas matrizes poliméricas devido à diferença entre picos de degradação térmica (SOVINSKI; DANIEL, 2007), para fibras de DT e epóxi essa diferença é mínima, o que torna essa mensuração não adequada.

5.1.2 Análise por termogravimetria – Fase definitiva

As propriedades térmicas dos corpos de prova em DT/epóxi foram analisadas de forma comparativa entre os grupos de corpos de prova utilizados em cada ensaio.

Os gráficos resultantes para cada corpo de prova selecionado de cada ensaio (flexão e tração, 0° e 90° em relação ao eixo longitudinal) mostram resultados muito próximos tanto para perda de massa ao longo da temperatura, Figura 97-a, quanto em seu pico de temperatura para degradação da fibra e matriz, Figura 97-b.

Figura 97 - Gráficos TGA de compósitos DT/epóxi em fase definitiva

Fonte: A própria autora.

A Tabela 28 tem o intuito de facilitar a análise dos resultados para cada fase de degradação do compósito. A perda de massa até 200 °C é caracterizada pela perda da umidade presente no compósito. Esta se demonstrou maior para os corpos de prova de flexão a 0°, efeito que pode ser explicado por alguma variação na proporção de fibra nesse corpo de prova.

Tabela 28 - Resultados do ensaio de TGA colhidos sempre após os picos de degradação

Ensaio	ID	Massa residual à 200 °C (%)	Umidade (%)	Massa residual à 600 °C (%)
Flexão 0°	CP 08	87,06	12,94	10,03
Flexão 90°	CP 02	98,34	1,66	10,84
Tração 0°	CP 08	98,33	1,67	10,42
Tração 90°	CP 04	97,91	2,09	12,24
Média			4,59 ± 5,25	10,88 ± 0,96

Fonte: A própria autora.

6 CONCLUSÃO

Em conclusão, esta pesquisa forneceu dados sobre as propriedades mecânicas de materiais compósitos reforçados com fibras de *Dracaena trifasciata*.

Na fase exploratória, os corpos de prova reforçados com fibras de DT apresentaram uma melhoria de 100% no módulo de elasticidade em comparação com o epóxi puro, porém houve uma redução de 26,5% na resistência à tração.

Na fase definitiva, os compósitos de DT com fibras orientadas a 0° apresentaram um aumento de 29% na resistência à tração e uma impressionante melhoria de 787% no módulo de elasticidade em comparação com a matriz pura de epóxi. Já em relação aos compósitos com fibras orientadas a 90°, houve uma redução significativa de 91% na resistência à tração e uma diminuição de 11% no módulo de elasticidade em comparação com a matriz pura de epóxi.

Os valores do coeficiente de Poisson obtidos nos ensaios de tração para as fibras orientadas nos planos 12 e 21 foram, respectivamente, 0,33 e 0,34. Esses resultados permaneceram constantes ao longo do ensaio, demonstrando a consistência e confiabilidade das medições realizadas pelo sensor *strain gauge*. De acordo com o fabricante, o coeficiente de Poisson do epóxi estimado para tração é de 0,35. Isso indica que o reforço do compósito com fibras de DT orientadas a 0° aumentou a anisotropia do material em comparação com a matriz pura de epóxi.

Durante os ensaios de tração, a incorporação das fibras modificou o modo de falha do epóxi, transformando-o de uma falha plástica para uma falha com característica elastoplástica. Esse comportamento se deve à falha progressiva e à dissipação de energia que ocorre durante o processo de descolamento das fibras do compósito.

A medição do coeficiente de Poisson em ensaios de flexão é uma tarefa de alta complexidade, e há uma escassez de estudos nessa área. É raro encontrar pesquisas que abordem o coeficiente de Poisson para ambas as orientações das fibras, destacando a necessidade de mais investigações nesse aspecto.

O comportamento do compósito sob flexão é importante para a fabricação de compósitos laminados de várias camadas. Nos ensaios de flexão realizados em compósitos com fibras orientadas a 0° e 90°, foram obtidos resultados que indicaram um módulo de elasticidade longitudinal oito vezes maior que o transversal. Isso

demonstra que o compósito possui uma anisotropia menor que a da madeira, mas ainda superior à de outros compósitos de fibra natural relatados na literatura.

O coeficiente de Poisson medido durante os ensaios de flexão revelou que os corpos de prova com fibras orientadas a 90° apresentam uma maior anisotropia em comparação com aqueles orientados a 0° quando submetidos à flexão.

O reforço com fibras de DT possibilitou uma significativa deformação plástica por cisalhamento durante o carregamento à flexão em compósitos com fibras orientadas a 90° . A elevada deformação longitudinal em comparação com a deformação transversal nos corpos de prova com fibras a 90° sugere que alterações devem ser feitas na matriz para que esta alcance um coeficiente de Poisson na flexão de 0,26 para valores mais próximos a 0,4.

Nas microscopias da região de falha à tração, foram observados o arrancamento de fibras, a ruptura da matriz e a falha nas fibras. Por outro lado, nos ensaios de flexão, as falhas observadas foram típicas de compósitos rompidos por delaminação. A delaminação ocorreu devido ao cisalhamento interno da matriz na região interlaminar.

Nos ensaios de degradação térmica, a temperatura do compósito DT/epóxi foram mais altas em comparação com o epóxi puro, demonstrando uma melhoria na resistência térmica.

Em resumo, o uso de fibras naturais de DT em materiais compósitos representa um caminho promissor para o desenvolvimento de materiais sustentáveis. No entanto, é fundamental otimizar a matriz utilizada para melhorar as propriedades dos compósitos com fibras orientadas a 90° , bem como aprimorar o processo de fabricação, possivelmente adotando a moldagem por compressão com intuito de aumentar o volume de fibras incorporadas.

Pesquisas futuras nesta área poderiam focar a exploração de matrizes de origem vegetal, como resinas de poliuretano à base de óleo de mamona, para tornar os materiais compósitos mais ambientalmente amigáveis. O objetivo seria não apenas reduzir o volume de resinas não sustentáveis, mas substituí-las completamente, contribuindo para o desenvolvimento de uma nova geração de materiais compósitos sustentáveis com propriedades mecânicas aprimoradas.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDUL KHALIL, H. P. S.; NOORHASHILLAWATI AZURA, M.; ISSAM, A. M.; SAID, M. R.; MOHD ADAWI, T. O. Oil palm empty fruit bunches (OPEFB) reinforced in new unsaturated polyester composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 27, p. 1817-1826, 2008.

ABRAL, H.; KENEDY, E. Thermal degradation and tensile strength of Sansevieria Trifasciata-polypropylene composites. *In*: GLOBAL CONFERENCE ON POLYMER AND COMPOSITE MATERIALS, Beijing, PRC, 2015. **Paper Presented...** [S.l.: s.n.], 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/87/1/012011>. Acesso em: 05 mar. 2024.

ADENIYI, A. G.; ADEOYE, S. A.; IGHALO, J. O. Sansevieria trifasciata fibre and composites: a review of recent developments. **International Polymer Processing**, v. 35, n. 4, p. 344-354, 2020.

AHN, H. *et al.* Análise microestrutural do efeito de trefilação e propriedades mecânicas da fibra precursora de poliacrilonitrila de acordo com o peso molecular. **Polímeros**, 2022, v. 14, n. 13, p. 2625. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/polym14132625>. Acesso em: 02 mar. 2024.

AL FARUQUE, M. A. *et al.* Bast fiber reinforced green polymer composites: A review on their classification, properties, and applications. **Journal of Natural Fibers**, v. 19, n. 14, p. 8006-8021, 28 out. 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/15440478.2021.1958431>. Acesso em: 02 mar. 2024.

ALAM, M. M. *et al.* Mechanical properties of natural fiber containing polymer composites. **Polymer-Plastics Technology and Engineering**, v. 48, n. 1, p. 110-113, 2008.

ALES STEVE, K.; SUMANASIRI, K. E. D. Development of Natural Fibre Composites in Papua New Guinea (Png). **Innovation and Technology Transfer**, p. 1-6. 2010.

ALI, A. *et al.* Hydrophobic treatment of natural fibers and their composites — A review. **Journal of Industrial Textiles**, v. 47, n. 8, p. 2153-2183, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/1528083716664460>. Acesso em: 02 mar. 2024.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM D3039**: Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM D3878**: Standard terminology for composite materials. 2023 ed. West Conshohocken, PA: ASTM International, May 1, 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM D638**: Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2022.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM D790**: Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials. West Conshohocken, PA: ASTM International, [2017]

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM E1131**: Standard Test Method for Compositional Analysis by Thermogravimetry. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2014.

AMIRI, A.; HOSSEINI, N.; ULVEN, C. A. Long-term creep behavior of flax/vinyl ester composites using time-temperature superposition principle. **Journal of Renewable Materials**, v. 3, n. 3, p. 224-233, 2015.

ANDERSON, T. **Fracture Mechanics**: Fundamentals and applications. 2. ed. Boca Raton, Taylor & Francis Group, 2017. Disponível em: <https://books.google.com.br/books?hl=pt-BR&lr=&id=tuRBDgAAQBAJ&oi=fnd&pg=PP1&dq=ANDERSON,+T.+Fracture+Mechanics+%E2%80%93+Fundamentals+and+applications.+Second+Edition.&ots=97II36BYCO&sig=RfhCreisc1aWILBSRm7Ro0sgKY#v=onepage&q=ANDERSON%2C%20T.%20Fracture%20Mechanics%20%E2%80%93%20Fundamentals%20and%20applications.%20Second%20Edition.&f=false>. Acesso em: 02 mar. 2024.

ARINZE, R. U. *et al.* Reinforcement of polypropylene with natural fibers: Mitigation of environmental pollution. **Environmental Challenges**, v. 11, p. 100688, 2023.

ARRIAGA, F.; WANG, X.; ÍÑIGUEZ-GONZÁLEZ, G.; LLANA, D. F.; ESTEBAN, M.; NIEMZ, P. Mechanical Properties of Wood: A Review. **Forests**, v. 14, n. 1202, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/f14061202>. Acesso em: 02 mar. 2024.

ARRIAGA, F. *et al.* Mechanical Properties of Wood: A Review. **Forests**, v. 14, n. 6, p. 1202, 2023.

ASHBY, M. F. **The CES EduPack database of natural and man-made materials**. Cambridge University and Granta Design, Cambridge, UK, 2008.

ASHIK, K. P.; SHARMA, R. S.; GUPTHA, V. L. Jagannatha. Investigation of moisture absorption and mechanical properties of natural/glass fiber reinforced polymer hybrid composites. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 1, p. 3000-3007, 2018.

ASKELAND, D. R.; FULAY, P. P.; WRIGHT, W. J., **The science and engineering of materials**. São Paulo: CENGAGE Learning, 6. ed. 2010. 949 p.

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P.; WRIGHT, W. J. **The Science and Engineering of Materials**. 1. ed. Stamford: Cengage Learning, 2011.

ASLAN, M. *et al.* Strength variability of single flax fibres. **Journal of materials science**, v. 46, p. 6344-6354, 2011.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS – ABNT. **NBR ISO 2408**: Cabos de aço para uso geral — Requisitos mínimos. Rio de Janeiro, 2008.

AUGUSTYNIAK, M. Old Materials – New Capabilities: Lattice Materials in Structural Mechanics. **Journal of Theoretical and Applied Mechanics**, Warsaw, v. 56, n. 1, p. 213-226, 2018. DOI: 10.15632/jtam-pl.56.1.213. Acesso em: 02 mar. 2024.

AZIZ, S. H.; ANSELL, M. P. The effect of alkalization and fibre alignment on the mechanical and thermal properties of kenaf and hemp bast fibre composites: Part 1– polyester resin matrix. **Composites science and technology**, v. 64, n. 9, p. 1219-1230, 2004.

AZZI, V.D.; TSAI, S.W. Anisotropic strength of composites. **Experimental Mechanics**, v. 5, n. 7, p. 283-288, 1965. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/BF02326312>. Acesso em: 02 mar. 2024.

AZZINI, A.; SALGADO, A. L. de B.; BENATTI JUNIOR, R.; COSTA, A.A. Tecnologia de Fibras: Caracterização Tecnológica de Espécies Liberianas para o Estabelecimento de Métodos de Análise Quantitativa de Fibras. **Bragantia**, Campinas, v. 52, n. 1, p. 27-32, 1993. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/S0006-87051993000100003>. Acesso em: 02 mar. 2024.

BACHMANN, J.; WIEDEMANN, M.; WIERACH, P. Flexural Mechanical Properties of Hybrid Epoxy Composites Reinforced with Nonwoven Made of Flax Fibres and Recycled Carbon Fibres. **Aerospace**, [S.l.], v. 5, n. 4, p. 107, out. 2018. ISSN 2226-4310. DOI: 10.3390/aerospace5040107. Acesso em: 02 mar. 2024.

BALLA, V.K.; KATE, K.H.; SATYAVOLU, J.; SINGH, P.; TADIMETI, J. G. D. Fabricação aditiva de compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais: processamento e perspectivas. **Composites Part B: Engineering**, v. 174, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107020>. Acesso em: 02 mar. 2024.

BASARUDDIN, K. Uniaxial Ratcheting of Fiber Glass Reinforced Epoxy: The effect of the fiber orientation. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE ON APPLICATIONS AND DESIGN IN MECHANICAL ENGINEERING (ICADME), 11, 2009, Batu Ferringhi. **Proceedings** [...]. Batu Ferringhi, 2009.

BEAKOU, A. **et al.** Physico-chemical and microstructural characterization of “Rhectophyllum camerunense” plant fiber. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 39, n. 1, p. 67-74, 2008.

BEER, F. P.; JOHNSTON, E. R.; DEWOLF, J. T.; MAZUREK, D. F. **Mechanics of Materials**. 7. ed. New York: McGraw-Hill Education, 2015. 896 p.

BERALDO, A. L. *et al.* Bambu: características e aplicações. **Guaíba: Agropecuária**, v. 1, 2004.

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

BOS, H. L. *et al.* Compressive behaviour of unidirectional flax fibre reinforced composites. **Journal of materials science**, v. 39, p. 2159-2168, 2004.

BOURMAUD, A.; BEAUGRAND, J.; SHAH, D. U.; PLACET, V.; BAILEY, C. Towards the design of high-performance plant fibre composites. **Progress in Materials Science**, v. 97, p. 347-408, 2018. ISSN 0079-6425. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.05.005>. Acesso em: 02 mar. 2024.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Callister's materials science and engineering**. John Wiley & Sons, 2020.

CARDIM, H. P. **Caracterização físico-mecânica de fibras de Dracaena Trifasciata como potencial reforço de compósitos poliméricos**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-graduação em Engenharia Civil da Universidade Estadual de Londrina – PPGEC, 2022

CARDIM, H. P.; MINILLO, L. Q., ORTENZI, A. Preliminary investigation of physical-mechanical properties of the Sansevieria's fibers: capabilities for using them in bio-composites. *In*: BRAZILIAN CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS, 6., 2022, Tiradentes. **Proceedings** [...]. Tiradentes: UFSJ, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.29327/566492>. Acesso em: 05 mar. 2024.

CARDIM, H. P. **Caracterização físico-mecânica de fibras de Dracaena trifasciata como potencial reforço de compósitos poliméricos**. 2022. 60 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Estadual de Londrina, Londrina, 2022.

CARLSSON, L.; ADAMS, D.; PIPES, B. Basic Experimental Characterization of Polymer Matrix Composite Materials. **Polymer Reviews**, 53, p. 277-302, abr. 2013. Disponível em: [10.1080/15583724.2013.776588](https://doi.org/10.1080/15583724.2013.776588). Acesso em: 02 mar. 2024.

CAVALCANTI, D. K. K. *et al.* Comparative analysis of the mechanical and thermal properties of polyester and epoxy natural fibre-reinforced hybrid composites. **Journal of Composite Materials**. 2021, v. 55, n. 12, p. 1683-1692. Disponível em: [doi:10.1177/0021998320976811](https://doi.org/10.1177/0021998320976811). Acesso em: 02 mar. 2024.

CHANDRASEKAR, M. *et al.* A review on the characterisation of natural fibres and their composites after alkali treatment and water absorption. **Plastics, Rubber and Composites**, v. 46, n. 3, p. 119-136, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/14658011.2017.1298550>. Acesso em: 02 mar. 2024.

CHARLES, Y. *et al.* Prediction of composite microstructure stress-strain curves using convolutional neural networks, **Materials & Design**, v. 189, 2020, 108509, ISSN 0264-1275. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108509>. Acesso em: 02 mar. 2024.

CHARLET, K. *et al.* Characteristics of Hermès flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 38, n. 8, p. 1912-1921, 2007.

CHAUDHARY, V.; BAJPAI, P. K.; MAHESHWARI, S. Effect of moisture absorption on the mechanical performance of natural fiber reinforced woven hybrid bio-composites.

Journal of Natural Fibers, v. 17, n. 1, p. 1-17, maio 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/15440478.2018.1461861>. Acesso em: 02 mar. 2024.

CHAWLA, Krishan K. **Composite materials: science and engineering**. Springer Science & Business Media, 2012.

CHIANG, Y-C. On fiber debonding and matrix cracking in fiber-reinforced ceramics. **Composites Science and Technology**, v. 61, n. 12, 2001, p. 1743-1756. ISSN 0266-3538. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(01\)00078-1](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(01)00078-1). Acesso em: 02 mar. 2024.

COELHO, M. P. G. **Avaliação do potencial das fibras de Ceiba Pentandra (Kapok) e Calotropis Procera como adsorventes de petróleo**. 2015. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Norte.

CORRADINI, E. *et al.* Composição química, propriedades mecânicas e térmicas da fibra de frutos de cultivares de coco verde. **Revista Brasileira de Fruticultura**, v. 31, p. 837-846, 2009.

DE ARAÚJO, M. Natural and man-made fibres: physical and mechanical properties. *In: Fibrous and composite materials for civil engineering applications*. Woodhead Publishing, 2011. p. 3-28.

DE MEIJER, M. A review of interfacial aspects in wood coatings: wetting, surface energy, substrate penetration and adhesion. *In: COST E18 Final Seminar*. 2004. p. 26-27.

DE OLIVEIRA, C. G.; NEVES, A. C. C.; FERNANDES, G. V.; FONSECA, M. V. F.; MARGEM, F. M.; MONTEIRO, S. N. Tensile Behavior of Epoxy Matrix Composites Reinforced with Eucalyptus Fibers. *In: IKHMAYIES, S., et al. The Minerals, Metals & Materials Series*, p. 27-31, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-3-319-51382-9_4. Acesso em: 02 mar. 2024.

DEMAIN, A.L.; FANG, A. The natural functions of secondary metabolites. *In: History of modern biotechnology I*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2000. p. 1-39.

DEVALLEN COURT, C.; SAITER, J. M.; CAPITAINE, D. Characterization of recycled celluloses: thermogravimetry/Fourier transform infra-red coupling and thermogravimetry investigations. **Polymer Degradation and Stability**, v. 52, n. 3, p. 327-334, 1996. ISSN 0141-3910. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/0141391095002391>. Acesso em: 02 mar. 2024.

DEVALLEN COURT, C.; SAITER, J. M.; CAPITAINE, D. Characterization of recycled celluloses: thermogravimetry/Fourier transform infra-red coupling and thermogravimetry investigations. **Polymer Degradation and Stability**, v. 52, n. 3, p. 327-334, 1996.

KELLY, Anthony; ZWEBEN, Carl H. **Comprehensive Composite Materials**. ISBN 978-0-08-042993-9. KELLY, Anthony; ZWEBEN, Carl (Eds.), 2000.

DOS SANTOS, D. E.; MARTINEZ, F. C. C.; JUIZ, P. J. L. A Fibra de Coco como Matéria-Prima para o Desenvolvimento de Produtos: uma prospecção tecnológica em bancos de patentes. **Cadernos De Prospecção**, v. 12, n. 1, p. 153-153, 2019.

EBNESAJJAD, S. Introdução e Teorias da Adesão. *In*: EBNESAJJAD, S. (Ed.). **Handbook of Adhesives and Surface Preparation**. William Andrew Publishing, 2011, p. 3-13. ISBN 9781437744613. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-1-4377-4461-3.10001-X>. Acesso em: 02 mar. 2024.

EDHARDT, T.; RADIL, D.; FURTINER, J.. Fibra de Kapok. **Curso Técnico Têxtil**. São Paulo: EP U, 1975, p. 20-21.

EL HAJJ, N. *et al.* Manufacturing process of 100% vegetable composite plates: Effect of the flax-tow grading on mechanical and physical properties. *In*: ICCM INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS, 2009. **Proceedings** [...]. 2009.

FERENHOF, H. A.; FERNANDES, R. F. **Passo-a-passo para construção da Revisão Sistemática e Bibliometria**. Disponível em: https://www.researchgate.net/profile/Helio_Ferenhof/publication/322437005_Passo-a-passo_para_construcao_da_Revisao_Sistematica_e_Bibliometria_Utilizando_a_ferramenta_EndnoteR_306/data/5a84b65c4585159152b80a0f/passos-rsb.pdf. Acesso em: 05 mar. 2024.

FIDELIS, M. E. A. *et al.* The effect of fiber morphology on the tensile strength of natural fibers. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 2, n. 2, p. 149-157, Apr./Jun. 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.02.003>. Acesso em: 29 jun. 2020.

FIORE, V. *et al.* Static and dynamic mechanical properties of ArundoDonax fillers-epoxy composites. **Mater Des**, v. 57, 2014, p. 456–464.

GAAN, S. Evaluation of gas phase: Mechanisms and analyses. *In*: **Analysis of Flame Retardancy in Polymer Science**. Elsevier, 2022. p. 117-159.

GANESH, B. N.; REKHA, B. A comparative study on tensile behaviour of plant and animal fiber reinforced composites. **International Journal of Innovative Applied Studies**, v. 2, n. 4, p. 645-648, 2013. Disponível em: <https://ijias.issr-journals.org/abstract.php?article=IJIAS-13-051-04>. Acesso em: 02 mar. 2024.

GEETHAMMA, V. G. *et al.* Composite of short coir fibres and natural rubber: effect of chemical modification, loading and orientation of fibre. **Polymer**, v. 39, n. 6-7, p. 1483-1491, 1998. ISSN 0032-3861. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0032-3861\(97\)00422-9](https://doi.org/10.1016/S0032-3861(97)00422-9). Acesso em: 05 mar. 2024.

GEORGE, K. *et al.* Ethylene propylene diene monomer rubber-based heat shielding materials for solid rocket motor: Impact of Kevlar fiber reinforcement on the thermal and mechanical properties. **Polymers for Advanced Technologies**, v. 31, n. 6, p. 1280-1290, 2020.

GHAZANFARI, A.; EMAMI, S.; TABIL, L.G.; PANIGRAHI, S. Thin-Layer Drying of Flax Fiber: II. Modeling Drying Process Using Semi-Theoretical and Empirical Models. **Drying Technology**, v. 24, n. 12, p. 1637-1642, 2006. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/07373930601031463>. Acesso em: 02 mar. 2024.

GHEITH, M. H. *et al.* Flexural, thermal and dynamic mechanical properties of date palm fibres reinforced epoxy composites. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 1, p. 853-860, 2019. ISSN 2238-7854. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.013>. Acesso em: 02 mar. 2024.

GHOLAMPOUR, A.; OZBAKKALOGLU, T. A review of natural fiber composites: Properties, modification and processing techniques, characterization, applications. **Journal of Materials Science**, v. 55, n. 3, p. 829-892, 2020. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10853-019-03990-y> Acesso em: 02 mar. 2024.

GOLDSTEIN, J. I. *et al.* Special topics in scanning electron microscopy. **Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis: Third Edition**, p. 195-270, 2003.

GOUTIANOS, Stergios *et al.* Textile reinforcements based on aligned flax fibres for structural composites. **Composites innovation**, p. 1-13, 2007.

GOWDA, T. M.; NAIDU, A. C. B.; CHHAYA, R. Some mechanical properties of untreated jute fabric-reinforced polyester composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 30, n. 3, p. 277-284, 1999.

GREENHALGH, E. S. (Ed.). Delamination-dominated failures in polymer composites. *In: Failure Analysis and Fractography of Polymer Composites. Woodhead Publishing*, 2009. p. 164-237. (Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering). ISBN 9781845692179. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9781845692179500044>. Acesso em: 02 mar. 2024.

GRIYA, N.; NITHIN KUMAR, K. C.; PRATAP SINGH, D.; & SHAIKH, A. (2020). Finite element analysis of UD carbon-epoxy laminate under in-plane load. **Materials Today: Proceedings**, v. 26, 2020. Disponível em: [doi:10.1016/j.matpr.2020.01.020](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.020). Acesso em: 02 mar. 2024.

GÜNAY, E. (Ed.). Elasticity of Materials: Basic Principles and Design of Structures. **IntechOpen**, dez. 2017. Disponível em: [_https://doi.org/10.5772/intechopen.72721](https://doi.org/10.5772/intechopen.72721). Acesso em: 20 fev. 2024.

HABIBI, M.; LAPERRIÈRE, L.; HASSANABADI, H.M. Replacing stitching and weaving in natural fiber reinforcement manufacturing, part 1: mechanical behavior of unidirectional flax fiber composites. **Journal of Natural Fibers**, vol. 16, n. 7, p. 1064-1076 2018. Disponível em: [_https://doi.org/10.1080/15440478.2018.1448321](https://doi.org/10.1080/15440478.2018.1448321). Acesso em: 02 mar. 2024.

HALÁSZ, R. von; SCHEER, C. (Ed.). **Timber construction pocket-book**. Vol. 1: Principles, planning, and design. 1986.

HANSEN C. M.; BJORKMAN, A. The ultrastructure of wood from a solubility parameter point of view, **Holzforschung**, v. 52, p. 335, 1998.

HARIHARASHAYEE, D. *et al.* Investigation of mechanical properties of KMnO₄ treated Sansevieria cylindrical fiber reinforced polymer composite. **International Journal of Advance Research and Development**, v. 3, p. 294-298, 2018.

HARIPRASAD, P.; KANNAN, M.; RAMESH, C.; FELIX SAHAYARAJ, A.; JENISH, I.; HUSSAIN, F.; BEN KHEDHER, N.; BOUDJEMLINE, A.; SURESH, V. (Retracted) Mechanical and Morphological Studies of Sansevieria trifasciata Fiber-Reinforced Polyester Composites with the Addition of SiO₂ and B₄C. **Advanced Functional Graded Materials: Processing and Applications**, vol. 2022, Article ID 1634670, p. 5, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1155/2022/1634670>. Acesso em: 02 mar. 2024.

HASAN, R. *et al.* Pectinolytic Bacterial Consortia Reduce Jute Retting Period and Improve Fibre Quality. **Scientific Reports**, v. 10, p. 5174, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1038/s41598-020-61898-z>. Acesso em: 02 mar. 2024.

HERRERA-FRANCO, P. J.; DRZAL, L. T. Comparison of methods for the measurement of fibre/matrix adhesion in composites. **Composites**, v. 23, n. 1, p. 2-27, 1992.

HIDALGO-SALAZAR, M. A.; CORREA, J. P. Mechanical and thermal properties of biocomposites from nonwoven industrial Fique fiber mats with Epoxy Resin and Linear Low Density Polyethylene. **Results in physics**, v. 8, p. 461-467, mar. 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2017.12.025>. Acesso em: 02 mar. 2024.

HILL, R. Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials: I. elastic behavior. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 12, n. 4, p. 199-212, 1964. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(64\)90019-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(64)90019-5). Acesso em: 02 mar. 2024.

HU, J.; LI, F.; WANG, B.; ZHANG, H.; JI, C.; WANG, S.; ZHOU, Z. A two-step combination strategy for significantly enhancing the interfacial adhesion of CF/PPS composites: The liquid-phase oxidation followed by grafting of silane coupling agent. **Composites Part B: Engineering**, v. 191, 2020. 107966. ISSN 1359-8368. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.107966>. Acesso em: 02 mar. 2024.

HU, N. *et al.* Locating delamination in composite laminated beams using the A₀ Lamb mode. **Mechanics of Advanced Materials and Structures**, v. 19, n. 6, p. 431-440, 2012.

HUGHES, M.; CARPENTER, J.; HILL, C. Deformation and fracture behaviour of flax fibre reinforced thermosetting polymer matrix composites. **Journal of Materials Science**, v. 42, n. 7, p. 2499-2511, 2007. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10853-006-1027-2>. Acesso em: 02 mar. 2024.

HUGHES, M.; CARPENTER, J.; HILL, C. Deformation and fracture behaviour of flax fibre reinforced thermosetting polymer matrix composites. **Journal of materials science**, v. 42, p. 2499-2511, 2007

HULL, D. *Fractography: Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography*. 1. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1999. ISBN 978-0521646840.

Hunstman, 2012
<https://www.huntsman.com/docs/Documents/ARALDITE%20LY%205052%20ARADUR%205052%20Technical%20Datasheet%20%28US%29.pdf>. Acesso em: 02 mar. 2024.

IBRAHIM, H.; FARAG, M.; MEGAHED, H.; MEHANNY, S. Characteristics of starch-based biodegradable composites reinforced with date palm and flax fibers. **Carbohydrate Polymers**, v. 101, p. 11-19, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2013.08.051>. Acesso em: 02 mar. 2024.

IÑIGUEZ-COVARRUBIAS, G. *et al.* Utilization of by-products from the tequila industry. Part 2: potential value of Agave tequilana Weber azul leaves. **Bioresource Technology**, v. 77, n. 2, p. 101-108, 2001.

JAVANSHOUR, F. *et al.* Modulating impact resistance of flax epoxy composites with thermoplastic interfacial toughening. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 150, p. 106628, 2021.

JONES, D. *et al.* Chemical compositions of natural fibres. In: **Advanced high strength natural fibre composites in construction**. Woodhead Publishing, 2017. p. 23-58.

KADIYALA, A. K.; DEVLIN, K.; LEE, S.; COMER, A. Evaluation of the flexural properties and failure evolution of a hybrid composite manufactured by automated dry fibre placement followed by liquid resin infusion. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 154, 2022. 106764. ISSN 1359-835X. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106764>. Acesso em: 02 mar. 2024.

KANIMOZHI, M. Investigating the Physical Characteristics of Sansevieria Trifasciata Fiber. **International Journal of Scientific and Research Publications**, Volume 1, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.29322/ijsrp>. Acesso em: 02 mar. 2024.

KANT, R.; ALAGH, P. Extraction of fiber from Sansevieria trifasciata plant and its properties. **International Journal of Science and Research**, v. 4, n. 7, p. 2547-2549, 2015.

KAUR, J. *et al.* GC-MS validated phytochemical up-leveling with in vitro-raised Sansevieria trifasciata [Prain]: The Mother in Law's tongue gets more antibacterial. **Current Plant Biology**, v. 35, p. 100308, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cpb.2023.100308>. Acesso em: 05 mar. 2024.

KHATRI, A.; JHATIAL, R. **Advances in reactive dyeing of cellulose textiles**. 1. ed. [S.l.]: Higher Education Commission Pakistan, 2015. ISBN 978-969-417-184-5.

KIMURA, M. *et al.* Origem nanoscópica de fissuras em compósitos plásticos reforçados com fibra de carbono. **Scientific Reports**, v. 9, 19300 (2019). Disponível em: <https://doi.org/10.1038/s41598-019-55904-2>. Acesso em: 02 mar. 2024.

KIMURA, M. *et al.* Nanoscopic origin of cracks in carbon fibre-reinforced plastic composites. **Scientific Reports**, v. 9, n. 1, p. 19300, 2019.

KUMAR, R. P.; AMMA, ML G.; THOMAS, S. Short sisal fiber reinforced styrene-butadiene rubber composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 58, n. 3, p. 597-612, 1995.

LABORATÓRIO Multiusuário de Microscopia Eletrônica de Varredura. Unesp – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho. Faculdade de Ciências e Tecnologia - Câmpus de Presidente Prudente, [2022]. Disponível em: <https://www.fct.unesp.br/#!/departamentos/fisica-quimica-e-biologia/laboratorios/mev/>. Acesso em: 04 mar. 2024.

LARANJEIRA, E.; DE CARVALHO, L. H.; DE L SILVA, S. M.; D'ALMEIDA, J. R. Influence of Fiber Orientation on the Mechanical Properties of Polyester/Jute Composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 25, n. 12, p. 1269-1278, 2006. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/0731684406066403>. Acesso em: 02 mar. 2024.

LASIKUN; ARIAWAN, D.; SUROJO, E.; TRIYONO, J. Effect of fiber orientation on tensile and impact properties of Zalacca Midrib fiber-HDPE composites by compression molding. **AIP Conference Proceedings**, v. 1931, n. 1, p. 030060, 9 fev. 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1063/1.5024119>. Acesso em: 02 mar. 2024.

LE, T. M.; PICKERING, K. L. The potential of harakeke fibre as reinforcement in polymer matrix composites including modelling of long harakeke fibre composite strength. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 76, p. 44-53, 2015.

LEE, C. H.; KHALINA, A.; LEE, S. H.; LIU, M.; SORRELL, C. C. A Comprehensive Review on Bast Fibre Retting Process for Optimal Performance in Fibre-Reinforced Polymer Composites. **Advances in Materials Science and Engineering**, 2020, 6074063. 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1155/2020/6074063>. Acesso em: 02 mar. 2024.

LI, H. *et al.* Cross-laminated timber (CLT) in China: a state-of-the-art. **Journal of Bioresources and Bioproducts**, v. 4, n. 1, p. 22-31, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.21967/jbb.v4i1.190>. Acesso em: 02 mar. 2024.

LIU, Q. *et al.* Catalysis mechanism study of potassium salts on cellulose pyrolysis by using TGA-FTIR analysis. **Journal of chemical engineering of Japan**, v. 41, n. 12, p. 1133-1142, 2008.

LOOS, M. **Carbon nanotube reinforced composites**: CNT Polymer Science and Technology. Elsevier, 2014.

LOPES, F. P. D. **Estudos adicionais dos compósitos poliméricos reforçados por fibras de curauá**. 2011. 92 f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2011

LU, P. L.; MORDEN, C. W. Phylogenetic Relationships among Dracaenoid Genera (Asparagaceae: Nolinoideae) Inferred from Chloroplast DNA Loci. **Systematic Botany**, v. 39, n. 1, p. 90-104, mar. 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1600/036364414X678035>. Acesso em: 02 mar. 2024.

LU, P-L.; MORDEN, C. W. Phylogenetic relationships among Dracaenoid genera (Asparagaceae: Nolinoideae) inferred from chloroplast DNA loci. **Systematic Botany**, v. 39, n. 1, p. 90-104, 2014.

MADSEN, B.; LILHOLT, H. Physical and mechanical properties of unidirectional plant fibre composites – an evaluation of the influence of porosity. **Composites Science and Technology**, v. 63, n. 9, p. 1265-1272, 2003. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(03\)00097-6](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(03)00097-6). Acesso em: 02 mar. 2024.

MARDIYATI, M. *et al.* Effects of alkali treatment on the mechanical and thermal properties of Sansevieria trifasciata fiber. *In: AIP conference proceedings*. AIP Publishing, 2016.

MARDIYATI, Y. *et al.* Development of sansevieria trifasciata/natural rubber composites for a soft body armor application. **Composites Part C: Open Access**, v. 12, 2023. ISSN 2666-6820. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2023.100407>. Acesso em: 02 mar. 2024.

MARSHALL, S. J. *et al.* A review of adhesion science. **Dental materials**, v. 26, n. 2, p. e11-e16, 2010.

MIDANI, M.; ELSEIFY, L. A. Review of Recent Industry Practices on Natural Fiber Composites. **Journal of Textile & Apparel Technology & Management (JTATM)**, v. 12, 2022.

MITTAL, V. (Ed.). **Spherical and fibrous filler composites**. John Wiley & Sons, 2016.

MOHAMMED, A.; ABDULLAH, A. Scanning electron microscopy (SEM): A review. *In: PROCEEDINGS OF THE 2018 INTERNATIONAL CONFERENCE ON HYDRAULICS AND PNEUMATICS — HERVEX, Băile Govora, Romania. Proceedings [...]*. Băile Govora, 2018. p. 7-9.

MOHANTY, A. K.; MISRA, M.; DRZAL, L. T. (Ed.). **Natural fibers, biopolymers, and biocomposites**. CRC press, 2005.

MOKSHINA, N. *et al.* Key stages of fiber development as determinants of bast fiber yield and quality. **Fibers**, v. 6, p. 20, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/fib6020020>. Acesso em: 05 mar. 2024.

MUZYCZEK, M. The use of flax and hemp for textile applications. *In: Handbook of natural fibres*. Woodhead Publishing, 2020. p. 147-167.

MWAIKAMBO, L. Y.; ANSELL, M. P. Chemical modification of hemp, sisal, jute, and kapok fibers by alkalization. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 84, n. 12, p. 2222-2234, 2002. Disponível em: <https://doi.org/10.1002/app.10460>. Acesso em: 02 mar. 2024.

NAGARAJAGANESH, B.; REKHA, B. Morphology and damage mechanism of lignocellulosic fruit fibers reinforced polymer composites: a comparative study. **SN Applied Sciences**, v. 1, n. 1250, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s42452-019-1286-6>. Acesso em: 02 mar. 2024.

NEGOIȚĂ, O.; PURCĂREAU, A. A.; BANU, G.; GHITULEASA, C. (2017). Criteria for process improvement in the Textile and Clothing sector. **Industria Textila**. Disponível em: http://www.revistaindustriatextila.ro/images/2017/Industria%20Textila%203_2017%20web.pdf. Acesso em: 02 mar. 2024.

NETO, J. S. S.; QUEIROZ, H. F. M. de; AGUIAR, R. A. A.; BANEJA, M. D. A Review on the Thermal Characterisation of Natural and Hybrid Fiber Composites. **Polymers**, v. 13, n. 24, 4425. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/polym13244425>. Acesso em: 02 mar. 2024.

HU, Ning (Ed.). **Composites and their properties**. BoD–Books on Demand, 2012.

NORMAN, D. A.; ROBERTSON, R. E. The effect of fiber orientation on the toughening of short fiber-reinforced polymers. **Journal of applied polymer science**, v. 90, n. 10, p. 2740-2751, 2003.

NOVA-INSTITUTE. European Production of Biocomposites – Graphic, 2019. Disponível em: <http://biobased.eu/downloads/european-production-of-biocomposites/>. Acesso em: 05 mar. 2024.

OKAFOR, C. E. *et al.* Properties and performance index of natural fiber reinforced cross-ply composites made from *Dioscorea alata* stem fibers. **Composites Part C: Open Access**, v. 7, p. 100213, 2022.

OKSMAN, K. High quality flax fibre composites manufactured by the resin transfer moulding process. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 20, n. 7, p. 621-627, 2001. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/073168401772678634>. Acesso em: 02 mar. 2024.

OSORIO, L.; TRUJILLO, E.; VAN VUURE, A.; VERPOEST, I. Morphological aspects and mechanical properties of single bamboo fibres and flexural characterization of bamboo/epoxy composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/0731684410397683>. Acesso em: 02 mar. 2024.

OUAJAI, S.; SHANKS, R. A. Composition, structure and thermal degradation of hemp cellulose after chemical treatments. **Polym Degrad Stability**, v. 89, p. 327-335, 2005.

Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2005.01.016>. Acesso em: 02 mar. 2024.

PANZERA, T. H.; JEANNIN, T. ABRION, X.; PLACET, V.; REMILLAT, C.; FARROW, I.; SCARPA, F. Static, fatigue and impact behaviour of an autoclaved flax fibre reinforced composite for aerospace engineering. **Composites Part B: Engineering**, v. 197, 2020. 108049. ISSN 1359-8368. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108049>. Acesso em: 02 mar. 2024.

PARAMESWARANPILLAI, J. et al. Turning waste plant fibers into advanced plant fiber reinforced polymer composites: A comprehensive review. **Composites Part C: Open Access**, v. 10, p. 100333, 2023.

PHILLIPS, S. *et al.* Characterization of flax/epoxy prepregs before and after cure. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 32, n. 11, p. 777-785, 2013.

PICKERING K. L.; EFENDY MGA, LE TM. A review of recent developments in natural fibre composites and their mechanical performance. **Composite Part A Applied Science and Manufacturing**, v. 83, p. 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.08.038>. Acesso em: 02 mar. 2024.

PICKERING, K. L.; EFENDY, MG A.; LE, T. M. A review of recent developments in natural fibre composites and their mechanical performance. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 83, p. 98-112, 2016.

PIL, L. *et al.* Why are designers fascinated by flax and hemp fibre composites? **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 83, p. 193-205, 2016.

PRADIPTA, R.; MARDIYATI, S.; PURNOMO, I. Effect of maleic anhydride treatment on the mechanical properties of Sansevieria fiber/vinyl ester composites. *In: AIP CONFERENCE PROCEEDINGS*, 1823, 2017. **Anais...** [S.l.: s.n.], 2017. p. 020097. Disponível em: <https://doi.org/10.1063/1.4978125>. Acesso em: 05 mar. 2024.

PUSPANINGRUM, T. *et al.* Physical and mechanical properties of binderless medium density fiberboard (MDF) from coconut fiber. *In: IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. IOP Publishing, 2020. p. 012011.

QUARESIMIN, M.; CARRARO, P. A. Damage initiation and evolution in glass/epoxy tubes subjected to combined tension-torsion fatigue loading. **International Journal of Fatigue**, v. 63, p. 25-35, 2014. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0142112314000036?via%3Dihub#:~:text=https%3A//doi.org,rights%20and%20content>. Acesso em: 02 mar. 2024.

QUARESIMIN, M.; CARRARO, P. A. Damage initiation and evolution in glass/epoxy tubes subjected to combined tension–torsion fatigue loading. **International Journal of Fatigue**, v. 63, p. 25-35, 2014.

RAJAN, A. *et al.* Biosoftening of coir fiber using selected microorganisms. **Bioprocess and biosystems engineering**, v. 28, p. 165-173, 2005.

RAJESHKUMAR, G. *et al.* Synergistic effect of fiber content and length on mechanical and water absorption behaviors of Phoenix sp. fiber-reinforced epoxy composites. **Journal of Industrial Textiles**, v. 47, n. 2, 2016. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/298901552_Synergistic_effect_of_fiber_content_and_length_on_mechanical_and_water_absorption_behaviors_of_Phoenix_sp_fiber-reinforced_epoxy_composites. Acesso em: 02 mar. 2024.

RAMESH, M.; PALANIKUMAR, K.; REDDY, K. Hemachandra. Plant fibre based bio-composites: Sustainable and renewable green materials. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 79, p. 558-584, 2017.

RANALLI, P.; VENTURI, G. Hemp as a raw material for industrial applications. *Euphytica*, v. 140, p.1-6, 2004. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10681-004-4749-8>. Acesso em: 02 mar. 2024.

RAO, J.; ZHOU, Y.; FAN, M. Revealing the Interface Structure and Bonding Mechanism of Coupling Agent Treated WPC. **Polymers**, vol. 10, n. 3, p. 266. 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/polym10030266>. Acesso em: 02 mar. 2024.

RAO, J.; ZHOU, Y.; FAN, M. Revealing the interface structure and bonding mechanism of coupling agent treated WPC. **Polymers**, v. 10, n. 3, p. 266, 2018.

RAO, K. M. M.; RAO, K. Mohana. Extraction and tensile properties of natural fibers: Vakka, date and bamboo. **Composite structures**, v. 77, n. 3, p. 288-295, 2007.

REDDY, K. O. *et al.* Structural characterization of coconut tree leaf sheath fiber reinforcement. **Forestry Res.** v. 21, p. 53–58, 2010.

RICHELY, Emmanuelle *et al.* Novel insight into the intricate shape of flax fibre lumen. **Fibers**, v. 9, n. 4, p. 24, 2021.

ROBINSON, Nicholas A. (Ed.). **Agenda 21: Earth's action plan**. 1993.

ROWELL, R. M.; ROWELL, J. **Paper and composites from agro-based resources**. CRC press, 1996.

RWAWIIRE S.; B. TOMKOVA. Morphological, Thermal, and Mechanical Characterization of Sansevieria Trifasciata Fibers. **Journal of Natural Fibers**, v. 12, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/15440478.2014.914006>. Acesso em: 02 mar. 2024.

RWAWIIRE, S.; OKELLO, J.; HABBI, G. Comparative evaluation of dynamic mechanical properties of epoxy composites reinforced with woven fabrics from Sansevieria (Sansevieria trifasciata) fibres and banana (Musa sapientum) fibres. **Tekstilec**, v. 57, n. 4, p. 315-320, 2014.

SAADATI, Y; LEBRUN G.; CHATELAIN, J-F; BEAUCHAMP, Y. Experimental investigation of failure mechanisms and evaluation of physical/mechanical properties of unidirectional flax–epoxy composites. **Journal of Composite Materials**, v. 54, n.20. p.2781-2801, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/0021998320902243>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SABA, N. *et al.* Thermal and dynamic mechanical properties of cellulose nanofibers reinforced epoxy composites. **International journal of biological macromolecules**, v. 102, p. 822-828, 2017.

SADRMANESH, V.; CHEN, Y. Bast fibres: structure, processing, properties, and applications. **International Materials Reviews**, v. 64, n. 7, p. 381-406, 2019.

SAHMETLIOGLU, E.; MART, H.; YURUK, H.; SÜRME, Y. Synthesis and characterization of oligosalicylaldehyde-based epoxy resins. **Chemical Papers - Slovak Academy of Sciences**, v. 60, p. 65-68, 2006. Disponível em: <https://doi.org/10.2478/s11696-006-0012-1>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SAMEER, R. K. *et al.* Development of Sansevieria Trifasciata – Carbon Fiber Reinforced Polymer Hybrid Nanocomposites. **International Letters of Chemistry, Physics and Astronomy**, v. 50, p. 179-187, 2015. DOI: <https://doi.org/10.18052/www.scipress.com/ILCPA.50.179>. Acesso em: 05 mar. 2024.

SANKAR, P. H. *et al.* The effect of fiber length on tensile properties of polyester resin composites reinforced by the fibers of Sansevieria trifasciata. **International Letters of Natural Sciences**, v. 8, p. 7-13, 2014. ISSN 2300-9675.

SANTAFÉ JÚNIOR, H.; P. G.; COSTA, L. L. da; MONTEIRO, S. N.; ALMEIDA, L. L. P. de. Propriedades mecânicas e características da fratura por flexão de compósitos de resina epóxi incorporada com fibras de coco mercerizadas. In: CONGRESSO ABM, 65., 2010, [S.I.]. **Anais...** [S.I.]: ABM, 2010. v. 65, n. 65. ISSN 1516-392X.

SANTOS, J. C. dos; OLIVEIRA, L. Á. de; PANZERA, T. H.; REMILLAT, C. D. L.; FARROW, I.; PLACET, V.; SCARPA, F. Ageing of autoclaved epoxy/flax composites: Effects on water absorption, porosity and flexural behaviour. **Composites Part B: Engineering**, v. 202, 2020. 108380. ISSN 1359-8368. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108380>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SATHISHKUMAR, T. *et al.* Investigation of chemically treated longitudinally oriented snake grass fiber-reinforced isophthalic polyester composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 32, p. 1698-1714, 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/0731684413495321>. Acesso em: 05 mar. 2024.

SATHISHKUMAR, T. P. Influence of cellulose water absorption on the tensile properties of polyester composites reinforced with Sansevieria ehrenbergii fibers. **Journal of Industrial Textiles**, vol. 45, p. 1674-1688, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/1528083715569374>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SATHISHKUMAR, T.; NAVANEETHAKRISHNAN, P.; SHANKAR, S. Tensile and flexural properties of snake grass natural fiber reinforced isophthalic polyester

composites. **Composites Science and Technology**, v. 72, p. 1183-1190, 2012. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.04.001>. Acesso em: 05 mar. 2024.

SEN, T; REDDY, H. N Jagannatha. Various industrial applications of hemp, kinaf, flax and ramie natural fibres. International. **Journal of Innovation, Management and Technology**, v. 2, n. 3, p. 192, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/1528083715569374>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SGRICCIA, N.; HAWLEY, M. C.; MISRA, M. Characterization of natural fiber surfaces and natural fiber composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 39, n. 10, p. 1632-1637, 2008. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2008.07.007>. Acesso em: 03 mar. 2024.

SHAH, D. U. Natural fibre composites: Comprehensive Ashby-type materials selection charts. **Materials & Design**, v. 62, p. 21-31, 2014. ISSN 0261-3069. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.002>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SHAH, D.I U. *et al.* Mechanical property characterization of aligned plant yarn reinforced thermoset matrix composites manufactured via vacuum infusion. **Polymer-Plastics Technology and Engineering**, v. 53, n. 3, p. 239-253, 2014.

SHAH, D. U.; SCHUBEL, P. J.; CLIFFORD, M. J. Modelling the effect of yarn twist on the tensile strength of unidirectional plant fibre yarn composites. **Journal of Composite Materials**, v. 47, n. 4, p. 425-436, 2013.

SHARMA, A. K.; BHANDARI, R.; AHERWAR, A.; RIMAŠAUSKIENĖ, R. Matrix materials used in composites: A comprehensive study. **Materials Today: Proceedings**, v. 21, Part 3, p. 1559-1562, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.11.086>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SHARMA, A. K. *et al.* Matrix materials used in composites: A comprehensive study. **Materials Today: Proceedings**, v. 21, p. 1559-1562, 2020.

SHARMA, B. R.; KUMAR, V.; GAT, Y.; KUMAR, N. Microbial maceration: a sustainable approach for phytochemical extraction. **3 Biotech**, v. 8, n. 9, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s13205-018-1423-8>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SHI, J.; WU, Y.; ZHANG, M. *et al.* Bamboo fiber-reinforced epoxy composites fabricated by vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM): Effect of molding sequence and fiber content. **Polym Compos**, v. 45, n. 1, 2024, p. 256-266. Disponível em: <https://doi.org/10.1002/pc.27774>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SHI, J. *et al.* Bamboo fiber-reinforced epoxy composites fabricated by vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM): Effect of molding sequence and fiber content. **Polymer Composites**, v. 45, n. 1, p. 256-266, 2024.

SHIEDDIEQUE, A. D. *et al.* The effect of alkaline treatment and fiber orientation on impact resistant of bio-composites Sansevieria trifasciata fiber/polypropylene as

automotive components material. *In: AIP Conference Proceedings*. AIP Publishing, 2018.

SIDDIKA, A. *et al.* Cross-laminated timber–concrete composite structural floor system: A state-of-the-art review. **Engineering Failure Analysis**, v. 130, p. 105766, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105766>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SILVA NETO, J. S. *et al.* A review on the thermal characterisation of natural and hybrid fiber composites. **Polymers**, v. 13, n. 24, p. 4425, 2021.

SILVA, V. U.; NASCIMENTO, M. F.; OLIVEIRA, P. R.; PANZERA, T. H.; REZENDE, M. O.; SILVA, D. A. L.; AQUINO, V. B. M.; LAHR, F. A. R.; CHRISTOFORO, A. L. Circular vs. linear economy of building materials: A case study for particleboards made of recycled wood and biopolymer vs. conventional particleboards. **Construction and Building Materials**, v. 285, 2021, p. 122906. ISSN 0950-0618. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.122906>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SIMACEK, P.; ADVANI, S. G.; GILLESPIE, J. W. Modeling short fiber deformation in dilute suspension: Fiber deposition process. **Composites Science and Technology**, v. 218, 2022. ISSN 0266-3538. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2021.109149>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SINGH, S. Prathap *et al.* Investigation of tensile properties of alkali treated *Andanus odoratissimus* fiber reinforced with polymer matrix composite. **International Journal of Mechanical and Production Engineering Research and Development (IJMPERD)**, set. 2018.

SOOD, M.; DWIVEDI, G. Effect of fiber treatment on flexural properties of natural fiber reinforced composites: A review. **Egyptian Journal of Petroleum**, v. 27, n. 4, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ejpe.2017.11.005>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SOVINSKI, MARJORIE F.; POLIS, D. L. **Determination of Fiber Volume in Carbon/Cyanate Ester Composites Using Thermogravimetric Analysis (TGA)**. Jan. 2007. Disponível em: <https://ntrs.nasa.gov/citations/20070030092>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SPĀRNIŅŠ, E.; ANDERSONS, J. Diameter variability and strength scatter of elementary flax fibers. **Journal of Materials Science**, v. 44, p. 5697-5699, 2009.

SREEKUMAR, P. A. *et al.* A comparative study on mechanical properties of sisal-leaf fiber-reinforced polyester composites prepared by resin transfer and compression moulding techniques. **Composite Science and Technology**, v. 67, p. 453-461, 2007. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.09.005>. Acesso em: 02 mar. 2024.

SRINIVASA, C. V.; BHARATH, K. N. Impact and hardness properties of areca fiber-epoxy reinforced composites. **J. Mater. Environ. Sci**, v. 2, n. 4, p. 351-356, 2011.

SUHADA, F. P. *et al.* The Influence of Fiber Orientation and Treatment Variation of Natural Fiber Reinforced Composites on Tensile Strength and Toughness. **Journal of Applied Sciences, Management and Engineering Technology**, Surabaya, v. 4, n. 1, p. 21-28, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.31284/j.jasmet.2023.v4i1.4461>. Acesso em: 02 mar. 2024.

TAJ, S.; MUNAWAR, M. Ali; KHAN, S. Natural fiber-reinforced polymer composites. **Proc. Pakistan Acad. Sci.**, v. 44, n. 2, p. 129-144, 2007.

TAKAHASHI, K. *et al.* X-ray nanoimaging of a transversely embedded carbon fiber in epoxy matrix under static and cyclic loads. **Scientific Reports**, v. 12, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1038/s41598-022-12724-1>. Acesso em: 02 mar. 2024.

TAKAWIRA-NYENYA, R.; THIEDE, J.; MUCINA, L. New nomenclatural and taxonomic adjustments in *Dracaena* (Asparagaceae). **Phytotaxa**, v. 524, n. 4, p. 293-300, 2021.

TALLEI, T. E.; REMBET, R. E.; PELEALU, J. J.; KOLON DAM, B. J. Sequence Variation and Phylogenetic Analysis of *Sansevieria trifasciata* (Asparagaceae). **Bioscience Research**, v. 13, n. 1, p. 1-7, 2016. ISSN 2218-3973. Disponível em: [https://www.isisn.org/BR%2013%202016/01-07%2013\(1\)%202016%20BR-1313.pdf](https://www.isisn.org/BR%2013%202016/01-07%2013(1)%202016%20BR-1313.pdf). Acesso em: 02 mar. 2024.

TALLEI, T. E. *et al.* Sequence variation and phylogenetic analysis of *Sansevieria trifasciata* (Asparagaceae). **Bioscience Research**, v. 13, n. 1, p. 01-07, 2016.

TANZI, M. C.; FARÈ, S.; CANDIANI, G. Organization, Structure, and Properties of Materials. *In*: TANZI, M. C.; FARÈ, S.; CANDIANI, G. Foundations of Biomaterials Engineering. **Academic Press**, 2019. p. 3-103. ISBN 9780081010341. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101034-1.00001-3>. Acesso em: 02 mar. 2024.

TEIXEIRA, L. A.; VILSON DALLA JUNIOR, L.; LUZ, S. M. Chemical treatment of curaua fibres and its effect on the mechanical performance of fibre/polyester composites. **Plastics, Rubber and Composites**, v. 50, n. 4, p. 189-199, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/14658011.2020.1862978>. Acesso em: 02 mar. 2024.

TEZARA C., J. P.; SIREGAR, H.Y.; LIM, F.A.; FAUZI, M. H.; YAZDI, L. K.; MOEY, LIM, J. W. Factors that affect the mechanical properties of kenaf fiber reinforced polymer: A review. **Journal of Mechanical Engineering and Sciences (JMES)**, v. 10, n. 2, p. 2159-2175, set. 2016. Disponível em: <https://journal.ump.edu.my/jmes/article/view/8050>. Acesso em: 02 mar. 2024.

THANESH, A.; PALANI, S.; ALAGU, S.; SELVAM, M.; HARISH, K. A., *Sansevieria Trifasciata* Laurent II Polyester Composites. **International Journal of Pure and Applied Mathematics**, v. 116, 215–222 (2017)

THOMASON, J. L. Flat glass fibres: The influence of fibre cross section shape on composite micromechanics and composite strength. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, vol. 169, 2023, 107503, ISSN 1359-835X. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2023.107503>. Acesso em: 02 mar. 2024.

TINGGI, Berketumpatan. Effects of fibre size on Sansevieria trifasciata/natural rubber/high density polyethylene biocomposites. **Malaysian Journal of Analytical Sciences**, v. 22, n. 6, p. 1057-1064, 2018.

TOMÁS, J. Fachada biológica por Studio Marco Vermeulen [En Detalle: Fachada de base biológica] 12 Out 2014. **ArchDaily Brasil**, 12 out. 2014. Disponível em: <https://www.archdaily.com.br/br/755044/em-detalhe-fachada-biologica-por-studio-marco-vermeulen> Acesso em: 03 mar 2024.

TRUJILLO, E.; MOESEN, M.; OSORIO, L.; VAN VUURE, A.; IVENS, J.; VERPOEST, I. Bamboo fibres for reinforcement in composite materials: Strength Weibull analysis. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 61, p. 115-125, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.02.007>. Acesso em: 02 mar. 2024.

UDAYA KIRAN, C. *et al.* Tensile properties of sun hemp, banana and sisal fiber reinforced polyester composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 26, n. 10, p. 1043-1050, 2007.

VAN DE WEYENBERG, I. *et al.* Influence of processing and chemical treatment of flax fibres on their composites. **Composites Science and Technology**, v. 63, n. 9, p. 1241-1246, 2003. ISSN 0266-3538. DOI

VAN DE WEYENBERG, I. *et al.* Influence of processing and chemical treatment of flax fibres on their composites. **Composites Science and Technology**, v. 63, n. 9, p. 1241-1246, 2003. ISSN 0266-3538. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(03\)00093-9](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(03)00093-9). Acesso em: 05 mar. 2024.

VEGA, A.; TAVARA, J. Caracterización mecánica, físico-química de fibra de Sansevieria trifasciata, como posible refuerzo en un compuesto de matriz poliéster. **Agroindustrial Science**, v. 8, n. 2, p. 81-88, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.17268/agroind.sci.2018.02.01>. Acesso em: 02 mar. 2024.

VEGA, A.; TAVARA, J. Caracterización mecánica, físico-química de fibra de Sansevieria trifasciata, como posible refuerzo en un compuesto de matriz poliéster. **Agroindustrial Science**, v. 8, n. 2, p. 81-88, Dec., 2018.

VIRK, Amandeep Singh; HALL, Wayne; SUMMERSCALES, John. Failure strain as the key design criterion for fracture of natural fibre composites. **Composites Science and Technology**, v. 70, n. 6, p. 995-999, 2010.

WAMBUA, P.; IVENS, J.; VERPOEST, I. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics? **Composites Science and Technology**, v. 63, n. 9, p. 1259-1264, 2003. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(03\)00096-4](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(03)00096-4). Acesso em: 02 mar. 2024.

WAMBUA, P; IVENS J.; VERPOEST, I. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics? **Composites Science and Technology**. v. 63, n. 9, p. 1259-1264,

2003. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(03\)00096-4](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(03)00096-4). Acesso em: 02 mar. 2024.

WIDODO, E.; PRATIKTO; SUGIARTO; WIDODO, T. D. Comprehensive investigation of raw and NaOH alkalized sansevieria fiber for enhancing composite reinforcement. **Case Studies in Chemical and Environmental Engineering**, v. 9, 2024. ISSN 2666-0164. Disponível em: [_https://doi.org/10.1016/j.cscee.2023.100546](https://doi.org/10.1016/j.cscee.2023.100546). Acesso em: 02 mar. 2024.

WOLELA, A. D. Extraction and Characterization of Natural Cellulose Fibers from Sanseveria Trifasciata Plant. **Advancements in Bioequivalence & Bioavailability**, v. 5, 2019. Disponível em: [_https://doi.org/10.31031/TTEFT.2019.05.000609](https://doi.org/10.31031/TTEFT.2019.05.000609). Acesso em: 02 mar. 2024.

WOLELA, A. D. Extraction and characterization of natural cellulose fibers from Sanseveria trifasciata plant. **Trends in Textile Engineering & Fashion Technology**, v. 5, n. 2, p. 630-634, 2019.

YAN, L.; CHOUW, N; JAYARAMAN, K. Flax fibre and its composites – A review. **Composites Part B: Engineering**, v. 56, p. 296-317, 2014.

YANG, C.; KIM, Y.; RYU, S.; GU, G. X. Prediction of composite microstructure stress-strain curves using convolutional neural networks. **Materials & Design**, v. 189, 2020, p. 108509. ISSN 0264-1275. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108509>. Acesso em: 02 mar. 2024.

YILMAZ, E. Environmental impact assessment of melamine coated medium density fiberboard (MDF-LAM) production and cumulative energy demand: A case study in Türkiye. **Case Studies in Construction Materials**, v. 20, p. e02733, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2023.e02733>. Acesso em: 02 mar. 2024.

YOSHIHARA, H.; YOSHINOBU, M. Effects of specimen configuration and measurement method of strain on the characterization of tensile properties of paper. **Journal of Wood Science**, v. 60, p. 287-293, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10086-014-1398-y>. Acesso em: 02 mar. 2024.

YUSNIMAR *et al.* Manufacturing of high brightness dissolving pulp from sansevieria-trifasciata fiber by effective sequences processes. **Communications in Science and Technology**, (S.l.), v. 7, n. 1, p. 45-49, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.21924/cst.7.1.2022.681>. Acesso em: 02 mar. 2024.

ZAKARIA, N. E. *et al.* Effects of fibre size on sansevieria trifasciata/natural rubber/high density polyethylene biocomposites. **Malaysian Journal of Analytical Science**, v. 22, n. 6, p. 1057-1064, dez. 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.17576/mjas-2018-2206-16>. Acesso em: 05 mar. 2024.

ZHIHAN Li, Z. *et al.* Sustainable high-strength macrofibres extracted from natural bamboo. **Nat Sustain**, v. 5, p. 235–244, 2022. Disponível em: <https://www.nature.com/articles/s41893-021-00831-2>. Acesso em: 02 mar. 2024.

ZHIYING MA, *et al.* Resequencing a core collection of upland cotton identifies genomic variation and loci influencing fiber quality and yield. **Nature genetics**, v. 50, n. 6, p. 803-813, 2018.

ZHOU Y.; FAN, M.; CHEN, L. Interface and bonding mechanisms of plant fibre composites: An overview. **Composite Part B: Engineering**, v. 101, n. 15, p. 31-45, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.06.055>. Acesso em: 02 mar. 2024.

APÊNDICE

Resultados ensaio tração epóxi puro

Epóxi puro	Módulo (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Deformação máxima (%)	Espessura (mm)	Largura (mm)
1	2536,43	26,02	1,15	3,10	13,50
2	2552,79	21,47	0,90	3,07	13,08
3	2984,13	53,48	2,23	3,11	13,02
4	2884,54	40,60	1,64	3,06	13,01
5	2788,12	36,45	1,53	3,22	13,16
6	2877,72	42,56	1,67	3,48	13,40
7	3065,25	44,97	1,71	3,12	13,45
8	2821,56	40,76	1,68	2,97	13,53
9	2995,06	43,64	1,65	3,03	13,18
10	2861,67	34,48	1,33	3,72	13,40
11	3354,83	47,50	1,71	3,54	12,97
12	3005,44	45,42	1,76	3,88	13,38
13	3053,50	33,64	1,30	3,45	13,48
14	3286,56	36,46	1,29	3,20	12,98
15	2854,09	29,32	1,08	3,81	13,11
Média	2928,11	38,45	1,51	3,32	13,24
Mínimo	2536,43	21,47	0,90	2,97	12,97
Máximo	3354,83	53,48	2,23	3,88	13,53
C.V.	7,63	22,26	22,13	9,18	1,59
Desv. Pad.	223,33	8,56	0,33	0,30	0,21

Resultados ensaio tração DT/epóxi – Ensaio preliminar

Dt/Epoxi – 1° fase	Módulo de Elasticidade (GPa)	Tensão Máxima (MPa)	Deformação Ruptura (%)	Espessura (mm)	Largura (mm)
1	6,02	26,13	0,42	1,28	14,42
2	6,13	23,13	0,39	1,49	14,13
3	6,18	25,32	0,43	1,68	14,69
4	6,57	32,56	0,52	1,70	14,65
5	5,65	34,21	0,66	1,48	14,15
6	4,80	28,35	0,62	1,73	14,67
Média	5,89	28,28	0,51	1,56	14,45
Máximo	6,57	34,21	0,66	1,73	14,69
Mínimo	4,80	23,13	0,39	1,28	14,13
C.V.	10,37	15,28	22,25	11,20	1,80
Desv. Pad.	0,61	4,32	0,11	0,17	0,26

Dimensões dos corpos de prova ensaiados à tração com fibras orientadas a 0° em relação ao eixo longitudinal

CP 90° Tração	Comprimento (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
1 (instrumentado)	49,32	9,90	1,66	-	-
2	49,40	10,06	1,65	0,80	0,974
3 (instrumentado)	48,95	10,07	1,75	-	-
4	48,95	9,82	1,60	0,79	1,027
5	48,44	9,86	1,59	0,78	1,025
6 (instrumentado)	48,45	10,06	1,63	-	-
7	48,87	10,23	1,67	0,83	0,992
8	48,77	9,97	1,61	0,82	1,048
9	48,86	9,89	1,57	0,75	0,991
Média	48,89	9,98	1,64	0,80	1,01
Máximo	49,40	10,23	1,75	0,83	1,05
Mínimo	48,44	9,82	1,57	0,75	0,97
Coefficiente de Variação	0,67	1,31	3,32	3,62	2,78
Desvio padrão	0,33	0,13	0,05	0,03	0,03

Dimensões dos corpos de prova ensaiados à tração com fibras orientadas a 90° em relação ao eixo longitudinal

CP 90° Tração	Comprimento (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
1 (instrumentado)	49,32	9,90	1,66	-	-
2	49,40	10,06	1,65	0,80	0,974
3 (instrumentado)	48,95	10,07	1,75	-	-
4	48,95	9,82	1,60	0,79	1,027
5	48,44	9,86	1,59	0,78	1,025
6 (instrumentado)	48,45	10,06	1,63	-	-
7	48,87	10,23	1,67	0,83	0,992
8	48,77	9,97	1,61	0,82	1,048
9	48,86	9,89	1,57	0,75	0,991
Média	48,89	9,98	1,64	0,80	1,01
Máximo	49,40	10,23	1,75	0,83	1,05
Mínimo	48,44	9,82	1,57	0,75	0,97
Coefficiente de Variação	0,67	1,31	3,32	3,62	2,78
Desvio padrão	0,33	0,13	0,05	0,03	0,03

Dimensões dos corpos de prova ensaiados à flexão com fibras orientadas a 0° em relação ao eixo longitudinal – Ensaio definitivo

CP 0° Flexão	Comprimento (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
1 (instrumentado)	79,70	9,67	3,78	2,96	1,02
2(instrumentado)	79,76	9,87	3,74	2,97	1,01
3	79,62	9,70	3,59	2,82	1,02
4 (instrumentado)	79,69	9,72	3,92	3,02	1,00
5	79,79	9,88	4,04	3,28	1,03
6	79,63	9,76	3,64	2,91	1,03
7	79,77	9,63	3,73	2,95	1,03
8	79,66	9,73	3,79	3,03	1,03
Média	79,70	9,74	3,78	2,99	1,02
Máximo	79,79	9,88	4,04	3,28	1,03
Mínimo	79,62	9,63	3,59	2,82	1,00
Coefficiente de Variação	0,08	0,93	3,78	4,46	1,26
Desvio padrão	0,06	0,09	0,14	0,13	0,01

Resultados ensaio flexão 0° DT/epóxi – Ensaio definitivo

CP 0° Flexão	Tensão Máxima fb0° (MPa)	E0° (GPa)	fb0 específica (MPa/(g/cm³))	Eb0 específico (GPa/(g/cm³))
1	31,40	2,41	30,90	2,37
2	29,61	1,80	29,34	1,78
3	28,16	2,18	27,70	2,15
4	37,01	2,65	37,18	2,66
5	32,16	2,14	31,19	2,08
6	29,72	2,16	28,93	2,10
7	40,10	2,28	38,94	2,21
8	27,27	2,39	26,43	2,31
Média	31,93	2,25	31,33	2,21
Máximo	40,10	2,65	38,94	2,66
Mínimo	27,27	1,80	26,43	1,78
Coefficiente de Variação	13,96	11,02	14,23	11,54
Desvio padrão	4,46	0,25	4,46	0,25

Dimensões dos corpos de prova ensaiados à flexão com fibras orientadas a 90° em relação ao eixo longitudinal – Ensaio definitivo

CP 90° Flexão	Comprimento (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
1	79,58	9,75	3,56	2,85	1,03
2	79,55	9,81	3,75	3,05	1,04
3 (instrumentado)	79,57	9,62	3,56	2,84	1,04
4 (instrumentado)	79,62	9,85	3,60	2,88	1,02
5	79,87	9,74	3,53	2,75	1,00
6 (instrumentado)	79,55	9,70	3,60	2,85	1,03
7	79,70	9,69	3,59	2,84	1,02
8	79,64	9,88	3,83	3,08	1,02
Média	79,64	9,75	3,63	2,89	1,03
Máximo	79,87	9,88	3,83	3,08	1,04
Mínimo	79,55	9,62	3,53	2,75	1,00
Coefficiente de Variação	0,14	0,90	2,85	3,91	1,26
Desvio padrão	0,11	0,09	0,10	0,11	0,01

Resultados ensaio flexão 90° DT/epóxi – Ensaio definitivo

CP 90° Flexão	Tensão Máxima fb90° (MPa)	E90° (GPa)	fb90 específica (MPa/(g/cm ³))	Eb90 específico (GPa/(g/cm ³))
1	2,88	0,18	2,79	0,18
2	8,13	0,49	7,79	0,47
3	2,59	0,18	2,49	0,17
4	5,47	0,36	5,36	0,35
5	3,39	0,22	3,38	0,22
6	3,04	0,09	2,96	0,09
7	5,23	0,31	5,11	0,31
8	5,80	0,36	5,67	0,35
Média	4,57	0,28	4,45	0,27
Máximo	8,13	0,49	7,79	0,47
Mínimo	2,59	0,09	2,49	0,09
Coeficiente de Variação	42,16	47,18	41,55	46,68
Desvio padrão	1,93	0,13	1,85	0,13