MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

MATHEUS PEREIRA RIBEIRO

CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ EPÓXI REFORÇADA COM TECIDO DE CÂNHAMO

RIO DE JANEIRO
2020

MATHEUS PEREIRA RIBEIRO

CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ EPÓXI REFORÇADA COM TECIDO DE CÂNHAMO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Sergio Neves Monteiro, Ph.D.
Lucio Fabio Cassiano Nascimento, D.Sc.

Rio de Janeiro

2020

©2020
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha
Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmar ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Ribeiro, Matheus Pereira.
Caracterização de compósitos de matriz epóxi reforçada com tecido de cânhamo / Matheus Pereira Ribeiro. – Rio de Janeiro, 2020.
74 f.

Orientador(es): Sergio Neves Monteiro e Lucio Fabio Cassiano Nascimento.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2020.

1. fibras naturais. 2. compósitos. 3. mecânico. 4. térmico. 5. balístico. i. Monteiro, Sergio Neves (orient.) ii. Nascimento, Lucio Fabio Cassiano (orient.) iii. Título

MATHEUS PEREIRA RIBEIRO

Caracterização de compósitos de matriz epóxi reforçada com tecido de cânhamo

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Sergio Neves Monteiro e Lucio Fabio Cassiano Nascimento.

Aprovado em Rio de Janeiro, 26 de agosto de 2020, pela seguinte banca examinadora:

Prof. **Sergio Neves Monteiro** - Ph.D. do IME

Lucio Fabio Cassiano Nascimento

Maj. **Lucio Fabio Cassiano Nascimento** - D.C. do IME - Presidente

Prof. **Alaelson Vieira Gomes** - D.C. do IME

Prof. **Fábio de Oliveira Braga** - D.C. da UFF

Rio de Janeiro

2020

Este trabalho é dedicado a Deus e à família Pereira Ribeiro.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus, Pai das Misericórdias, que nunca me abandonou e acolheu-me em todas as dificuldades; e à Virgem Maria, pela interseção e acolhimento como mãe celestial.

À minha família, especialmente a minha mãe, meu pai e minha irmã pelos exemplos de vida, união e pelo apoio; minha sobrinha, meu cunhado e minha namorada por todo os conselhos, apoio, incentivo e por proporcionar momentos maravilhosos; e todos os membros da família Pereira e da família Ribeiro, pois são pilares da minha existência.

Aos meus orientadores Prof. Sergio Neves Monteiro e Prof. Lucio Fabio Cassiano Nascimento, que admiro imensamente e inspiram-me a cada orientação e conversa. São gigantes que me ajudam a ver mais além.

Aos grandes amigos do IME e fora dele: Jonathan Mendonça, Leandro Cavalcanti, Pedro Poubel, Lucas Neuba, Bruno Figueira, Naiara Le Sénéchal, Thuane Teixeira, Roberto Hirsch e todo o grupo de materiais compósitos.

Aos professores da PPGCM e seus servidores pelo profissionalismo e por proporcionar um curso de qualidade.

Aos que colaboraram para o trabalho e que são de outra instituição ou seção, como Maurício Lemos e Sgt. Renata.

À CAPES, pelo suporte financeiro para o desenvolvimento deste trabalho.

"Não vos amoldeis às estruturas deste mundo,
mas transformai-vos pela renovação da mente,
a fim de distinguir qual é a vontade de Deus:
o que é bom, o que Lhe é agradável, o que é perfeito.
(Bíblia Sagrada, Romanos 12, 2)

RESUMO

A evolução dos materiais empregados como blindagem está historicamente relacionada às guerras e conflitos armados. Com o desenvolvimento tecnológico das armas de fogo e, consequentemente, com o aumento de crimes relacionados, instituições públicas de segurança pelo mundo passaram a investigar o desenvolvimento de blindagens leves e individuais para o uso por partes das forças de segurança. Dessa forma, passou-se a explorar materiais cada vez mais leves como as cerâmicas avançadas, materiais poliméricos e compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras sintéticas. Porém, devido a problemas ambientais evidenciados ao longo dos anos e que estão relacionados à matéria-prima desses materiais artificiais, as fibras naturais lignocelulósicas (FNLs) passaram a ser uma importante alternativa em materiais compósitos. Isso se deve principalmente pelas suas propriedades mecânicas específicas comparáveis às dos sintéticos e do seu impacto ecológico positivo. Dessa forma, a partir de uma avaliação da importância histórica, o presente trabalho avaliou a adoção das fibras de cânhamo, extraída da *Cannabis sativa L.*, no formato de tecido, atuando como reforço em matriz termofixa epóxi em aplicações de engenharia e balística. Com isto, foi avaliado o tecido utilizado e os compósitos de 10, 20 e 30% em volume de tecido através de análises de difração de raios X (DRX), de espectroscopia do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR), termogravimétrica (TGA), de calorimetria diferencial de varredura (DSC) bem como ensaios de impacto Izod e de tração além de balísticos de velocidade residual utilizando munição de calibre .22. Assim, através de análises de FTIR, observou-se a presença de grupos funcionais característicos das FNLs. Além disso, através de DRX, conheceu-se propriedades intrínscecas condizentes com a literatura para boa performance do material. Já nos ensaios mecânicos, notou-se um desempenho considerável nas propriedades mecânicas de compósitos reforçados com 30% vol. de tecido de cânhamo, como na energia de impacto Izod (134,11 J/m), na resistência à tração (54,34 MPa), na rigidez (2,10 GPa), e no módulo de tenacidade (81,09 $N \cdot mm/mm^3$), bem como na temperatura de degradação máxima em relação ao tecido puro (344,9 °C) no ensaio de TGA. Nos ensaios balísticos, as energias absorvidas do compósitos não apresentou diferenças significativas para os demais, ainda que tenha apresentado visualmente melhor integridade após o ensaio, além de ter resistido a penetração de 20% dos disparos efetuados.

Palavras-chave: fibras naturais. compósitos. mecânico. térmico. balístico.

ABSTRACT

The evolution of materials used as armor is historically related to wars and armed conflicts. As the firearms developed technologically along with related casualties, the security public institutions over the world sooner started to investigate lighter materials to be used by every security forces, such as advanced ceramics, polymeric materials and composites with polymeric matrix reinforced with synthetic fibers. However, with the growing ecological appeal as a result of environmental problems related to these artificial materials raw materials, natural lignocellulosic fibers (NLFs) became an alternative due to their specific mechanical properties, which are comparable to those of synthetics. That way, in view of the historical importance, the present work evaluated the adoption of hemp fibers, extracted from *Cannabis sativa L.*. They were used to make fabrics, which were applied as reinforcement in epoxy thermoset matrix in engineering and ballistics applications. Therefore, the fabric and the composites with 10, 20 and 30 in volume of reinforcement were evaluated through X-ray diffraction (XRD), Fourier transform infrared (FTIR), thermogravimetric (TGA) differential scanning calorimetry (DSC) as well as Izod impact, traction and residual velocity ballistic tests using .22 caliber ammunition. Thus, through FTIR analysis, the presence of functional groups characteristic of NLFs was observed. In addition, through XRD, intrinsic properties consistent with good performance in previous works were known. Besides, it was noted a substantial increase on the mechanical properties for 30 vol% hemp fabric composites, such as in Izod impact energy (134.11 J / m), tensile strength (54.34 MPa), stiffness (2.10 GPa) and toughness modulus ($81 N \cdot mm/mm^3$), as well as the maximum degradation temperature compared to neat hemp fabric (344.9 si celsius) in the TGA test. In ballistic tests, the composite did not show significant differences to the others, even though it has shown better integrity after the test and withstood 20% of the shootings.

Keywords: natural fibers. composites. mechanic tests. thermal characterization. ballistics.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 – Classificação dos compósitos segundo o reforço. 19
Figura 2.2 – Curvas tensão-deformação esquemática para: (a) fibra frágil e matriz dúctil; (b) compósito reforçado por fibras alinhadas e tensionadas axialmente na direção do alinhamento. 21
Figura 2.3 – Micrografia da superfície de fratura de um compósito de matriz metálica de prata-cobre reforçada por fibra de carbono. 22
Figura 2.4 – Arranjos de tecido A) Simples; B) Sarja; C) Cetim; D) Cesta; E) Leno. 23
Figura 2.5 – Fibras lignocelulósicas e suas possíveis origens nas plantas. 25
Figura 2.6 – Estrutura básica de uma FNLs. 25
Figura 2.7 – Esquema de uma FNL. 26
Figura 2.8 – Micrografia da fibra de cânhamo para visualização de lignina entre microfibras. 27
Figura 2.9 – Distribuição das fibras no caule da cannabis. 29
Figura 2.10–Produção da resina epóxi. 34
Figura 3.1 – Micrografia do tecido de cânhamo em trama simples com aumento de 80x. 36
Figura 3.2 – Matriz metálica. 37
Figura 3.3 – Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de impacto Izod. 41
Figura 3.4 – Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração. 42
Figura 3.5 – Aparatos utilizados no teste balístico: (a) Provete; (b) Cronógrafo. . . . 42
Figura 3.6 – Esquema do ensaio balístico. 43
Figura 3.7 – Dimensões das placas compósitas utilizadas no ensaio balístico. 43
Figura 4.1 – Espectro de FTIR da fibra de cânhamo. 47
Figura 4.2 – Difratograma do tecido de cânhamo. 48
Figura 4.3 – Curvas de TG e DTG do tecido de cânhamo. 49
Figura 4.4 – Curvas de (A) TG e (B) DTG dos compósitos estudados. 50
Figura 4.5 – Curvas de DSC obtidas para o tecido de cânhamo puro e para os compósitos estudados. 51
Figura 4.6 – Aspecto macroscópico das fraturas dos corpos de prova após o ensaio de impacto Izod. 52
Figura 4.7 – Variação da energia de impacto Izod absorvida pelos corpos de prova analisados. 53
Figura 4.8 – Fraturas dos corpos de prova após o ensaio de impacto Izod. 54
Figura 4.9 – Corpos de prova rompidos após ensaio de tração. 55
Figura 4.10–Curvas de tração dos compósitos com 10 (A), 20 (B), e 30% (C) em volume de tecido de cânhamo. 56

Figura 4.11–Gráfico dos resultados de (a) resistência à tração, (b) módulo de elasticidade e (c) módulo de tenacidade dos compósitos epóxi-tecido de cânhamo. 57
Figura 4.12–Micrografias das superfícies de fratura do ensaio de tração para os compósitos reforçados com (a) 10%, (b) 20% e (c) 30% em vol. de tecido de cânhamo. 58
Figura 4.13–Placas compósitas de (a) 10, (b) 20 e (c) 30% vol. de tecido de cânhamo após o ensaio balístico de velocidade residual. 63

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição de algumas fibras naturais lignocelulósicas. 24
Tabela 2.2 – Propriedades de algumas fibras vegetais. 28
Tabela 2.3 – Composição química das fibras de cânhamo de diferentes autores. . . . 30
Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas de fibras sintéticas e de cânhamo. 31
Tabela 2.5 – Características de resinas termofixas. 33
Tabela 2.6 – - Níveis de proteção balística. 35
Tabela 3.1 – Tabela resumo dos ensaios propostos e das características das amostras. 38
Tabela 3.2 – Bandas de absorção características das FNLs. 39
Tabela 3.3 – Parâmetros estatísticos da ANOVA. 44
Tabela 4.1 – Densidade superficial do tecido de cânhamo. 46
Tabela 4.2 – Densidades do tecido de cânhamo. 47
Tabela 4.3 – Resumo de temperaturas de máxima degradação e de perda de massa do tecido de cânhamo e dos compósitos estudados. 51
Tabela 4.4 – Energia absorvida média para as amostras do ensaio de impacto Izod. . 53
Tabela 4.5 – Energia absorvida média para as amostras do ensaio de impacto Izod. . 54
Tabela 4.6 – Energia absorvida média para as amostras do ensaio de impacto Izod. . 54
Tabela 4.7 – Valores para resistência à tração, módulo de elasticidade e deformação média para compósitos. 56
Tabela 4.8 – Análise de variância da resistência à tração dos compósitos. 59
Tabela 4.9 – Comparação das médias de resistência à tração dos compósitos. 59
Tabela 4.10–Parâmetros de estatística de Weibull para a resistência à tração. 59
Tabela 4.11–Análise de variância do módulo de elasticidade dos compósitos. 60
Tabela 4.12–Comparação das médias de módulo de elasticidade dos compósitos. . . 60
Tabela 4.13–Parâmetros de estatística de Weibull para módulo de elasticidade. . . . 60
Tabela 4.14–Análise de variância do módulo de tenacidade dos compósitos. 61
Tabela 4.15–Comparação das médias de módulo de tenacidade dos compósitos. . . . 61
Tabela 4.16–Energia absorvida pelas placas compósitas. 62
Tabela 4.17–Energia absorvida pelas placas compósitas. 62
Tabela 4.18–ANOVA das energias absorvidas pelas placas compósitas. 62
Tabela 4.19–Análise de Weibull dos resultados. 63
Tabela 4.20–ANOVA das energias absorvidas pelas placas compósitas. 64

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AMF	Ângulo microfibrilar
ANOVA	Análise de variância
ASTM	American Society for Testing of Materials
CFNL	Compósito de fibra natural lignocelulósica
DGEBA	Diglicidil éter do bisfenol A
DMS	Diferença mínima significativa
DSC	Calorimetria diferencial de varredura
DRX	Difração de raios-X
FNL	Fibra natural lignocelulósica
FTIR	Infravermelho por Transformada de Fourier
GL	Grau de liberdade
IME	Instituto Militar de Engenharia
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
NBR	Norma Brasileira
NIJ	National Institute of Justice
QMR	Quadrado médio do resíduo
QMT	Quadrado médio dos tratamentos
SQR	Soma dos quadrados do resíduo
SQT	Soma dos quadrados dos tratamentos
SQTo	Soma dos quadrados total
TC	Tecido de cânhamo
TETA	Trietileno tetramina
TGA	Análise termogravimétrica
THC	Tetra-hidrocanabinol

LISTA DE SÍMBOLOS

β	Módulo de Weibull
ρ	Densidade
θ	Unidade característica de Weibull
E	Módulo de elasticidade
E_{abs}	Energia absorvida
I	Intensidade
I_C	Íncide de cristalinidade
m	Massa
R^2	Ajuste da curva de Weibull
V	Volume
V_i	Velocidade de impacto
V_R	Velocidade residual
V_L	Velocidade limite

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO . . . 16
1.1 Justificativa . . . 17
1.2 Objetivos . . . 18
1.2.1 Objetivos Gerais . . . 18
1.2.2 Objetivos Específicos . . . 18

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA . . . 19
2.1 Compósitos Reforçados com Fibras . . . 19
2.2 Matrizes Poliméricas Reforçadas com Fibras Naturais . . . 22
2.3 Fibras Naturais Lignocelulósicas . . . 24
2.3.1 Fibras de cânhamo . . . 28
2.4 Matriz Polimérica . . . 31
2.4.1 Resina Epóxi . . . 33
2.5 Blindagem Balística . . . 34

3 MATERIAIS E MÉTODOS . . . 36
3.1 Materiais Utilizados . . . 36
3.1.1 Tecido de Cânhamo Industrial . . . 36
3.1.2 Resina Epóxi . . . 36
3.2 Fabricação dos Compósitos . . . 37
3.3 Caracterização do Tecido de Cânhamo e dos Compósitos . . . 37
3.3.1 Ensaio de Determinação da Gramatura . . . 38
3.3.2 Determinação da Densidade pela Regra das Misturas . . . 38
3.3.3 Espectroscopia no Infravermelho por Transformadas de Fourier (FTIR) . . . 39
3.3.4 Difração de Raio-X (DRX) . . . 39
3.3.5 Análise Termogravimétrica (TGA) . . . 40
3.3.6 Análise de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) . . . 40
3.3.7 Ensaio de Impacto Izod . . . 41
3.3.8 Ensaio de Tração . . . 41
3.3.9 Ensaio Balístico . . . 42
3.3.10 Análise de Variância (ANOVA) . . . 43
3.3.11 Análise de Distribuição de Weibull . . . 44

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES . . . 46
4.1 Ensaio de Determinação da Gramatura . . . 46
4.2 Determinação da Densidade pela Regra das Misturas . . . 46

4.3 Espectroscopia no Infravermelho por Transformadas de Fourier (FTIR) . . . 47
4.4 Difração de Raio-X (DRX) 48
4.5 Análise Termogravimétrica (TGA) 49
4.6 Análise de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) 51
4.7 Ensaio de Impacto Izod 52
4.8 Ensaio de Tração 55
4.9 Ensaio Balístico 61

5 CONCLUSÃO 65

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 67

REFERÊNCIAS 68

1 INTRODUÇÃO

A origem da blindagem está integralmente ligada a guerras e conflitos. No Egito antigo, os soldados já trajavam proteções em forma de faixas acolchoadas cobrindo o tronco; os Persas e os Assírios adotavam o couro, madeira, ferro e bronze para os protegerem contra lanças e flechas; e os gregos e romanos utilizavam escudos de cobre e madeira e vestimentas utilizando predominantemente o ferro. Na Idade Média, os cavaleiros passariam a adotar armaduras metálicas com conformações diferentes, como em escamas e correntes, na intenção de os proteger das armas perfurantes. Desde então, até a Segunda Guerra Mundial, as blindagens eram compostas basicamente de materiais metálicos em geral (LAIBLE, 2012).

À medida que a tecnologia de armas e munições foi se desenvolvendo, os materiais para blindagens passaram a ser maiores e mais pesados, comprometendo o desempenho dos combatentes e equipamentos no campo de batalha (BÜRGER et al., 2012). Somente a partir da Guerra das Coreias e do Vietnã, final da década de 60, a atenção passou a ser blindagens individuais e leves, sendo, dessa maneira, investigado os materiais cerâmicos como a alumina e carbetos de boro e silício (LAIBLE, 2012).

Com o aumento da utilização de armas de fogo e, gradualmente, de crimes relacionados, o Instituto de Justiça Nacional dos Estados Unidos (NIJ) passou a investigar o desenvolvimento de blindagens individuais que permitiriam a utilização por tempo prolongado pelas forças de segurança. Assim, com o surgimento de materiais sintéticos com boa resistência à tração, como a fibra de aramida, polietilenos de ultra alto peso molecular, nylon balístico e polifenileno-2,6-benzobisoxanol e suas combinações, comprovou-se sua eficiência ao alto impacto e as aplicou através de compósitos prensados em matriz de resina, muitas vezes combinados com placas cerâmicas (COOPER; GOTTS, 2005).

Entretanto, diante do forte apelo ecológico manifestado inicialmente em 1972 na Conferência da ONU em Estocolmo e endossado mundialmente na Agenda 21 em 1992, fontes energéticas como petróleo, gás natural e carvão foram contestadas. Com isso, como alternativa aos materiais de origem do petróleo, como as fibras sintéticas, as fibras naturais passaram a ser exploradas cada vez mais desde a década de 90 pela indústria e comunidade científica. Como vantagens frente aos sintéticos, este material apresenta reciclabilidade, grande disponibilidade, baixo custo, baixa demanda energética na produção (cerca de 60% a menos) e desempenho mecânico comparável aos sintéticos (JOHN; THOMAS, 2008; TOWNSEND, 2020).

Desde então, a produção mundial de fibras naturais reagiu positivamente a esta tendência ecológica. Depois de grandes quedas de exploração durante os anos 80 e 90, as

fibras vegetais sofreram rápido crescimento de produção a partir dos anos 2000, passando de 2 para 7 milhões de toneladas de produção até 2018, representando uma parte do grande grupo das fibras naturais, que somavam 30 milhões de toneladas produzidas (TOWNSEND, 2020). Além disto, pesquisas relacionadas ao desempenho mecânico das fibras naturais ou de compósitos reforçados pela fibra ganharam força, (GÜVEN et al., 2016; PEÇAS et al., 2018; HASAN; HORVÁTH; ALPÁR, 2020; ZHANG et al., 2020) passando de 24 artigos publicados em 1990 para 1.000 em 2010 e aumentando gradualmente até 2018. Dentre estas publicações, pode-se citar as que envolvem aplicações balísticas, como (BRAGA et al., 2017; GARCIA et al., 2019; OLIVEIRA et al., 2019; PEREIRA et al., 2019; NASCIMENTO et al., 2019), as quais mostraram desempenho comparável aos materiais sintéticos utilizados.

Em vista disto, o presente trabalho visa explorar outra alternativa de fibra natural lignocelulósica (FNLs) para aplicação balística e de engenharia, utilizando o tecido de cânhamo incorporado à matriz epóxi. Para a análise, fabricou-se placas compósitas de 10, 20 e 30% em volume de tecido de cânhamo e analisou-se a energia absorvida pelo material individualmente, de forma monolítica, em testes balísticos de velocidade residual, além da avaliação de desempenho mecânico e térmico e caracterizações físicas das diferentes frações volumétricas de tecido de cânhamo como reforço em matriz epóxi.

1.1 Justificativa

O programa de Ciência dos Materiais do IME (SE/8) vem trabalhando em pesquisas relacionadas a blindagem, área de interesse do Exército Brasileiro, explorando aplicações de inúmeros materiais e investigando formas de aprimoramentos de suas propriedades.

Seguindo a linha de pesquisa de materiais compósitos utilizando matriz polimérica e reforço de fibras naturais do IME, a justificativa desta proposta se dá em investigar a aplicação do tecido de cânhamo como reforço no compósito de matriz epóxi a fim de motivar a substituição de reforços sintéticos convencionalmente utilizados.

Deste modo, este trabalho apresenta motivação econômica e científica. Do ponto de vista econômico, o material é uma alternativa ecologicamente sustentável e de menor custo de obtenção comparado a materiais sintéticos como aramida e polietileno, possibilitando auxiliar na sustentabilidade econômica das Forças Armadas e Auxiliares. Além disso, a utilização das fibras naturais lignocelulósicas possibilitam um acréscimo no desenvolvimento de áreas menos favorecidas e que dependem da cultura deste tipo de material. Já do ponto de vista científico, o ineditismo deste estudo está na avaliação do desempenho balístico, térmico e mecânico de compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de cânhamo no formato de tecido. Deste modo, o trabalho visa compor o banco de dados de materiais com aplicações militares.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivos Gerais

Este trabalho possui como objetivo principal investigar as propriedades mecânicas, físicas, morfológicas e térmicas dos compósitos de epóxi reforçados com tecido de cânhamo, assim como o seu desempenho balístico, a fim de fornecer uma alternativa de substituição de materiais sintéticos não amigáveis à natureza como a fibra de aramida e o polietileno.

1.2.2 Objetivos Específicos

1. Analisar as propriedades mecânica de tração e impacto, assim como a influência da fração volumétrica do tecido de cânhamo de 10, 20 e 30% nos compósitos;

2. Analisar as propriedades térmicas assim como a influência da fração volumétrica do tecido de cânhamo de 10, 20 e 30% nos compósitos;

3. Investigar o desempenho balístico dos compósitos de epóxi-cânhamo em frações de 10, 20 e 30%;

4. Caracterizar morfologicamente o tecido de cânhamo e os compósitos estudados;

5. Comparar o desempenho balístico do compósito epóxi-cânhamo com outros compósitos reforçados com FNLs.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Compósitos Reforçados com Fibras

Segundo Callister e Rethwisch (2018), entende-se no presente que compósito é um material multifásico feito artificialmente, com as fases constituintes distintas quimicamente e separadas por uma interface. Lubin (2013) afirma que esta união sintética é sempre entre dois ou mais componentes – fase reforço e uma matriz aglutinante – com o objetivo de obter características e propriedades específicas. O autor destaca ainda que um componente nunca é dissolvido ou diluído no outro, mas sim agem em conjunto com a presença de uma interface definida, a qual influencia nas propriedades finais do compósito.

Ainda de acordo com Callister e Rethwisch (2018), uma classificação comumente empregada em compósito está ligada com a forma da fase reforço, como apresenta a Figura 2.1, podendo ser compósitos reforçados com fibras ou com partículas. Entretanto, ainda segundo os autores, tecnologicamente o reforço por fibras apresenta grande importância, além de proporcionar maior rigidez e melhor relação resistência-peso frente aos particulados. O presente trabalho utilizou o reforço na forma de fibras, segundo um arranjo de tecido com trama simples.

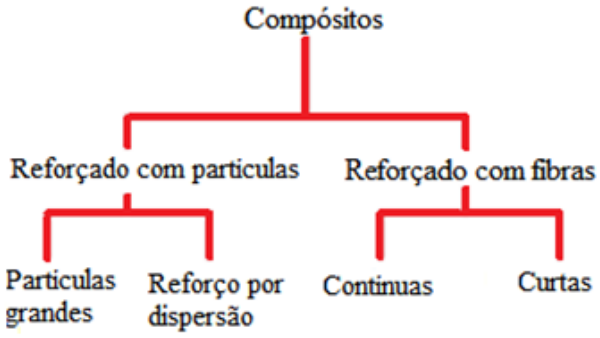

Figura 2.1 – Classificação dos compósitos segundo o reforço.

Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2018)

Os reforços em fibras são geralmente materiais poliméricos e cerâmicos, dentre os quais pode-se citar os que apresentam maior penetração no mercado, como a fibra de aramida, de vidro e de carbono. Segundo Askeland e Phulé (2008), ao projetar um compósito reforçado por fibras, deve-se levar em consideração fatores da fibra que influenciam no desempenho final do material composto, como:

- Tamanho e diâmetro: A resistência do compósito é maior quando a relação de

forma (razão entre tamanho e diâmetro) é grande. Além disto, as fibras longas são preferíveis, já que os extremos da fibra suportam menos carga que o restante dela;

- Orientação: Pode-se introduzir fibras de orientação aleatória, produzindo um material isotrópico, ou alinhada, proporcionando anisotropia. Além disto, pode-se alinhá-las em direções de 0 e 90° para se obter resistências perpendiculares;
- Quantidade: A resistência e a rigidez aumentam com o maior volume de fibra;
- Propriedade da fibra: resistência específica à tração, módulo de elasticidade específico e temperatura de fusão ou degradação são parâmetros que devem ser levados em conta na seleção da fibra.

A matriz atua transferindo os esforços e deformações no compósito às fibras (Fig. 2.2). Este material as protege de possíveis reações com o ambiente e de propagação de trincas frágeis, além de promover a fixação do seu alinhamento. Na fase matriz também podem ser utilizados materiais poliméricos, cerâmicos e metálicos, ainda que os poliméricos e metálicos sejam os mais utilizados devido a ductilidade que podem proporcionar ao compósito final. As matrizes poliméricas são geralmente usadas, diante da facilidade de moldá-las em formas úteis à aplicação e ao seu custo. Já as matrizes metálicas permitem que os compósitos trabalhem em altas temperaturas, como na aplicação aeroespacial. Porém a difícil trabalhabilidade e o custo de produção tornam-se empecilho, sendo substituídos por matriz polimérica ou, no caso de alto desempenho térmico, por cerâmicas (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

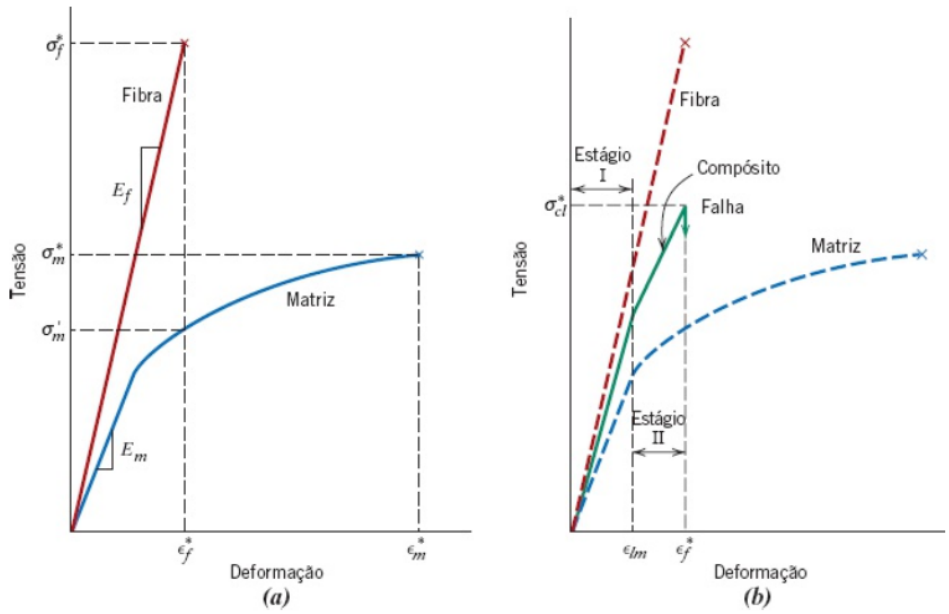

Figura 2.2 – Curvas tensão-deformação esquemática para: (a) fibra frágil e matriz dúctil; (b) compósito reforçado por fibras alinhadas e tensionadas axialmente na direção do alinhamento.

Fonte: Callister e Rethwisch (2018)

Como descrito anteriormente, a combinação destas fases tem por objetivo alcançar propriedades que isoladamente não alcançariam. Através da regra das misturas, é possível estimar a propriedade final dos compósitos através da relação da propriedade de cada uma das fases com o seu respectivo volume, como as propriedades elásticas e a massa específica. A Eq. 2.1 apresenta a aplicação da regra para a determinação do módulo de elasticidade.

$$E_C = E_F \cdot V_F + E_M \cdot V_M \tag{2.1}$$

Sendo:
E_C: Módulo de elasticidade dos compósitos;
E_F: Módulo de elasticidade da fibra;
V_F: Fração volumétrica da fibra;
E_M: Módulo de elasticidade da matriz;
V_M: Fração volumétrica da matriz.

Não obstante, a simples combinação não representa integralmente a característica final do compósito, já que é necessário que haja na interface boa aderência da fibra na matriz. Este ponto se apresenta determinante, já que se não houver boa união na interface, as fibras podem ser arrancadas durante o carregamento (pullout), reduzindo a resistência à fratura do compósito (ASKELAND; PHULÉ, 2008). A Fig. 2.3 apresenta uma interação fraca entre fibra de carbono e matriz de prata-cobre.

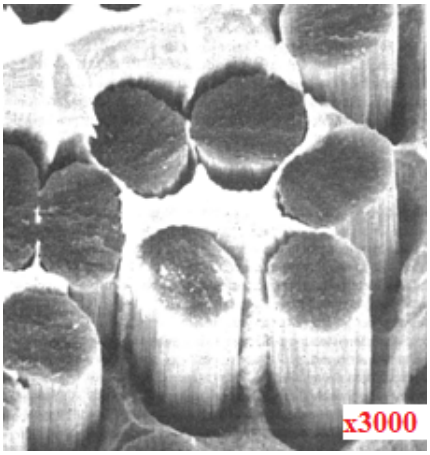

Figura 2.3 – Micrografia da superfície de fratura de um compósito de matriz metálica de prata-cobre reforçada por fibra de carbono.

Fonte: Askeland e Phulé (2008)

2.2 Matrizes Poliméricas Reforçadas com Fibras Naturais

O estudo de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras naturais vêm ganhando atenção nos últimos anos (SANJAY et al., 2018; POTLURI; KRISHNA, 2020; ZHANG et al., 2020). Ainda que haja registro de aplicações no passado de fibras naturais, a investigação do seu uso em matrizes poliméricas em substituição aos materiais sintéticos tradicionalmente utilizados coincide com o período de maior demanda ecológica, quando palavras como "renovável", "reciclável"e "sustentável"tornaram-se comuns (SATYANARAYANA; ARIZAGA; WYPYCH, 2009). Alguns trabalhos como os de Güven et al. (2016) e Peças et al. (2018) corroboram este fato apresentando dados de quantidade de publicação desde 1990. Esta crescente atenção nestes compósitos se dá por alguns motivos que vão além da questão sustentável de reciclabilidade e renovabilidade. Segundo Satyanarayana et al. (2009), o uso de fibras vegetais em compósitos poliméricos se deve por fatores, como:

- Baixo custo;
- Baixa abrasividade na confecção;
- Baixo coeficiente de expansão térmica;
- Bom desempenho comparado às fibras sintéticas;
- Menor consumo de energia de processamento;
- Menos prejudicial à saúde dos trabalhadores.

Geralmente, a produção de compósitos de fibras naturais é similar a dos compósitos de fibras sintéticas. Dentre as mais comuns, pode-se citar as técnicas de moldagem por compressão, por injeção à vácuo, por transferência de resina e injeção por reação estrutural. Entretanto, como uma das desvantagens, para evitar a destruição das fibras, o processo não deve ultrapassar 200 °C e não ter um tempo de exposição alto em altas temperaturas. (BOGOEVA-GACEVA et al., 2007).

Ainda a respeito da fabricação dos compósitos de fibras naturais, a distribuição do reforço vegetal também se assemelha ao sintético. Como não ocorre na natureza FNLs longas e contínuas, a utilização da forma de tecido acaba por ser uma boa opção diante do avanço nas técnicas de fiação e tecelagem. De acordo Hosur et al. (2004), os tecidos, que assumem uma forma de distribuição bidirecional das fibras, podem proporcionar ao compósito cerca de 4 a 5 vezes mais resistência à fratura quando comparado aos compósitos com fibras unidirecionais. Isto se deve porque os tecidos apresentam regiões ricas em resina entre fios, área maior de superfície de fratura, aspereza e distribuição de tensões em várias frentes de trincas de delaminação (GOPINATH; ZHENG; BATRA, 2012). Além disto, já se constatou que compósitos de matriz polimérica e reforçado por tecido influenciam significativamente o desempenho de blindagem balística (HOSUR et al., 2004).

Deste modo, no tecido, os fios da trama e do urdume podem assumir algumas diferentes formas de entrelaçamento. Os principais são mostrados na Figura 2.4, sendo a simples (a) a empregada no presente trabalho.

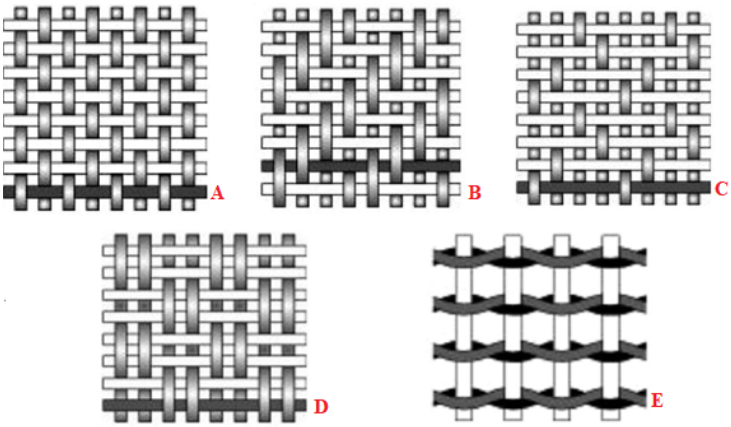

Figura 2.4 – Arranjos de tecido A) Simples; B) Sarja; C) Cetim; D) Cesta; E) Leno.

Fonte: John e Thomas (2008)

Entretanto, o uso de FNLs em compósitos apresentam algumas desvantagens consideráveis para a aplicação do material. A natureza hidrofílica proporciona incompatibilidade com os polímeros hidrofóbicos e a baixa resistência à absorção de umidade dificultam a proliferação do material no mercado, necessitando a exploração de tratamentos superficiais. Como a interface fibra/matriz tem um papel importante nas propriedades físicas e mecâni-

cas dos compósitos, explora-se a aplicação de tratamentos na superfície da fibra (MISHRA et al., 2002). Algumas pesquisas recentes mostram o uso de FNLs em compósitos de alto desempenho, como em blindagens balísticas, (GARCIA et al., 2019; OLIVEIRA et al., 2019), construção civil (REIS, 2006; JIRAWATTANASOMKUL et al., 2019; SÁEZ-PÉREZ; BRÜMMER; DURÁN-SUÁREZ, 2020; BELLA et al., 2014), indústria automobilística (KUMAR et al., 2019; HOLBERY; HOUSTON, 2006), além de embalagens (YOUSSEF; EL-SAYED, 2018; MAJEED et al., 2013) dentre outras.

2.3 Fibras Naturais Lignocelulósicas

As fibras naturais, num sentido geral, representa um conjunto de fibras que engloba as de origem vegetal, animal e mineral. Entretanto, frente a disponibilidade e a demanda sustentável, as fibras vegetais acabam por ter maior aceitação na indústria e na ciência do que as outras (CRISTALDI et al., 2010). Este tipo de fibra natural é comumente referenciado como fibras naturais lignocelulósicas (FNLs). Tal fato se deve pela predominância de celulose, hemicelulose e lignina na sua composição, havendo em menor escala outras substâncias, como pectina e extrativos. As taxas dessas composições variam entre as diversas fibras existentes, como pode ser observado na Tabela 2.1 para as mais utilizadas. Verifica-se, por exemplo, a taxa de lignina quase nula para as fibras de algodão enquanto que as fibras de juta apresentam cerca de 11,8%.

Tabela 2.1 – Composição de algumas fibras naturais lignocelulósicas.

	Algodão	Juta	Linho	Rami	Sisal
Celulose	82,7	64,4	64,1	68,6	65,8
Hemicelulose	5,7	12,0	16,7	13,1	12,0
Pectina	5,7	0,2	1,8	1,9	0,8
Lignina	0,1	11,8	2,0	0,6	9,9
Água	1,0	1,1	3,9	5,5	1,2
Ceras	0,6	0,5	1,5	0,3	0,3

Fonte: Adaptado de Bledzki e Gassan (1999)

As FNLs podem ser classificadas de acordo com a sua origem nas partes dos vegetais, como fibras do caule, da semente, da folha ou do fruto (Figura 2.5). Esta variação de origens das fibras se traduz em variação de características técnicas, sendo este o motivo das fibras com origem no caule serem mais usadas. Além de serem mais fáceis de extraí-las, elas geralmente possuem melhores propriedades mecânicas, ainda que fatores externos também contribuam para a sua característica final (VERMA et al., 2016).

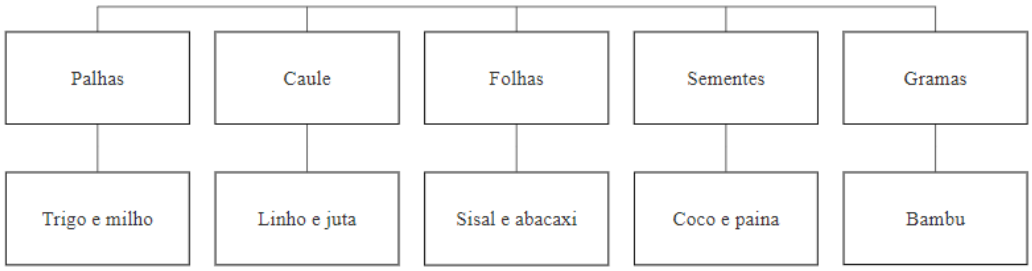

Figura 2.5 – Fibras lignocelulósicas e suas possíveis origens nas plantas.

Fonte: Adaptado de Güven et al. (2016)

Estruturalmente, as FNLs são arranjadas em conjuntos de células formadas por microfribilas cristalinas ricas em celulose, uma espécie de polímero vegetal de cadeia longa, que são conectadas em camadas pelo ligante amorfo de lignina e hemicelulose (BLEDZKI; GASSAN, 1999). John e Thomas (2008) classificam as fibras vegetais como um compósito, onde fibrilas de celulose ficam aderidas em uma matriz composta por lignina e hemicelulose, formando uma rede tridimensional, como apresentado na Figura 2.6.

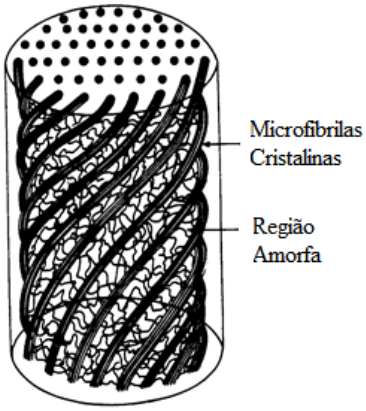

Figura 2.6 – Estrutura básica de uma FNLs.

Fonte: Adaptado de Bledzki e Gassan (1999)

Observando mais detalhadamente na Figura 2.7, é possível perceber que estas fibras apresentam uma estrutura complexa, constituída de uma parede primária e três secundárias, além de microfibrilas distribuídas de forma helicoidal e do lúmen no centro. A parede primária apresenta uma rede espaçada e irregular de microfibrilas de celulose compactadas, enquanto que as paredes secundárias apresentam maior densidade de celulose em matriz hemicelulose, diferindo entre si a orientação do ângulo microfibrilar (AMF) e a razão do teor entre celulose e hemicelulose/lignina. Vale destacar que a segunda parede secundária (S2) é a camada mais espessa da microfibra, sendo a mais importante na determinação da propriedade mecânica da fibra (JOHN; THOMAS, 2008).

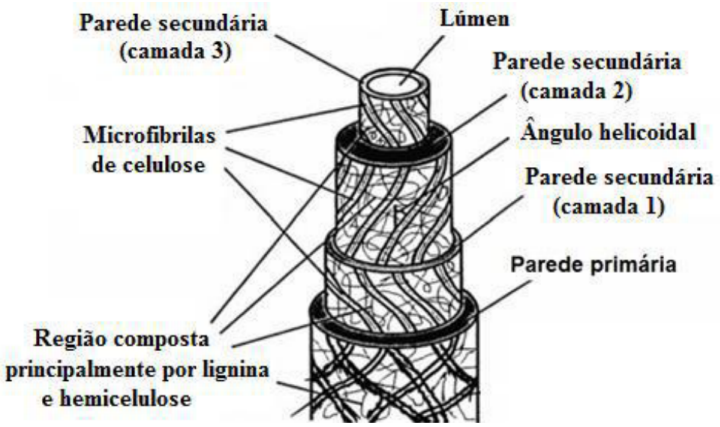

Figura 2.7 – Esquema de uma FNL.

Fonte: Adaptado de John e Thomas (2008)

A celulose, que compõe as microfibrilas, é um polímero natural constituído por unidades de β-glicose com ligações de β-1,4-glicosaídicas, as quais contém grupos hidroxilas alcoólicos que conferem uma característica hidrofílica. A presença destes grupos OH também proporciona a cristalinidade do material, a partir de pontes de hidrogênio e forças de van der Waals que criam a tendência de alinhamento de suas moléculas. Ainda que não varie quimicamente de fibra para fibra, o seu grau de polimerização é diferente para cada FNLs, sendo este parâmetro diretamente relacionado com a propriedade mecânica do material (FUQUA; HUO; ULVEN, 2012; BLEDZKI; GASSAN, 1999).

As microfibrilas de celulose estão distribuídas de forma helicoidal, formando o AMF, que é o ângulo entre a sua inclinação e o eixo da célula fibrosa. Este ângulo é distinto em cada fibra, sendo também um dos determinantes de propriedades mecânicas da fibra, além de parâmetros como a quantidade de celulose e ligantes amorfos e o grau de polimerização (JOHN; THOMAS, 2008; BLEDZKI; GASSAN, 1999).

Já a lignina é um polímero de hidrocarbonetos complexos com constituintes alifáticos e aromáticos, sendo a composição de segunda maior abundância nas fibras vegetais. Elas estão associadas à celulose por ligações covalentes entre as cadeias de lignina e os constituintes da celulose e hemicelulose, proporcionando rigidez à fibra, ainda que tenha resistência mecânica menor que a celulose. A lignina tem caráter hidrofóbico e atua como uma agente de cimentação entre as células, proporcionando transferência de tensões entre as fibrilas (JOHN; THOMAS, 2008; THOMAS et al., 2011). A Figura 2.8 apresenta a fibra de cânhamo utilizada neste trabalho, na qual se observa a presença de lignina entre as microfibras.

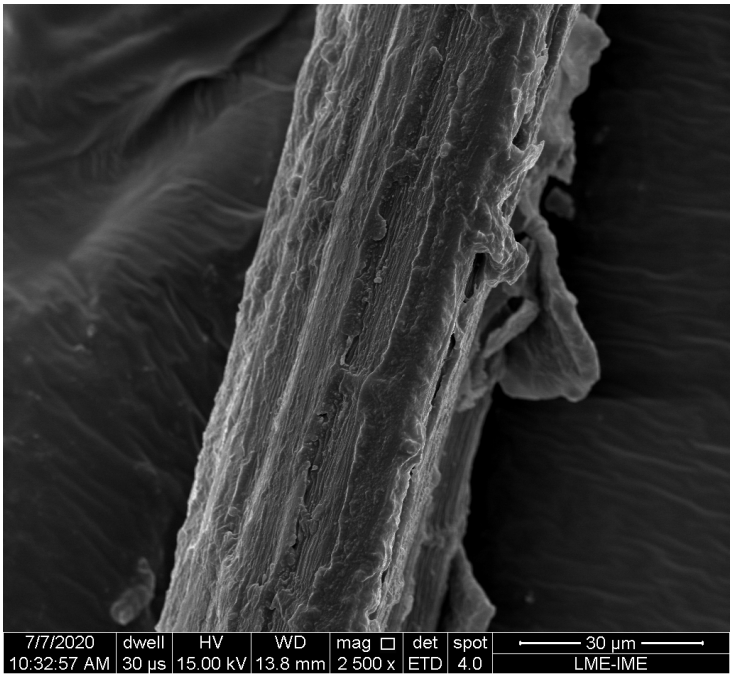

Figura 2.8 – Micrografia da fibra de cânhamo para visualização de lignina entre microfibras.

Fonte: Próprio autor.

A hemicelulose, por sua vez, compreende um grupo de polissacarídeos presente na interface da celulose e lignina, atuando como matriz de cimentação entre as microfibrilas de celulose. Este constituinte se mantém ligado à celulose mesmo após a remoção da lignina, e apresentam cadeias ramificadas e grau de polimerização baixo em relação à celulose. Além disto, tem caráter altamente hidrofílico e é solúvel em solução alcalina (FUQUA; HUO; ULVEN, 2012).

As FNLs apresentam algumas vantagens frente às fibras sintéticas, as quais são largamente utilizadas industrialmente, podendo ser citadas o caráter sustentável e ecológico, a baixa massa específica, baixo custo, baixa abrasão e boa resistência mecânica em relação ao peso. Entretanto, o seu uso ainda enfrenta resistência devido a certas desvantagens. Dentre as limitações das fibras vegetais, pode-se citar a limitação das temperaturas de processamento, que devem ser inferiores a 200 °C, baixa estabilidade dimensional; variabilidade de seus atributos mecânicos e da composição química; natureza hidrofílica; e baixa adesão e incompatibilidade com matrizes poliméricas (GÜVEN et al., 2016). Faruk et al. (2012) afirmam que o largo intervalo entre os valores de propriedades mecânicas, apresentado na Tabela 2.2, pode ser explicado pela diferença nas estruturas das fibras devido às condições do ambiente em que ela se desenvolveu e da região em que ela foi extraída da planta, havendo a possibilidade de tratá-las a fim de haja incrementos nas propriedades.

Tabela 2.2 – Propriedades de algumas fibras vegetais.

Fibra	**Resistência à tração (MPa)**	**Módulo de Young (GPa)**	**Deformação de ruptura**
Bambu	140-230	11-17	-
Juta	393-773	26,5	1,5-1,8
Cânhamo	368-800	17-70	1,6
Sisal	350-700	9-22	2-7

Fonte: Adaptado de Güven et al. (2016)

Uma forma de tratamento consiste da retirada de uma parte amorfa da fibra, acarretando num aumento da cristalinidade e diminuição da densidade de defeitos pelo aumento da razão de proporção (razão entre o comprimento e o diâmetro da fibra). Por outro lado, podem surgir consequências na compatibilidade entre fibra e matriz, como será mostrado ao longo do trabalho. A concentração de grupos hidroxilas são incompatíveis com os polímeros apolares, resultando numa ligação interfacial fraca por falta de mecanismos de adesão (VELDE; KIEKENS, 1999).

2.3.1 Fibras de cânhamo

As fibras de cânhamo industrial, bastante referida também através do seu nome inglês "*industrial hemp*", são um tipo FNLs que são extraídas da planta *Cannabis sativa L.*, as quais pertencem à família das Urticáceas, subfamília das Cannaboideas. Esta planta, ao contrário de espécies como a *Cannabis indica*, possui muito baixo ou até mesmo nulo índice de Tetra-hidrocanabinol (THC), substância psicotrópica utilizada na fabricação de drogas psicoativa, tendo geralmente no máximo 0,1%, enquanto que as outras variam de 4 a 12% (SHAHZAD, 2012).

As fibras desta planta são uma das mais antigas a serem exploradas. Segundo Shahzad (2012), foi possível encontrar resquícios de tecido de cânhamo em tumbas datadas por volta de 8000 a.C., estimando-se que o seu uso já ocorria pelos povos da época. Historicamente, além da aplicação têxtil, a fibra da planta foi utilizada na produção de cordoaria e papeis. Também da semente da Cannabis extrai-se um óleo característico para ser aplicado na fabricação de tintas, lubrificantes, cosméticos além de remédios (SALENTIJN et al., 2015; ZIELONKA; KIRAGA; KOZŁOWSKI, 2020)

As culturas da *Cannabis* expandiram-se por um longo período de tempo até o século XVIII, quando era considerada, junto ao linho, uma das mais cultivadas nos campos da Europa, América do Norte e Russia. Entretanto, com a expansão do uso de algodão e juta durante o século XIX além do advento de fibras sintéticas no século XX aliado a proibição do seu cultivo em alguns países como forma de controle do uso recreativo

de canabinoides, o cultivo da Cannabis acabou sendo gradativamente minimizada. Até o presente, a planta tornou a ser cultivada em alguns países da Europa (como França, Holanda e Romênia), na Ásia (como na China e na Coréia do Norte) e no Canadá, sendo a China e a Europa os maiores produtores da fibra de cânhamo industrial (HORNE, 2020; TOWNSEND, 2020).

Do ponto de vista estrutural, a planta que se extrai as fibras de cânhamo pode atingir de 1,5 a 2,5 metros de altura e 5 a 15 mm de diâmetro, tendo um período de crescimento de 100 a 120 dias. As fibras extraídas, como no rami, no linho e no kenaf, estão distribuídas em feixes na parte externa do caule (Figura 2.9), correspondendo a uma massa de fibra que representa de 40 a 60% da massa total do caule. As fibras presentes em feixes mais internos geralmente são mais curtas e não favorecem a aplicação em compósitos (LIU et al., 2017).

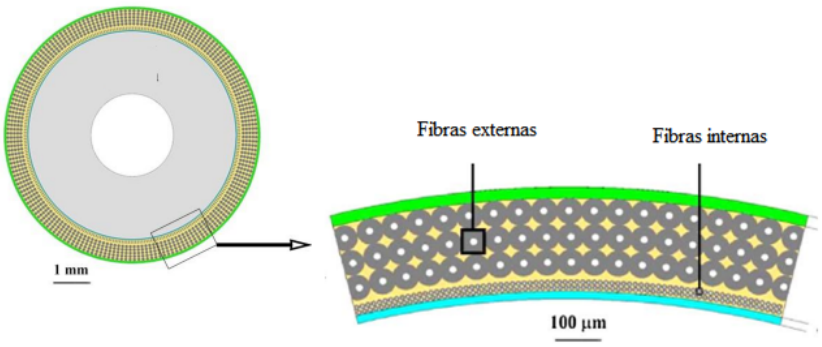

Figura 2.9 – Distribuição das fibras no caule da cannabis.

Fonte: Adaptado de Liu et al. (2017)

O processo produtivo do Cânhamo consiste nas etapas de cultivo, colheita, maceração, secagem, extração da fibra e limpeza. A maceração, principal parte deste processo, pode ocorrer de variadas formas. Horne (2020) descreve os principais:

- Por orvalho: Neste caso, os caules são deixados expalhados na superfície sujeita às ações climáticas por 2 a 8 semanas, controlando o tempo através de análise tatil-visual. Desta forma, a umidade e a variação de temperatura criará um ambiente propício à ação de fungos e bactérias que irão degradar a parte central do caule cujos feixes envolvem.

- Por água: Os caules colhidos são deixados submersos em água corrente de 7 a 14 dias, podendo chegar a menos dias quanto maior a temperatura da água. Este método normalmente é acompanhando da utilização de aditivos químicos. Ingrao e colaboradores (2015) afirmam que, para produção têxtil, a adoção da maceração pela água proporciona materiais de qualidade maior em relação ao processo por orvalho.

- Por produtos químicos: Através da utilização de agentes que causam a desgoma da fibra, como o hidróxido de sódio ($NaOH$), carbonato de sódio (Na_2CO_3) e sulfito de sódio (Na_2SO_3).
- Por ação de enzimas: A utilização de enzimas em vez de bactérias facilitam a fermentação na maceração em água, além de eliminar algumas desvantagens deste método como o mau odor e o volume de água empregada.

Após a etapa de maceração, as fibras passam por um processo de quebra e espadelagem, decorticagem e limpeza, produzindo-se fibras para aplicações técnicas. Além das fibras extraídas, é possível utilizar quase todas as partes da planta do cânhamo, já que após retirada das camadas fibrosas, o subproduto do caule se assemelha a pequenas aparas de madeiras (SÁEZ-PÉREZ; BRÜMMER; DURÁN-SUÁREZ, 2020).

Como já mencionado em seções anteriores, as composições das fibras lignocelulósicas apresentam grande variação, sendo isto uma consequência de fatores como as condições de cultivo e colheita, o estágio de crescimento da planta, o local de extração da fibra e os processamentos utilizados. A tabela 2.3 apresenta a proporção dos constituintes da fibra de cânhamo baseado em literaturas, como a celulose, hemicelulose, lignina e pectina.

Tabela 2.3 – Composição química das fibras de cânhamo de diferentes autores.

Celulose (%)	**Hemicelulose (%)**	**Pectina (%)**	**Lignina (%)**	**Referências**
78,4 - 81,7	5,7 - 6,4	-	10 - 13	(JANKAUSKIENĖ et al., 2015)
64 - 71	4 - 6	6 - 10	3 - 8	(LIU et al., 2015)
53,9 - 57,6	16,3 - 18,2	6,5 - 7,1	20 - 21	(PAKARINEN et al., 2012)
54,4	-	8,7	6,1	(ZHANG; ZHANG; ZHANG, 2014)

Fonte: Adaptado de Liu et al. (2017)

Esta variação de composição apresentada tem reflexos nas propriedades mecânicas e físicas finais que são levadas em conta na seleção de material para reforço em compósito. Como mostra a tabela 2.4, alguns autores apresentam valores de propriedades para o cânhamo e os compara com fibras de vidro e de carbono. Percebe-se que apesar dos valores de resistência à tração das fibras de vidro serem maiores que as do cânhamo, a sua densidade é maior que a da fibra da cannabis (entre 1,5 e 1,6 g/cm^3). Assim, a razão entre estes parâmetros torna o desempenho da fibra natural comparável à da fibra sintética.

Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas de fibras sintéticas e de cânhamo.

Fibra	**Densidade** (g/cm^3)	**Resistência à tração (MPa)**	**Resistência Específica (MPa·g/cm^3)**	**Referências**
Cânhamo	1,6	810-950	506-593	(LIU et al., 2015)
Cânhamo	1,5	489±233	326±155,3	(MARROT et al., 2013)
Cânhamo	1,5	699±450	466±300	(MARROT et al., 2013)
Vidro	2,5	2000-3500	800-1400	(SINGH et al., 2017)
Aramida	1,4	3000-3150	2142,8-2250	(SINGH et al., 2017)

Segundo Ingrao et al. (2015), além das propriedades mecânicas, o cultivo da planta do cânhamo se mostra vantajoso frente às outras plantas na qual as fibras são obtidas do caule. Os autores destacam o rápido crescimento das colheitas em relação ao kenaf e linho; a eficácia da cannabis em suprimir a presença de ervas daninhas, além do fato de não sofrerem ataques de pestes; e proporciona excelentes condições ao solo após a colheita, já que necessita de poucos produtos químicos no seu cultivo.

Ainda que a utilização de compósitos reforçados com fibras naturais esteja em crescimento, há tempo que as fibras de cânhamo vêm sendo exploradas em combinação com matrizes poliméricas. Em 1941, Henry Ford tentou utilizar as fibras em matriz de resina polimérica nas carrocerias dos modelos Ford da época, substituindo os painéis metálicos até então empregados. O emprego não sucedeu por limitações econômicas e pelo advento das fibras de vidro e resinas sintéticas no período (GHOLAMPOUR; OZBAKKALOGLU, 2020).

Com o aumento da preocupação ecológica a partir dos anos 90, as indústrias voltaram os olhos às fibras naturais, resultando no aumento do uso das fibras de cânhamo na indústria automotiva da União Europeia de 1% em 1996 para 15% em 2002. Assim, empresa como a Lotus em 2008 empregaram o cânhamo e sisal na fabricação de partes internas de automóveis. Nas olimpíadas de Beijing, o governo chinês utilizou as fibras de cânhamo em compósitos na construção civil, aplicando-os em esquadrias e pisos das residências olímpicas. Empresas pela Europa também passaram a fabricar equipamentos esportivos, mobiliário e aparelhos eletrônicos a partir de materiais reforçados com o cânhamo (LIU et al., 2017).

2.4 Matriz Polimérica

Como descrito anteriormente, as funções básicas da fase matriz consiste em fixar a fase reforço por meio da interface, protegê-las de ações do ambiente e transmiti-las esforços externos. Visando o baixo custo frente as suas propriedades além da facilidade de

fabricação de compósitos reforçados com FNLs, os materiais poliméricos se apresentam como uma alternativa.

Os polímeros são uma família de materiais orgânicos que podem ser divididos de duas formas principais: termoplásticos e termofixos. Basicamente, a diferença entre ambos é que aqueles são capazes de serem moldados mais de uma vez através de calor sem reações químicas enquanto viscoso, enquanto que estes apresentam estabilidade dimensional e térmica e são mais resistentes quimicamente devido às fortes ligações químicas presentes e são mecanicamente rígidos, o que confere resistência à deformação sob carregamento (FARUK et al., 2012).

Segundo Sanchez et al. (2010), em geral, os polímeros termofixos são mais utilizados como matrizes em compósitos. Este fato se deve, além das características já citadas, ao baixo custo, resistência química em elevadas temperaturas e fácil moldagem. Os mesmos autores afirmam também que, devido à baixa resistência à fratura, estes polímeros geralmente usam um material como reforço. A tabela 2.5 apresenta, de forma resumida, algumas características e desvantagens do uso de algumas resinas poliméricas termofixas.

Tabela 2.5 – Características de resinas termofixas.

Resina	**Características**	**Limitações**
Silicone	- Ótimas propriedades térmicas; - Excelente resistência química; - Resistente a hidrólise e oxidação; - Boa resistência ao fogo.	- Adesão; - Longos períodos de cura; - Cura somente em elevadas temperaturas;
Epóxi	- Excelente propriedade em compósitos; - Boa resistência química; - Boas propriedades térmicas e elétricas; - Baixa contração durante a cura.	- Longos ciclos de cura; - Melhores propriedades são obtidas em altas temperaturas de cura;
Poliéster	- Fácil manuseio; - Cura a temperatura ambiente; - Boa resistência química.	- Emissão de estireno; - Contração durante a cura; - Inflamável.
Poliuretano	- Boa propriedade em compósitos; - Muito boa resistência química; - Alta dureza; - Boa resistência à abrasão.	- Agente de cura de natureza isocianato; - Coloração.

Fonte: Adaptado de Lokensgard (2016)

2.4.1 Resina Epóxi

As resinas epóxi são da classe das resinas termofixas, caracterizadas por dois ou mais grupos epóxi na sua estrutura molecular (FINK, 2017). Junto com a resina poliéster, é uma das mais versáteis dentre as resinas termofixas pela variedade de combinações de propriedades e, consequentemente, pelas variados campos de aplicação, como na indústria de construção, elétrica, compósitos, adesivos dentre outros (GIBSON, 2017).

Essa versatilidade, segundo Menezes et al. (2004) se deve a grande reatividade do anel epóxi na composição da resina, já que um considerável número de compostos químicos pode ser empregado na abertura do anel, possibilitando diferentes propriedades mecânicas, físicas e químicas, em função do endurecedor. Por conta disso, a resina epóxi é largamente

utilizada como adesivos estruturais, superfície de revestimento, compósitos e laminados elétricos.

Dentre as resinas epóxis disponíveis, a diglicidil éter do bisfenol A (DGEBA) possuiu dois grupos epóxi e é produto da reação de epicloridrina (ECD) e bisfenol A (BPA) na presençã de um catalisador (Figura 2.10). Assim, através da reação do grupo glicidila formado com o agente endurecedor, uma estrutura tridimensional será formada (RAFIQUE et al., 2016).

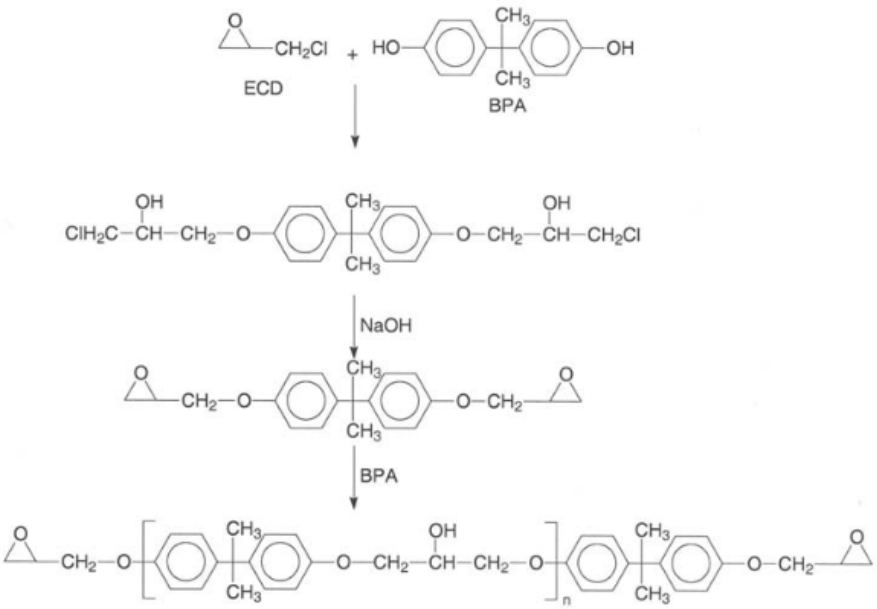

Figura 2.10 – Produção da resina epóxi.

Fonte: Adaptado de Ratna (2009)

Dentre a variedade de agentes de cura, as aminas são mais utilizadas por conta da facilidade de controle das reações. Portanto, a estrutura química dos agentes aminas mais utilizadas é denominada trietileno tetramina (TETA), 4,4 diaminodifenil metano (DDM), 4,4 diaminodifenil sulfano (DDS) e dietil tolueno diamina (DETDA).

2.5 Blindagem Balística

O Exército Brasileiro, para quem este trabalho visa analisar os compósitos de tecido de cânhamo e matriz epóxi, segue normas de avaliação de desempenho de proteção balística estabelecidas tanto pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT, 2005) quanto o Instituto de Justiça dos Estados Unidos da América (NIJ, 2000). A Tabela 2.6 a seguir mostra os níveis de proteção de um sistema de blindagem quanto ao impacto do projétil de acordo com a ABNT NBR 15000/05.

Tabela 2.6 – - Níveis de proteção balística.

Nível	**Calibre**	**Massa (g)**	**Velocidade (m/s)**
I	.22 LRHV	2,6±0,1	320±10
	.38 Special RN	10,2±0,1	254±15
IIA	9 mm FMJ	8,0±0,1	332±12
	.357 Magnum JSP	10,2±0,1	381 ±12
II	9 mm FMJ	8,0±0,1	358 ±15
	.357 Magnum JSP	10,2±0,1	425±15
IIIA	9 mm FMJ	8,0±0,1	426±15
III	.44 Magnum SWC GC	15,6±0,1	426±15
IV	7,62 x 51 FMJ	9,7±0,1	838±15
	.30 – 06 AP	10,8±0,1	868±15

Fonte: ABNT NBR 15000 (2005)

A avaliação de um sistema de blindagem pode ser baseada em métodos probabilísticos-estatísticos. Estes métodos partem da possibilidade da ocorrência ou não da perfuração do alvo pelo projétil, tendo como parâmetro a velocidade limite (V_L), a qual representa a velocidade mínima para que o projétil possa perfurar a blindagem. Um dos critérios mais aplicados nesse caso é o do limite balístico V_{50}, ou seja, a velocidade em que a probabilidade de perfuração do alvo pelo projétil é de 50% (ZUKAS et al., 1982). Para calculá-lo, é necessário que no mínimo três disparos que perfurem o alvo e outros três não.

Como em alguns casos não é possível de calcular a V_L, como ocorre nas análises de proteção contra calibres 7,62 mm, utiliza-se princípios físicos para conseguir estimá-lo. MORYE, HINE, et al. (2000) define a velocidade limite como a máxima velocidade em que o alvo absorve a energia cinética do projétil sem que haja perfuração. Assim, neste caso, a estimativa de V_L se baseia no conceito de conservação de energia, no qual a energia cinética dissipada pelo projétil na penetração no alvo é igual a energia absorvida pela blindagem. A EQ. 2.2 mostra a energia absorvida (Eabs) em função da diferença entre a velocidade de impacto do projétil (V_i), a velocidade residual (V_R) e a massa (m) do projétil.

$$E_{\text{abs}} = \frac{1}{2} \cdot m \cdot (V_I^2 - V_R^2) \tag{2.2}$$

Desta forma, para calcular a V_L basta considerar V_R nula, ou seja, que o projétil não tenha conseguido perfurar a blindagem. O limite balístico será então calculado pela EQ. 2.3

$$V_L = \sqrt{\frac{2 \cdot E_{\text{abs}}}{m}} \tag{2.3}$$

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho será composto, basicamente, da fabricação de corpos de prova compósitos nos laboratórios do IME; suas caracterizações mecânicas e térmicas no IME e nas instituições parceiras; e, por fim, o teste balístico. Através dos resultados obtidos, serão elaboradas análises estatísticas dos dados e detalhamentos microscópicos por meio do MEV.

3.1 Materiais Utilizados

3.1.1 Tecido de Cânhamo Industrial

O tecido de cânhamo industrial (Figura 3.1) utilizado foi fornecido pela empresa Kayaan Ltda., localizado em Curitiba, Paraná. O material é composto 100% por fibras de cânhamo e foi produzido utilizando técnicas manuais de confecção, gerando um tecido de arranjo simples.

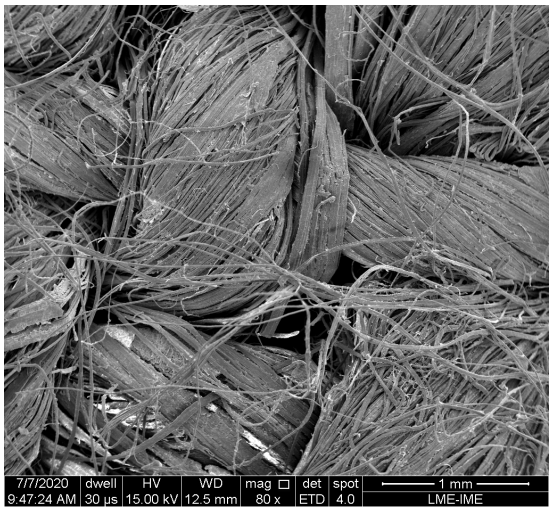

Figura 3.1 – Micrografia do tecido de cânhamo em trama simples com aumento de 80x.

Fonte: Próprio autor.

3.1.2 Resina Epóxi

Para a matriz dos compósitos, adotou-se a resina epoxídica comercial do tipo éter diglicidil do bisfenol A (DGEBA), numa proporção estequimétrica de 100 partes para 13 de endurecedor trietileno tetramina (TETA). O material é fabricado pela Dow Chemical Brasil e fornecido pela Epoxyfiber Ltda.

3.2 Fabricação dos Compósitos

Foram fabricados compósitos reforçados com tecidos de cânhamo numa proporção volumétrica de 10, 20 e 30% de tecido equivalente a 4, 8 e 12 camadas de tecido, respectivamente, para as placas de 1 cm de espessura; e 1, 2 e 4 camadas de tecido, respectivamente, para as placas de 2 mm. Deste modo, fabricou-se 3 placas compósitas para cada fração. O molde metálico utilizado para a confecção destas placas (Figura 3.2) possui uma área de 12x15 cm e altura ajustável, sendo 1 cm e 2 mm as aplicáveis a este trabalho. A fabricação ocorreu por compressão deste molde utilizando-se uma prensa hidráulica SKAY de 15 toneladas, sendo adotada, neste caso, 5 toneladas (equivalente à 3 MPa).

Figura 3.2 – Matriz metálica.

Para a fase matriz epóxidica dos compósitos, calculou-se a massa utilizada em cada placa através de dados fornecidos na literatura (LUZ, 2014), que estima a densidade da resina DGEBA/TETA em 1,11 g/cm^3. Já para a fase reforço de tecido de cânhamo, estimou-se a sua massa e a quantidade de camadas através de dados da literatura (BOCCARUSSO et al., 2016; MISNON et al., 2015; LIU et al., 2017), da regra das misturas e do cálculo de gramatura baseado na norma vigente (ABNT NBR 10591/2008).

3.3 Caracterização do Tecido de Cânhamo e dos Compósitos

A tabela 3.1 resume os ensaios propostos neste trabalho bem como as características das amostras para cada um deles.

Tabela 3.1 – Tabela resumo dos ensaios propostos e das características das amostras.

Ensaio	**Frações volumétricas de Tecido**	**Quantidade de amostras**	**Dimensões**
FTIR		0,5 g (pó)	-
DRX	Tecido puro	1 amostra	-
Gramatura		8 amostras	10x10 cm
Impacto	0, 10, 20 e 30%	6 corpos de prova	63,5x10x12,7 mm
Análise Balística	10, 20 e 30%	3 corpos de prova	15x12x1 cm
Tração	10, 20 e 30%	8 corpos de prova	15x1,5x0,2 cm
TGA	Tecido puro, 10, 20 e 30%	0,5 g / amostra (pó)	-
DSC	Tecido puro, 10, 20 e 30%	0,5 g / amostra (pó)	-

Fonte: Próprio autor.

3.3.1 Ensaio de Determinação da Gramatura

Esta propriedade, a qual pode-se designá-la como massa por unidade de área do material, permite conhecer a massa do reforço fibroso utilizado na fabricação do compósito através do seu produto pela área de tecido utilizado.

A partir da norma ABNT NBR 10591 (2008), realizou-se o ensaio com 5 corpos-de-prova com 100 cm^2 de área utilizando um gabarito metálico e, em seguida, mediu-se as massas em uma balança analítica da marca Mettler PM 460. Após, efetuou-se o cálculo de obtenção da gramatura do tecido em gramas por centímetro quadrado (g/cm^2) e calculou-se a média aritmética.

3.3.2 Determinação da Densidade pela Regra das Misturas

Adotou-se a regra das misturas com a intenção de estimar o valor de massa específica do tecido adotado na fabricação dos compósitos. Desta forma, pesou-se 5 placas compósitas de 30% de volume de tecido de cânhamo com uma balança analítica da marca Mettler PM 460 de precisão 0,001 g. As placas foram fabricadas conforme os procedimentos citados anteriormente neste trabalho, adotando-se as dimensões de 12x15x1 cm. O cálculo foi aplicado utilizando a EQ. 3.1.

$$\rho_{\mathrm{r}} = \frac{\rho_{\mathrm{C}} - V_{\mathrm{m}} \cdot \rho_{\mathrm{m}}}{V_{\mathrm{r}}} \tag{3.1}$$

Sendo:

ρ_{r}: Densidade do reforço;

ρ_{c}: Densidade do compósito;

ρ_{m}: Densidade da matriz;

V_m: Volume da matriz;
V_r: Volume de reforço;

3.3.3 Espectroscopia no Infravermelho por Transformadas de Fourier (FTIR)

Foi realizada análises de FTIR com o objetivo de identificar as vibrações e estiramentos das ligações efetivas das fibras. O ensaio ocorreu na Seção de Engenharia Química do IME através de um espectrofotômetro IR Prestige 21-FTIR-Shimadzu. Uma amostra de cerca de 2,0 mg de fibra com 300 mg de KBr maceradas foi analisada e, em seguida, teve seus resultados tratados com o programa Origin Pro, o qual gerou um gráfico de transmitância (%) por número de banda (cm^{-1}). Utilizou-se dados da literatura para relacionar o número de banda e as ligações químicas da fibra natural (Tabela 3.2).

Tabela 3.2 – Bandas de absorção características das FNLs.

Posição (cm-1)	**Origem da Banda**
3450-3400	Ligações O – H.
3050-2840	Ligações C – H (alifático + aromático).
1740-1710	Ligações de C = O (cetona não conjugada, éster ou grupos carboxílicos).
1675-1660	Ligações C = O em conjugação ao anel aromático.
1605-1600	Vibrações de anéis aromáticos.
1515-1505	Vibrações de anéis aromáticos.
1470-1460	Deformações C – H.
1430-1425	Vibrações de anéis aromáticos.
1370-1365	Deformações C – H.
1330-1325	Aspirando a anéis de siringil.
1275-1270	Aspirando a anéis de Guaiacyl.
1230-1220	Ligações C – C, C – O.
1172	Ligações C – O de grupos éster conjugados em ligninas de gramíneas.
1085-1030	Deformações C – H, C – O.
835	C – H fora do plano em unidades de p-hidroxifenil.

Fonte: Monteiro et al. (2014)

3.3.4 Difração de Raio-X (DRX)

O ensaio de difração de raios X (DRX) foi realizado com o objetivo de conhecer o índice de cristalinidade das fibras que compõem o tecido empregado nos compósitos e o ângulo microfibrilar. Desse modo, utilizou-se o equipamento XPert Pro MRD System com radiação CoKα da PANalytics, pertencente ao Seção de Ciência dos Materiais do IME, e

aplicou-se um intervalo de ângulo de difração de 10 a 70°C com velocidade de varredura de $2\theta/5$s.

Após a realização do ensaio, obteve-se o perfil de difração através de tratamento computacional dos dados pelo programa Origin Pro. A partir do método descrito por Segal et al. (1959), calculou-se o índice de cristalinidade (I_C) pela EQ. 3.2, que relaciona os picos de intensidade da parte cristalina e da parte amorfa.

$$I_C = \frac{I_{\text{cristalina}} - I_{\text{amorfa}}}{I_{\text{cristalina}}} \tag{3.2}$$

Para o cálculo do ângulo microfibrilar, a análise baseou-se na metodologia de Cave (1966), a qual sugere que a estimativa deste parâmetro ocorre a partir da relação entre três curvas obtidas do pico associado a maior intensidade, sendo elas a sua gaussiana e as derivadas de primeira ordem e segunda ordem. Através desta análise, obteve-se um valor descrito como parâmetro T, o qual é aplicado na relação polinomial proposta por Yamamoto, Okuyama, et al. (1993), descrita abaixo na EQ. 3.3.

$$AMF = -12,198 \cdot T^3 + 113,67 \cdot T^2 - 348,4 \cdot T + 358,09 \tag{3.3}$$

3.3.5 Análise Termogravimétrica (TGA)

As análises termogravimétricas (TGA) permite acompanhar a variação da massa da amostra em função da programação de temperatura, ou seja, associa-se temperaturas com níveis de degradação do material em análise. É realizado num equipamento composto de uma termobalança, permitindo a pesagem contínua de uma amostra em função da temperatura, ou seja, à medida que ela é aquecida ou resfriada (DENARI; CAVALHEIRO, 2012).

Neste ensaio, foram analisadas amostras moídas da fibra de cânhamo e dos compósitos epoxídicos estudados no trabalho. O ensaio ocorreu no Instituto de Pesquisas da Marinha (IPqM) utilizando o equipamento Shimadzu DTG-60H, no qual o material foi depositado em cadinhos de platina para a análise. Ademais, aplicou-se uma atmosfera de nitrogênio com taxa de aquecimento de 10 °C/ min em um intervalo de temperatura de 30 a 600 °C.

3.3.6 Análise de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

A análise de DSC observa as variações de entalpia da amostra em relação a um material de referência termicamente inerte enquanto ambas são submetidas a uma programação controlada de temperatura (DENARI; CAVALHEIRO, 2012).

Para este ensaio, também foram cominuídas amostras de fibra de cânhamo e de compósitos epoxídicos e colocados em cadinhos de alumínio. Utilizou-se o equipamento Netzsch DSC 404 F1 Pegasus, pertencente ao IPqM, sob atmosfera de nitrogênio entre temperaturas de 30 e 250 °C, com uma taxa de aquecimento de 10 °C/ min.

3.3.7 Ensaio de Impacto Izod

Este ensaio foi realizado seguindo a norma ASTM D256 (2018) com o objetivo de se obter a energia de fratura em Joules por metro (J/m). Utilizou-se um pêndulo da marca PANTEC XC-50 com martelo de 22 J pertencente ao Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV) da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF).

Os corpos de prova foram obtidos de placas compósitas, as quais foram fabricadas por compressão de 5 MPa numa matriz metálica de 15x12x1 cm^3. Após a confecção e cura, as placas foram cortadas e lixadas nas dimensões sugeridas na norma adotada, de 63,5x12,7x10 mm^2 (Figura 3.3). Para o entalhe, utilizou-se uma brochadeira manual Pantec disponível no Laboratório de Materiais Compósitos do IME para imprimir a dimensão de 2,54 mm de profundidade e 45° de ângulo.

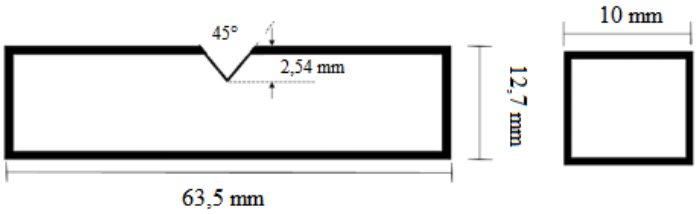

Figura 3.3 – Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de impacto Izod.

Fonte: Próprio autor.

3.3.8 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado em uma máquina universal EMIC DL10000 no Laboratório de Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF) campus Volta Redonda, adotando-se uma velocidade de ensaio de 2 mm/min. O ensaio teve como objetivo conhecer a resistência à tração dos compósitos, em MPa, bem como o módulo de elasticidade, em GPa, e resiliência à tração, em $N \cdot mm/mm^3$.

Os corpos de prova foram obtidos a partir de placas compósitas de frações volumétricas de 10, 20 e 30% de tecido, as quais corresponde a aproximadamente 1, 2 e 4 camadas, respectivamente. Estas placas foram fabricadas por compressão de 5 MPa numa matriz metálica de 12x15cm de área e 2 mm de espessura. Após a sua confecção e cura, foram cortadas e lixadas nas dimensões de corpos de prova sugeridas pela norma ASTM D3039 (2017) (Figura 3.4).

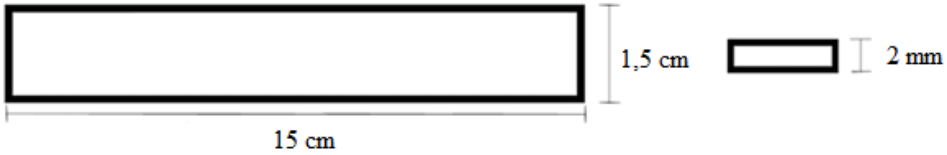

Figura 3.4 – Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração.

Fonte: Próprio autor.

3.3.9 Ensaio Balístico

O ensaio balístico tem por objetivo avaliar a capacidade de absorção de energia cinética pelas placas compósitas investigadas neste trabalho (10, 20 e 30%).

O ensaio ocorreu na Seção de Engenharia de Materiais do IME utilizando um provete de ar comprimido com pressão de 4000 psi, com o qual realizou-se disparos de projéteis de calibre .22 de 3,3 g em trajetória perpendicular ao compósito posicionado como alvo. A velocidade de impacto do projétil (V_i) foi medido com auxílio de cronógrafos Air Chrony modelo MK3 com precisão de 0,15 m/s, e a velocidade residual (V_R) com um cronógrafo ProChrono modelo PAL, com precisão de 0,31 m/s. As Figuras 3.5 (a) e (b) mostram os equipamentos utilizados.

Figura 3.5 – Aparatos utilizados no teste balístico: (a) Provete; (b) Cronógrafo.

O provete foi posicionado a uma distância de 5 m da placa. Para a determinação de V_i e V_R para o cálculo da energia absorvida pelo alvo, os cronógrafos foram posicionados a 10 cm da extremidade do provete e outro 10 cm após o alvo, como mostra Figura esquemática 3.6.

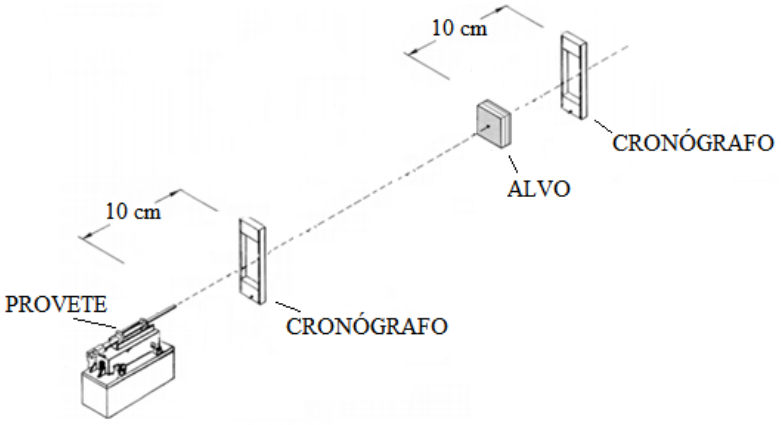

Figura 3.6 – Esquema do ensaio balístico.

Fonte: Próprio autor.

Foram utilizadas 3 placas compósitas de matriz epóxi reforçado com tecido de cânhamo com dimensões de 15x12x1 cm^3 (Figura 3.7), sendo uma placa para cada fração estudada. Ao todo, foram feitos 5 disparos em cada placa.

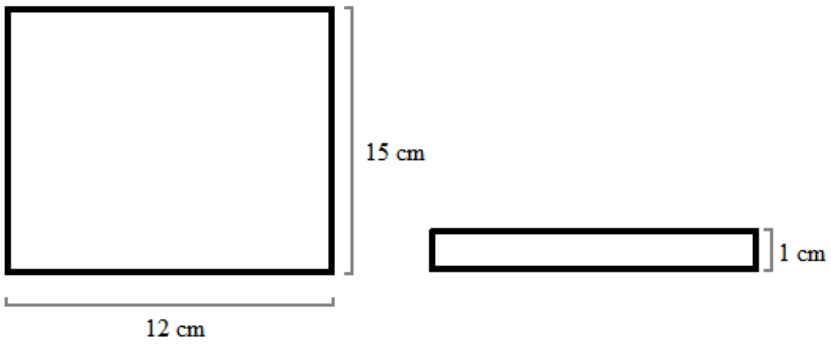

Figura 3.7 – Dimensões das placas compósitas utilizadas no ensaio balístico.

Fonte: Próprio autor.

3.3.10 Análise de Variância (ANOVA)

Os resultados obtidos de ensaios mecânicos e o balísticos foram submetidos à análise de variância (ANOVA), a fim de conhecer se houve diferença significativa entre as médias das propriedades analisadas nos ensaios de cada compósito estudado. Logo após, aplicou-se o teste de Tukey para conhecer, dois a dois, quais tratamento diferem entre si. Esta análise adotou o nível de confiabilidade de 95%.

A tabela 3.3 mostra os parâmetros estatísticos para o cálculo de F, o qual será comparado ao $F_{\text{crítico}}$, obtido da Tabela F (5% de significância). Se $F > F_{\text{crítico}}$, então será rejeitado a hipótese de nulidade de que as médias são iguais, representando que há diferenças significativas entre as médias de tratamentos com 95% de confiabilidade.

Tabela 3.3 – Parâmetros estatísticos da ANOVA.

Causas de variação	**Grau de liberdade**	**Soma dos quadrados**	**Quadrado médio**	$\mathbf{F_{calculado}}$	$\mathbf{F_{crítico}}$
Tratamento	k-1	SQT	QMT	QMT/QMR	Tabela F
Resíduo	k(r-1)	SQR	QMR		
Total	kr-1	SQTo			

Fonte: Próprio autor.

Sendo:
k: Nº de tratamentos (fração de tecido utilizado);
r: Nº de repetições do tratamento;
k(r-1): Nº de graus de liberdade do resíduo;
(kr-1): Nº de graus de liberdade total;
SQT: Soma dos quadrados dos tratamentos;
SQR: Soma dos quadrados do resíduo;
SQTo: Soma dos quadrados totais;
QMT: Quadrado médio dos tratamentos;
QMR: Quadrado médio do resíduo.

O teste de Tukey baseia-se na diferença mínima significativa (DMS) para saber se duas médias de tratamento são diferentes significativamente entre si. A EQ. 3.4 a seguir representa o DMS para o teste, no qual "q"representa a amplitude estudentizada em função do grau de liberdade do resíduo e do número de tratamento (tabelado); QMR o quadrado médio do resíduo; e r o número de repetições de cada tratamento.

$$DMS = q \cdot \sqrt{\frac{QMR}{r}} \tag{3.4}$$

3.3.11 Análise de Distribuição de Weibull

A distribuição de Weibull foi empregada na quantificação da confiabilidade estatística de parâmetros observados nos ensaios propostos. Esta distribuição é largamente utilizada na engenharia por apresentar capacidade de se adequar a diversos casos através do ajuste de parâmetros (O'CONNOR & KLEYNER, 2012). A EQ. 3.5 é a função de distribuição cumulativa de Weibull.

$$F(x) = 1 - exp\left[-\left(\frac{x}{\theta}\right)^{\beta}\right] \tag{3.5}$$

Sendo:
θ: Unidade característica ou parâmetro de escala;
β: módulo de Weibull ou parâmetro de forma.

Ao redefinir a EQ. 3.5 por manipulações matemática, obtém-se a EQ. 3.6:

$$ln\left[ln\left(\frac{1}{1-F(x)}\right)\right] = \beta \cdot ln(x) - [\beta \cdot ln(\theta)] \tag{3.6}$$

Sendo:
β: Coeficiente angular;
$\beta \ln(\theta)$: Coeficiente linear.

Através das equações apresentadas, os parâmetros de Weibull podem ser obtidos através do método gráfico a partir da ordenação de forma crescente dos dados (O'CONNOR; KLEYNER, 2012).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Ensaio de Determinação da Gramatura

Os valores experimentais obtidos no ensaio de gramatura encontram-se na Tabela 4.1. A partir destes dados, além da densidade considerada no trabalho, foi possível analisar e quantificar o número de camadas de tecidos necessárias para corresponder à porcentagem volumétrica de reforço que se deseja para o compósito, que neste trabalho foram de 10, 20 e 30%.

Tabela 4.1 – Densidade superficial do tecido de cânhamo.

Amostra	Massa (g)	Área (m^2)	Gram (kg/m^2)
1	4,611	0,01	0,461
2	4,439		0,444
3	4,422		0,442
4	4,780		0,478
5	4,369		0,437
6	4,523		0,452
7	4,443		0,444
8	4,381		0,438
Gramatura média			$0,449 \pm 0,0139$

4.2 Determinação da Densidade pela Regra das Misturas

A partir dos dados de gramatura, massa de cada placa compósita, densidade da resina epóxi (1,11 g/cm^3) e volume do tecido (30%), pôde-se estimar a densidade do tecido empregado pela regra das misturas. A Tabela 4.2 mostra a massa de 5 placas compósitas, a qual foi aplicada na EQ. 3.1 para estimar a densidade média do reforço.

Tabela 4.2 – Densidades do tecido de cânhamo.

Amostra	**Massa do Compósito (g)**	**Densidade do Tecido** (g/cm^3)
1	263,971	1,518
2	261,892	1,486
3	264,425	1,525
4	265,020	1,534
5	264,514	1,526
Média	264,164±1,217	1,518±0,019

Este valor se encontra no intervalo de densidades utilizadas na literatura (BOCCA-RUSSO et al., 2016; MISNON et al., 2015; SONG et al., 2012). Deste modo, utilizou-se uma densidade aproximada de 1.518g/cm^3 na confecção de corpos de prova para os ensaios propostos no trabalho.

4.3 Espectroscopia no Infravermelho por Transformadas de Fourier (FTIR)

A seguir, na Figura 4.1, é mostrado o espectro vibracional obtido da amostra cominuída da fibra de cânhamo.

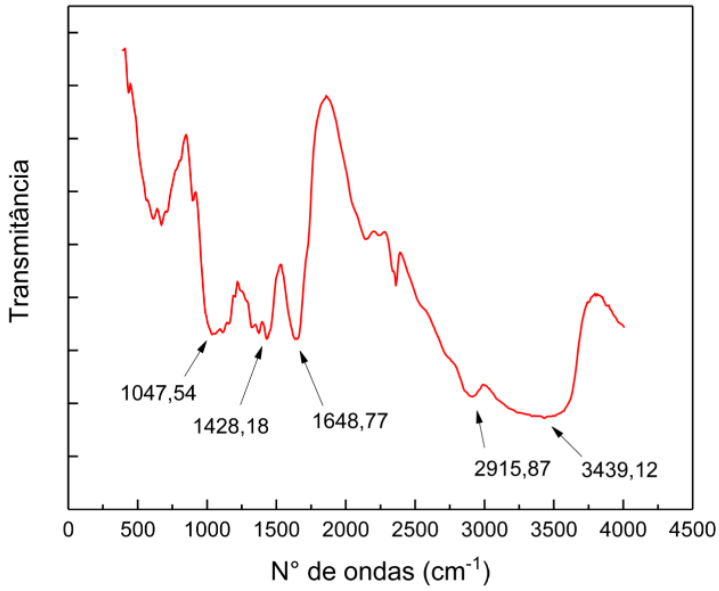

Figura 4.1 – Espectro de FTIR da fibra de cânhamo.

Neste espectro, são observados vários picos com seus respectivos números de ondas referentes à banda de absorção, podendo relacioná-los com grupos da composição da fibra, como a celulose, a hemicelulose e a lignina.

Deste modo, a absorção na frequência próxima de 3439,12 cm^{-1} é associada à vibração de estiramento O-H presente na celulose, ou seja, é uma banda comum à todas as FNLs (NEVES et al., 2020). Vibração semelhante ocorre no grupo C-H no pico em 2915,87 cm^{-1}. O pico em 1648,77 cm^{-1} corresponde à vibração típica de carbonila (C=O) associado à hemicelulose presente nas fibras; e o presente em 1428,18 cm^{-1} é atribuído a vibrações de anéis aromático presente na lignina (MONTEIRO et al., 2014; NEVES et al., 2020). Por fim, a faixa em 1047,54 cm^{-1} representa estiramentos primários de C-O presente na celulose (MONTEIRO et al., 2014).

4.4 Difração de Raio-X (DRX)

Na figura 4.2 é mostrado os difratogramas obtido para a amostra em tecido.

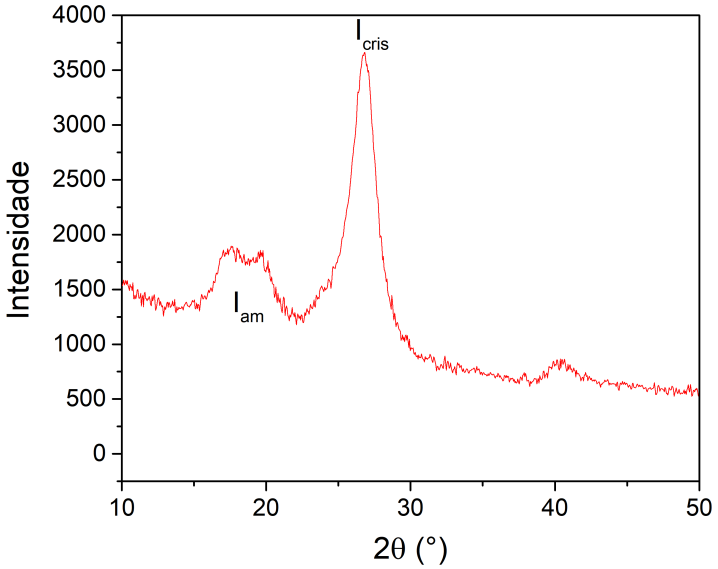

Figura 4.2 – Difratograma do tecido de cânhamo.

É possível observar a presença de um halo e um pico de intensidade, os quais correspondem às fases amorfa e cristalina no material, respectivamente, e é típico de uma estrutura semicristalina. Assim, para o material natural, as intensidades de difração do material cristalino e amorfo se encontram em 27,0 e 17,5°, respectivamente. Para esses picos, aplicou-se a EQ. 3.2 e obteve-se um Índice de Cristalinidade de 63,11%.

Em seguida quantificou-se o ângulo microfibrilar do material sobre o pico de maior intensidade. Assim, aplicou-se a EQ. 3.3 e estimou-se um AMF de 8,17°.

Estes resultados podem ser considerados precisos, já que se apresentam dentro dos limites de I_C e AMF de fibras de cânhamo sugeridas nas literaturas (MARROT et al., 2013; MANAIA; MANAIA; RODRIGES, 2019).

4.5 Análise Termogravimétrica (TGA)

Após as análises de FTIR e DRX evidenciarem detalhes morfológicos das FNLs, a análise de TGA permitiu observar o processo de perda de massa do tecido de cânhamo e dos compósitos de matriz epóxi reforçados por este tecido. A Figura 4.3 apresenta as curvas obtidas no ensaio termogravimétrico do tecido de cânhamo puro, no qual é possível observar três estágios de perda de massa.

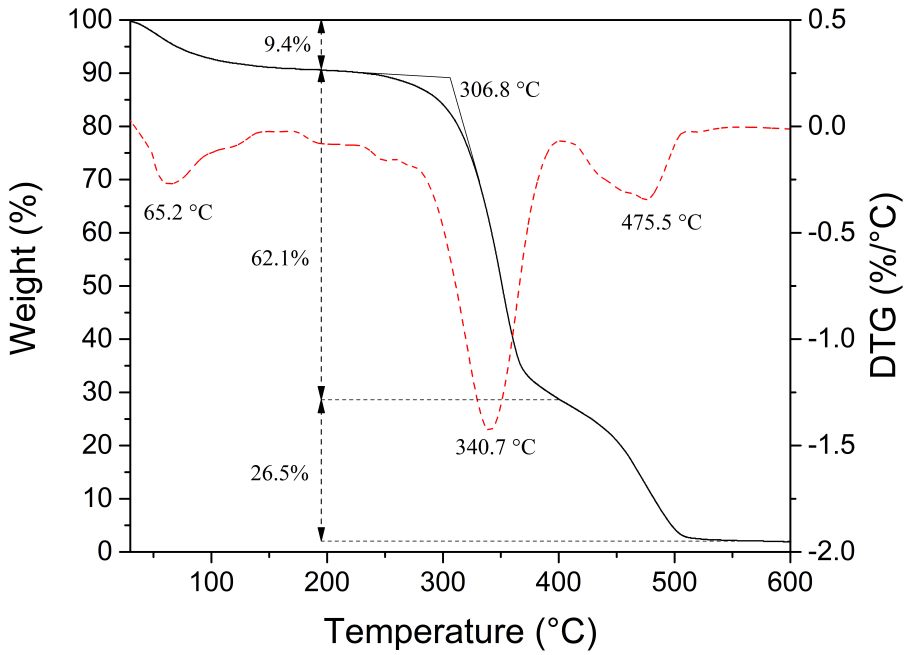

Figura 4.3 – Curvas de TG e DTG do tecido de cânhamo.

Num primeiro estágio, pode-se notar que o tecido inicia a perda de massa logo que o ensaio se inicia por volta de 30°C até cerca de 150°C, tendo um pico de degradação em 65,2°C, decaindo cerca de 9,4% em massa. Devido ao caráter hidrofílico das fibras naturais, esta perda é atribuída a liberação da umidade presente.

As curvas de TGA e DTG também apresentam picos de ombro entre 200 e 300°C, associada a decomposição da hemicelulose e do material amorfo que compõe parte da celulose (MONTEIRO et al., 2012). Um segundo estágio é visualizado no intervalo entre 300 e 400°C com uma alta taxa de perda de massa, a qual está ligada a degradação da parte cristalina da celulose. Esta fase tem início por volta de 306,8°C, definida pela interseção de duas linhas tangentes, e tem sua taxa máxima em 340,7°C, definida pelo maior pico na curva DTG, apresentando uma perda de 62,1% de massa.

Ainda que a lignina tenha sua degradação iniciada por volta de 200°C, o pico em 475,5°C está associado a finalização desse processo, proporcionando ao material uma perda

de 26,5% de massa (PANAITESCU et al., 2016; ISHAK et al., 2012).

No trabalho de Garcia et al. (2020), os autores mostram o pico de máxima degradação da fibra de piaçava ocorrendo em temperaturas por volta de 359 °C, perdendo cerca de 32,4%. Já no trabalho de Demosthenes et al. (2020), para as fibras de buriti, o pico de máxima degradação ocorreu a 333 °C, havendo uma perda de 66,11% de massa.

As curvas obtidas das análises de TGA para os compósitos de 10, 20 e 30% de volume de tecido de cânhamo (referidos como EC10, EC20 e EC30, respectivamente) estão apresentadas nas Figuras 4.4 A e B.

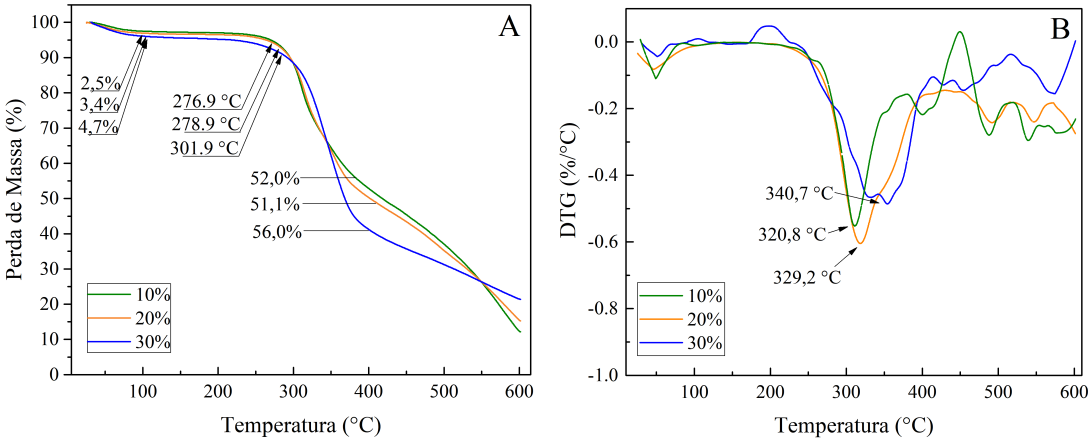

Figura 4.4 – Curvas de (A) TG e (B) DTG dos compósitos estudados.

Visualmente, os deslocamentos nas curvas mostram que a fração volumétrica de tecido influencia no comportamento térmico dos compósitos. Comparando com a análise do tecido puro, os compósitos apresentaram um pico inicial mais suavizado e perda de massa menor, entre 4,7% para EC30 e 2,5% para EC10 por volta 100 °C. Devido a natureza hidrofóbica das resinas poliméricas, a quantidade de água presente que é eliminada é bem menor em relação ao tecido. No estágio de maior perda de massa, os compósitos com menor fração volumétrica de tecido têm a temperatura de início de degradação (T_{onset}) decrescida em relação ao tecido puro junto com a temperatura de máxima degradação ($T_{máx}$). Segundo Callister e Rethwisch (2018), isto pode estar relacionado com a baixa resistência das resinas epóxi em temperaturas acima de 300 °C. Assim, é possível visualizar uma aumento da $T_{máx}$ para o compósito EC30 em relação aos compósitos e ao próprio tecido puro. A Tabela 4.3 resume os resultados visualizados nos gráficos.

Tabela 4.3 – Resumo de temperaturas de máxima degradação e de perda de massa do tecido de cânhamo e dos compósitos estudados.

Amostras	$\mathbf{T_{onset}}$ (°C)	$\mathbf{T_{máx}}$ (°C)	**Perda de massa (%)**	
			Estágio I	**Estágio II**
EC10	276,9	320,8	2,5	52,0
EC20	278,9	329,2	3,4	51,1
EC30	301,9	344,9	4,7	56,0
TC	306,8	340,7	9,4	62,1

Para efeito de comparação, no trabalho de Azwa e Yousif (2013) os autores mostram a decomposição para o compósito epóxi-kenaf sem tratamento comparando-o com o epóxi-fibra de vidro. Nesta análise, visualizou-se uma temperatura de decomposição máxima para o compósito de fibra natural próxima de 378°C, sofrendo cerca de 86,64% de perda de massa, enquanto que para o compósito reforçado por fibra sintética, esta degradação ocorreu por volta de 380°C com 60,17% de decomposição.

4.6 Análise de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

A Figura 4.5 apresenta os resultados do ensaio de DSC para o tecido de cânhamo e para os compósitos de matriz epóxi reforçados com 10, 20 e 30% em volume com tecido de cânhamo.

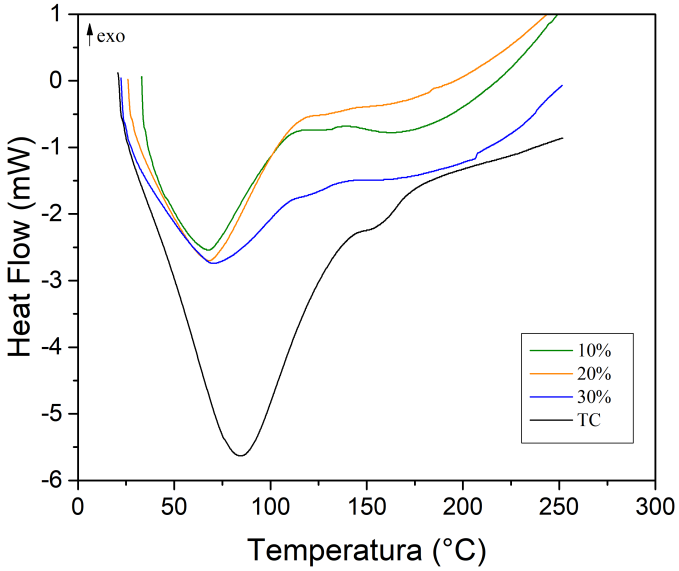

Figura 4.5 – Curvas de DSC obtidas para o tecido de cânhamo puro e para os compósitos estudados.

Estas curvas corroboram o que foi observado na análise de TGA/DTG, a partir de um pico endotérmico iniciado em 30 °C e terminado em 85 °C para o tecido puro que está associado a um processo de desidratação. Os compósitos, de uma forma geral, apresentaram um pico endotérmico menor (70, 67,3 e 67,1 °C para os compósitos de 10, 20 e 30% vol., respectivamente) devido a reduzida presença de umidade nas resinas poliméricas presente (SAHU; GUPTA, 2017).

4.7 Ensaio de Impacto Izod

A Figura 4.6 mostra os corpos de prova após o ensaio de impacto Izod nos compósitos de 10, 20 e 30% vol. de tecido de cânhamo.

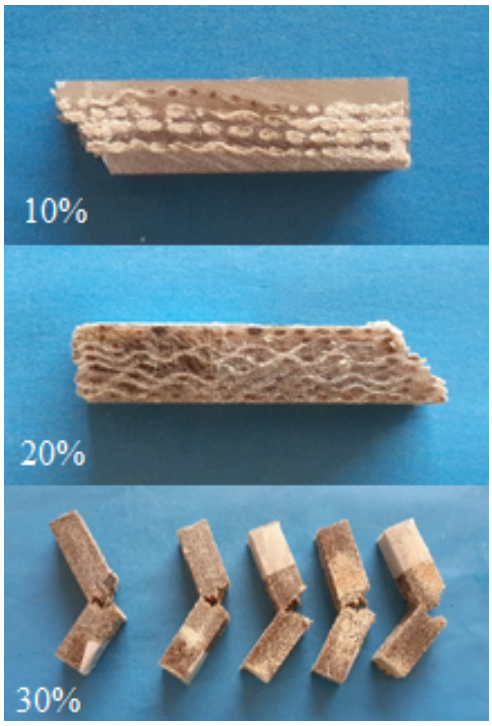

Figura 4.6 – Aspecto macroscópico das fraturas dos corpos de prova após o ensaio de impacto Izod.

Ainda que se tenha utilizado o maior martelo disponível para o ensaio, algumas amostras de compósitos de 30% vol. de tecido não foram rompidas totalmente. Tal fato poderia ser justificado pelo maior bloqueio que a trinca sofreu durante a propagação transversal na matriz polimérica, passando assim a propagar na interface entre matriz e fibra devido ao maior volume de reforço, dificultando o total rompimento.

Como efeito, a Tabela 4.4 apresenta os resultados obtidos no ensaio de impacto Izod para os corpos de prova totalmente rompidos (6 corpos de prova) de compósitos e de epóxi puro. Entretanto, a partir do que foi descrito anteriormente, há indícios que a energia de fratura nos compósitos de 30% seja maior do que o apresentado.

Tabela 4.4 – Energia absorvida média para as amostras do ensaio de impacto Izod.

Amostras	**Energia Absorvida (J/m)**			
	0%	**10%**	**20%**	**30%**
1	19,47	37,49	69,93	131,92
2	19,46	29,82	63,29	140,06
3	14,66	49,31	61,86	144,51
4	14,68	29,62	60,36	144,67
5	19,55	40,08	60,12	114,83
6	19,57	40,36	68,83	128,68
Média	17,90±2,50	37,78±7,42	64,06±4,29	134,11±11,50

Através destes valores é possível observar um crescimento contínuo de energia absorvida pelos corpos de prova à medida que se aumentou o volume de tecido de cânhamo na matriz epóxi. Esse comportamento era esperado já que o aumento de reforço acarreta no aumento da demanda energética necessária para romper as fibras. Para melhor observação, os valores da Tabela 4.4 estão representados no gráfico da Figura 4.7 para interpretação visual dos dados.

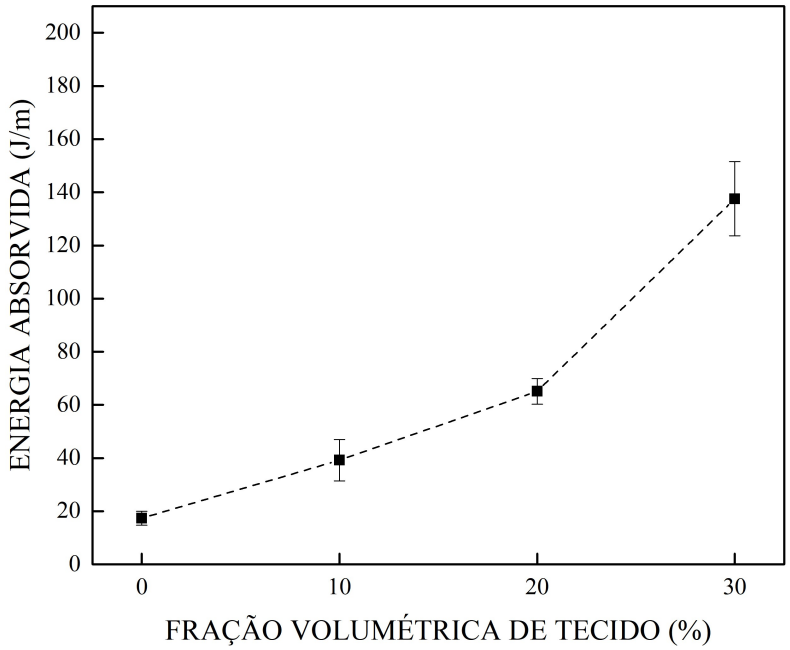

Figura 4.7 – Variação da energia de impacto Izod absorvida pelos corpos de prova analisados.

Ao analisar as diferenças entre as médias, é possível observar um aumento relevante na energia absorvida entre os compósitos com 20 e 30% vol. de tecido (cerca de 110%). Isto pode ser explicado pela maior irregularidade da superfície de fratura na Fig. 4.8 (e) em relação a (d), o que está relacionado a transição de fraturas entre dúctil e frágil. Entre a resina epóxi pura e o compósito com 10% vol. de tecido, cujos aspectos de fratura estão

mostrados na Fig. 4.8 (b) e (c), também ocorreu aumento na energia absorvida (também cerca de 110%), já que a presença das fibras proporciona maior demanda energética para romper totalmente o material. Entre os compósitos com 10 e 20% vol. de cânhamo, o aumento da energia absorvida foi menor que a anteriormente citada, porém ainda relevante: cerca de 70%. Destaca-se ainda que os valores para os compósitos com 10 e 20% vol. de reforço estão bem abaixo dos reforçados com 30% vol.

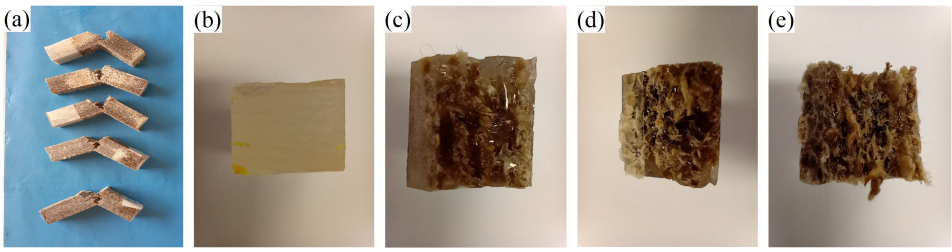

Figura 4.8 – Fraturas dos corpos de prova após o ensaio de impacto Izod.

A análise ANOVA foi aplicada para investigar se houve diferenças significativas entre os compósitos de 10, 20 e 30% em volume de tecido de cânhamo (Tab. 4.5). Com base nos dados calculados, pode-se afirmar que as médias são diferentes com 95% de confiança, já que $F_{calculado} > F_{crítico}$. Ou seja, a presença do tecido de fato afeta na resistência ao impacto Izod do compósito.

Tabela 4.5 – Energia absorvida média para as amostras do ensaio de impacto Izod.

Causas de variação	**GL**	**SQ**	**QM**	$\mathbf{F_{calculado}}$	$\mathbf{F_{crítico}}$
Tratamento	2	29753,35	14876,68	217,14	3,68
Resíduo	15	1027,70	68,51	-	-
Total	17	30781,05	-	-	-

Entretanto, para comparar especificamente as médias de energia absorvida de cada fração, realizou-se o teste de Tukey. Deste modo, pôde-se conhecer que o DMS para esta análise foi de 12,20. A Tabela 4.6 mostra as comparações entre as médias a partir do teste de Tukey.

Tabela 4.6 – Energia absorvida média para as amostras do ensaio de impacto Izod.

Compósito	**10%**	**20%**	**30%**
10%	-	26,29	96,41
20%	26,29	-	70,04
30%	96,41	70,04	-

A partir destes resultados, pode-se afirmar que o módulo de absorção ao impacto do compósito reforçado com 30% de tecido (137,58) foi superior, já que a diferença deste

para as outras frações volumétricas extrapolaram com considerável amplitude o DMS. Ocorrências similares também foram demonstradas em trabalhos anteriores (COSTA et al., 2020; CANDIDO et al., 2017). Além disso, foi verificado que houve diferença significativa, mesmo que em menos escala, entre os compósitos de 10 e 20%.

4.8 Ensaio de Tração

Na Figura 4.9 estão presentes os corpos de prova dos compósitos de matriz epóxi e de 10, 20 e 30% de fração volumétrica de tecido após ensaio de tração. Observa-se que todos foram rompidos ao longo de sua altura útil, ressaltando que, devido à ausência de deformações visíveis, também todos sofreram fratura frágil.

Figura 4.9 – Corpos de prova rompidos após ensaio de tração.

A Figura 4.10 (A, B e C) apresentam as curvas típicas do ensaio de tração para os compósitos de matriz epóxi reforçado com 10 (EC10), 20 (EC20) e 30% (EC30) em volume de tecido de cânhamo, respectivamente.

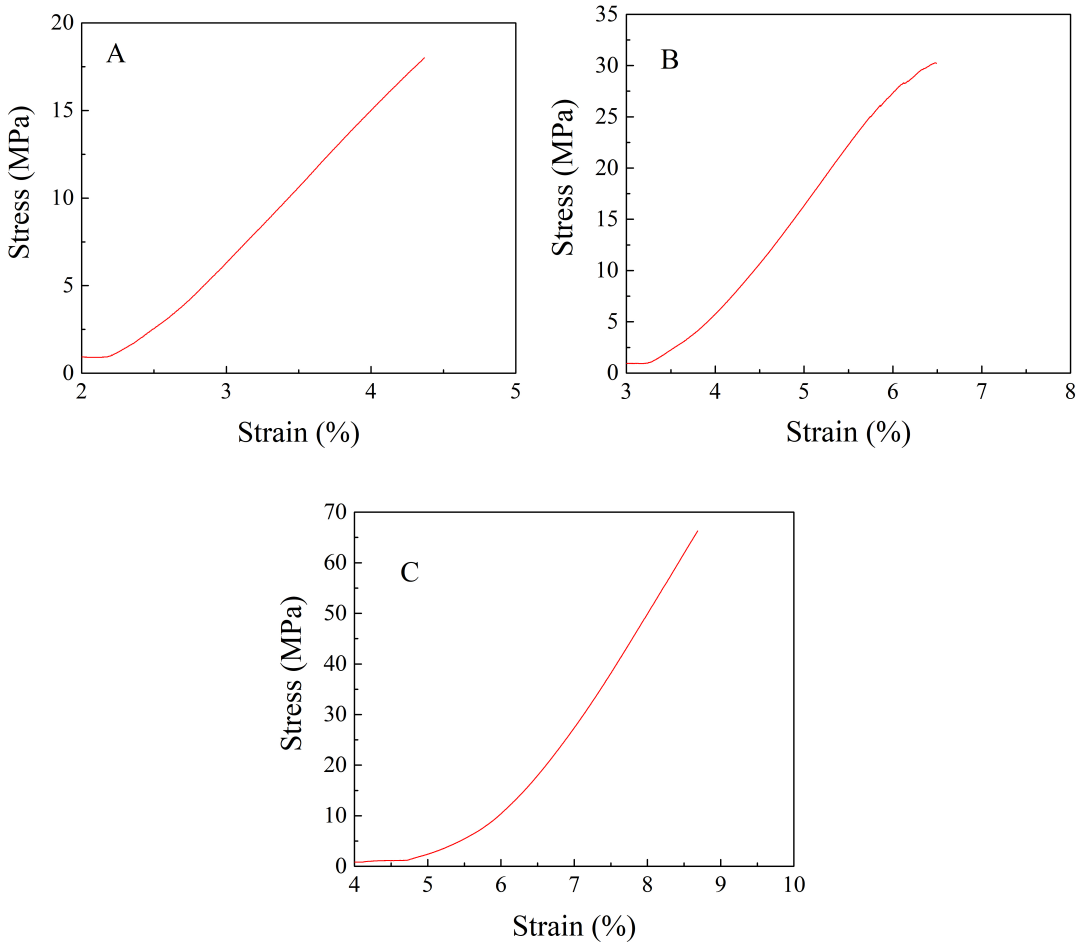

Figura 4.10 – Curvas de tração dos compósitos com 10 (A), 20 (B), e 30% (C) em volume de tecido de cânhamo.

Observa-se que os gráficos da composição EC10, EC20 e EC30 corrobora a análise macroscópica dos corpos de prova já que se visualiza certa linearidade, o que representa deformação elástica sofrida pelo material antes da ocorrência de ruptura frágil. Nota-se também que o aumento do módulo de tenacidade é proporcional ao aumento de reforço no compósito. Os valores de resistência à tração, módulo de elasticidade e módulo de tenacidade dos compósitos estão apresentados na Tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Valores para resistência à tração, módulo de elasticidade e deformação média para compósitos.

Composição	**Resistência à tração** (MPa)	**Módulo de elasticidade** (GPa)	**Módulo de Tenacidade** ($N \cdot mm/mm^3$)
EC10	$17,97 \pm 3,72$	$0,96 \pm 0,22$	$19,33 \pm 8,98$
EC20	$28,16 \pm 4,35$	$0,92 \pm 0,16$	$49,43 \pm 10,86$
EC30	$54,34 \pm 7,16$	$2,10 \pm 0,14$	$81,09 \pm 15,47$

As Figuras 4.11 (a), (b) e (c) apresentam graficamente a variação de resistência à tração, de módulo de elasticidade e módulo de tenacidade, respectivamente, entre os grupos de compósitos analisados.

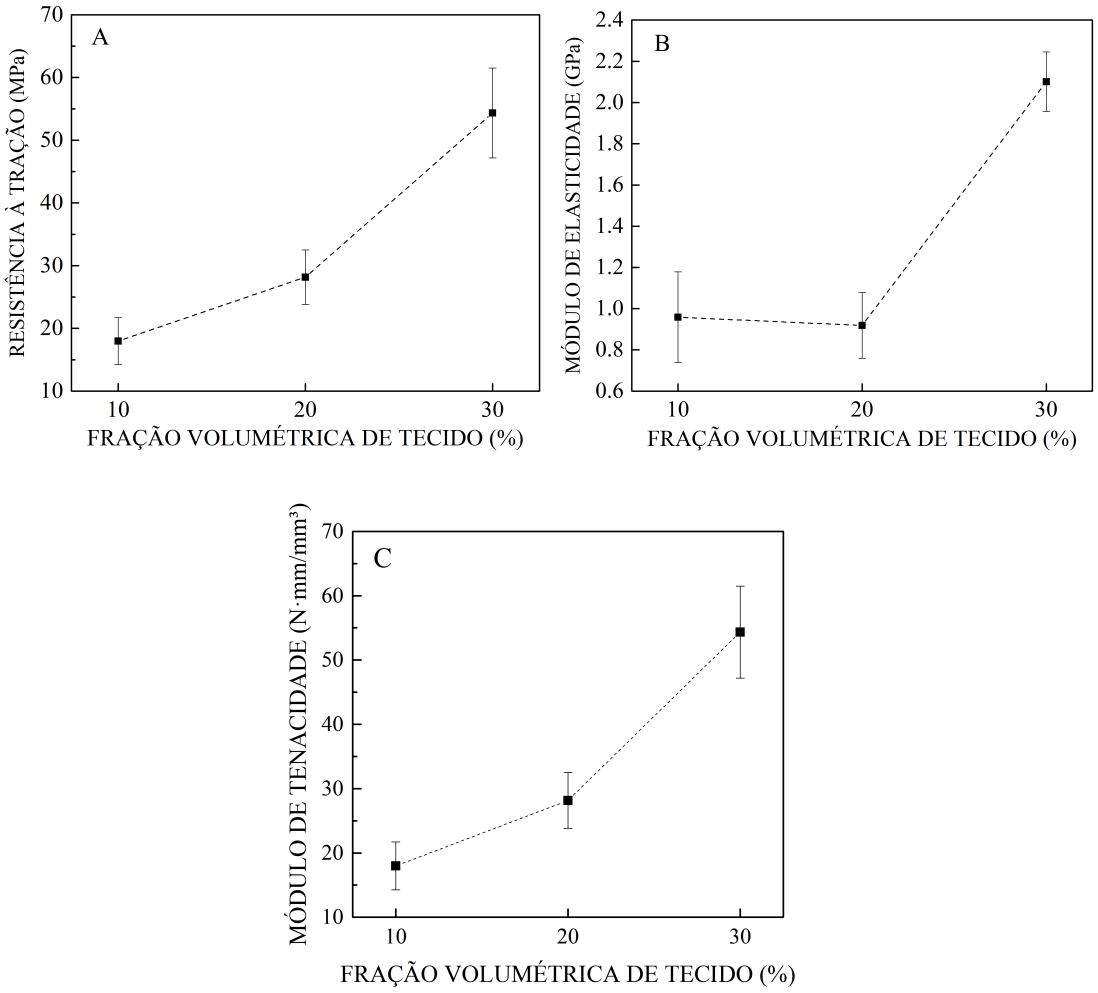

Figura 4.11 – Gráfico dos resultados de (a) resistência à tração, (b) módulo de elasticidade e (c) módulo de tenacidade dos compósitos epóxi-tecido de cânhamo.

No gráfico (a), visualiza-se que os valores médios de resistência à tração aumentaram à medida que se adicionou mais camadas de tecido de cânhamo. Ainda que se perceba as diferenças na resistência entre as três frações, a composição EC30 apresenta uma diferença substancial de resistência dentro de um erro estatístico. No gráfico (b), a diferença na rigidez que o compósito de 30% proporcionou ao corpo de prova é substancial ao comparar com os de outras frações volumétricas. O mesmo comportamento para EC30 é visualizado no gráfico (c) de módulo de tenacidade, obtido através da área sob as curvas da Fig.4.11, o qual mostra que a absorção de energia foi crescente a medida que aumentou-se o volume de reforço.

As Figuras 4.12 (a), (b) e (c) apresentam micrografias das superfícies de fratura dos

corpos de prova após o ensaio de tração. Nas Figuras 4.12 (a) e (b) a presença de "marcas de rio"evidenciam a ocorrência de fratura frágil devido à pouca ativação das fibras durante o ensaio de tração. Por outro lado, na Figura 4.12 (c) é possível visualizar a presença de fibras rompidas e presença de marcas de *pullout* que é uma consequência de arrancamentos de fibras. Neste caso, a presença desses elementos denunciam uma maior ductilidade no rompimento devido à ativação dos reforços pela matriz, o que explica a maior resistência à tração e rigidez nesta fração volumétrica de tecido de cânhamo.

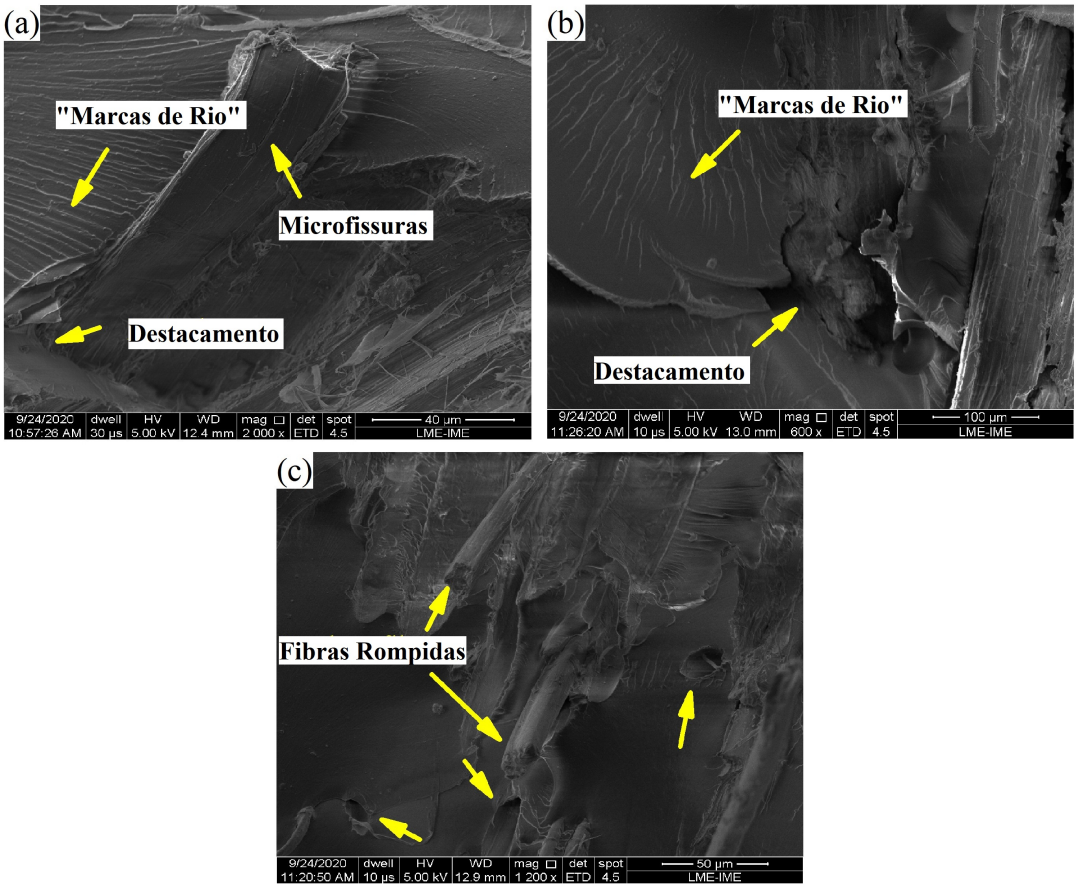

Figura 4.12 – Micrografias das superfícies de fratura do ensaio de tração para os compósitos reforçados com (a) 10%, (b) 20% e (c) 30% em vol. de tecido de cânhamo.

Comparativamente, a máxima resistência à tração e módulo de elasticidade foram ligeiramente superiores aos visualizados no trabalho de Neves et al. (2020) para fibras de cânhamo alinhadas. Naquele trabalho, os compósitos reforçados com 30% vol. apresentaram, em média, uma resistência à tração de 50,46±4,39 MPa. Já o parâmetro elástico ainda para o compósito de 30% vol. de fibras foi de (1,72±0,14 GPa).

Para analisar com mais especificidade estas diferenças nos módulos das propriedades observadas, realizou-se a análise de variância (ANOVA) com o teste de Tukey. A aplicação deste método tem como objetivo elucidar, principalmente, se houve diferença significativa entre EC10 e EC20, já que graficamente se apresentaram com pouca variação. A tabela

4.8 mostra a análise para as propriedades de resistência à tração.

Tabela 4.8 – Análise de variância da resistência à tração dos compósitos.

Causas de variação	**GL**	**SQ**	**QM**	$\mathbf{F_{calculado}}$	$\mathbf{F_{crítico}}$
Tratamentos	2	4942,73	2471,36	47,66	3,47
Resíduos	21	1088,89	51,85	-	-
Total	23	6031,62	-	-	-

Deste modo, como $F_{calculado}$ é maior que $F_{crítico}$, afirma-se com 95% de confiabilidade que os três grupos de compósitos romperam em diferentes tensões. Assim, para que seja possível analisar precisamente as diferenças entre as médias de cada parâmetro, realizou-se o teste de Tukey. A partir dos cálculos do teste, pôde-se conhecer a DMS para a análise da resistência à tração, que foi de 9,06. A tabela 4.9 mostra as comparações entre as médias.

Tabela 4.9 – Comparação das médias de resistência à tração dos compósitos.

Compósito	**EC10**	**EC20**	**EC30**
EC10	0	8,32	33,74
EC20	8,32	0	25,42
EC30	33,74	25,42	0

Os resultados expostos na tabela acima mostram que o compósito EC30 de tecido apresentou melhor desempenho à tração, já que a diferenças deste para as outras frações volumétricas extrapolaram a DMS. Além disso, os testes elucidam também que não há diferença significativa na resistência à tração entre os compósitos EC10 e EC20.

Para conhecer a confiabilidade da resistência à tração dos corpos de prova estudados, a fim de complementar as análises estatísticas obtidas no ANOVA, aplicou-se a distribuição de Weibull. A Tabela 4.10 mostra os parâmetros estatístico para esta análise.

Tabela 4.10 – Parâmetros de estatística de Weibull para a resistência à tração.

Fração volumétrica (%)	**Resistência à tração (MPa)**	β	θ	R^2
EC10	$17,98 \pm 4,03$	5,112	19,53	0,826
EC20	$28,11 \pm 5,16$	6,360	30,20	0,795
EC30	$54,16 \pm 8,21$	7,815	57,58	0,857

De acordo com a análise, o compósito EC10 apresentou valor do parâmetro β pouco abaixo dos outros compósitos, o que indica menor homogeneidade dos resultados em relação aos demais e, consequentemente, menor confiabilidade. Desta forma, a partir

da análise de variância e da distribuição de Weibull, nota-se que, apesar de EC10 e EC20 não apresentarem diferenças significativas, EC20 obteve uma confiabilidade dos resultados ligeiramente maior na resistência à tração que EC10.

A Tabela 4.11 mostra a análise de variância aplicada às médias do parâmetro de módulo de elasticidade dos compósitos. Esta propriedade foi observada a partir de dados obtidos de extensômetros acoplados às alturas úteis de cada corpo de prova analisado.

Tabela 4.11 – Análise de variância do módulo de elasticidade dos compósitos.

Causas de variação	**GL**	**SQ**	**QM**	$\mathbf{F_{calculado}}$	$\mathbf{F_{crítico}}$
Tratamentos	2	6,79	3,39	96,25	3,47
Resíduos	21	0,74	0,04	-	-
Total	23	7,53	-	-	-

Baseado no que foi apresentado na tabela anterior, com $F_{calculado}$ maior que $F_{tabelado}$, pode-se afirmar que os compósitos apresentam rigidez diferentes com 95% de confiabilidade. Da mesma forma que ocorreu na análise de resistência à tração, realizou-se o teste de Tukey calculando-se o DMS em 0,24. A Tabela 4.12 mostram as comparações entre as médias.

Tabela 4.12 – Comparação das médias de módulo de elasticidade dos compósitos.

Compósito	**EC10**	**EC20**	**EC30**
EC10	0	0,07	1,09
EC20	0,07	0	1,16
EC30	1,09	1,16	0

A partir desses resultados, comprovou-se que o compósito EC30 de tecido também apresentou maior rigidez em relação aos outros compósitos. O teste de Tukey mostra que também não houve diferença significativa na rigidez entre os compósitos EC10 e EC20. Do mesmo modo, para conhecer a confiabilidade do módulo de elasticidade dos corpos de prova analisados, aplicou-se a distribuição de Weibull, como mostra a Tabela 4.13.

Tabela 4.13 – Parâmetros de estatística de Weibull para módulo de elasticidade.

Fração volumétrica (%)	**Mód. Elasticidade (MPa)**	β	θ	R^2
EC10	$0,98 \pm 0,27$	4,117	1,08	0,629
EC20	$0,92 \pm 0,18$	5,985	0,99	0,949
EC30	$2,09 \pm 0,18$	14,560	2,17	0,802

De acordo com a tabela acima, o compósito EC10 apresentou o valor do parâmetro R^2 bem abaixo de 0,80, o que indica, então, baixa representatividade estatística dentre os grupos de amostras analisados. Além disso, o compósito EC20 apresentou o parâmetro de forma β ligeiramente maior que o EC10, o que indica uma maior homogeneidade daquele e, consequentemente maior confiabilidade. Com isso, aliado à análise de variância, observa-se que, apesar de EC10 e EC20 não apresentarem diferenças significativas, EC20 apresenta maior confiabilidade na rigidez que EC10.

A Tabela 4.14 mostra a análise de variância aplicada às médias do parâmetro de módulo de tenacidade dos compósitos.

Tabela 4.14 – Análise de variância do módulo de tenacidade dos compósitos.

Causas de variação	**GL**	**SQ**	**QM**	$\mathbf{F_{calculado}}$	$\mathbf{F_{crítico}}$
Tratamentos	2	15258,59	7629,29	52,26	3,47
Resíduos	21	3065,59	145,98	-	-
Total	23	18324,18	-	-	-

Como $F_{calculado}$ é maior que $F_{tabelado}$, pode-se afirmar que as médias são diferentes com 95% de confiabilidade. Realizou-se também o teste de Tukey calculando-se o DMS em 15,21. A Tabela 4.15 mostram as comparações entre as médias.

Tabela 4.15 – Comparação das médias de módulo de tenacidade dos compósitos.

Compósito	**EC10**	**EC20**	**EC30**
EC10	0	30,10	61,76
EC20	30,10	0	31,66
EC30	61,76	31,66	0

A partir destes resultados, comprovou-se que o compósito EC30 de tecido também absorveu maior quantidade de energia até a fratura em relação aos outros compósitos. Entretanto, diferentemente dos outros parâmetros avaliados no ensaio de tração, o teste de Tukey mostra que cada compósito absorveu diferentes energias até a ruptura completa.

4.9 Ensaio Balístico

A Tabela 4.17 mostra os resultados de velocidade residual da placa compósita individualmente testada. Todas as amostras foram perfuradas, ainda que a placa compósita de 30% vol. de tecido tenha resistido a um disparo.

Tabela 4.16 – Energia absorvida pelas placas compósitas.

Amostra	$\mathbf{V_i}$ **(m/s)**	$\mathbf{V_R}$ **(m/s)**	$\mathbf{E_{abs}}$ **(J)**
10%	264,98±4,44	91,32±4,49	94,36±2,36
20%	268,54±1,52	84,31±3,08	100,67±1,70
30%	269,90±1,22	45,78±4,39	108,52±2,11

A energia absorvida, calculada através da EQ. 2.2 em cada amostra, está apresentada na Tabela 4.17

Tabela 4.17 – Energia absorvida pelas placas compósitas.

	Energia Absorvida (J)		
Disparo	**10%**	**20%**	**30%**
1	110,3	95,08	103,07
2	92,31	105,93	119,42
3	95,05	103,52	115,59
4	95,09	105,11	106,64
5	79,03	93,73	97,90
Média	94,36±2,36	100,67±1,70	108,52±2,11

Numericamente, os resultados obtidos não apresentaram diferença considerável na energia absorvida, ainda que tenha havido aumento à medida que houve acréscimo de reforço de tecido de cânhamo. Na intenção de corroborar esta análise, realizou-se a análise de variância apresentada na Tabela 4.18.

Tabela 4.18 – ANOVA das energias absorvidas pelas placas compósitas.

Causas de variação	**GL**	**SQ**	**QM**	$\mathbf{F_{calculado}}$	$\mathbf{F_{crítico}}$
Tratamento	2	503,7864	251,8932	3,2019	3,8852
Resíduo	12	944,0354	78,6696	-	-
Total	14	1447,8220	-	-	-

De fato, através do valor de $F < F_{crítico}$, a análise ANOVA apurou a proximidade nos valores de E_{abs}, a qual não apresentou diferença significativa com 95% de confiança entre os compósitos reforçados com 10, 20 e 30% em volume de tecido.

A análise de Weibull foi utilizada em vista de conhecer a confiabilidade dos dados de E_{abs} entre os três compósitos de diferentes frações de tecido estudada. A tabela 4.19 apresenta os resultados da análise.

Tabela 4.19 – Análise de Weibull dos resultados.

Fração volumétrica (%)	$\mathbf{E_{abs}}$ **(J)**	β	θ	R^2
10	$93,92 \pm 13,44$	8,32	99,54	0,903
20	$100,40 \pm 7,44$	16,61	103,60	0,871
30	$108,00 \pm 10,60$	12,40	112,60	0,952

O parâmetro β dessa análise revela que a homogeneidade dos dados de E_{abs} dos compósitos reforçados com 20 e 30% em volume de tecido são maiores que os com 10% vol., sendo os com 20% vol. maior (16,61). Isso indica que se realizasse um outro experimento com as amostras retiradas desta população, a probabilidade de se encontrar uma relação similar seria maior para o grupo dos compósitos de 20 e 30% vol. Quanto ao parâmetro R^2, os compósitos reforçados com 30% vol. apresentam os parâmetros de maior representatividade, já que está mais próximo de 1 (0,952), ainda que os com 10 e 20% vol. tenham apresentado valores consideráveis. Da mesma forma, aquele compósito ainda apresentou maior valor de θ, o que corrobora o fato de que foi o que mais absorveu energia entre os três compósitos.

A Figura 4.13 apresenta os corpos de prova após o ensaio balístico. Ainda que estatisticamente não haja diferença entre os três compósitos, pela análise visual verifica-se que os compósitos de 20 e 30% vol. mostram-se mais íntegros que os de 10% vol. Entretanto, como a placa compósita reforçada com 30% vol. de tecido conseguiu resistir a 1 disparo efetuado, a sua seleção é favorável frente às outras. Entretanto, vale ressaltar que o ensaio foi realizado utilizando provete de ar comprimido, o qual proporciona energias menores que a de uma arma de fogo. Ainda assim, o aparato possibilita a avaliação do comportamento do material.

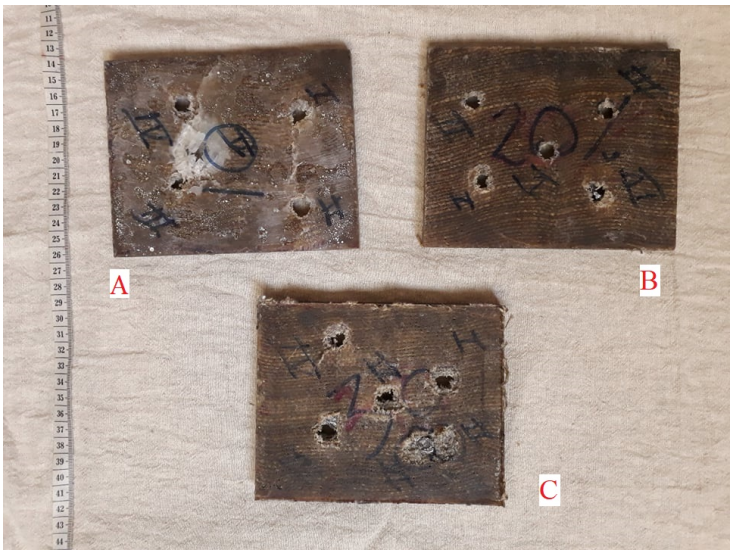

Figura 4.13 – Placas compósitas de (a) 10, (b) 20 e (c) 30% vol. de tecido de cânhamo após o ensaio balístico de velocidade residual.

Trabalhos, como o de Luz et al. (2019), mostram o desempenho de compósitos reforçados com outras FNLs sob impacto balístico de munições .22.

Tabela 4.20 – ANOVA das energias absorvidas pelas placas compósitas.

Compósito	$\mathbf{V_i}$ **(m/s)**	$\mathbf{V_R}$ **(m/s)**	$\mathbf{E_{abs}}$ **(J)**	**Referências**
Epóxi/ 10% cânhamo	264,98±4,44	91,32±4,49	94,36±2,36	Presente Trabalho
Epóxi/ 20% cânhamo	268,54±1,52	84,31±3,08	100,67±1,70	
Epóxi/ 30% cânhamo	269,90±1,22	45,78±4,39	108,52±2,11	
Epóxi/ 20% tucum	266,34 ± 37,81	139,78 ± 46,34	82,84±19,58	LUZ, 2019
Epóxi/ 40% tucum	285,38 ± 9,20	197,82 ± 33,88	68,04±20,34	

Comparativamente, o compósito epóxi-tecido de cânhamo, como apresenta a Tabela 4.20, atingiu maior energia absorvida em relação ao compósito epóxi-fibra de tucum. Destaca-se que essa diferença foi substancial ao se comparar frações volumétricas iguais para os dois compósitos (20% vol.) Essa energia absorvida superior proporcionou um decréscimo na velocidade do projétil ao atravessar a camada compósita.

5 CONCLUSÃO

Por fim, conclui-se que a utilização do tecido de cânhamo em matrizes epóxi na maior proporção estudada (30% vol.) contribuiu para a maior relevância nas energia de impacto absorvida, na resistência à tração, no módulo de elasticidade e na temperatura de máxima degradação. No caso da energia balística absorvida, estatísticamente este compósito não apresentou diferença significativa para os outros. Porém, por análise visual, esta fração volumétrica de reforço proporcionou maior integridade à placa compósita além de ter absorvido energia suficiente para impedir a penetração de 20% dos disparos efetuados.

- As análises por DRX mostraram informações sobre o tecido de cânhamo empregado nos testes, como o índice de cristalinidade, que foi calculado em cerca de 63,11% e permitiu estimar o AMF da fibra que compõe o material, cerca de 8,17°. Estes valores são próximos dos encontrados para as fibras de cânhamo. Além disto, os espectros de FTIR mostraram bandas semelhantes das relacionadas aos grupos funcionais presentes nos principais constituintes das FNLs (celulose, hemicelulose e lignina). Isto confirma também os fenômenos térmicos observados nas análises de TGA/DTG e DSC, nos quais estes eventos foram relacionados com a degradação destes constituintes.

- Os ensaios de TGA/DTG mostraram para o tecido de cânhamo uma perda inicial de 9,4% de massa por volta de 100°C, relacionado com a perda de umidade presente nas FNLs, com início da maior degradação ocorrendo em 306,8 °C e máxima taxa em 340,7 °C. Esta degradação foi corroborada também pelo ensaio de DSC. Para os compósitos, o início ocorreu entre 276 e 302 °C com máxima taxa entre 320 e 345 °C. Portanto, como o início da degradação da lignina, que compõe a estrutura das FNLs, inicia-se por volta de 200 °C, pode-se considerar esta a temperatura máxima de trabalho para o compósito.

- Nos ensaios de tração se observou um aumento substancial na resistência à tração (54,34 MPa), no módulo de elasticidade (2,10 GPa) e no módulo de tenacidade (81,09 $N \cdot mm/mm^3$) para os compósitos reforçados com 30% vol. em relação aos de menor fração. Em comparação com as fibras alinhadas apresentadas no trabalho de Neves et al. (2020), o desempenho foi ligeiramente superior aos apresentados pela fração volumétrica de reforço correspondente, o que indica um melhor desempenho do formato em tecido. As outras frações estudadas não mostraram diferenças significativas pelas análises estatísticas de ANOVA, porém, pela distribuição de Weibull, nota-se que os resultados para os compósitos reforçados com 20% vol. têm

maior confiabilidade em relação aos reforçados com 10% vol. Além disso, em análise macroscópica, observou-se fratura frágil nos três grupos de amostras estudados.

- Nos ensaios de impacto Izod se observou uma melhora substancial na energia absorvida para a fração de 30% vol. de tecido (134,11 J/m) frente às outras frações e ao epóxi puro. As demais frações apresentaram diferenças significativas na propriedade analisada. Uma aparente contradição surge quando se observa que o tecido de cânhamo aumentou significativamente a resistência ao impacto dos compósitos porém proporcionou baixos valores de resistência à tração nos compósitos reforçados com 10 e 20%. Isso se deve ao fato de que a baixa resistência interfacial resulta em maior superfície de fratura, o que consequentemente gera no material maior absorção de energia de impacto e menor resistência sob tração.

- O desempenho balístico pela velocidade residual mostrou que, pela análise de variância, os três grupos de amostras estudados não são significativamente diferentes em relação a propriedade de energia absorvida. Porém, na distribuição de Weibull, os compósitos reforçados com 20 e 30% vol. de tecido mostraram maior confiabilidade. Entretanto, por análise visual, repara-se que o último compósito absorveu completamente a energia de 20% dos disparos efetuados e apresentou maior integridade após o ensaio, favorecendo-o na seleção de material.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar a influência causada pela variação de fração volumétrica de tecido de cânhamo em 40 e 50% vol. em matriz epóxi, a partir da visualização de um comportamento exponencial do aumento da energia de impacto e resistência à tração observadas.
- Estudar a influência de outras matrizes termofixas nas frações estudadas e sugeridas.
- Analisar a performance balística utilizando projétil 7,62 mm.
- Utilizar reforço híbrido com tecido de cânhamo na matriz epóxi em diferentes proporções volumétricas
- Estudar o comportamento balístico de uma blindagem multicamada com camada intermediária de compósito de matriz epóxi reforçada com tecido de cânhamo com diferentes frações volumétricas.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *ASTM D3039*: Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials. West Conshohocken, PA, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *ASTM D256*: Standard test methods for determining the izod pendulum impact resistance of plastics. West Conshohocken, PA, 2018.

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. *Ciência e engenharia dos materiais*. [S.l.]: Cengage Learning, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *NBR 15000*: Blindagens para impactos balísticos-classificação e critérios de avaliação. Rio de Janeiro, 2005.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *NBR 10591*: Materiais têxteis-determinação da gramatura de superfícies têxteis. Rio de Janeiro, 2008.

AZWA, Z.; YOUSIF, B. Characteristics of kenaf fibre/epoxy composites subjected to thermal degradation. *Polymer degradation and stability*, v. 98, n. 12, p. 2752–2759, 2013.

BELLA, G. D.; FIORE, V.; GALTIERI, G.; BORSELLINO, C.; VALENZA, A. Effects of natural fibres reinforcement in lime plasters (kenaf and sisal vs. polypropylene). *Construction and Building Materials*, Elsevier, v. 58, p. 159–165, 2014.

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

BOCCARUSSO, L.; CARRINO, L.; DURANTE, M.; FORMISANO, A.; LANGELLA, A.; MINUTOLO, F. M. C. Hemp fabric/epoxy composites manufactured by infusion process: Improvement of fire properties promoted by ammonium polyphosphate. *Composites Part B: Engineering*, v. 89, p. 117–126, 2016.

BOGOEVA-GACEVA, G.; AVELLA, M.; MALINCONICO, M.; BUZAROVSKA, A.; GROZDANOV, A.; GENTILE, G.; ERRICO, M. Natural fiber eco-composites. *Polymer composites*, Wiley Online Library, v. 28, n. 1, p. 98–107, 2007.

BRAGA, F. d. O.; BOLZAN, L. T.; JR, É. P. L.; MONTEIRO, S. N. Performance of natural curaua fiber-reinforced polyester composites under 7.62 mm bullet impact as a stand-alone ballistic armor. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 6, n. 4, p. 323–328, 2017.

BÜRGER, D.; FARIA, A. R. D.; ALMEIDA, S. F. D.; MELO, F. C. D.; DONADON, M. V. Ballistic impact simulation of an armour-piercing projectile on hybrid ceramic/fiber reinforced composite armours. *International Journal of Impact Engineering*, v. 43, p. 63–77, 2012.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. *Materials science and engineering: an introduction*. [S.l.]: Wiley New York, 2018. v. 9.

CANDIDO, V. S.; SILVA, A. C. R. da; SIMONASSI, N. T.; LUZ, F. S. da; MONTEIRO, S. N. Toughness of polyester matrix composites reinforced with sugarcane bagasse fibers evaluated by charpy impact tests. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 6, n. 4, p. 334–338, 2017.

CAVE, I. X-ray measurement of microfibril angle. *Forest Prod J*, v. 16, p. 37–42, 1966.

COOPER, G.; GOTTS, P. Ballistic protection. In: _____. *Ballistic trauma*. [S.l.]: Springer, 2005. p. 67–90.

COSTA, U. O.; NASCIMENTO, L. F. C.; GARCIA, J. M.; BEZERRA, W. B. A.; MONTEIRO, S. N. Evaluation of izod impact and bend properties of epoxy composites reinforced with mallow fibers. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 1, p. 373–382, 2020.

CRISTALDI, G.; LATTERI, A.; RECCA, G.; CICALA, G. Composites based on natural fibre fabrics. *Woven fabric engineering*, InTech, v. 17, p. 317–342, 2010.

DEMOSTHENES, L. C. d. C.; NASCIMENTO, L. F. C.; MONTEIRO, S. N.; COSTA, U. O.; FILHO, F. da C. G.; LUZ, F. S. da; OLIVEIRA, M. S.; RAMOS, F. J. H. T. V.; PEREIRA, A. C.; BRAGA, F. O. Thermal and structural characterization of buriti fibers and their relevance in fabric reinforced composites. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 1, p. 115–123, 2020.

DENARI, G. B.; CAVALHEIRO, E. Princípios e aplicações de análise térmica. *São Carlos: IQSC*, p. 40, 2012.

FARUK, O.; BLEDZKI, A. K.; FINK, H.-P.; SAIN, M. Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010. *Progress in polymer science*, v. 37, n. 11, p. 1552–1596, 2012.

FINK, J. K. *Reactive polymers: fundamentals and applications: a concise guide to industrial polymers*. [S.l.]: William Andrew, 2017.

FUQUA, M. A.; HUO, S.; ULVEN, C. A. Natural fiber reinforced composites. *Polymer Reviews*, Taylor & Francis, v. 52, n. 3, p. 259–320, 2012.

GARCIA, F. d. C.; LUZ, F. S. da; OLIVEIRA, M. S.; PEREIRA, A. C.; COSTA, U. O.; MONTEIRO, S. N. Thermal behavior of graphene oxide-coated piassava fiber and their epoxy composites. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020.

GARCIA, F. D. C.; OLIVEIRA, M. S.; PEREIRA, A. C.; NASCIMENTO, L. F. C.; MATHEUS, J. R. G.; MONTEIRO, S. N. Ballistic behavior of epoxy matrix composites reinforced with piassava fiber against high energy ammunition. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019.

GHOLAMPOUR, A.; OZBAKKALOGLU, T. A review of natural fiber composites: Properties, modification and processing techniques, characterization, applications. *Journal of Materials Science*, Springer, p. 1–64, 2020.

GIBSON, G. Epoxy resins. In: _____. *Brydson's Plastics Materials*. [S.l.: s.n.], 2017. p. 773–797.

GOPINATH, G.; ZHENG, J.; BATRA, R. Effect of matrix on ballistic performance of soft body armor. *Composite Structures*, v. 94, n. 9, p. 2690–2696, 2012.

GÜVEN, O.; MONTEIRO, S. N.; MOURA, E. A.; DRELICH, J. W. Re-emerging field of lignocellulosic fiber–polymer composites and ionizing radiation technology in their formulation. *Polymer Reviews*, Taylor & Francis, v. 56, n. 4, p. 702–736, 2016.

HASAN, K.; HORVÁTH, P. G.; ALPÁR, T. Potential natural fiber polymeric nanobiocomposites: A review. *Polymers*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 12, n. 5, p. 1072, 2020.

HOLBERY, J.; HOUSTON, D. Natural-fiber-reinforced polymer composites in automotive applications. *Jom*, Springer, v. 58, n. 11, p. 80–86, 2006.

HORNE, M. R. Bast fibres: hemp cultivation and production. In: _____. *Handbook of Natural Fibres*. [S.l.: s.n.], 2020. p. 163–196.

HOSUR, M.; VAIDYA, U.; ULVEN, C.; JEELANI, S. Performance of stitched/unstitched woven carbon/epoxy composites under high velocity impact loading. *Composite Structures*, v. 64, n. 3-4, p. 455–466, 2004.

INGRAO, C.; GIUDICE, A. L.; BACENETTI, J.; TRICASE, C.; DOTELLI, G.; FIALA, M.; SIRACUSA, V.; MBOHWA, C. Energy and environmental assessment of industrial hemp for building applications: A review. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, v. 51, p. 29–42, 2015.

ISHAK, M.; SAPUAN, S.; LEMAN, Z.; RAHMAN, M.; ANWAR, U. Characterization of sugar palm (arenga pinnata) fibres: tensile and thermal properties. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, Akadémiai Kiadó, co-published with Springer Science+ Business Media BV . . . , v. 109, n. 2, p. 981–989, 2012.

JANKAUSKIENĖ, Z.; BUTKUTĖ, B.; GRUZDEVIENĖ, E.; CESEVIČIENĖ, J.; FERNANDO, A. L. Chemical composition and physical properties of dew-and water-retted hemp fibers. *Industrial Crops and Products*, v. 75, p. 206–211, 2015.

JIRAWATTANASOMKUL, T.; UEDA, T.; LIKITLERSUANG, S.; ZHANG, D.; HANWIBOONWAT, N.; WUTTIWANNASAK, N.; HORSANGCHAI, K. Effect of natural fibre reinforced polymers on confined compressive strength of concrete. *Construction and Building Materials*, v. 223, p. 156–164, 2019.

JOHN, M. J.; THOMAS, S. Biofibres and biocomposites. *Carbohydrate polymers*, v. 71, n. 3, p. 343–364, 2008.

KUMAR, R.; HAQ, M. I. U.; RAINA, A.; ANAND, A. Industrial applications of natural fibre-reinforced polymer composites–challenges and opportunities. *International Journal of Sustainable Engineering*, Taylor & Francis, v. 12, n. 3, p. 212–220, 2019.

LAIBLE, R. *Ballistic materials and penetration mechanics*. [S.l.: s.n.], 2012. v. 5.

LIU, M.; FERNANDO, D.; DANIEL, G.; MADSEN, B.; MEYER, A. S.; ALE, M. T.; THYGESEN, A. Effect of harvest time and field retting duration on the chemical composition, morphology and mechanical properties of hemp fibers. *Industrial Crops and Products*, v. 69, p. 29–39, 2015.

LIU, M.; THYGESEN, A.; SUMMERSCALES, J.; MEYER, A. S. Targeted pre-treatment of hemp bast fibres for optimal performance in biocomposite materials: A review. *Industrial crops and products*, v. 108, p. 660–683, 2017.

LOKENSGARD, E. *Industrial plastics: theory and applications*. [S.l.]: Cengage Learning, 2016.

LUBIN, G. *Handbook of composites*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2013.

LUZ, F. S.; FILHO, F. d. C. G.; DEMOSTHENES, L. C. d. C.; OLIVEIRA, M. S.; COSTA, U. O.; BEZERRA, W. B. A.; PEREIRA, A. C.; MONTEIRO, S. N. Avaliação da absorção de energia do compósito de matriz epóxi reforçada com fibra de tucum por meio de impacto izod e impacto balístico de munição .22. In: *74º Congresso Anual da ABM*. São Paulo: ABM, 2019. (Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração), p. 1456–1463.

LUZ, F. S. da. *Avaliação do comportamento balístico de blindagem multicamada com compósito de epóxi reforçado com fibra de juta*. 120 p. Mestrado em Ciência dos Materiais — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2014.

MAJEED, K.; JAWAID, M.; HASSAN, A.; BAKAR, A. A.; KHALIL, H. A.; SALEMA, A.; INUWA, I. Potential materials for food packaging from nanoclay/natural fibres filled hybrid composites. *Materials & Design*, Elsevier, v. 46, p. 391–410, 2013.

MANAIA, J. P.; MANAIA, A. T.; RODRIGES, L. Industrial hemp fibers: An overview. *Fibers*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 7, n. 12, p. 106, 2019.

MARROT, L.; LEFEUVRE, A.; PONTOIRE, B.; BOURMAUD, A.; BALEY, C. Analysis of the hemp fiber mechanical properties and their scattering (fedora 17). *Industrial Crops and Products*, v. 51, p. 317–327, 2013.

MENEZES, G. W.; MONTEIRO, S. N.; ALMEIDA, D.; NETO, N.; SOUZA, H. de et al. Análise térmica da resina epóxi dgeba/teta para formulações diferentes da razão estequiométrica. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 1, n. 1, p. 12, 2004.

MISHRA, S.; TRIPATHY, S.; MISRA, M.; MOHANTY, A.; NAYAK, S. Novel eco-friendly biocomposites: biofiber reinforced biodegradable polyester amide composites—fabrication and properties evaluation. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 21, n. 1, p. 55–70, 2002.

MISNON, M.; ISLAM, M.; EPAARACHCHI, J.; LAU, K. Analyses of woven hemp fabric characteristics for composite reinforcement. *Materials & Design (1980-2015)*, v. 66, p. 82–92, 2015.

MONTEIRO, S. N.; CALADO, V.; MARGEM, F. M.; RODRIGUEZ, R. J. Thermogravimetric stability behavior of less common lignocellulosic fibers-a review. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 1, n. 3, p. 189–199, 2012.

MONTEIRO, S. N.; MARGEM, F. M.; LOIOLA, R. L.; ASSIS, F. S. de; OLIVEIRA, M. P. Characterization of banana fibers functional groups by infrared spectroscopy. In: TRANS TECH PUBL. *Materials Science Forum*. [S.l.], 2014. v. 775, p. 250–254.

MORYE, S.; HINE, P.; DUCKETT, R.; CARR, D.; WARD, I. Modelling of the energy absorption by polymer composites upon ballistic impact. *Composites science and technology*, v. 60, n. 14, p. 2631–2642, 2000.

NASCIMENTO, L. F. C.; MONTEIRO, S. N.; SANTOS, J. L. dos; COSTA, U. O.; DEMOSTHENES, L. C. da C. Evaluation of the absorbed energy and velocity limits of reinforced epoxy composites with mallow natural fibers used in ballistic protection. In: *Green Materials Engineering*. [S.l.]: Springer, 2019. p. 185–192.

NEVES, A. C. C.; ROHEN, L. A.; MANTOVANI, D. P.; CARVALHO, J. P.; VIEIRA, C. M. F.; LOPES, F. P.; SIMONASSI, N. T.; LUZ, F. S. da; MONTEIRO, S. N. Comparative mechanical properties between biocomposites of epoxy and polyester matrices reinforced by hemp fiber. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 2, p. 1296–1304, 2020.

NIJ STANDARDS. *NIJ 0101.04*: Ballistic resistance of law enforcement and corrections standards and testing program. [S.l.], 2000.

O'CONNOR, P.; KLEYNER, A. *Practical reliability engineering*. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2012.

OLIVEIRA, M. S.; FILHO, F. da C. G.; PEREIRA, A. C.; NUNES, L. F.; LUZ, F. S. da; BRAGA, F. de O.; COLORADO, H. A.; MONTEIRO, S. N. Ballistic performance and statistical evaluation of multilayered armor with epoxy-fique fabric composites using the weibull analysis. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 8, n. 6, p. 5899–5908, 2019.

PAKARINEN, A.; ZHANG, J.; BROCK, T.; MAIJALA, P.; VIIKARI, L. Enzymatic accessibility of fiber hemp is enhanced by enzymatic or chemical removal of pectin. *Bioresource technology*, v. 107, p. 275–281, 2012.

PANAITESCU, D. M.; NICOLAE, C. A.; VULUGA, Z.; VITELARU, C.; SANPOREAN, C. G.; ZAHARIA, C.; FLOREA, D.; VASILIEVICI, G. Influence of hemp fibers with modified surface on polypropylene composites. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*, v. 37, p. 137–146, 2016.

PEÇAS, P.; CARVALHO, H.; SALMAN, H.; LEITE, M. Natural fibre composites and their applications: a review. *Journal of Composites Science*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 2, n. 4, p. 66, 2018.

PEREIRA, A. C.; ASSIS, F. S. de; FILHO, F. da C. G.; OLIVEIRA, M. S.; DEMOSTHENES, L. C. da C.; LOPERA, H. A. C.; MONTEIRO, S. N. Ballistic performance of multilayered armor with intermediate polyester composite reinforced with fique natural fabric and fibers. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 8, n. 5, p. 4221–4226, 2019.

POTLURI, R.; KRISHNA, N. C. Potential and applications of green composites in industrial space. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 22, p. 2041–2048, 2020.

RAFIQUE, I.; KAUSAR, A.; ANWAR, Z.; MUHAMMAD, B. Exploration of epoxy resins, hardening systems, and epoxy/carbon nanotube composite designed for high performance materials: A review. *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, Taylor & Francis, v. 55, n. 3, p. 312–333, 2016.

RATNA, D. Handbook of thermoset resins; smithers, rapra. *Technology: London, UK*, 2009.

REIS, J. Fracture and flexural characterization of natural fiber-reinforced polymer concrete. *Construction and building materials*, v. 20, n. 9, p. 673–678, 2006.

SÁEZ-PÉREZ, M.; BRÜMMER, M.; DURÁN-SUÁREZ, J. A review of the factors affecting the properties and performance of hemp aggregate concretes. *Journal of Building Engineering*, p. 101323, 2020.

SAHU, P.; GUPTA, M. Sisal (agave sisalana) fibre and its polymer-based composites: a review on current developments. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 36, n. 24, p. 1759–1780, 2017.

SALENTIJN, E. M.; ZHANG, Q.; AMADUCCI, S.; YANG, M.; TRINDADE, L. M. New developments in fiber hemp (cannabis sativa l.) breeding. *Industrial crops and products*, v. 68, p. 32–41, 2015.

SANCHEZ, E.; CAVANI, C. S.; LEAL, C. V.; SANCHEZ, C. G. Compósito de resina de poliéster insaturado com bagaço de cana-de-açúcar: influência do tratamento das fibras nas propriedades. *Polímeros*, SciELO Brasil, v. 20, n. 3, p. 194–200, 2010.

SANJAY, M.; MADHU, P.; JAWAID, M.; SENTHAMARAIKANNAN, P.; SENTHIL, S.; PRADEEP, S. Characterization and properties of natural fiber polymer composites: A comprehensive review. *Journal of Cleaner Production*, Elsevier, v. 172, p. 566–581, 2018.

SATYANARAYANA, K. G.; ARIZAGA, G. G.; WYPYCH, F. Biodegradable composites based on lignocellulosic fibers—an overview. *Progress in polymer science*, v. 34, n. 9, p. 982–1021, 2009.

SEGAL, L.; CREELY, J.; JR, A. M.; CONRAD, C. An empirical method for estimating the degree of crystallinity of native cellulose using the x-ray diffractometer. *Textile research journal*, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 29, n. 10, p. 786–794, 1959.

SHAHZAD, A. Hemp fiber and its composites–a review. *Journal of Composite Materials*, Sage Publications Sage UK: London, England, v. 46, n. 8, p. 973–986, 2012.

SINGH, J.; KUMAR, M.; KUMAR, S.; MOHAPATRA, S. Properties of glass-fiber hybrid composites: a review. *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, Taylor & Francis, v. 56, n. 5, p. 455–469, 2017.

SONG, Y. S.; LEE, J. T.; JI, D. S.; KIM, M. W.; LEE, S. H.; YOUN, J. R. Viscoelastic and thermal behavior of woven hemp fiber reinforced poly (lactic acid) composites. *Composites Part B: Engineering*, v. 43, n. 3, p. 856–860, 2012.

THOMAS, S.; PAUL, S.; POTHAN, L.; DEEPA, B. Natural fibres: structure, properties and applications. In: _____. *Cellulose fibers: bio-and nano-polymer composites*. [S.l.]: Springer, 2011. p. 3–42.

TOWNSEND, T. World natural fibre production and employment. In: _____. *Handbook of Natural Fibres*. [S.l.: s.n.], 2020. p. 15–36.

VELDE, K. Van de; KIEKENS, P. Wettability of natural fibres used as reinforcement for composites. *Die Angewandte Makromolekulare Chemie*, Wiley Online Library, v. 272, n. 1, p. 87–93, 1999.

VERMA, D.; JAIN, S.; ZHANG, X.; GOPE, P. C. *Green approaches to biocomposite materials science and engineering*. [S.l.]: IGI Global, 2016.

YAMAMOTO, H. Method of determining the mean microfibril angle of wood over a wide range by the improved cave's method. *Mokuzai Gakkaishi*, v. 39, p. 375–381, 1993.

YOUSSEF, A. M.; EL-SAYED, S. M. Bionanocomposites materials for food packaging applications: Concepts and future outlook. *Carbohydrate polymers*, Elsevier, v. 193, p. 19–27, 2018.

ZHANG, J.; ZHANG, H.; ZHANG, J. Evaluation of liquid ammonia treatment on surface characteristics of hemp fiber. *Cellulose*, Springer, v. 21, n. 1, p. 569–579, 2014.

ZHANG, Z.; CAI, S.; LI, Y.; WANG, Z.; LONG, Y.; YU, T.; SHEN, Y. High performances of plant fiber reinforced composites—a new insight from hierarchical microstructures. *Composites Science and Technology*, Elsevier, p. 108151, 2020.

ZIELONKA, D. M.; KIRAGA, Ł.; KOZŁOWSKI, R. M. Medical potential of cannabis: an overview. In: _____. *Handbook of Natural Fibres*. [S.l.: s.n.], 2020. p. 419–448.

ZUKAS, J.; T, N.; HF, S.; LB, G.; DR, C. *Impact Dynamics*. New York: John Wiley & Sons, 1982.